

121  
24



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA  
DE MEXICO**

**FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES  
CUAUTITLAN - UNAM**

**RELACIONES ENTRE LAS VELOCIDADES DE ENFRIAMIENTO EN  
BARRAS REDONDAS Y EN PROBETAS JOMINY EN LAS  
CONDICIONES EXISTENTES EN LABORATORIO DE TECNOLOGIA  
DE MATERIALES**

**TESIS**

**QUE PARA OBTENER EL TITULO DE**

**INGENIERO MECANICO ELECTRICISTA**

**PRESENTA**

**MARCOS SILVA DELGADILLO**

**DIRECTOR DE TESIS**

**ING. FELIPE DIAZ DEL CASTILLO RODRIGUEZ**

**TESIS CON  
FALLA DE ORIGEN**

**CUAUTITLAN IZCALLI, EDO. DE MEX. 1996**

**TESIS CON  
FALLA DE ORIGEN**



Universidad Nacional  
Autónoma de México



**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  
AVENIDA DE  
MEXICO

FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES CUAUTITLAN  
UNIDAD DE LA ADMINISTRACION ESCOLAR  
DEPARTAMENTO DE EXAMENES PROFESIONALES

ASUNTO: VOTOS APROBATORIOS

DR. JAIME KELLER TORRES  
DIRECTOR DE LA FES-CUAUTITLAN  
P R E S E N T E .

AT'NI: Ing. Rafael Rodríguez Ceballos  
Jefe del Departamento de Exámenes  
Profesionales de la F.E.S. - C.

Con base en el art. 28 del Reglamento General de Exámenes, nos permitimos comunicar a usted que revisamos la TESIS TITULADA:

Relaciones entre las velocidades de enfriamiento en barras  
redondas y en probetas Jominy en las condiciones existentes  
en laboratorio de Tecnología de Materiales

que presenta el pasante: Silva Delgadillo Marcos  
con número de cuenta: 8962141-7 para obtener el TITULO de:  
Ingeniero Mecánico Electricista .

Considerando que dicha tesis reúne los requisitos necesarios para ser discutida en el EXAMEN PROFESIONAL correspondiente, otorgamos nuestro VOTO APROBATORIO.

A T E N T A M E N T E .

"POR MI RAZA HABLARA EL ESPIRITU"

Cuatitlán Izcalli, Edo. de Méx., a 9 de Agosto de 1996

PRESIDENTE Ing. Soledad Alvarado Martínez

VOCAL Ing. Enrique Cortés González

SECRETARIO Ing. Felipe Díaz del Castillo Rodríguez

PRIMER SUPLENTE Ing. Jesús García Lira

SEGUNDO SUPLENTE Ing. Ma. del Pilar Zepeda Moreno

## EL VIEJO Y LA MUERTE

Entre montes, por áspero camino,  
tropezando con una y otra peña,  
iba un Viejo cargado con su leña,  
maldiciendo su mísero destino.

Al fin cayó, y viéndose de suerte  
que apenas levantarse ya podía,  
llamaba con colérica porfía  
una, dos y tres veces a la Muerte.  
Armada de guadaña, en esqueleto,  
la parca se le ofrece en aquel punto;  
pero el Viejo, temiendo ser difunto,  
lleno más de terror que de respeto,  
trémulo le decía y balbuciente:  
"Yo... señora..., os llamé desesperado;  
pero..." "Acaba; ¿qué quieres, desdichado?"  
"que me cargues la leña solamente."

Tenga paciencia quien se cree infelice;  
que aún en la situación más lamentable  
es la vida del hombre siempre amable:  
el Viejo de la leña nos lo dice.

A LA UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA  
DE MEXICO:

POR HABERNOS DADO LA OPORTUNIDAD DE PERTENECER  
A LA MAXIMA CASA DE ESTUDIOS

A LA FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES  
"CUAUTITLAN":

POR SER EL PILAR EN NUESTRA FORMACION  
PROFESIONAL.

A MI ASESOR:  
ING. FELIPE DIAZ DEL CASTILLO RODRIGUEZ

UN SINCERO AGRADECIMIENTO POR LOS CONOCIMIENTOS,  
EXPERIENCIAS Y TIEMPO QUE DEDICO EN LA  
ELABORACION DE NUESTRA TESIS.

A MIS PADRES:

COMO UN TESTIMONIO DE ETERNO AGRADECIMIENTO, POR  
TODO SU APOYO QUE DESDE SIEMPRE ME BRINDARON Y  
CON EL CUAL HE LOGRADO TERMINAR MI CARRERA  
PROFESIONAL QUE ES PARA MI LA MEJOR DE LAS  
HERENCIAS.

SR. HILARIO SILVA GUARNEROS.  
SRA. IRMA DELGADILLO RAMIREZ.

A MIS HERMANOS:

CON QUIENES DESEO COMPARTIR LA ALEGRIA Y  
SATISFACCION DE UNA META ALCANZADA.

MAURICIO

ROCIO

BEATRIZ

LUCIANA

SANDRA

A MAURICIO SILVA DELGADILLO:

AGRADECIENDO SU INCONDICIONAL APOYO Y A QUIEN LE  
DESEO CON SINCERO APRECIO LA MEJOR DE LAS SUERTES.

*A MIS ABUELTOS:*

*POR SUS ENSEÑANZAS Y EXPERIENCIAS TRANSMITIDAS:*

*SR. YGNACIO SILVA MENDOZA.  
SRA. ASENCION GUARNEROS SECUATL.*

*SR. ROBERTO DELGADILLO LOPEZ.  
SRA. MERCEDES RAMIREZ HERNANDEZ*

*AL INGENTERO FRANCISCO SILVA GUARNEROS:*

*POR TODO SU APOYO EN LA REDACCION DE ESTA  
INVESTIGACION  
ESPERANDO QUE TODO LO EMPRENDIDO SE REALICE LO  
MAS SATISFACTORIAMENTE POSIBLE.*

*ATENTAMENTE:  
MARCOS SILVA DELGADILLO.*

## INDICE

1 INTRODUCCION.	1
2 ANTECEDENTES (DIAGRAMA HIERRO - CARBURO DE HIERRO)	2
2.1 SOLIDIFICACION DE LOS METALES PUROS.	2
2.2 NUCLEACION HOMOGENEA.	4
2.3 NUCLEACION HETEROGENEA.	5
2.4 CRECIMIENTO.	6
2.5 CURVAS DE ENFRIAMIENTO.	8
2.6 SOLUCIONES SOLIDAS Y ENDURECIMIENTO.	12
2.7 SOLUBILIDAD Y SOLUCIONES SOLIDAS.	12
2.8 DIAGRAMA DE FASES ISOMORFOS Y LA SOLIDIFICACION.	13
2.9 EL HIERRO.	14
2.10 DIAGRAMA HIERRO CARBURO DE HIERRO.	15
2.11 GENERALIDADES SOBRE LA SOLUBILIDAD DE LOS METALES.	20
2.12 DESIGNACION DE LOS CONSTITUYENTES ESTRUCTURALES DE LAS ALEACIONES HIERRO - CARBONO.	22
3 DIAGRAMA TEMPERATURA - TIEMPO - TRANSFORMACION.	23
3.1 METODOS UTILIZADOS PARA LA DETERMINACION DE LA CURVA T. T. T. EN LOS ACEROS.	23
3.2 ACEROS HIPO E HIPEREUTECTOIDES.	31
3.3 CONSTITUYENTES MICROSCOPICOS QUE APARECEN EN LAS TRANSFORMACIONES ISOTERMICAS DE LA AUSTENITA.	33
3.4 ZONA SUPERIOR.	35
3.5 FERRITA.	35
3.6 ZONA INTERMEDIA.	37
3.7 ZONA INFERIOR.	38
3.8 AVANCE DE LA TRANSFORMACION DE LA AUSTENITA.	39
3.9 FACTORES QUE MODIFICAN EL DIAGRAMA DE LAS	

TRANSFORMACIONES ISOTERMICAS DE LA AUSTENITA.	42
3.10 RELACION ENTRE LAS TRANSFORMACIONES DE LA AUSTENITA EN LOS ENFRIAMIENTOS CONTINUOS Y LAS TRANSFORMACIONES A TEMPERATURA CONSTANTE.	44
4 TRATAMIENTOS TERMICOS APLICABLES A LOS ACEROS.	45
4.1 INFLUENCIA DE DIVERSOS FACTORES EN EL TEMPLE DE LOS ACEROS.	45
4.2 INFLUENCIA DE LA COMPOSICION.	46
4.3 INFLUENCIA DEL TAMAÑO DE GRANO.	46
4.4 INFLUENCIA DEL TAMAÑO DE LAS PIEZAS.	47
4.5 INFLUENCIA DEL MEDIO DE ENFRIAMIENTO.	49
4.6 CARACTERISTICAS DE LOS PROCESOS DE ENFRIAMIENTO EN EL TEMPLE DE LOS ACEROS.	51
4.7 MEDIOS DE ENFRIAMIENTO MAS EMPLEADOS EN EL TEMPLE DE LOS ACEROS.	55
4.8 TEMPLE DE LOS ACEROS.	61
4.9 REVENIDO DEL ACERO TEMPLADO.	64
4.10 RECOCIDO DE LOS ACEROS.	65
4.11 NORMALIZADO DE LOS ACEROS.	67
5 PRUEBA JOMINY.	68
5.1 CURVAS JOMINY.	72
5.2 BANDAS DE TEMPLABILIDAD.	74
5.3 DETERMINACION DEL DIAMETRO CRITICO IDEAL DE UN ACERO POR MEDIO DEL ENSAYO JOMINY.	77
6 OBTENCION DE LAS RELACIONES ENTRE LAS VELOCIDADES DE ENFRIAMIENTO.	78
7 DISCUSION DE RESULTADOS.	112
8 CONCLUSIONES.	115
9 BIBLIOGRAFIA.	117

El objetivo de la investigación, es obtener las relaciones entre las velocidades de enfriamiento de un acero 4140, templado en diferentes medios, en las condiciones existentes en el laboratorio de tecnología de materiales, de la F. E. S. Cuautitlán.

Durante la experimentación obtuvimos gráficas reales entre las velocidades de enfriamiento en barras redondas estándar de 1/2", 1", 1 1/2", 2" y en probetas Jominy.

Hasta ahora, todos los estudios realizados que se mencionan en los textos no se pueden reproducir en cualquier lugar, con la precisión que nos indican las gráficas mostradas, debido al costo de las instalaciones y más aún, los medios en los cuales se temple como pueden ser fluidos estándar, por ejemplo un aceite SAE - 40, agua agitada a una velocidad conocida o aire a temperatura y presión controlada, tienen variaciones considerables que afectan los resultados finales del temple.

La investigación estuvo enfocada a obtener datos y gráficas comparables a los que nos muestran los textos, pero al más bajo costo y con los parámetros controlados o conocidos, por lo anterior se experimento el temple en las sustancias mencionadas en el ejemplo antes citado, obteniendo durezas muy parecidas a las dadas en los textos, esto es, para el temple al aceite, para el temple en agua y al aire no se obtuvieron los resultados esperados, esto quiere decir que no se tuvieron las condiciones propicias ni las sustancias de temple a condiciones controladas.

Realizamos temple a barras redondas en diferentes medios, seccionamos las probetas para obtener relaciones entre la dureza y profundidad del temple, y así comparar los valores obtenidos con los de las probetas Jominy, obteniendo a partir de estos resultados las velocidades de enfriamiento para cada medio templante.

## 2 ANTECEDENTES (DIAGRAMA HIERRO-CARBURO DE HIERRO)

Casi todos los metales y aleaciones, en cierto momento de su proceso, se encuentran en estado líquido, el cual al solidificarse toma ciertas características que dependen de su velocidad de enfriamiento. El material puede ser utilizado tal como se solidifica, o procesarse posteriormente mediante trabajo mecánico (trabajo en frío o trabajo en caliente) o tratarse térmicamente.

Las estructuras producidas durante la solidificación afectan las propiedades mecánicas e influyen en el tipo de procesamiento subsecuente necesario para lograr las propiedades finales. En los metales puros, el tamaño de grano y la forma pueden controlarse por medio de la solidificación.

Las propiedades mecánicas también pueden ser controladas por la adición de átomos sustitucionales e intersticiales, los cuales interfieren en el movimiento de las dislocaciones.

Estos defectos puntuales originan el endurecimiento del material por solución sólida sin embargo, los defectos puntuales cambian también la composición del material e influyen en el comportamiento de la solidificación.

Finalmente, la adición de elementos de aleación puede causar que se formen dos o más fases en la microestructura. El límite entre las fases es una superficie en la cual el ordenamiento atómico no es perfecto, por lo que el límite interfiere con el movimiento de las dislocaciones.

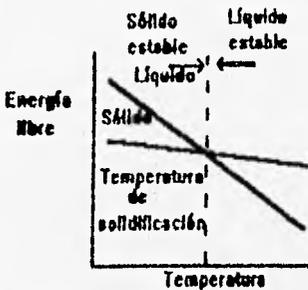
Varios de los mecanismos por los que se produce una mezcla de fases involucran al proceso de solidificación.

### 2.1 SOLIDIFICACION DE LOS METALES PUROS

La solidificación requiere de dos pasos: NUCLEACION Y CRECIMIENTO.

La nucleación ocurre cuando una pequeña partícula sólida se forma dentro del líquido. El crecimiento del sólido ocurre cuando los átomos del líquido se unen al sólido diminuto hasta que se acabe el líquido. Se espera que un material solidifique cuando el líquido se enfite por debajo de la temperatura de solidificación del mismo.

Cuando esto ocurre, la energía asociada con la estructura cristalina del sólido es progresivamente menor que la energía del líquido, haciendo cada vez más estable el sólido conforme la temperatura se hace menor, (fig. 2.0).



**Figura 2.0 .** Energía libre volumétrica en función de la temperatura de un metal puro. A una temperatura inferior a la de solidificación, el sólido tiene una energía libre menor y es estable.

El crecimiento de una pequeña partícula sólida, llamada embrión, requiere de un incremento en la energía libre. Si el embrión no alcanza un tamaño crítico en un tiempo dado, en lugar de crecer se vuelve a fundir, causando un decremento en la energía libre y el metal permanece líquido. Puesto que el líquido se encuentra presente por debajo de la temperatura de solidificación en equilibrio, está subenfriado.

El subenfriamiento es la temperatura de solidificación en equilibrio menos la temperatura real del líquido. La nucleación no ha ocurrido y el crecimiento no puede iniciarse, aunque la temperatura este por debajo de la temperatura de solidificación en equilibrio.

Cuando el embrión crece hasta formar una partícula sólida grande, la energía libre disminuye. El sólido es estable, la nucleación a ocurrido y el crecimiento de la partícula sólida, que ahora se llama núcleo, se inicia.

La nucleación ocurre sólo cuando un número suficiente de átomos se agrupa espontáneamente para producir un sólido con un radio mayor que el radio crítico  $r^*$ , correspondiente al máximo en la curva de energía libre total.

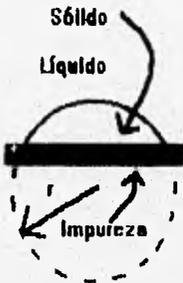
## 2.2 NUCLEACION HOMOGENEA.

Cuando el líquido se enfría bastante por debajo de la temperatura de solidificación en equilibrio, hay una probabilidad mayor de que los átomos se reúnan para formar un embrión de radio mayor que el radio crítico. Además hay una mayor diferencia de energía libre volumétrica entre el líquido y el sólido, la cual reduce el tamaño crítico del núcleo.

La nucleación homogénea ocurre cuando el subenfriamiento se hace lo suficientemente grande para permitir que el embrión exceda el tamaño crítico.

A excepción de los experimentos de laboratorio, la nucleación homogénea rara vez ocurre en los metales líquidos. En lugar de ello, las impurezas que están en contacto con el líquido, ya sea suspendidas en él o en las paredes del recipiente, proporcionan una superficie en donde se puede formar el sólido, (fig. 2.1).

Ahora se obtiene un radio de curvatura mayor que el radio crítico con muy poca superficie entre el sólido y el líquido. Sólo unos cuantos átomos se necesitan reunir para producir una partícula sólida con el radio requerido, y en consecuencia se necesita menor subenfriamiento para lograr el tamaño crítico. La nucleación en la superficie de las impurezas es conocida como nucleación heterogénea. Todos los metales y aleaciones de uso en ingeniería se nuclean heterogéneamente durante la solidificación.

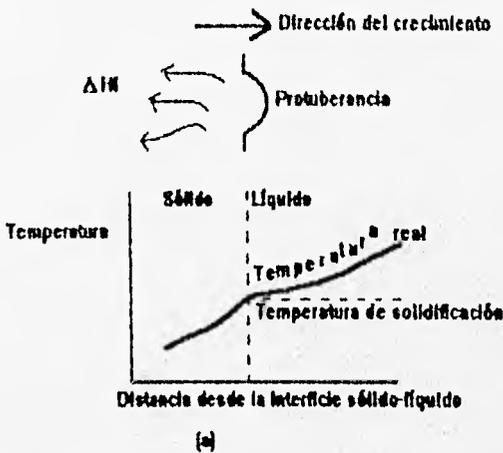


**Figura 2.1.- Un sólido que se forma sobre una impureza puede adquirir el radio crítico con un menor incremento en la energía superficial. Así, la nucleación heterogénea puede darse con subenfriamientos relativamente bajos.**

Algunas veces se introducen intencionalmente impurezas en el líquido. Tales prácticas en los metales son llamadas **refinamiento de grano** o **inoculación**.

Una vez que se ha formado el núcleo sólido, el crecimiento ocurre cuando los átomos se asocian a la superficie sólida. En los metales puros, el crecimiento depende de la forma en que se extrae el calor del sistema sólido-líquido. Se deben liberar dos tipos de calor: el calor específico del líquido y el calor latente de fusión.

Figura 2.2 (a) El crecimiento planar ocurre cuando la temperatura del líquido está por encima de la temperatura de solidificación.



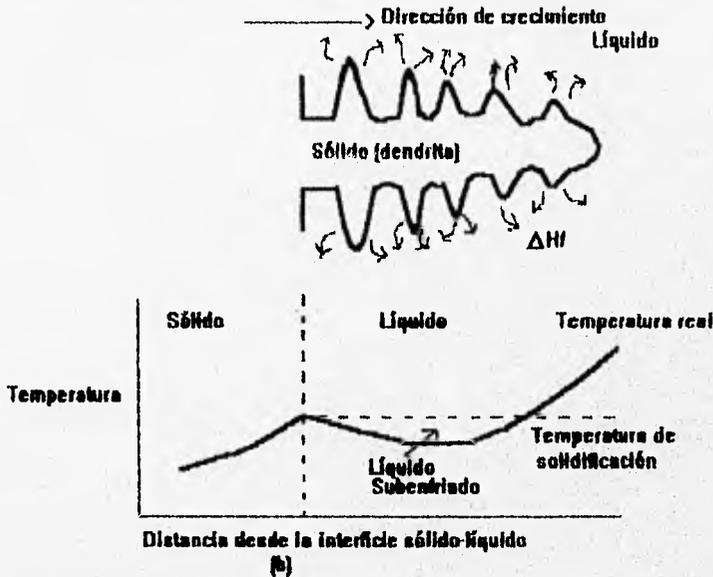
**El calor específico:** es el calor requerido para cambiar en un grado de temperatura de una masa unitaria de material. El calor específico debe eliminarse primero, usualmente, por conducción hacia el molde, hasta que el líquido se enfría a la temperatura de solidificación.

**El calor latente de fusión:** que presenta la energía generada cuando la estructura líquida en desorden se transforma en una estructura cristalina más estable, debe eliminarse de la interfaz sólido-líquido antes de que se complete la solidificación. La manera en la cual se libera el calor latente de fusión determina el mecanismo de crecimiento y la estructura final.

Cuando el líquido inoculado se enfría lentamente bajo condiciones de equilibrio, la temperatura del metal líquido es mayor que la temperatura de solidificación. El calor latente de fusión puede eliminarse solamente por conducción desde la interficie sólido-líquido hacia los alrededores sólidos.

Cualquier pequeña protuberancia que empieza a crecer en la interficie es rodeada por metal líquido que esta a una temperatura superior de solidificación. (fig. 2.2a).

Figura 2.2 (b) El crecimiento dendrítico ocurre cuando la temperatura del líquido en la interficie sólido-líquido es menor que la temperatura de solidificación.



El crecimiento de la protuberancia se detiene entonces hasta que el resto de la interficie la alcanza. Este mecanismo, conocido como crecimiento planar, ocurre por el movimiento de una interficie sólido-líquido gradual hacia el líquido.

Sin embargo, cuando la nucleación no es grande, el líquido puede subenfriarse a una temperatura inferior a la de solidificación. (fig. 2.2b). En estas condiciones, una pequeña protuberancia sólida llamada dendrita se forma en la interficie y empieza a crecer. Conforme crece la dendrita sólida, el calor latente de fusión es conducido hacia el líquido subenfriado, Elevando la temperatura del líquido hacia la temperatura de solidificación.

También se pueden formar brazos secundarios y terciarios en los troncos primarios de la dendrita para acelerar la evolución del calor latente. El crecimiento dendrítico continúa hasta que el líquido subenfriado se calienta hasta la temperatura de solidificación. Cualquier líquido remanente se solidifica entonces por crecimiento planar.

En los metales puros, el crecimiento dendrítico representa normalmente sólo una pequeña fracción del crecimiento total.

## 2.5 CURVAS DE ENFRIAMIENTO.

El estudio realizado hasta aquí puede resumirse analizando una curva de enfriamiento, que indica cómo se cambia la temperatura del metal en el tiempo, (fig. 2.3).

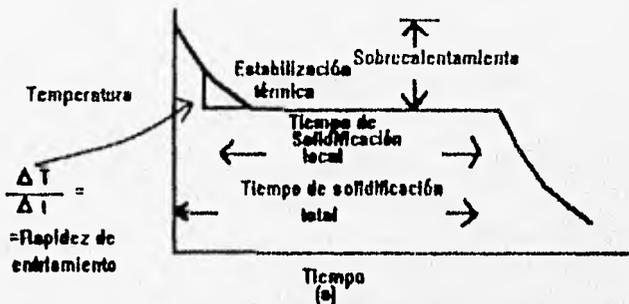
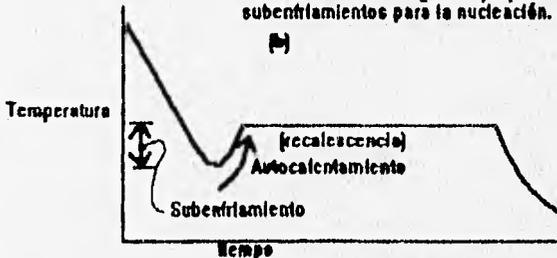


Figura 2.3 - Curvas de enfriamiento para (parte a) líquidos que nuclean sin subenfriamiento, (parte b) líquidos que requieren subenfriamientos para la nucleación.



El metal líquido se vierte en un molde a la temperatura de vaciado. La diferencia entre la temperatura y la temperatura de solidificación es el sobrecalentamiento.

El metal líquido se enfría cuando el calor específico del líquido es liberado por el molde; La pendiente de la curva de enfriamiento antes de que inicie la solidificación es la rapidez de enfriamiento  $\Delta T/\Delta t$ .

Si en el metal líquido están presentes núcleos heterogéneos efectivos, la solidificación se inicia a la temperatura de cambio al estado sólido, [como se muestra en la figura (2.3a)].

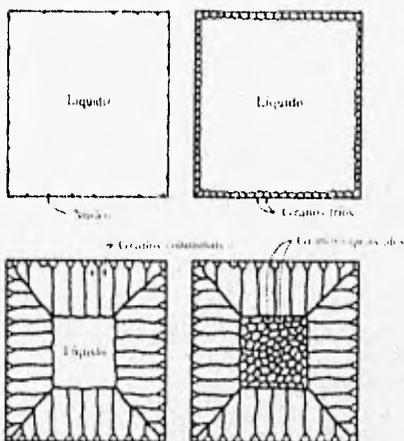
figura 2.4 Desarrollo de la macroestructura de una pieza fundida durante la solidificación.

(a) Se inicia la nucleación.

(b) Se forma la zona fría.

(c) El crecimiento preferencial produce la zona columnar.

(d) La nucleación adicional crea la zona equiaxial.



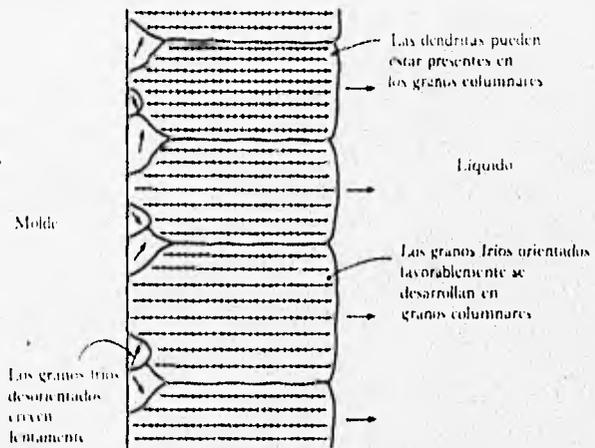
Se produce una estabilización térmica ó meseta, debido a la generación de calor latente de fusión. El calor mantiene al líquido remanente a la temperatura de solidificación hasta que todo el líquido se ha solidificado y no puede generarse más calor. El crecimiento bajo estas condiciones es de tipo planar. El tiempo total de la solidificación de la fundición es el tiempo requerido para liberar tanto el calor del líquido sobrecalentado como el del calor latente de fusión. Esto se mide a partir del tiempo de vaciado hasta que se completa la solidificación. El tiempo de solidificación local es el tiempo requerido para eliminar solamente el calor latente de fusión en un sitio particular de la fundición y se mide desde que se inicia la solidificación hasta que se completa.

Si se desarrolla subenfriamiento debido a la escasa nucleación, la curva cae por debajo de la temperatura de solidificación, [como se muestra en la figura 2.3b]. Después de que finalmente nuclea el sólido, ocurre el crecimiento dendrítico. Sin embargo, el calor latente es absorbido por el líquido subenfriado, elevando de nuevo la temperatura hasta la solidificación. Este fenómeno es conocido como Autocalentamiento (o recalcencia).

Después de que eleva la temperatura del líquido restante hasta la temperatura de solidificación, ocurre una estabilización térmica hasta que la solidificación se concluye mediante crecimiento planar.

Macroestructura: Como resultado del proceso de solidificación, la fundición desarrolla una macroestructura que puede constar hasta de 3 partes. (fig. 2.4).

Figura 2.5 El crecimiento competitivo de los granos en la zona fría provoca que sólo los granos con orientación favorable se desarrollen como granos columnares.



**La zona fría:** Es una banda estrecha de granos orientados aleatoriamente en la superficie de la fundición. El metal que está en la pared del molde es el primero en enfriarse a una temperatura igual o menor a la de la solidificación. La pared del molde proporciona también muchas superficies en las que puede ocurrir la nucleación heterogénea. Por esto, innumerables granos empiezan a nuclearse y crecer en toda la pared del molde.

La zona columnar contiene granos alargados orientados en una dirección cristalográfica particular. Conforme el molde del material libera calor de la fundición, los granos en la zona fría empiezan a crecer en la dirección opuesta al flujo de calor, o de las áreas más frías a las más calientes de la fundición. Los granos crecen más rápidamente en ciertas direcciones cristalográficas. En los metales con una estructura cristalina cúbica, los granos en la zona fría que tienen una dirección  $\langle 100 \rangle$  perpendicular a la pared del molde, crecen más rápidamente que otros granos orientados menos favorablemente. (fig. 2.5).

Al final los granos en la zona columnar tienen direcciones  $\langle 100 \rangle$ , paralelas entre sí.

Proporcionando a la zona columnar propiedades anisotrópicas \*\*. Los granos pueden estar compuestos de muchas dendritas si el líquido está originalmente subenfriado, o puede proceder la solidificación por crecimiento planar de los granos columnares si no ha ocurrido subenfriamiento.

A menudo se forma una zona equiaxial<sup>2</sup> en el centro de la fundición. La zona equiaxial contiene granos nuevos orientados aleatoriamente, originados a menudo por la baja temperatura de vaciado, elementos de aleación, agentes inoculantes o refinadores de grano.

Tales granos son relativamente redondos y equiaxiales, con una orientación aleatoria e impiden el crecimiento de los granos columnares. La formación de la zona equiaxial ocasiona que tal porción de la fundición presente un comportamiento isotrópico.<sup>3</sup>

\*\* Anisotropía: Característica de tener propiedades distintas en direcciones diferentes.

<sup>2</sup> Zona equiaxial: región formada por granos orientados aleatoriamente en el centro de la fundición como resultado de nucleación generalizada.

<sup>3</sup> Isotropía: Característica de tener las mismas propiedades en todas direcciones.

Los materiales puros tienen muchas aplicaciones en ingeniería, con frecuencia, particularmente, cuando se requieren mejores propiedades mecánicas, se utilizan aleaciones o mezclas de materiales. Existen dos tipos de aleaciones de una fase o unifásicas y de varias fases o multifásicas.

**Fase:** Una fase tiene las siguientes características:

- a) La misma estructura y ordenamiento atómico en todo el material.
- b) Una fase tiene en general la misma composición y propiedades.
- c) Hay una interficie definida entre la fase y cualesquiera otras fases circundantes.

Por ejemplo: se puede encerrar un bloque de hielo en una cámara con cierto vacío. El hielo empezaría a fundirse y, adicionalmente puede evaporarse algo de agua. Bajo estas condiciones tendríamos tres fases coexistiendo  $H_2O$  sólida, líquida y gaseosa. Cada una de estas formas de  $H_2O$  es una forma distinta; cada una tiene un ordenamiento atómico único, propiedades únicas y un límite definido entre cada forma. En este caso las fases tienen una composición idéntica, pero esto no es suficiente para poder denominar unifásico a todo el sistema.

Se podría combinar agua (una fase) y alcohol (una segunda fase). Sólo se produce una fase. El vaso contiene una solución de agua y alcohol que tiene una estructura, propiedades y una composición únicas. El agua y el alcohol desarrollan una solubilidad ilimitada -sin importar la proporción de agua y alcohol, sólo se produce una fase al mezclarlos.

Cuando se añade una pequeña cantidad de sal (una fase) al agua (una segunda fase) y agitamos, la sal se disuelve completamente en el agua. Se presenta una sola fase: agua salada o salina. Sin embargo, si se añade demasiada sal al agua, la sal excedente se precipita

en el fondo del vaso. Ahora tenemos dos fases: Agua saturada de sal y sal sólida excedente. La sal tiene una solubilidad limitada en el agua.

En el caso extremo, puede no haber solubilidad de un material en otro. este es el caso del aceite en el agua.

Para que un sistema de aleación, tenga solubilidad sólida ilimitada, deben satisfacerse ciertas condiciones. Estas son conocidas como reglas de Hume-Rothery y son las siguientes:

1.- Los átomos de los metales deben ser de tamaño similar, con no más de un 15% de diferencia en el radio atómico, para minimizar la deformación de la red.

2.- Los metales deben tener la misma estructura cristalina.

3.- Los átomos de los metales deben tener la misma valencia y electronegatividad similares; de otra manera se fomenta la formación de compuestos.

Las condiciones de Hume-Rothery deben cumplirse, pero no son necesariamente suficientes para que dos metales tengan una solubilidad sólida ilimitada.

## 2.8 DIAGRAMA DE FASES ISOMORFOS Y LA SOLIDIFICACION

Un *diagrama de fases* muestra las fases y sus composiciones en cualquier combinación de temperatura y composición de la aleación. Cuando en una aleación están presentes sólo dos elementos, se puede construir un diagrama de fases binario. simple isomorfo, es decir con una sola fase sólida, esta fase sólida se designa mediante la letra griega minúscula, como  $\alpha$ .

**Fases presentes:** suele ser interesante saber cuales son las fases que se encuentran presentes en una aleación a una temperatura determinada. si se planea hacer una fundición, se debe asegurar que todo el metal esté inicialmente líquido; Si se planea tratar térmicamente una pieza de aleación, debe asegurarse de que no se formen líquidos durante el proceso. El diagrama de fases puede considerarse como un mapa de caminos; Si se conocen las coordenadas -temperatura y composición de la aleación- se pueden determinar mediante estas coordenadas la composición de las fases que se encuentran presentes.

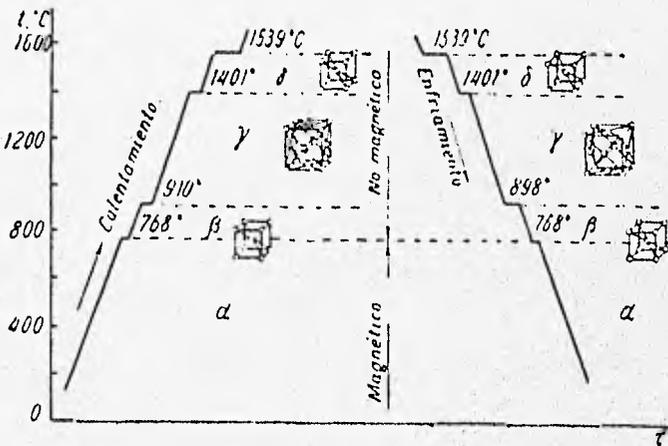
Antes de estudiar el diagrama hierro carburo de hierro, es muy importante, conocer las propiedades del hierro, principal componente del acero.

## 2.9

## EL HIERRO.

El hierro es un metal de color blanco plateado. El hierro más puro, que puede obtenerse en la actualidad, contiene 99,99% de Fe. Los hierros que se emplean en la técnica contienen 99,8% a 99,9% de Fe. La temperatura de fusión del hierro es de 1539°C.

El hierro es conocido en sus modificaciones alotrópicas  $\alpha$  y  $\gamma$ . El hierro  $\alpha$  existe a temperaturas inferiores a 910°C y superiores a 1401°C (fig. 2.6); en el intervalo de temperaturas de 1401°C a 1539°C el hierro existe en forma  $\gamma$ .



(Fig. 2.6) Curvas de calentamiento y enfriamiento del hierro.

La red cristalina del hierro  $\alpha$  tiene la forma de un cubo centrado con un periodo de la red de 0,2860 Nm (2,860 angstrom). A una temperatura inferior a 768°C el hierro es magnético (ferromagnético). El punto crítico (768°C), correspondiente a la transformación magnética, es decir, a la pérdida de las propiedades magnéticas, se denomina punto de Curie y se

designa por  $A_{T2}$  (durante el enfriamiento) y por  $A_{C2}$  (durante el calentamiento). El hierro, a temperaturas superiores al punto de Curie, es decir, el hierro no magnético de red cúbica centrada, se denomina hierro  $\beta$ .

Las propiedades magnéticas del hierro dependen fuertemente de su pureza. Para el hierro que contiene 99,8 a 99,9% Fe, la permeabilidad magnética  $\mu_{m\acute{a}x} = 650$  a  $1300$  H/m y la fuerza coercitiva  $H_C$  aproximadamente  $80$  A/m; para el hierro con 99,99% Fe la  $\mu_{m\acute{a}x} = 3500$  Hm y  $H_C = 2$  A/m. El hierro  $\alpha$  prácticamente no disuelve el carbono. La solubilidad máxima del carbono en el hierro  $\alpha$  es de 0,025% a una temperatura de  $723^\circ\text{C}$  y de 0,0025% a  $20^\circ\text{C}$ .

La solución sólida (intersticial) de carbono en el hierro  $\alpha$  se llama ferrita. Al microscopio la ferrita aparece en forma de granos polihédricos homogéneos.

La densidad del hierro  $\alpha$  en dependencia de la composición es de  $7,87$  g/cm. a  $7,88$  g/cm.

La solubilidad límite del carbono en el hierro  $\delta$  es de 0,1% a  $1490^\circ\text{C}$ . El hierro  $\gamma$  existe a temperaturas de  $910^\circ\text{C}$  a  $1401^\circ\text{C}$ .

El punto crítico de transformación  $\alpha \rightarrow \gamma$  o de  $\gamma \leftarrow \alpha$  a  $910^\circ\text{C}$  se designa respectivamente por  $A_{T3}$  (durante el enfriamiento) y por  $A_{C3}$  (durante el calentamiento). el punto crítico de transición  $\gamma \rightarrow \alpha$  o de  $\alpha \leftarrow \gamma$  a  $1401^\circ\text{C}$  se designa por  $A_{T4}$  en el caso de enfriamiento y por  $A_{C4}$  en el caso del calentamiento.

La red cristalina del hierro  $\gamma$  es un cubo de caras centradas con un período de red igual a  $0,359$  Nm a  $910^\circ\text{C}$  y de  $0,363$  Nm a  $1000^\circ\text{C}$ ; el hierro  $\gamma$  es débilmente magnético (paramagnético).

## 2.10 DIAGRAMA HIERRO CARBURO DE HIERRO.

En la fig. 2.7 El diagrama muestra la composición de fase y la estructura de las aleaciones con una concentración desde el hierro puro hasta la cementita con (6,67% C).

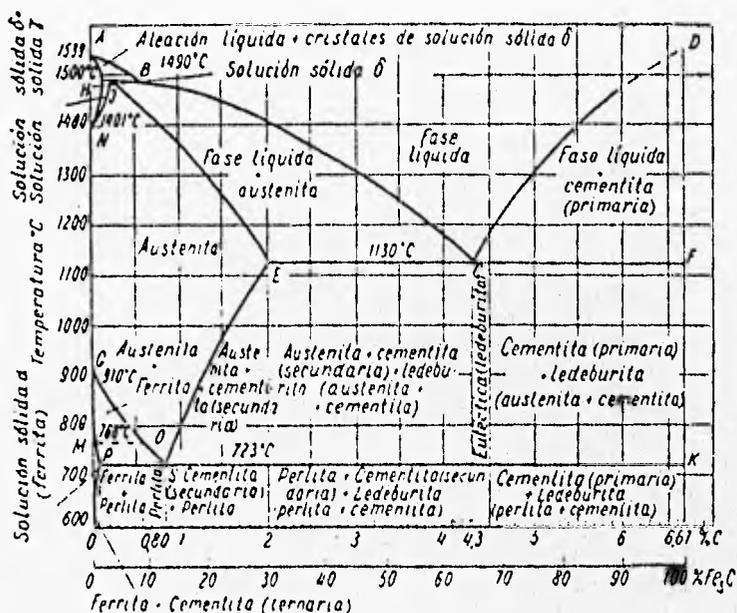


figura 2.7 Diagrama hierro carbono.

Es importante reconocer las partes del diagrama, para lo cual lo dividiremos inicialmente en aceros (El contenido de carbono de los aceros varía de 0,035% a 1,7%) y fundiciones (El contenido de carbono de las fundiciones varía de 1,71% hasta 6,67%).

El punto A (1539°C) en el diagrama corresponde a la temperatura de fusión del hierro puro, y el punto D (aproximadamente 1550°C) a la temperatura de fusión de la cementita  $Fe_3C$ . Los puntos N (1401°C) y G (910°C) corresponden a la transformación alótrópica del hierro  $\alpha$  en hierro  $\gamma$ . El punto E caracteriza la solubilidad límite del carbono en el hierro  $\gamma$  a la temperatura de 1130°C (2,0% C).

La composición de los cristales de hierro (con carburo de hierro en solución) es variable oscilando el contenido de carburo desde 0 hasta un máximo de 25,3% (1,7% de C). Estos cristales de hierro con pequeñas cantidades de carburo de hierro que se van precipitando a alta temperatura, se denominan cristales de austenita.

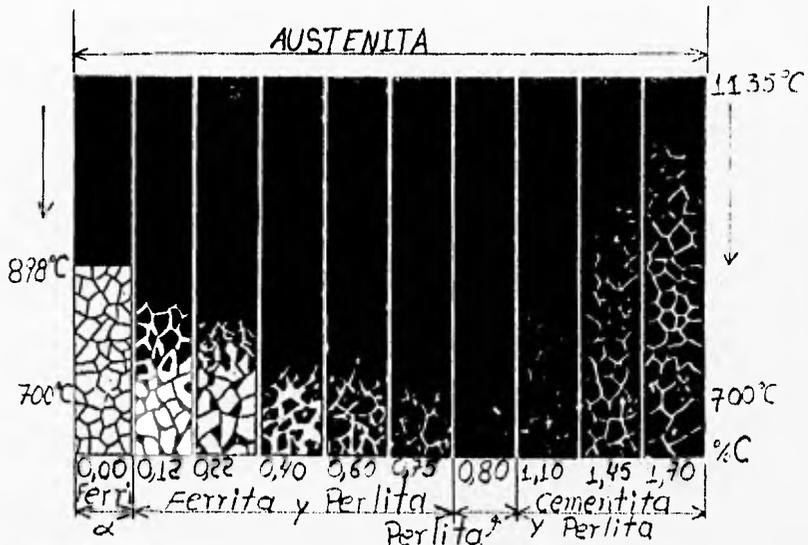


Figura 2.8 Descomposición de la austenita en otros constituyentes, en el proceso de enfriamiento de diversas aleaciones hierro-carbono.

Dedicando ahora especial atención a los aceros (menos de 1,7% de carbono), podemos observar en el proceso de enfriamiento que cuando la temperatura es inferior a 1145°C, todo el metal se encuentra ya en estado sólido, formando una masa homogénea de cristales de austenita.

Al continuar descendiendo lentamente la temperatura, ocurren otros fenómenos de recristalización que son para nosotros de gran interés. Al atravesar el metal sólido la zona de temperaturas, comprendidas entre 1145°C y 721°C, hay un desdoblamiento de sus cristales y aparecen nuevos constituyentes [fig. 2.8].

Aquí la austenita es sólida y los nuevos constituyentes también son sólidos. Este fenómeno de transformación de cristales, llama bastante la atención, ya que ocurre a pesar de la poca movilidad que tiene la materia en estado sólido, y por eso es un poco más difícil de comprender este fenómeno.

Aquí tenemos una solución de hierro y carburo de hierro (ferrita), cristales de carburo de hierro (cementita) y cristales de composición eutécticoide con 0,90% de carbono (perlita). En metalografía los cristales de hierro, generalmente se denominan cristales de ferrita, los de carburo de hierro reciben el nombre de cementita y a los cristales eutécticoide formados por un aglomerado, siempre de las mismas proporciones (aproximadamente seis partes de ferrita y una de cementita), se les llama cristales de perlita. En los últimos años se tiende a aceptar para la perlita  $C=0,80\%$  y para la austenita saturada  $C=2\%$ .

Se puede observar que si la austenita o el acero tienen más de 0,80% de carbono, al enfriarse lentamente aparecen primero algunos cristales de carburo de hierro de  $Fe_3C$ (cementita), mientras que si contienen menos de 0,80% de carbono se formarán primero cristales de hierro (ferrita), continuando en ambos casos esta precipitación mientras la composición del metal madre (austenita) se va empobreciendo en el constituyente que precipita y por fin cuando queda con una composición eutécticoide de 0,80% de C precipita toda la masa restante en cristales de esa composición.

A la temperatura ambiente, los constituyentes de estas aleaciones son, pues, la ferrita (hierro casi puro) y la cementita (carburo de hierro). El constituyente eutécticoide se llama perlita y está compuesto por láminas paralelas de ferrita y cementita (86,5% de ferrita y 13,5% de cementita).

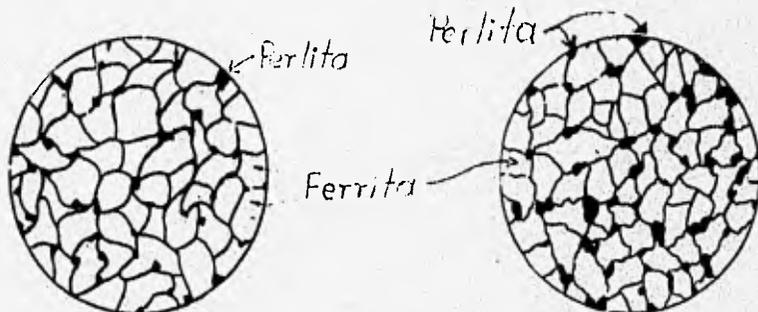


Figura 2.9 X 150  
0,10 % de Carbono.

Figura 2.10 X 150  
0,20 % de Carbono.

En las figuras 2.9 a 2.16 se pueden observar las microestructuras de los aceros al carbono enfriados lentamente. todas ellas contienen cantidades variables de ferrita, perlita y cementita según la composición.

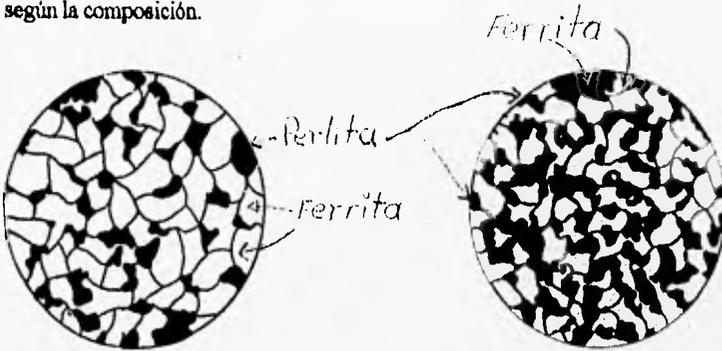


Figura 2.11 X 150  
0,30 % de Carbono.

Figura 2.12 X 150  
0,40 % de Carbono.

Al observar con pocos aumentos en el microscopio estos aceros después de ser atacados convenientemente, la ferrita y la cementita aparecen blancas y la perlita aparece oscura (fig. 2.9 a 2.16). en cambio, cuando se observan los cristales de perlita con muchos aumentos (más de 400), se ve que están compuestos por láminas negras de cementita y blancas de ferrita (fig. 2.15 y 2.17).



Figura 2.13 X 150  
0,50 % de Carbono.

Figura 2.14 X 150  
0,60 % de Carbono.

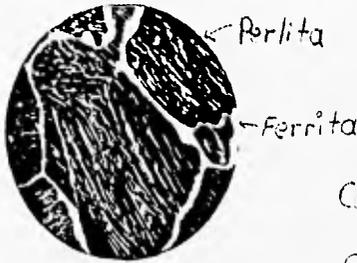


Figura 2.15 X 450  
0,75 % de Carbono.



Figura 2.16 X 250  
1,20 % de carbono.

Este aspecto oscuro de la cementita, diferente del blanco que antes hemos observado, es debido a un efecto de sombreado, originado por el relieve de las láminas de cementita que son mucho más duras que el fondo o matriz de ferrita.

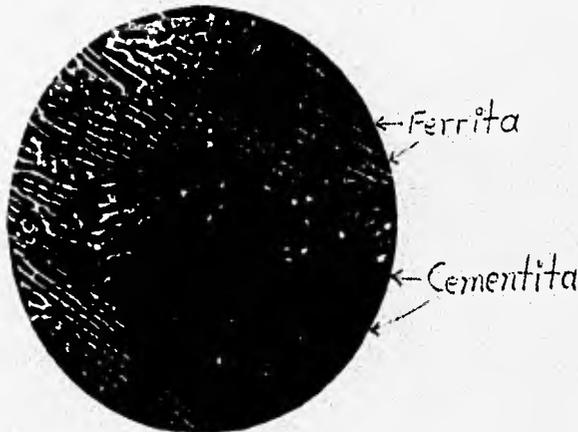


Figura 2.17 X 1500

Perlita gruesa. Formada por láminas de cementita (negra) y ferrita (blanca) (Vilella).

## 2.11 GENERALIDADES SOBRE LA SOLUBILIDAD DE LOS METALES.

En las aleaciones hierro-carbono se presentan diferentes casos.

La austenita, que es uno de los componentes que aparecen en la solidificación, Está compuesta por hierro y cantidades variables de carburo de hierro en solución. La solubilidad del hierro es máxima a 1145°C y entonces llega a contener la austenita 25,5% de carburo de hierro (1,7% de C).

Pero a temperaturas inferiores, esa solubilidad disminuye notablemente: a temperaturas un poco superiores a 721°C, admite en solución hasta 13,5% de carburo de hierro (0,80% de C), pero a 721°C desaparece casi totalmente esa solubilidad y a temperaturas inferiores a 721°C el carburo de hierro es prácticamente insoluble en el hierro. A temperaturas próximas, pero inferiores a 721°C, la solubilidad es de 0,035% de C, y luego, al descender la temperatura, disminuye todavía más y a la temperatura ambiente es casi nula (0,008%).

La figura 2.18 señala el porcentaje máximo de carbono o de carburo de hierro que es capaz de disolver el hierro a diferentes temperaturas.

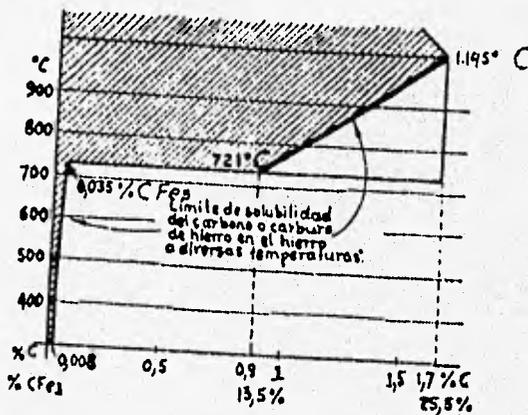


figura 2.18

Al hierro, que es capaz de disolver el carbono, se le llama hierro gamma. Hay otro estado alotrópico del hierro, que es el hierro alfa, que, en cambio, no disuelve más que cantidades pequeñísimas de carbono.

Por tanto, después del enfriamiento lento, por debajo de 721°C, el hierro o ferrita y el carburo de hierro o cementita, se pueden considerar totalmente insolubles uno en el otro.

Los aceros se presentan en su forma más elemental compuestos por hierro o ferrita y carburo de hierro o cementita. Como en algunas zonas la ferrita y cementita se agrupan en mezclas eutéctoides formando cristales de perlita, se puede decir también que los aceros están formados por ferrita y perlita, o cementita y perlita.

Resumiendo: En estado líquido, el hierro y el carburo de hierro son totalmente solubles uno en el otro, en estado sólido a temperaturas superiores a 721°C son parcialmente solubles, y a temperaturas inferiores a 721°C son prácticamente insolubles.

## 2.12 DESIGNACION DE LOS CONSTITUYENTES ESTRUCTURALES DE LAS ALEACIONES HIERRO-CARBONO.

Tipo de estructura	Designación
Cristales $\delta$ o solución sólida $\delta$ .	ninguna designación especial.
Solución sólida $\gamma$ .	Austenita.
Carburo de hierro $Fe_3C$ .	Cementita.
Cristales $\alpha$ o solución sólida $\alpha$ .	Ferrita.
Eutéctico (4,3 % de C).	Ledeburita.
Eutécticoide (0,8 % de C).	Perlita.

### 3

## DIAGRAMA TEMPERATURA - TIEMPO - TRANSFORMACION

Para el estudio de los tratamientos térmicos, principalmente el temple, el normalizado y recocido de los aceros, es muy interesante la representación gráfica ideada por Bain y Davenport, destacados metalurgistas de United States Steel Corporation Research Laboratory, llamada por unos curva <<S>>, debido a su forma característica, y por otros diagrama o curva T. T. T. (temperatura-tiempo-transformación) o también diagrama de transformaciones isotérmicas de la austenita, que señala, a diversas temperaturas, el tiempo necesario para que se inicie y complete la isotérmica transformación de la austenita en otros constituyentes.

Estas curvas se pueden determinar estudiando el proceso de transformación de la austenita a temperatura constante. Los ensayos se realizan con una serie de probetas de acero de pequeñas dimensiones que se calientan a una temperatura ligeramente superior a la crítica  $A_c$ . Luego se introducen rápidamente en un baño de sales o de metal fundido, consiguiéndose después de cierto tiempo de permanencia del acero a esa temperatura, la transformación de la austenita. El ensayo se completa efectuando otras experiencias en baños de sales o de metales fundidos, a temperaturas variables desde  $720^{\circ}\text{C}$ , hasta la temperatura ambiente.

### 3.1 METODOS UTILIZADOS PARA LA DETERMINACION DE LA CURVA

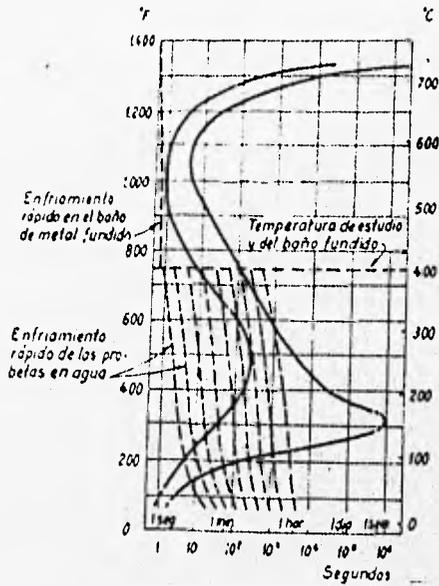
#### T. T. T. EN LOS ACEROS.

Para determinar la curva T. T. T. de los aceros se emplean principalmente dos métodos: el Metalográfico y el Dilatómetrico.

Si se emplea el método metalográfico primero se calientan las probetas, hasta llegar a alcanzar la temperatura de austenitización de toda la masa, se pasan al baño caliente de sales o plomo y a continuación se sacan las probetas del baño caliente en intervalos sucesivos de tiempo enfriándolas luego rápidamente en agua lo más fría posible como se muestra el

esquema del proceso de enfriamiento de las probetas para desarrollar el diagrama T. T. T. de la figura 3.0. Examinando luego las estructuras con ayuda del microscopio se puede conocer el porcentaje de austenita transformada y la clase de estructura obtenida en la transformación.

Figura 3.0 Esquema del proceso que se utiliza para determinar la curva T. T. T. de los aceros.



Por efecto del rápido enfriamiento, la austenita que estaba sin transformar, se convierte en martensita, y los constituyentes formados a alta temperatura por transformación isotérmica de un cierto porcentaje de austenita, se conservan después del rápido enfriamiento, en el mismo estado que tenían cuando fueron sacados del baño caliente. Examinando luego las muestras al microscopio (figuras 3.1 a 3.6), se pueden estudiar las estructuras obtenidas y conocer el tiempo necesario para que comience la transformación de la austenita, el que se necesita para que se transforme un 25 %, 50 %, 75 % y por fin para que la transformación sea total. En la figura 3.7, se ve el aspecto que tienen, a temperatura ambiente, los cristales de austenita de un acero de 18 % de Cr y 8 % de Ni.

Figura 3.1 A los 10 segundos no ha comenzado la transformación de la austenita. por efecto del rápido enfriamiento de la probeta en agua, aparece una estructura martensítica.

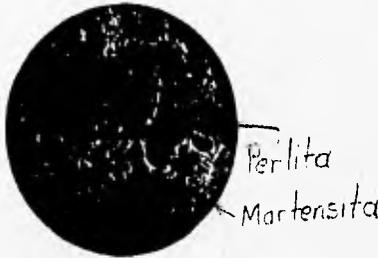


Figura 3.2 Comienza la transformación de austenita en perlita a los 5 minutos y 50 segundos.

Figura 3.3 Un 25 % de austenita se ha transformado en perlita, a los 19 minutos y 10 segundos.

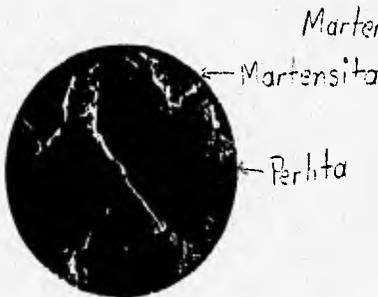
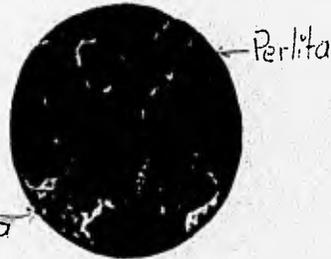


Figura 3.4 Se ha efectuado la transformación de un 50 % de austenita a los 22 minutos.

La determinación de la curva T. T. T. de los aceros, utilizando el método dilatométrico, se hace de la forma que explicamos a continuación. En la figura 3.8 se ve una instalación muy simple y muy empleada para estas determinaciones. El ensayo se comienza colocando la probeta del acero que se va a ensayar en el fondo de un tubo de cuarzo, provisto de una abertura lateral para que la transmisión del calor a la probeta de acero se haga rápidamente.

Todo el conjunto se introduce luego en un horno vertical, donde se calienta el acero a una temperatura ligeramente superior a la de austenitización. Las variaciones de longitud de la probeta se transmiten a un reloj micrométrico por medio de una varilla de cuarzo. Para evitar que el calor llegue al micrómetro, se coloca sobre la tapa del horno un anillo refrigerado interiormente por agua en circulación. Después de igualada la temperatura en la probeta de acero, se saca todo el conjunto y se introduce rápidamente en otro horno, también vertical, donde hay un baño de sales o plomo fundido, cuya temperatura es precisamente la que se ha fijado para estudiar la transformación de la austenita. Al descender la temperatura, el acero, de acuerdo con las leyes de dilatación y contracción térmica, se contrae. Luego, al cabo de un cierto tiempo, se inicia la dilatación de la probeta, que señala el principio de la transformación de la austenita, que termina al cesar esa dilatación.



Figura 3.5 Se ha transformado un 75 % de austenita, a los 24 minutos y 10 segundos

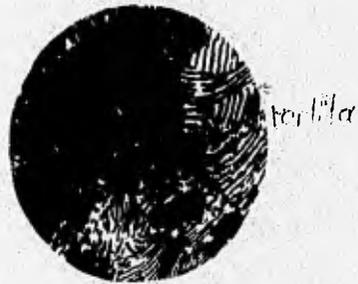


Figura 3.6 La transformación de la austenita en perlita es completa, a los 66 minutos y 40 segundos.

Registrando el ensayo en un gráfico en el que se señalan dilataciones y tiempos se obtienen curvas parecidas a la de la figura 3.9 que sirve para conocer, para cada temperatura de ensayo, el tiempo necesario para el principio y fin de la transformación.

Preparando otras curvas análogas para diversas temperaturas, se conocerán en cada una de ellas los puntos de comienzo y fin de las transformaciones que servirán para determinar la curva T. T. T. de las diferentes clases de los aceros.

Figura 3.7 Cristales de austenita en un acero de:  
Cr = 18 %; Ni=8 % (Vilella).

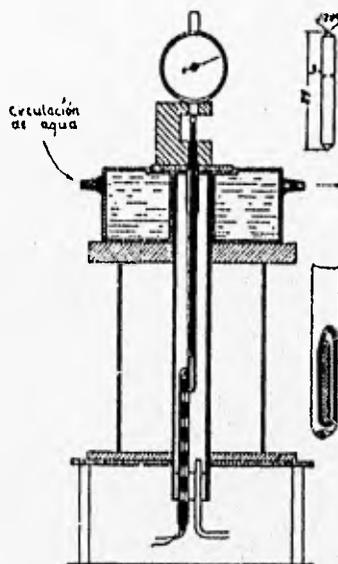


Las microestructuras de las figuras 3.1 a 3.6 corresponden a un acero de 0,90 % de carbono que ha servido para estudiar la transformación isotérmica de la austenita.

En la figura 3.1 todavía no ha comenzado la transformación, la figura 3.2 corresponden al comienzo de la transformación de los primeros cristales de perlita, que es producto obtenido al transformarse la austenita a 705°C. En la figura 3.3 se ve que, al cabo de 19 minutos y 10 segundos, existe ya un 25 % de perlita. El fondo blanco sobre el que destaca la perlita es martensita, que se ha obtenido al enfriarse rápidamente la parte de austenita que quedaba sin transformar, después de permanecer el acero a 705°C durante 19 minutos y 10 segundos. El avance de la transformación se observa en las figuras 3.4 y 3.5, y por fin en la figura 3.6 se ve que toda la austenita se ha transformado en perlita al cabo de 66 minutos y 40 segundos.

Si se hubiera empleado otra temperatura de ensayo, el proceso sería parecido, pero la duración sería distinta y también diferente la microestructura obtenida al final de la transformación.

Figura 3.8 Montaje del dilatómetro para estudiar la transformación isotérmica de la austenita



Empleando los procedimientos citados anteriormente, se puede determinar para cada temperatura el periodo de incubación, o sea, el tiempo necesario para que comience a efectuarse la transformación de la austenita y el tiempo que transcurre hasta que la transformación es completa.

Los resultados obtenidos en los ensayos, se llevan sobre un diagrama en el que en ordenadas se señalan temperaturas y en abscisas los tiempos en escala logarítmica.

De esta manera se obtienen dos curvas T. T. T. (figuras 3.10 y 3.11), de las cuales, la curva de la izquierda señala para cada temperatura el tiempo que tarda en comenzar la transformación, y la curva de la derecha el tiempo necesario para que toda la austenita quede transformada en otros constituyentes más estables.

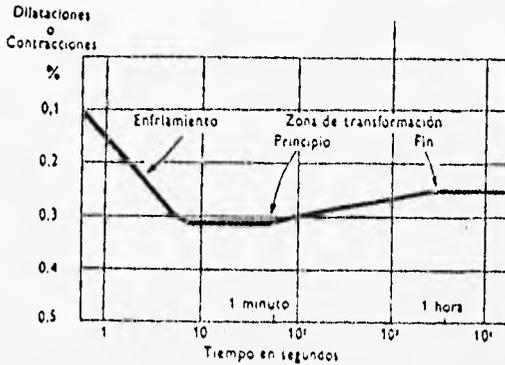


Figura 3.9 Diagrama que muestra las dilataciones o contracciones del acero con respecto al tiempo, empleados para la determinación de las curvas T. T. T. El enfriamiento de la probeta se hizo en baño de sales a 500°C.

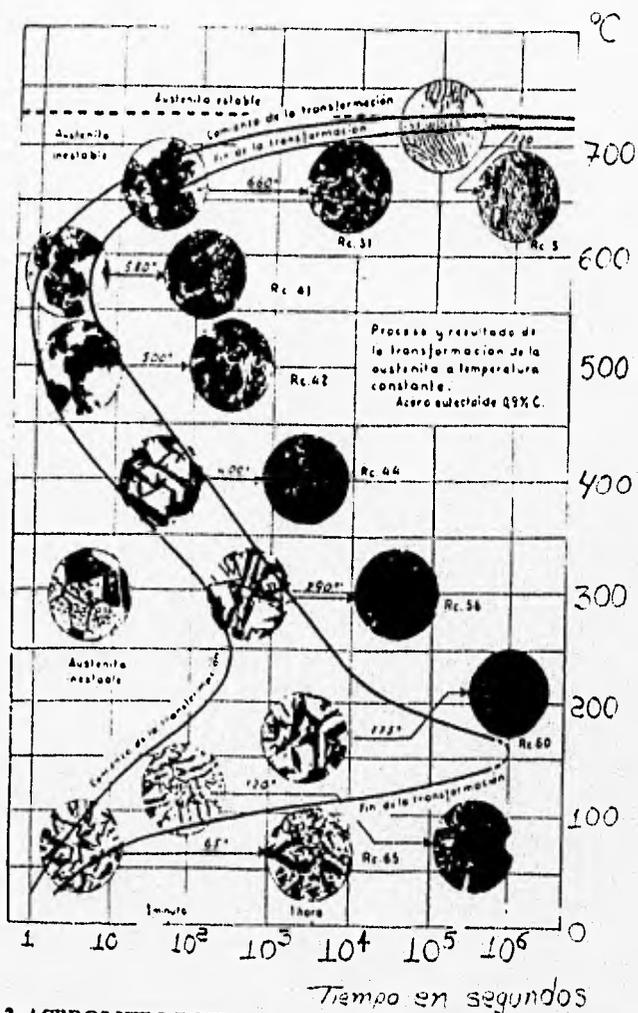
En el diagrama de transformación isotérmica del acero eutectoide, se señala una línea horizontal  $A_c$ , que limita la zona de estabilidad de la austenita. Siempre que el acero se encuentra a una temperatura superior a  $A_c$ , puede permanecer indefinidamente a esa temperatura sin que se inicie ningún cambio o transformación. En cambio, si se mantiene el acero a temperaturas inferiores, la austenita comienza a transformarse al cabo de cierto tiempo en otros constituyentes.

Nota: Los diagramas T.-T.-T. muestran lo que sucede en el enfriamiento sin equilibrio, en contraste con los diagramas de hierro-carburo de hierro para condiciones de equilibrio.

Diagrama T. T. T. para un acero eutectoide: Para un acero al carbono de 0,90% de C figuras 3.10 y 3.11, podemos observar que las temperaturas ligeramente inferiores a  $A_c$ , la austenita tiende a descomponerse en agregados de ferrita y cementita, como son la perlita gruesa y perlita fina. Cuando las temperaturas de transformación son próximas a  $A_c$ , la formación de perlita es muy lenta, comienza al cabo de varios minutos después de



Figura 3.11 Curva T. T. T. de un acero de 0,90 % de Carbono.



**3.2 ACEROS HIPO E HIPEREUTECTOIDES:** En los diagramas de transformación isotérmica de estos aceros, existen en la zona superior nuevas líneas de transformación, que no existían en el diagrama del acero eutectoide, situadas a la izquierda y encima de las ya

conocidas, que señalan el comienzo de la transformación de parte de la austenita en ferrita y cementita proeutectoide (figuras 3.12 y 3.13).

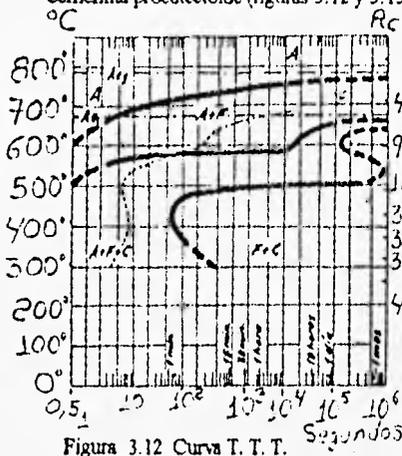


Figura 3.12 Curva T. T. T. Segundos

de un acero níquel-molibdeno de:  
 $C=0,16\%$ ,  $Ni=3,36\%$ ,  $Mo=0,19\%$ .

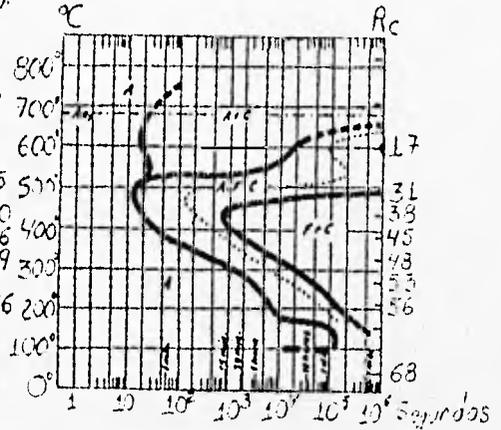


Figura 3.13 Curva T. T. T.

de un acero níquel-molibdeno de:  
 $C=0,97\%$ ,  $Ni=3,35\%$ ,  $Mo=0,20\%$ .

En ambos diagramas la línea  $Ac1$  limita la zona de estabilidad de la austenita y en todos los casos la transformación de la austenita en perlita se efectúa a temperaturas inferiores a  $Ac1$ .

En el diagrama de la figura 3.12 se ve que en los aceros hipoeutectoides a temperaturas comprendidas entre  $Ac3$  y  $Ac1$  la austenita puede transformarse únicamente en ferrita señalando en la línea superior del diagrama el tiempo necesario para que a cada temperatura se inicie esa transformación.

En la figura 3.13 observamos que en los aceros hipereutectoides a temperaturas superiores a  $Ac1$  se precipita cementita o carburos aleados según sea la clase del acero.

### 3.3 CONSTITUYENTES MICROSCOPICOS QUE APARECEN EN LAS TRANSFORMACIONES ISOTERMICAS DE LA AUSTENITA.

Existen en los diagramas isotérmicos de acuerdo con las teorías de H. Jolivet tres zonas principales: la superior, la intermedia y la inferior, caracterizada cada una de ellas por la forma de efectuarse la transformación.

La primera zona se halla en los diagramas, justo debajo de la línea AC; la inferior corresponde a la zona de formación de martensita, y la intermedia se halla en el intervalo comprendido entre las dos zonas citadas anteriormente.

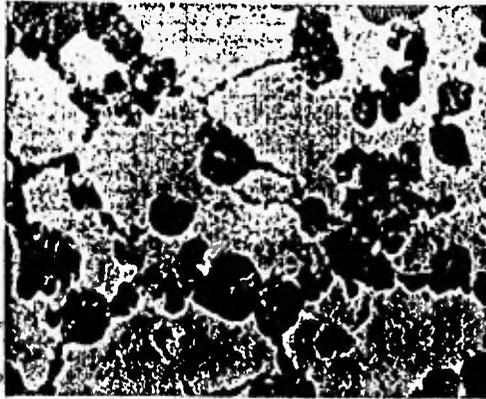
En la zona superior y probablemente también en la intermedia, los cristales que aparecen como consecuencia de la transformación de la austenita nacen y se desarrollan por formación de núcleos y posterior crecimiento de los mismos. Los gérmenes de cristalización brotan generalmente en los contornos de los cristales de austenita (fig. 3.14), ejerciendo las velocidades de nucleación y de crecimiento gran influencia en el proceso de formación de las nuevas estructuras. En la zona superior perlítica por ser la velocidad de nucleación o germinación lenta y la de crecimiento rápida, aparecen pocos cristales, que son además de estructura gruesa. En cambio, en la zona de la nariz del diagrama T. T. T. por ser la velocidad de nucleación muy rápida y la de crecimiento relativamente pequeña con relación a esa última, aparecen numerosos cristales poco desarrollados y muy finos.

En los aceros eutectoides la transformación de la austenita se inicia en las zonas superiores con la formación de núcleos o centros de cristalización (de ferrita o cementita), que sirven de base para el desarrollo y crecimiento de las nuevas estructuras; los constituyentes que se forman en ambas zonas, se diferencian entre sí porque en la zona superior los primeros núcleos o centros de cristalización que se forman son de cementita y en la segunda son de ferrita.

Figura 3.14 X 75

Nacimiento de cristales de tipo perlítico en los contornos de los primitivos cristales de austenita en un acero eutectoide.

Austenita →  
Perlita →



El comienzo de la formación de los cristales en la zona superior (perlita gruesa, perlita fina.), se inicia por la cristalización de finísimas láminas de cementita, junto a las que se forman otras de ferrita, continuando luego el nacimiento de sucesivas láminas de uno y otro constituyente. En esta zona de transformación, además de las estructuras clásicas ya conocidas, aparecen otras nuevas de tipo granular, que con el empleo de grandes aumentos han podido descubrirse recientemente.

En la zona intermedia (bainita), se inicia, primero la cristalización de las agujas de ferrita, junto a las que progresa luego el desarrollo de los otros constituyentes.

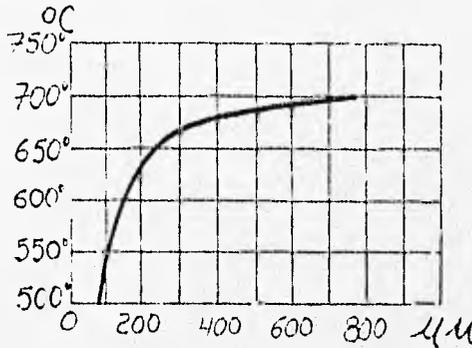
Estos procesos señalan marcados límites de nacimiento y desarrollo de los diversos constituyentes, aunque en realidad existe gran continuidad en la formación de las diversas estructuras, por lo que aparecen mezcladas unas con otras y algunas veces suele ser bastante difícil su identificación.

### 3.4

## ZONA SUPERIOR ESTRUCTURAS LAMINARES

Perlita.- El espesor de las láminas de la perlita es tanto mayor cuanto más elevada es la temperatura de transformación, disminuyendo su distancia interlaminar, aumentando la dureza y haciéndose la estructura cada vez más fina al descender la temperatura de formación (fig. 3.15).

Figura 3.15  
Variación de la  
distancia interlaminar  
de la perlita en función  
de su temperatura  
de formación.



Si la transformación se verifica a temperaturas inferiores, pero muy próximas a  $A_c$ , como la duración de la transformación es muy larga, la cementita no adopta la clásica disposición laminar, sino que se presenta en forma globular, sobre todo si se han empleado temperaturas de austenitización muy próximas al punto  $A_c$ .

### 3.5

## FERRITA.

En los aceros hipoeutectoides la transformación de la austenita se inicia por germinación y crecimiento de cristales de ferrita. En general, la cantidad de ferrita proeutectoide obtenida decrece al descender la temperatura de transformación y llega casi a cero en la nariz, lo cual equivale a decir que las estructuras laminares formadas a baja temperatura contienen menor porcentaje de carbono que las formadas a temperaturas más elevadas.

El crecimiento y desarrollo de los constituyentes en estos aceros es más complejo que en los eutectoides y se presentan dos procesos de formación diferente.

A temperaturas próximas a  $A_{c3}$  (fin de la austenitización), los cristales de ferrita nacen, como hemos explicado anteriormente en los bordes de los antiguos cristales de austenita y luego se ensanchan y se desarrollan a lo largo de las uniones de los granos (figura 3.16).

Cuando la austenita se transforma a temperaturas más bajas, el número de cristales de ferrita aumenta y su tamaño disminuye, y aunque siempre el crecimiento y desarrollo de los cristales se efectúa principalmente en la dirección de los planos cristalográficos, cuando la temperatura de formación es próxima a la de la nariz de la perlitita, se pueden ver también algunos cristales de ferrita dirigidos y orientados hacia el centro de los primitivos cristales de austenita.

Figura 3.16  
X 1000 Cristales de  
ferrita, desarrollados en la  
retícula de los primitivos  
cristales de austenita  
en un acero hipoeutectoide



El constituyente característico de esta zona es la bainita. Al principio, esta denominación se hizo extensiva a cualquier constituyente formado a temperaturas comprendidas entre 600°C y 250°C pero en la actualidad se agrupa a todos los constituyentes que aparecen en esa zona bajo la denominación de estructuras intermedias. Se llama bainita superior a la formada de 600°C a 450°C aproximadamente (fig. 3.17), y bainita inferior a la que se forma a más baja temperatura entre 250°C a 450°C, que tiene aspecto acicular más marcado y es más fina (figuras 3.18 y 3.19).



Figura 3.17 X 1500 Bainita superior de aspecto arborescente, obtenida por la parcial transformación de la austenita a 504°C. El fondo blanco es martensita.



Figura 3.18 X 2,500 Bainita inferior acicular, obtenida por la parcial transformación de un acero de 0,90 % de C, a 290°C. El fondo blanco es martensita.

Bainita Superior.- Está constituida por una serie de agujas de ferrita y cementita paralelas, de contorno más o menos arborescente (fig. 2.20 y 2.21).

Las agujas de ferrita actúan como centros de cristalización, desarrollándose junto a ellas y paralelamente otra serie de agujas separadas entre sí por un borde de cementita.



Figura 3.19 X 2,500 Bainita inferior, obtenida por transformación isotérmica de la austenita a 225°C. El fondo blanco es martensita.

Bainita inferior.- Al descender la temperatura de transformación de la austenita, se inicia en el contorno de la bainita una evolución desde el tipo arborescente al acicular. La estructura también se modifica gradualmente y llega a ser tan fina que no se puede apreciar más que con grandes ampliaciones. El aspecto acicular de las agujas se acentúa, decrece su tamaño y tienden a desarrollarse únicamente en determinadas direcciones (figuras 3.18 y 3.19).

### 3.7

### ZONA INFERIOR.

Cuando la austenita en el enfriamiento llega a una cierta temperatura que depende de la composición del acero y que generalmente se encuentra en la zona de 350°C a 50°C, se inicia la transformación en martensita.

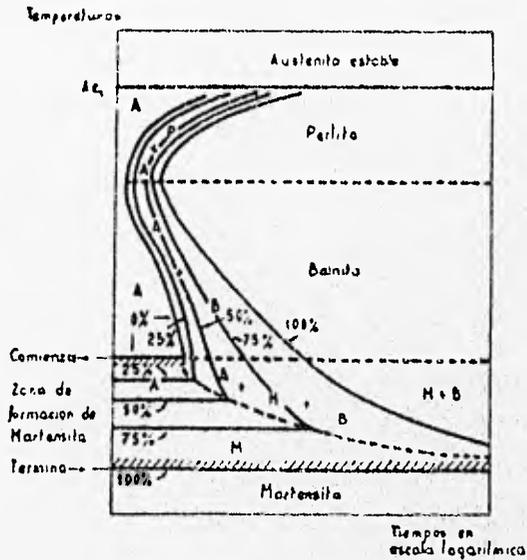
El proceso de formación de las agujas de martensita es completamente distinto de los citados anteriormente. Es casi instantáneo y no existen periodos de nucleación y crecimiento.

Hay un rapidísimo cambio de disposición de los planos atómicos de la austenita, transformándose la red cúbica de caras centradas del hierro gamma, en martensita de red tetragonal de cuerpo centrado, que contiene pequeñas cantidades de carbono en los espacios intersticiales.

### 3.8 AVANCE DE LA TRANSFORMACION DE LA AUSTENITA.

En la figura 3.20 se puede observar las diferentes líneas que señalan el avance de la transformación, gracias a las cuales se conoce cuándo se ha conseguido el 25 %, 50 %, 75 % o la total transformación de la austenita. Las curvas correspondientes a las zonas de transformación perlítica y bainítica, se suelen llamar curvas C, debido a su forma especial, observándose que en esa zona, la transformación avanza con el tiempo cuando permanece la temperatura constante.

Figura 3.20 Avance de las transformaciones de la austenita. En la zona martensítica del diagrama, se ha introducido la modificación debida a Morris Cohen.



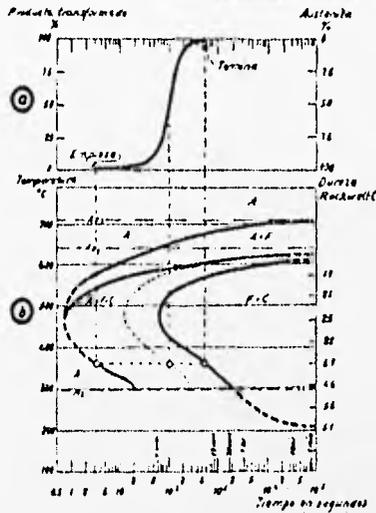
En general, la transformación de la austenita se inicia bastante lentamente y luego se acelera cuando se llega a la zona de 15 % a 60 % de producto transformado (figura 3.21a).

Al final, cuando ya se ha efectuado la transformación del 80 % y 90 % de la austenita, la transformación vuelve a ser más lenta.

En la zona inferior de los diagramas de las figuras 3.20 y 3.21, que corresponde a la transformación de la austenita en martensita, aparece una modificación, con respecto a la

curva T. T. T. del acero eutectoide determinada por Bain y Devenport (fig. 3.10 y 3.11). Esta variante, que ha tenido gran aceptación, se debe a Morris Cohen y tiende a facilitar la interpretación de los fenómenos que ocurren en el temple de los aceros.

Figura 3.21 Curva T. T. T. de un acero de 0,40 % de C y 3,5 % de Ni y avance de la transformación isotérmica a 370°C.



Algún tiempo después de iniciados los primeros trabajos, relacionados con la curva T. T. T. se modificó la idea que se tuvo en un principio sobre la transformación de la austenita en martensita, derivadas de los resultados obtenidos en las transformaciones isotérmicas. Se ha comprobado que la formación de martensita no depende, como la perlita y bainita del tiempo, sino exclusivamente de la temperatura, y por tanto, las líneas que señalan el avance de la formación de la martensita difieren de aquellos constituyentes y son horizontales como se señala en la (fig. 3.20). La formación de martensita, para una composición determinada, y una misma temperatura de austenitización comienza siempre a la misma temperatura. Así, por ejemplo, en un acero en que se inicia la formación de la martensita a 280°C (fig. 3.22), cuando la temperatura desciende a 250°C, se ha efectuado ya la transformación de un 25 % de austenita en martensita y no avanza, o avanza muy lentamente la transformación si se

mantiene esa temperatura constante durante mucho tiempo. En cambio, la transformación avanza al descender nuevamente la temperatura.

Cada acero tiene, por tanto, una temperatura crítica  $M_s$  (punto  $A_r''$ ), en la que se inicia la transformación de la austenita en martensita, que es independiente de la velocidad de enfriamiento. El porcentaje de martensita que se transforma, aumenta al descender la temperatura del acero hasta llegar a una temperatura de  $M_f$ , en la que se ha transformado ya el 100 % y corresponde, por lo tanto, al fin de la transformación.

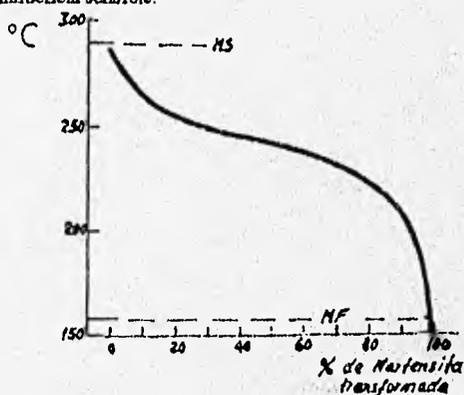
En los aceros de baja aleación las temperaturas  $M_s$  pueden conocerse con bastante aproximación por medio de la siguiente fórmula.

$$M_s = 500 - 3.50(\%C) - 40(\%Mn) - 35(\%V) - 20(\%Cr) - 17(\%Ni) - 10(\%Cu) - 10(\%Mo) - 5(\%W) + 15(\%Co) + 30(\%Al).$$

En general todos los elementos tienden a hacer descender la temperatura de comienzo de la transformación.

Como se observa el carbono es el elemento que más influencia ejerce en el descenso de la temperatura de aparición de la martensita; el tungsteno, molibdeno y cobre los que menos, y el manganeso, vanadio, cromo y níquel ejercen una influencia intermedia. El aluminio y cobalto la elevan y el silicio no ejerce influencia sensible.

Figura 3.22 Avance de la transformación de la austenita en martensita, al disminuir la temperatura de un acero de C=0,45 %; Mn=0,71 %; Cr = 0,85 %; Ni=1,80 %; Mo=0,22 %.



Las temperaturas  $M_s$  y  $M_f$  se modifican al variar la temperatura de austenitización.

Al aumentar la temperatura de calentamiento descienden las temperaturas  $M_s$  y  $M_f$  aumentando en esos casos la cantidad de austenita retenida que aparece normalmente en los aceros después de un rápido enfriamiento.

La temperatura  $M_f$  suele ser, en general, de 150°C a 300°C inferior a la temperatura  $M_s$  de cada acero. Los diferentes elementos aleados influyen en su situación de una forma bastante parecida a como hemos indicado para el punto  $M_s$ , siendo también el manganeso, cromo y níquel los que más hacen descender la situación del punto  $M_f$ .

### 3.9 FACTORES QUE MODIFICAN EL DIAGRAMA DE LAS TRANSFORMACIONES ISOTERMICAS DE LA AUSTENITA.

Aunque todas las adiciones de elementos de aleación tienden, en general, a retardar el comienzo de las transformaciones y aumentar la duración de las mismas, el efecto y la magnitud de la influencia de los diversos elementos es diferente de unos casos a otros.

Los elementos que forman carburos, tales como el cromo y el molibdeno, aun en pequeños porcentajes, son la causa de que en algunos diagramas aparezcan dos narices: una correspondiente a la transformación perlítica y otra a la bainítica (figura 3.23).

En estos aceros hay que considerar dos zonas de templeabilidad: la perlítica y la bainítica, pudiendo ser una u otra la que señale la velocidad crítica del temple, que en definitiva, dependerá de la situación relativa de las narices de las curvas correspondientes a esas estructuras.

Esto ocurre porque estos elementos de aleación actúan más intensamente en las regiones perlíticas que en las bainíticas de la curva T. T. T; desplazándolas más o menos hacia la derecha según sea el caso. Así, por ejemplo, mientras la influencia del manganeso es casi la misma en ambas zonas, la acción del molibdeno es aproximadamente 10,000 veces más intensa para retrasar la zona de la perlita que la de la bainita.

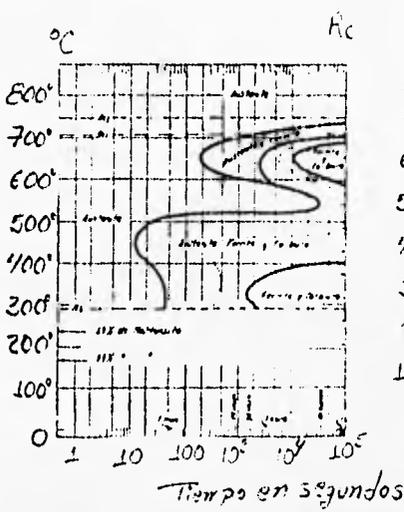


Figura 3.23 Curva T. T. T. de un acero de C=0,41 %; Mn=0,61 %; Cr=0,68 % Ni=1,80 %; Mo=0,25 %.

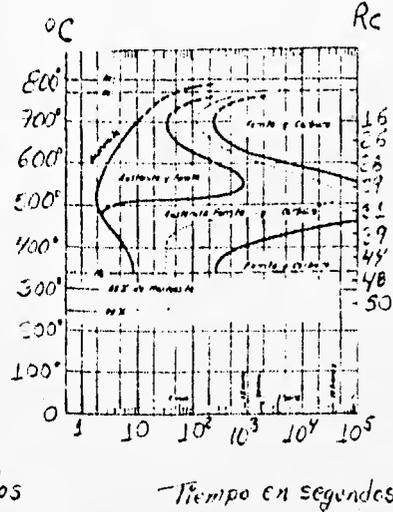


Figura 3.24 Curva T. T. T. de un acero de 0,33 % de C, 0,45 % de Mn y 1,97 % de Cr.

Los diagramas de los aceros aleados son bastante complejos, como lo es también el mecanismo de las reacciones de transformación. En algunos de ellos se observa que la estructura perlítica se forma por encima, y por debajo de la nariz perlítica (fig. 3.24), lo cual no ocurre en los aceros al carbono y aleados con níquel y manganeso, en los que la perlita sólo se forma a temperaturas superiores a la nariz.

En algunos aceros hipoeutectoides aleados se presenta también la anomalía de que la ferrita se forma también por encima y por debajo de la nariz de la perlita, llegando a presentar nariz propia (fig. 3.23). Este fenómeno de la nariz de ferrita se suele presentar en los aceros al cromo.

### 3.10 RELACION ENTRE LAS TRANSFORMACIONES DE LA AUSTENITA EN LOS ENFRIAMIENTOS CONTINUOS Y LAS TRANSFORMACIONES A TEMPERATURA CONSTANTE

Las curvas de enfriamiento continuo, correspondientes al temple o al normalizado, no pueden ser colocadas directamente sobre el diagrama de transformación isotérmica, porque éste se refiere a procesos de otra naturaleza. Sin embargo, se ha comprobado que en los enfriamientos continuos, los fenómenos se presentan de forma bastante parecida a como ocurrirían si aplicáramos las curvas de enfriamiento de esos tratamientos sobre el diagrama de transformaciones isotérmicas. La diferencia es pequeña y se ha observado que, en el enfriamiento continuo de un acero, las transformaciones empiezan a temperaturas un poco más bajas que las que resultarían al aplicar el diagrama de enfriamiento isotérmico a las curvas de enfriamiento continuo.

Las curvas T. T. T. de los aceros, ayudan a comprender e interpretar con bastante claridad, las transformaciones que ocurren durante los tratamientos térmicos.

Al conocerse estos diagramas se han aclarado bastante los fenómenos que ocurren en los tratamientos clásicos: recocido, normalizado y temple.

Se comprende mejor la existencia de las tres zonas de transformación citadas ya anteriormente: la superior, donde nacen todas las estructuras de tipo perlítico y cuyo punto de transformación se denomina  $Ar'$ ; La intermedia, donde nacen estructuras de tipo bainítico, y cuyo punto de transformación se llama  $Ar''$ , y la inferior, donde nacen estructuras de tipo martensítico, cuyo punto de transformación se llama  $Ar'''$ .

## 4 TRATAMIENTOS TERMICOS APLICABLES A LOS ACEROS

Por tratamiento térmico se entiende el conjunto de operaciones de calentamiento, permanencia y enfriamiento de las aleaciones de metales en estado sólido con el fin de cambiar su estructura y conseguir las propiedades físicas y mecánicas necesarias.

Se tratan térmicamente no sólo las piezas semiacabadas (bloques, lingotes, planchas, etc.), con objeto de disminuir su dureza, mejorar la maquinabilidad y preparar su estructura para el tratamiento térmico definitivo posterior, sino también las piezas terminadas y/o herramientas, con el fin de proporcionarles las propiedades definitivas exigidas.

### 4.1 INFLUENCIA DE DIVERSOS FACTORES EN EL TEMPLE DE LOS ACEROS.

Los factores que intervienen en el temple del acero, pueden clasificarse en dos grupos:

En el primero se encuentran los que son inherentes a la calidad del material y determinan su velocidad crítica de temple. los más importantes son: la composición y el tamaño de grano. El estado de la estructura microscópica en el momento anterior al temple y el grado de heterogeneidad de la austenita, ejercen también cierta influencia en los procesos de temple.

Al segundo grupo pertenecen los factores que determinan la velocidad de enfriamiento de los diferentes puntos de las piezas, siendo los más importantes: la forma y dimensiones de las piezas, su estado superficial, la conductibilidad térmica del acero y el medio empleado para el enfriamiento. También debe tenerse en cuenta la temperatura empleada para el temple, porque si hay variaciones importantes, en ocasiones se acusa la diferencia de temperaturas empleadas en el tratamiento.

4.2

INFLUENCIA DE LA COMPOSICION.

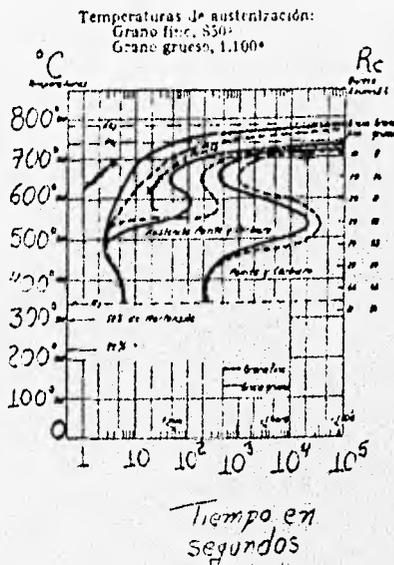
Partiendo de los elementos aleantes que se presentan en un acero, como observamos anteriormente en la curva T. T. T; Estos modifican su forma, estructura temperatura de austenitización así como el tiempo de temple.

4.3

INFLUENCIA DEL TAMAÑO DE GRANO.

El tamaño de grano ejerce también influencia en la situación de la curva T. T. T; al aumentar el tamaño de los cristales disminuye la velocidad crítica de temple y se retrasa el comienzo y el fin de la transformación, desplazándose la curva T. T. T; hacia la derecha, (puede verse en la figura 4.0).

figura 4.0.- Influencia del tamaño de grano en el diagrama de transformaciones isotérmicas de un acero de: C=0,37 %; Mn=0,72 %; Cr = 1,05 %; Mo=0,22 %.



## 4.4

## INFLUENCIA DEL TAMAÑO DE LAS PIEZAS.

El volumen y el espesor de las piezas tienen gran importancia en el temple de los aceros. Si estudiamos el enfriamiento en agua de un cilindro que ha sido calentado a alta temperatura, fácilmente se comprende que la capa exterior de acero, que está en contacto con el líquido, es la que enfría primero y más rápidamente. La capa siguiente no se enfría con tanta rapidez, porque el calor no se transmite directamente al líquido sino que debe atravesar antes la capa superficial del acero, y esta capa tiene una conductibilidad térmica bastante limitada. Una tercera capa del acero, situada más hacia el centro, se enfría todavía más lentamente, pues cuanto más al interior se encuentra, la transmisión del calor, se hace cada vez con más dificultad, ya que tiene que atravesar mayor capa de metal. Fácilmente se comprende, también, que las velocidades de enfriamiento en el interior de los perfiles delgados serán mucho mayores que en los gruesos, y que las velocidades en la superficie y en el interior de los redondos de acero de diversos diámetros variarían mucho de unos casos a otros.

Tabla 4-a Velocidades de enfriamiento que aproximadamente se consiguen a 704°C, en redondos de acero de diversos diámetros templados desde 850°C en agua ligeramente agitada.

ENFRIAMIENTO EN AGUA LIGERAMENTE AGITADA							
Diámetro en	Distancia a la periferia en milímetros						
milímetros	0	10	20	30	40	50	60
200	18	10	6	5	4	3	2,8
150	48	22	12	8	5	4	3
100	120	30	15	9	6	5	--
50	240	55	28	--	--	--	--
25	361	115	--	--	--	--	--

Velocidad de enfriamiento en grados centígrados por segundo [°C/s].

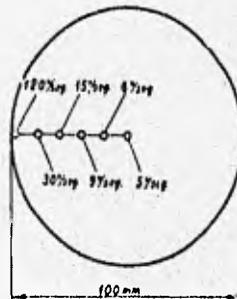
La influencia de la masa en la velocidad de enfriamiento se puede ver en las tablas 4-a y/o 4-b, en las que se señalan las velocidades de enfriamiento de 704°C, que se consiguen aproximadamente en diversos puntos de los redondos de acero de varios diámetros, templados en agua o en aceite ligeramente agitados.

Tabla 4-b Velocidades de enfriamiento que aproximadamente se obtienen a 704°C en redondos de acero de diversos diámetros templados desde 850°C en aceite ligeramente agitado.

ENFRIAMIENTO EN ACEITE LIGERAMENTE AGITADO							
Diámetro en milímetros	Distancia a la periferia en milímetros						
	0	10	20	30	40	50	60
200	2,3	2,2	2,1	2	1,9	1,8	1,7
150	3,6	3,3	3,1	2,9	2,6	2,4	2,2
100	8,2	7,6	5	4,6	3,7	2,9	---
50	45	20	12	---	---	---	---
25	125	50	---	---	---	---	---

Velocidades de enfriamiento en grados centígrados por segundo. [°C/s].

Figura 4.1 Velocidades de enfriamiento que se consiguen a 704°C en diversos puntos de un redondo de acero de 100 mm. de diámetro templado en agua ligeramente agitada.



En la figura 4.1 se señalan las velocidades de enfriamiento en diversos puntos de la sección de un redondo de 100 mm. de diámetro templado en agua ligeramente agitada.

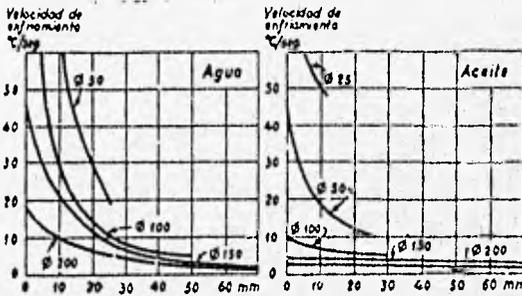
Observando todas estas cifras, se comprende claramente por qué en algunos casos las capas superficiales de una pieza se endurecen perfectamente y, en cambio otras zonas del interior, por enfriarse a velocidades menores, no templan.

#### 4.5 INFLUENCIA DEL MEDIO DE ENFRIAMIENTO.

El medio de enfriamiento junto con el tamaño y la forma de las piezas son, como hemos señalado antes, los factores que deciden la velocidad de enfriamiento de las piezas de acero en los tratamientos térmicos.

Con el enfriamiento en agua salada muy agitada se consiguen las mayores velocidades de enfriamiento, y enfriando las piezas dentro del horno se obtienen las menores.

Con enfriamiento en aceite, al aire, en sales, etc. se consiguen velocidades intermedias, pudiendo elegirse entre todos ellos el medio que mejor cumpla las condiciones de enfriamiento deseadas en cada caso.



Distancia a la superficie.

Figura A: velocidades de enfriamiento que aproximadamente se obtienen a 704°C en redondos de acero de diversos diámetros templados desde 850°C en agua y en aceite ligeramente agitados.

En las figuras 4.2 y 4.3 se observa el proceso de enfriamiento de varios puntos de dos redondos de 50 mm. de diámetro templados en agua y aceite mientras en la figura 4.4 observamos las velocidades instantáneas que se obtienen en el centro de redondos de diversos diámetros templados en agua y aceite muy agitados. En esta última figura se observa que desde el comienzo del proceso va aumentando la velocidad de enfriamiento hasta la zona de 730°C - 680°C aproximadamente, donde alcanza un máximo, disminuyendo luego progresivamente hasta la temperatura del baño, existiendo una zona entre 600°C y 800°C en la que las variaciones de las velocidades son relativamente muy pequeñas.

Figura 4.2 Curvas de enfriamiento de diversos puntos de un redondo de 50 mm. de diámetro templado desde 750°C en agua agitada.

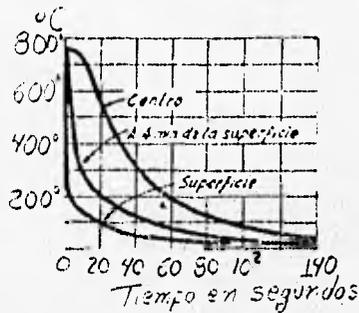
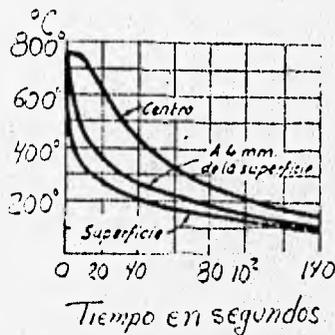
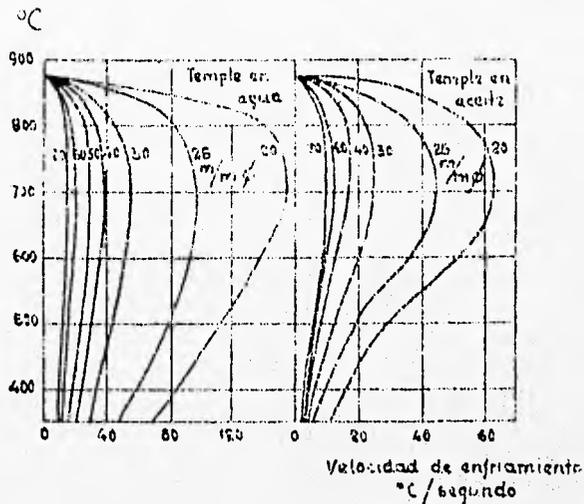


Figura 4.3 Curvas de enfriamiento de diversos puntos de un redondo de 50 mm. de diámetro templado desde 750°C en aceite agitado.



En la figura 4.4, por ejemplo, se ve que el centro del redondo de 20 mm. de diámetro, templado en agua muy agitada, tendrá a 850°C una velocidad de enfriamiento de 80°C/s; a 800°C, 140°C/s; a 700°C, 152°C/s y a 400°C, 82°C/s.

Figura 4.4  
 Velocidades instantáneas de enfriamiento a diversas temperaturas del centro de redondos de acero templados en agua y aceite muy agitados.

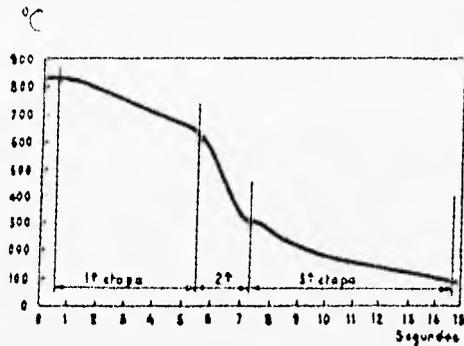


#### 4.6 CARACTERISTICAS DE LOS PROCESOS DE ENFRIAMIENTO EN EL TEMPLE DE LOS ACEROS.

Pilling y Lynch al determinar las curvas de enfriamiento del acero empleando diversos medios refrigerantes, estudiaron las variaciones que experimentan los poderes de enfriamiento de los líquidos en los procesos de temple en función de la temperatura del acero. Sus observaciones, que son muy interesantes, revelan la existencia de tres mecanismos muy diferentes de disipación de calor, que también han sido comprobados por Sperrth y Lange, y que se explican a continuación.

En la figura 4.5 puede verse una curva muy típica de enfriamiento, que corresponde a un cilindro de acero de poco diámetro, templado en agua a 76°C. Se puede observar que la velocidad de enfriamiento, que al principio es lenta, va aumentando, alcanza un máximo y luego disminuye, llegando por fin a igualarse la temperatura del acero y la del líquido, advirtiéndose tres fases muy señaladas, cuyas características explicaremos a continuación.

Figura 4.5  
Curva de enfriamiento  
del centro de un cilindro  
de poco diámetro templado  
en agua caliente a 76°C,  
determinada por Pilling y  
Lynch.



**Primera etapa.-** Cuando el acero es introducido en el líquido, como su temperatura es muy alta, se forma una capa de vapor que rodea el metal y el enfriamiento se hace por conducción y radiación a través de la capa gaseosa. El enfriamiento en el comienzo de esta fase es relativamente lento, influyendo en ello principalmente la temperatura de ebullición del líquido y también la conductibilidad térmica del vapor.

**Segunda etapa.-** Cuando desciende la temperatura de la superficie del metal, la película de vapor va desapareciendo. Sin embargo, el líquido hierve todavía alrededor de las piezas y se forman muchas burbujas que rodean el acero. Estas burbujas son transportadas principalmente por corrientes de convección. El vapor se va separando de la pieza y va siendo reemplazado por líquido. Esta es la etapa de más rápido enfriamiento y es llamada de enfriamiento por transporte de vapor.

**Tercera etapa.-** Esta etapa se presenta generalmente por debajo de 300°C. El enfriamiento lo hace el líquido por conducción y convección, cuando la diferencia de temperatura, entre la superficie y el medio refrigerante es ya pequeña. Esta etapa se llama de enfriamiento por líquido y es más lenta que las anteriores, dependiendo su importancia de la conductibilidad térmica del líquido y de su agitación.

Figura B:  
 Capa de vapor formada alrededor  
 del acero al ser introducido éste a  
 850°C en agua salada.



Resumiendo, se puede decir que en esas diversas etapas de enfriamiento, la transferencia de energía del metal al líquido se realiza de las siguientes formas:

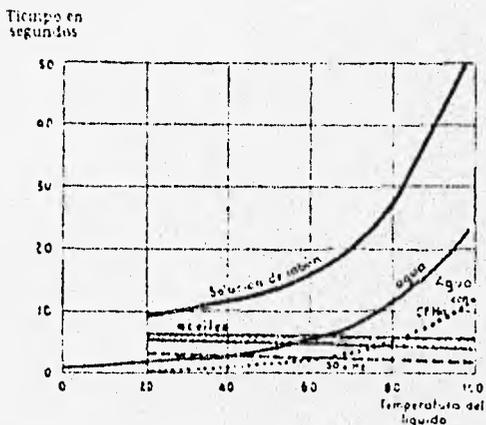
Primera etapa.- Conducción y radiación a través de la capa gaseosa.

Segunda etapa.- Transporte de vapor por convección.

Tercera etapa.- Conducción y convección del líquido.

Por tanto las propiedades que más influyen en el poder templante de los líquidos son: su temperatura de ebullición, su conductibilidad térmica, su viscosidad, su calor específico y su calor de vaporización.

Figura 4.6  
 Duración de la  
 fase de vapor,  
 en el temple de  
 los aceros, en  
 función de la  
 temperatura del  
 líquido.



La temperatura de ebullición es muy importante en la primera etapa, el calor de vaporización en la segunda etapa y la conductibilidad térmica en la tercera etapa.

La viscosidad del fluido templante también influye en la velocidad de enfriamiento en la segunda y tercera etapa.

En las figuras 4.6 y 4.7 se ve que en las soluciones acuosas, la duración de la primera fase depende de la temperatura del líquido, y como para conseguir que los aceros templen, esta fase debe ser lo más corta posible para evitar que en la zona de los 650°C a 500°C (correspondiente a la nariz de la curva T. T.) se formen estructuras blandas, se comprende la necesidad de que el agua no se caliente ni pase de los 30°C. Cuando el agua está caliente, se prolonga demasiado el enfriamiento por vapor y aparecen puntos blandos.

En la misma figura 4.6 se ve también la influencia tan perjudicial que ejerce el jabón en solución en el agua.

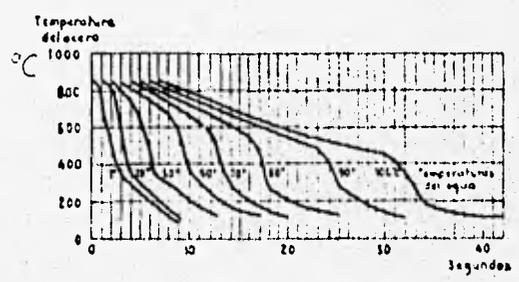


Figura 4.7 Curvas de enfriamiento del centro de varios cilindros de 25 mm. de diámetro, templados en agua a diversas temperaturas.

#### 4.7 MEDIOS DE ENFRIAMIENTO MAS EMPLEADOS EN EL TEMPLE DE LOS ACEROS.

**Agua.**- Debe evitarse que el agua se caliente durante el temple. Conviene que la temperatura del agua oscile entre los 15°C y 20°C, pues si la temperatura es superior a 30°C se prolonga exageradamente la primera etapa del enfriamiento (figura 4.7), lo que es un gran inconveniente, porque con ello disminuye la velocidad de enfriamiento en la zona 750°C - 500°C y se favorece, sobre todo en los aceros de poco poder templante, la formación de estructuras blandas.

**Aceite.**- Se suelen emplear aceites animales, vegetales y minerales.

Antiguamente se usaban sólo aceites animales y vegetales pero el aceite de colza era el preferido.

También se empleaban los aceites de pescado, ballena, etc. Pero sólo en circunstancias excepcionales de escasez. Los aceites animales y vegetales con el uso continuo a temperaturas de 50°C a 125°C se descomponen, espesan y se vuelven gomosos dando temple bastante irregulares. Además suelen resultar caros y de olor desagradable.

Los mejores aceites para el temple son los aceites minerales obtenidos en la destilación fraccionaria del petróleo, preparando ya en la actualidad muchos tipos, especialmente fabricados para el temple de los aceros.

Un buen aceite de temple debe poseer las siguientes propiedades:

1°. Su viscosidad debe estar comprendida entre ciertos límites. Si el aceite es demasiado viscoso, la película de aceite próxima a la superficie del metal tiende a carbonizarse, porque las corrientes de convección son muy lentas. Esa carbonización disminuye el poder refrigerante del aceite y limita su utilización. Si la viscosidad es baja, el aceite se adhiere menos a las piezas, pero se volatiliza rápidamente con la consiguiente pérdida del líquido.

Por tanto, la viscosidad debe estar comprendida entre ciertos límites, que a la temperatura ambiente son de 5° a 9° Engler y a 50°C son de 2° a 4° Engler.

Con el uso, la viscosidad del aceite aumenta, llegando algunas veces después de varios meses de empleo a 15° o 30° Engler a la temperatura ambiente, siendo necesario evitar el uso de aceites de estas características.

2°.- La volatilidad no debe ser demasiado elevada porque se pierde aceite con el uso y se espesa el baño, con la siguiente pérdida en la velocidad de enfriamiento.

Además, un aceite volátil, al ponerse en contacto con el metal caliente, desprende numerosas burbujas y se forma mucho vapor alrededor de las piezas, disminuyendo la velocidad de enfriamiento y prolongándose la fase que enfriamiento con vapor, que suele dar lugar a la aparición de puntos blandos.

3°.- Las temperaturas de inflamación y combustión deben ser lo más elevadas posibles, para evitar excesivo humo en el taller y también el peligro de que se inflame el baño.

En los aceites corrientes la temperatura de inflamación suele oscilar entre 180°C y 275°C y la combustión entre 200°C y 325°C, considerándose las de 215°C y 275°C como satisfactorias.

4°.- Deben tener gran resistencia a la oxidación. En los últimos años las refineras de petróleo han logrado producir aceites que, con relativa baja viscosidad, tienen gran resistencia a la oxidación. Por selección del aceite crudo se pueden fabricar aceites con una cantidad muy pequeña de hidrocarburos poco estables, que resisten en caliente mucho mejor que los demás la oxidación por el oxígeno del aire. Los ensayos de pérdida por evaporación y de aumento de la viscosidad son los que mejor califican la calidad de los aceites de temple.

Hay normas establecidas para hacer estos ensayos y suelen utilizarse calentamientos de seis a doce horas a 65°C, 93°C y 121°C (150°F - 200°F - 250°F) y 200°C.

Empleando las temperaturas más altas y grandes volúmenes de aire se puede reducir la duración de los ensayos.

En la figura 4.8 se ven cuatro fases del temple de una pieza de acero en aceite.

Plomo.- Desde hace bastantes años se emplea este metal fundido para el temple. Las aplicaciones más generales son el temple de herramientas de aceros especiales y el temple de muelles. también se utiliza para el temple del alambre << cuerda de piano >>. En estos casos se introduce el acero caliente en plomo fundido y allí se enfriará hasta la temperatura que tenga el baño, que suele oscilar entre 350°C y 600°C.

El plomo posee una gran conductibilidad, por lo cual el calentamiento del baño se hace bastante rápidamente y también enfría con relativa rapidez las piezas que se templean.

Su elevado peso específico es un inconveniente, pues las piezas flotan y hay que preparar dispositivos especiales para que se introduzcan en el baño. Como el plomo se oxida fácilmente, hay que evitar que la superficie del baño esté en contacto con la atmósfera, cubriéndolo con pequeños trozos de carbón vegetal.

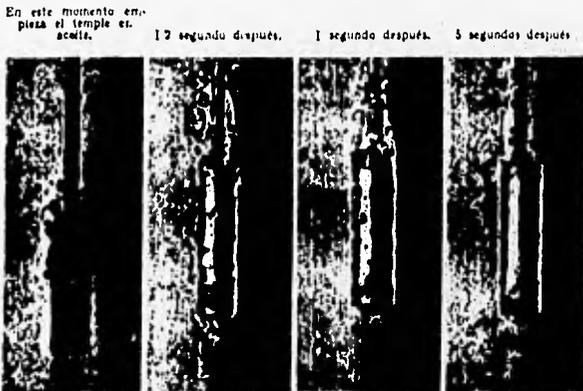


Figura 4.8 Se forman rápidamente burbujas de vapor, que al subir a la superficie envuelven la periferia de la pieza de acero.

**Mercurio.**- Para el temple de piezas muy delicadas, como instrumentos de cirugía, etc. o para piezas de gran dureza, se empleaba algunas veces el mercurio, pero su elevado peso específico y precio limitan sus aplicaciones, por lo que en la actualidad casi no se emplea.

**Sales fundidas.**- Para el tratamiento térmico de los aceros, son cada día más empleados baños de sales fundidas. Están constituidos principalmente por cantidades variables de cloruros, carbonatos, nitritos, nitratos, y cianuros de sodio, potasio y bario, y se utilizan para temperaturas variables desde 150°C a 1300°C. Unas veces, se usan como medio de enfriamiento y sustituyen con ventaja al aceite y al plomo fundido, y otras veces, en cambio, se utilizan para calentar las piezas y también para cementarlas o nitrurarlas.

De acuerdo con su utilización se pueden clasificar en seis grupos:

1°.- Sales que se emplean en un intervalo de temperaturas comprendido entre 150°C y 400°C. Se suelen emplear con dos fines principales: A) Para enfriar las piezas que han sido calentadas (en horno de mufla) a la temperatura de temple y que al ser enfriadas en las sales sufrirán un temple, martempering, austempering, etc. y B) para calentar durante el revenido piezas o herramientas templadas.

Para ambos usos se suelen utilizar sales L-1, L-2 y L-3 (de la tabla 4-c) preparados principalmente a base de nitritos y nitratos. Son muy utilizadas: la mezcla de 56% de nitrato potásico ( $\text{NO}_3\text{K}$ ) y 44% de nitrito sódico ( $\text{NO}_2\text{Na}$ ), que funde a 147°C y puede utilizarse desde 160°C, y la mezcla de 51,3% de nitrato potásico y 48,7% de nitrito sódico ( $\text{NO}_3\text{Na}$ ), que funde a 217°C y puede usarse desde 245°C.

2°.- Para calentar durante el revenido de herramientas y piezas a temperaturas comprendidas entre 400°C y 600°C ó para el enfriamiento, en tratamientos isotérmicos, se suelen emplear sales L-4 y L-5, constituidas generalmente a base de cloruro sódico, cloruro cálcico, cloruro bórico, carbonato sódico, etc.

3°.- Sales que se emplean para el calentamiento en el temple de herramientas en el intervalo de 700°C - 950°C. Para ese tratamiento se utilizan sales del tipo I (de la tabla 4-c), constituidas principalmente a base de cloruro bórico, cloruro potásico, cloruro sódico y cloruro cálcico, cuyo fin principal es evitar la descarbonación de las herramientas durante el tiempo que dura el calentamiento. Como durante el proceso de trabajo se suele modificar la composición del baño, de vez en cuando se añaden pequeñas cantidades de una sal rectificadora, utilizándose para ese fin el bórax, cianuro sódico o carburo de silicio.

Estas sales son parecidas a las del grupo 2°, pero el contenido en cloruro bórico (50% a 80%) es más elevado. A veces también se suelen preparar estas sales con pequeños contenidos de fluoruro sódico y carburo de silicio, inferiores siempre a 5%.

4°.- Sales que se emplean para cementar constituidas principalmente a base de cianuros.

5°.- Sales para nitrurar herramientas. Constituidas principalmente por cianuro sódico y potásico.

Sal para el calentamiento en el temple de acero rápido y de alta aleación del tipo H, estas sales que se emplean a temperaturas muy elevadas de 1000°C a 1300°C, suelen estar constituidas principalmente por cloruro bórico (95% aproximadamente) y pequeños porcentajes de cloruro sódico.

Para evitar que con el uso se vuelvan descarbonantes, se les añade periódicamente pequeñas cantidades de sílice,  $\text{SiO}_2$ , en polvo.

A veces estas sales se preparan también con pequeñas cantidades de fluoruro cálcico, sílice y bióxido de titanio, en cantidades inferiores siempre a 5%.

tabla 4 - c Composiciones, temperaturas de fusión y de utilización de diversas sales.

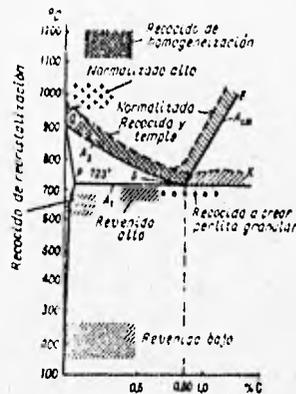
Designación	PORCENTAJE EN PESO										Temperatura de fusión	Zona de temperatura de uso recomendable	
	NaCl Cloruro sódico	KCl Cloruro potásico	BaCl <sub>2</sub> Cloruro bárico	NaNO <sub>2</sub> Nitrato sódico	NaNO <sub>3</sub> Nitrato sódico	KNO <sub>3</sub> Nitrato potásico	CaCl <sub>2</sub> Cloruro cálcico	NaCN Cianuro sódico	Na <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> Carbonato sódico	KCN Cianuro potásico			
L-1	—	—	—	—	40 50	50 60	—	—	—	—	140	160	650
L-2	—	—	—	40 50	—	50 60	—	—	—	—	220	260	630
L-3	—	—	—	96 min	—	—	—	—	—	—	370	400	650
L-4	30 40	—	—	—	—	—	—	15 40	30 50	—	549	620	815
L-5	15 25	—	25 35	—	—	—	45 55	—	—	—	480	510	760
I-1	45 55	45 55	—	—	—	—	—	—	—	—	675	735	898
I-2	15 25	20 30	50 60	—	—	—	—	—	—	—	595	675	925
I-3	20 30	—	70 80	—	—	—	—	—	—	—	705	760	925
I-4	10 20	—	80 90	—	—	—	—	—	—	—	760	815	1095
H-1	—	—	98 min	—	—	—	—	—	—	—	980	1035	1340
H-2	4 8	—	92 96	—	—	—	—	—	—	—	870	955	1200
C-1	4 max	—	—	—	—	—	—	96 min	4 max	—	620	785	955
C-2	—	—	—	—	—	—	—	—	4 max	96 min	620	785	955
C-3	—	5 10	40 50	—	—	—	—	35 40	—	—	620	840	955
C-4	15 25	—	—	—	—	—	—	45 50	20 30	(BaCO <sub>3</sub> )	620	815	955
C-5	20 30	—	15 25	—	—	—	—	30 40	20 30	—	620	785	895
C-6	10 15	—	—	—	—	—	—	70 80	10 15	—	620	815	955
C-7	15 25	—	—	—	—	—	—	60 70	15 25	—	620	815	955
C-8	40 50	—	—	—	—	—	—	40 50	5 10	—	620	815	955
C-9	—	60 70	—	—	—	—	—	30 40	—	—	495	525	675
C-10	—	—	—	—	—	—	—	55 65	—	35 45	495	525	675

Ahora describiremos brevemente los principales tratamientos térmicos aplicables a los aceros.

#### 4.8 TEMPLE DE LOS ACEROS.

El objetivo del temple es el de obtener una alta dureza o solidez en la pieza. Al temple la austenita obtenida a consecuencia del calentamiento del acero hasta la temperatura del temple (figura 4.9), se sobrecuifica hasta la temperatura necesaria y se transforma en martensita, perlita o bainita.

Figura 4.9  
Zona de acero en el diagrama de hierro-carbono con indicación de las temperaturas óptimas de calentamiento para distintos tipos de tratamiento térmico.



En este caso, el calentamiento del acero se efectúa lo mismo que durante el recocido de acuerdo con un régimen dado.

En la práctica se aplican varios procedimientos de temple, según la composición del acero, la forma de la pieza y la dureza que se necesita.

Con relación a la temperatura de calentamiento, el temple se divide en completo e incompleto.

El temple completo se aplica para obtener, con el calentamiento del acero por encima de QSE (figura 4.9), el estado monofásico, de austenita, y transformarla luego en estructura de martensita.

El temple incompleto se obtiene al calentar el acero por encima de la línea PSK, pero inferior a la línea QSE (figura 4.9) como consecuencia del enfriamiento a la velocidad crítica de temple, en los aceros hipoeutectoides se obtiene la estructura de ferrita y martensita; En los aceros hipereutectoides, la de martensita con inclusiones de la cementita secundaria.

Para las piezas hechas de aceros hipoeutectoides hay que aplicar el temple completo con el fin de evitar que se formen inclusiones ferríticas, por el contrario, para las herramientas hechas de aceros hipereutectoides es conveniente aplicar el temple incompleto: la presencia de las inclusiones de cementita secundaria en la martensita no reduce sino que eleva la dureza de la herramienta templada, mientras que el temple completo con calentamiento por encima de la línea ES (figura 4.9) produce un sobrecalentamiento de la austenita, lo que disminuye la dureza, debido a que se disuelve la cementita secundaria y crece el grano de austenita, apareciendo la austenita residual en la herramienta templada.

Según las condiciones de enfriamiento, el temple puede ser: 1) En un sólo medio de enfriamiento; 2) interrumpido; 3) por etapas; 4) isotérmico.

1.- El temple en un sólo medio de enfriamiento es el procedimiento más extendido y simple (figura 4.10 curva 1); la pieza calentada hasta la temperatura de austenización se sumerge en el medio de enfriamiento (el acero al carbono en agua, el acero aleado en aceite), en el cual se mantiene hasta que se enfría totalmente. Este procedimiento es simple pero puede crear tensiones internas considerables.

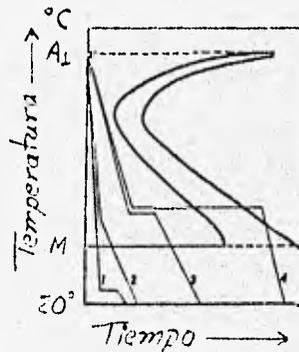
2.- El temple interrumpido, temple en dos medios, se aplica con el fin de evitar que aparezcan tensiones internas en la pieza (figura 4.10 curva 2). La pieza se calienta hasta obtener la austenitización completa, primero se enfría rápidamente en agua hasta 350°C-300°C, luego se traslada al aceite o al aire para enfriar con lentitud en la zona de temperatura martensítica. Uno de los inconvenientes de este procedimiento es la dificultad de regular el tiempo de permanencia en el agua.

3.- El temple por etapas elimina el inconveniente indicado (figura 4.10, curva 3): la pieza calentada se enfría rápidamente introduciéndola en un baño de sales con temperatura un poco más alta que la temperatura del inicio de la transformación de la martensita del acero dado ( $M_s$ ), permaneciendo a esta temperatura hasta que ésta se iguale a lo largo de toda la sección de la pieza y luego se enfría al aire.

En el temple por etapas, como medio de enfriamiento se utilizan mezclas de sales fácilmente fisibles, por ejemplo, la mezcla de 55% de  $KNO_3$  y 45% de  $NaNO_2$  con punto de fusión de 137° C. Este procedimiento se puede aplicar sólo para templar piezas pequeñas de acero al carbono, ya que la velocidad de enfriamiento de las piezas grandes puede encontrarse en la zona donde la austenita tiene poca estabilidad (500°C - 600°C), inferior a la crítica.

Figura 4.10 Curvas de enfriamiento para distintos procedimientos de temple trazadas en el diagrama de composición isotérmica de la austenita (A. Guláiev):

- 1.- Temple en un medio de enfriamiento
- 2.- Temple interrumpido (temple en dos medios);
- 3.- Temple por etapas;
- 4.- Temple isotérmico.



4.- El temple Isotérmico permite conseguir estructuras de tipo bainítico por medio del enfriamiento de la pieza calentada hasta la temperatura de temple en un baño de sales con temperatura dada, permaneciendo en él hasta que termine la transformación de la austenita (figura 4.10, curva 4). La duración de permanencia en el medio de enfriamiento se determina según el diagrama de descomposición isotérmica de la austenita para el acero dado.

Es muy conveniente el temple isotérmico para obtener piezas con estructura bainítica y dureza de HRC= 45 - 55, puesto que, en este caso, se obtiene bastante plasticidad. Sin embargo, se puede templar isotérmicamente las piezas hechas de acero al carbono o acero de aleación baja solamente de sección pequeña (8 - 10 mm. de diámetro), ya que debido a la poca estabilidad de la austenita en los aceros con secciones grandes, es imposible sobreenfriar el núcleo de la pieza en el medio caliente hasta las temperaturas bajas (un poco superior a  $M_s$ ).

#### 4.9

#### REVENIDO DEL ACERO TEMPLADO.

El revenido es la operación final del tratamiento térmico; del modo de realizarlo dependen las propiedades de las piezas térmicamente tratadas. Los factores fundamentales del revenido de los aceros son: la temperatura de calentamiento y la duración de permanencia a esta temperatura. El objetivo del revenido consiste en eliminar parcial o completamente las tensiones internas, reducir la dureza y elevar la resiliencia. Se someten al revenido las piezas templadas con estructura de martensita tetragonal y austenita residual. Ambas estructuras son inestables y tienden a transformarse por calentamiento en estructuras en estados más estables con cambio de volumen. Puesto que, los volúmenes específicos de las estructuras son diferentes y están situados en orden de aumento de sus volúmenes específicos de la manera siguiente: austenita < perlita < bainita < martensita, o sea, la austenita tiene el

volumen específico mínimo, y la martensita, el volumen máximo entre las estructuras de aleaciones de hierro - carbono que se obtienen por tratamiento térmico.

#### 4.10

#### RECOCIDO DE LOS ACEROS.

El recocido de los aceros es un tipo de tratamiento térmico, que consiste en el calentamiento del metal hasta una determinada temperatura, permanencia a esta temperatura (figura 4.9), y posterior enfriamiento lento. El fin del recocido de los aceros es la obtención de la estructura equilibrada, la eliminación de las tensiones residuales y en relación con esto, el aumento de las propiedades mecánicas y tecnológicas. Existen diferentes tipos de recocido: a) completo, b) incompleto, c) isotérmico, d) recocido para obtener perlita globular, e) de difusión y f) de recristalización.

Las normas aproximadas del tiempo de calentamiento para bloques cilíndricos, incluyendo también el tiempo de permanencia, son las siguientes:

---

En el horno a temperatura de 600° C.	100	seg.	para cada milímetro de diámetro.
En el horno ídem	800° C.	50	seg. para cada milímetro de diámetro.
En el baño de sales ídem	800° C.	25	seg. para cada milímetro de diámetro.
En el baño de plomo ídem	800° C.	10	seg. para cada milímetro de diámetro.

---

Al calentar lingotes de sección cuadrada el tiempo indicado ha de ser aumentado en 1,5 veces y al calentar planchas, en 2 veces.

---

a) Recocido completo: (recocido supercrítico) de los aceros. Se aplica corrientemente a los aceros hipoeutectoides y consiste en el calentamiento del acero más arriba del punto  $A_{C3}$ , o

sea,  $30^{\circ}\text{C} - 50^{\circ}\text{C}$  más alto que la línea QS (figura 4.9), permanencia a esta temperatura 1/4 parte del tiempo de calentamiento y enfriamiento lento hasta  $500^{\circ}\text{C} - 400^{\circ}\text{C}$ . Los aceros al carbono se enfrían a la velocidad de  $100^{\circ}\text{C} - 200^{\circ}\text{C}$  por hora, los de aleación a  $50^{\circ}\text{C} - 60^{\circ}\text{C}$  por hora, el posterior enfriamiento puede hacerse al aire. Durante el recocido completo se verifica la recristalización física, y del acero de grano grueso se obtiene el de grano fino.

b) Recocido incompleto (recocido subcrítico); Consiste en el calentamiento del acero (más arriba del punto AC1, pero inferior a AC3), permanencia y enfriamiento iguales que durante el recocido completo.

Este tipo de recocido se aplica para eliminar las tensiones en lugar del recocido completo con objeto de reducir los gastos de recocido, así como para mejorar en algunos casos la maquinabilidad de los aceros.

c) Recocido isotérmico: En el recocido isotérmico el acero se calienta del mismo modo que en el recocido completo hasta la temperatura  $\text{QSK} + (30^{\circ}\text{C} - 70^{\circ}\text{C})$ .

Permanece a esta temperatura, se enfría relativamente rápido hasta una temperatura inferior a  $\text{Ar1}$  ( $630^{\circ}\text{C} - 700^{\circ}\text{C}$ ), se permanece a esta temperatura hasta que se descomponga por completo la austenita, y luego se enfría al aire.

d) Recocido para obtener perlita globular. Se aplica para los aceros eutéctoides e hipereutéctoides; el acero se calienta un poco más arriba del punto AC1 (figura 4.9), permaneciendo mucho tiempo a esta temperatura, y luego se enfría lentamente más abajo del punto  $\text{Ar1}$ ; después de una permanencia a esta temperatura se vuelve a calentar hasta una temperatura superior a AC1, permaneciendo bastante tiempo; por último se enfría con lentitud hasta una temperatura inferior a  $\text{Ar1}$  y luego se enfría al aire. Debido a las manipulaciones indicadas los carburos adquieren una forma de glóbulos (forma esférica). La finalidad de este recocido es la de reducir la dureza y mejorar la maquinabilidad del acero.

e) Recocido de difusión (homogeneización); Se aplica para destruir la heterogeneidad química del acero que contiene una segregación intracrystalina. El acero se calienta hasta  $1000^{\circ}\text{C} - 1150^{\circ}\text{C}$  (figura 4.9) y permanece a esta temperatura durante 8 - 15 horas. El recocido de difusión conduce a una estructura de grano grueso, este defecto se elimina por el recocido reiterado para obtener el grano fino (recocido completo).

f) Recocido de recristalización; Se aplica a los metales que han pasado, en frío, el laminado, el estirado, y estampado. En este caso el metal se calienta hasta una temperatura inferior a la de transformación de fases, pero superior a la recristalización. Según A. Bochvar, la temperatura  $T_{\text{recrist. abs}} = 0,4 T_{\text{abs. de fusión del metal}}$  (para el hierro ésta constituye aproximadamente  $450^{\circ}\text{C}$ , para el cobre,  $270^{\circ}\text{C}$ . Para el aluminio,  $150^{\circ}\text{C}$ ).

Debido a este recocido se elimina el endurecimiento del metal, se rebaja la dureza y resistencia mecánica, pero se elevan los factores de plasticidad: ductilidad y resiliencia.

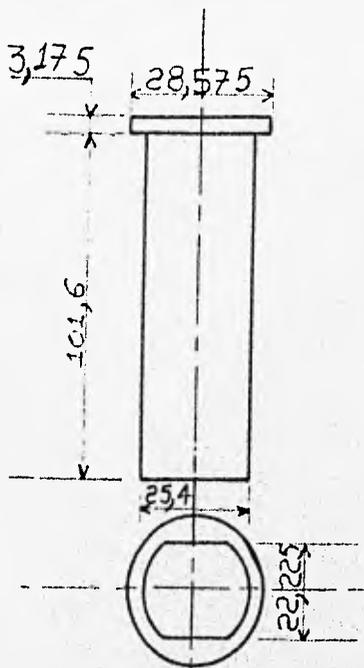
#### 4.11 NORMALIZADO DE LOS ACEROS.

Se denomina normalizado de los aceros al calentamiento por encima de la línea QSE (figura 3.9) en  $30^{\circ}\text{C}$  a  $50^{\circ}\text{C}$ , permanencia a esta temperatura, lo mismo que durante el recocido, y enfriamiento posterior al aire. El normalizado refina los granos de perlita, deshace la red de cementita en los aceros hipereutectoides y eleva las propiedades mecánicas de los aceros.

En la construcción de maquinaria moderna el normalizado está más extendido que el recocido, ya que es de mayor rendimiento y da resultados mejores que el recocido.

El ensayo Jominy ha adquirido a partir de 1940, una divulgación extraordinaria debido principalmente a que los datos que se obtienen en el mismo, han facilitado notablemente al conocimiento de ciertas propiedades de los aceros y además han servido también, para aclarar algunas dudas que existían sobre la utilidad de determinados elementos de aleación y sobre la eficacia de ciertas combinaciones de elementos aleados.

figura 5.0  
 Probeta Jominy normal.  
 cotas en mm.



Hasta hace pocos años la selección de los aceros especiales se hacía casi siempre de acuerdo con la composición química, a pesar de que se sabía que con frecuencia discrepaban bastante, los resultados que se obtenían con aceros del mismo análisis, que además cumplían las especificaciones de composición normalmente establecidas.

Sin embargo, a pesar de estas irregularidades, el sistema se seguía utilizando, porque en general es más fácil hacer un análisis químico de un acero, que determinar las propiedades mecánicas en diferentes espesores, que era lo que verdaderamente interesaba al consumidor, y estas determinaciones se hacían muy rara vez por ser muy lentas y costosas, ya que exigían templar diferentes perfiles en agua, aceite o al aire, revenirlos a diversas temperaturas, mecanizar luego las probetas y hacer los ensayos mecánicos correspondientes.

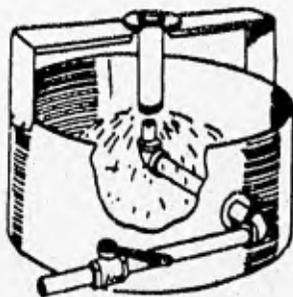


Figura 5.1  
Instalación para el  
temple de la probeta  
Jominy normal.

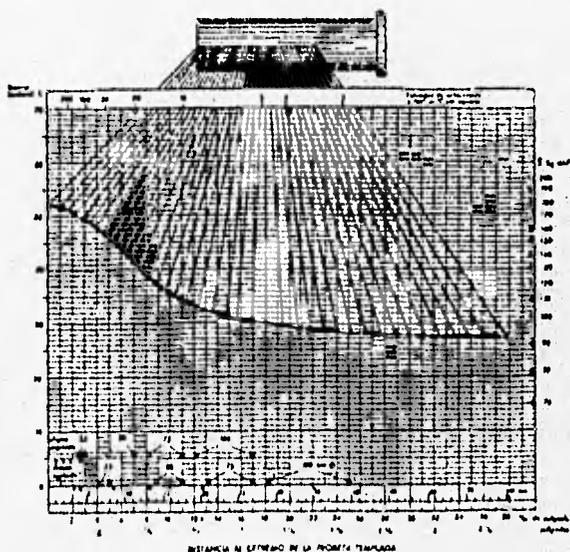
El ensayo Jominy fue descrito por primera vez por sus autores, W. E. Jominy y A. L. Boegehold de los << Research Laboratories División de la General Motor Co. >>, de Detroit, en el trabajo << A. Hardenability Test for Carburizing Steel >>, publicado en 1938 por la A. S. M.

El ensayo que es muy empleado para los aceros de menos de 0,60% de carbono, consiste en templar una probeta cilíndrica de 25 mm. de diámetro y 100 mm. de longitud aproximadamente (figura 5.0), por medio de un chorro de agua que enfría solamente la base inferior de la probeta (figura 5.1). La temperatura del agua será de 20°C a 25°C.

Las probetas deben obtenerse de perfiles de más de 28 mm. de diámetro, para que después del mecanizado quede eliminada cualquier capa superficial descarburada que

pudiera existir. Antes de comenzar el mecanizado, se normaliza el material a una temperatura de 80°C más elevada que el punto AC3, para regularizar las condiciones del ensayo. El calentamiento para el temple se hace a una temperatura de 60°C más elevada que el punto AC3, debiendo colocarse la probeta en el horno, dentro de un molde de grafito o de una caja de viruta de fundición, para evitar descarbonaciones u oxidaciones superficiales. El acero debe permanecer a una temperatura de austenitización treinta minutos aproximadamente. La colocación de la probeta en el aparato de enfriamiento debe ser muy rápida para evitar que descienda demasiado la temperatura del acero antes de iniciarse el temple por la base, debiendo efectuarse esta operación en menos de cinco segundos. El enfriamiento con el chorro de agua se hará durante diez minutos, y luego se puede enfriar ya totalmente la probeta en agua a al aire, sin peligro de que se modifiquen los resultados. Empleando este método de ensayo, se consiguen en la probeta velocidades de enfriamiento variables desde 333,3°C/s, a 2,2°C/s, (600° F/s a 4° F/s.).

Figura 5.2  
 Forma de  
 obtener la curva  
 Jominy de un  
 acero de  
 C = 0,32%,  
 Mn = 0,61%,  
 Cr = 1,03% y  
 Mo = 0,23%.

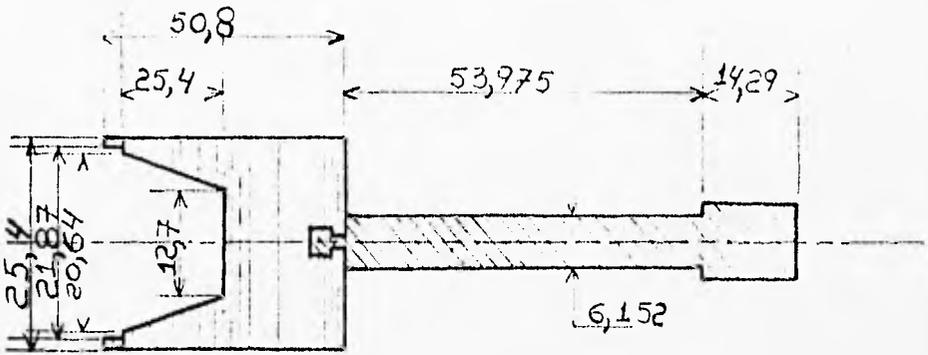


Terminando el enfriamiento se planean dos generatrices de la probeta situadas a  $180^\circ$ , rebajando 0,5 mm. de profundidad aproximadamente, debiendo evitarse que en esta operación se caliente la probeta por encima de  $100^\circ\text{C}$ . Luego se mide la dureza en la línea central de la superficie plana, en puntos situados a intervalos de  $1/16$  de pulgada, apoyando la probeta en un bloque en forma de V, y se dibuja con los valores obtenidos, la curva Jominy correspondiente. En este gráfico se marca en ordenadas durezas Rockwell - C y en las abscisas distancias a la base templada (Figura 5.2).

Para los aceros de baja templabilidad se usa la probeta tipo L (figura 5.3), la cual es en parte hueca y tiene solamente dos pulgadas de longitud. Empleando la probeta normal para ensayar aceros de poco poder templante, los resultados son menos precisos que los que se obtienen empleando la probeta L, porque en ésta, la disminución de la dureza es menos brusca que en aquélla, y las curvas que se obtienen dan un margen de medida más amplio.

Durante el ensayo se mantiene constante la presión del agua de enfriamiento, utilizando un depósito con un nivel permanente, para que la altura del chorro sea de 2,5 pulgadas. La cara inferior de la probeta se sitúa a media pulgada de distancia del orificio de salida. (en la probeta L la distancia de la boquilla del chorro de agua se sitúa a una pulgada). El orificio de salida del agua es de media pulgada de diámetro.

El lugar de la barra o de la pieza de donde se obtienen las probetas para el ensayo Jominy, tiene bastante importancia, porque las segregaciones que existen en los aceros ejercen una influencia bastante sensible en los resultados. Por ese motivo la templabilidad en la cabeza del lingote suele ser mayor que en el centro, y ésta es también mayor que la del pie. Por el mismo motivo en barras gruesas, hay diferencias entre las zonas superficiales y el centro, siendo algunas veces ligeramente superior la templabilidad y la dureza máxima en la periferia que en el centro, presentándose en otras ocasiones el caso contrario.



Cotas : mm.

Figura 5.3 Probeta Jominy, tipo -L, usada para el ensayo de aceros de baja templabilidad.

## 5.1

## CURVAS JOMINY.

El estudio de las curvas Jominy facilita mucho el conocimiento de las propiedades de los aceros después del temple (figuras 5.4 y 5.5).

Las primeras conclusiones que se sacan de estas observaciones son las siguientes:

1ª.- La máxima dureza que se persigue en el temple de los aceros es función del contenido de carbono y es la que se obtiene precisamente en el extremo de la probeta enfriado por el agua. La dureza que se obtiene en el otro extremo corresponde aproximadamente al estado normalizado.

2ª.- La presencia de elementos de aleación en los aceros, permite obtener después del temple durezas elevadas aun empleándose bajas velocidades de enfriamiento.

3.- Pequeñas cantidades de elementos aleados convenientemente seleccionados, ejercen una influencia más efectiva en la templabilidad, que un gran porcentaje de un sólo elemento.

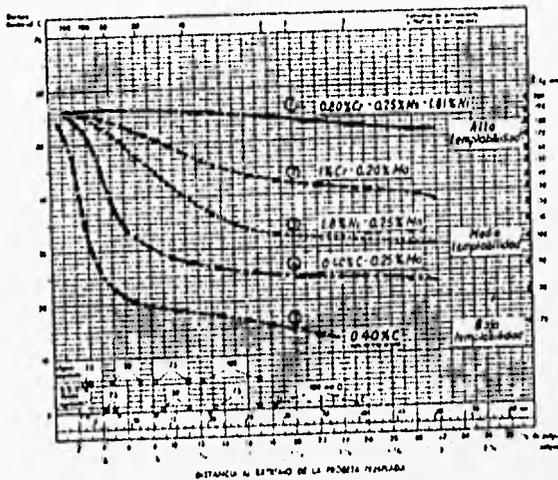


Figura 5.4 Curvas Jominy de varios aceros de 0,40 % de Carbono y diferentes elementos de aleación.

La curva 1 de la figura 5.4 , es típica de un acero de alta templabilidad, y la curva 5 corresponde, en cambio, a un acero al carbono de muy poca penetración de temple, pudiéndose observar que en esta última, a 1/4 de pulgada de la base templada la dureza Rockwell - C es muy baja.

Al obtenerse en todas las curvas de la figura 5.4 la misma dureza máxima aproximadamente, se comprende que ésta depende principalmente del contenido de carbono y que no se modifica sensiblemente con los elementos de aleación. En cambio,

en las curvas de la figura 5.5 se observan claramente cómo al aumentar el porcentaje de carbono, aumentan las durezas que se obtienen después del temple.

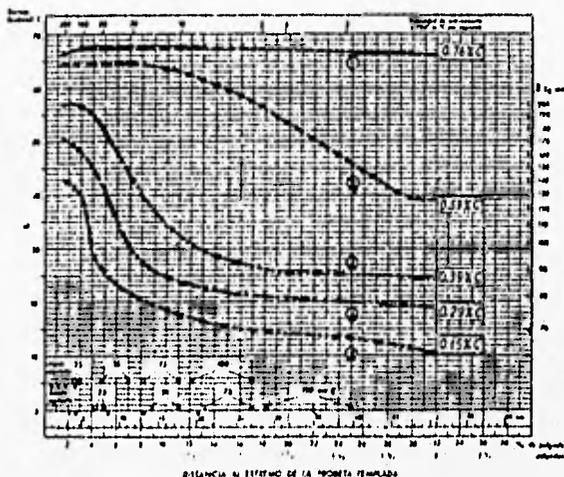


Figura 5.5 Curvas Jominy de diversos aceros de diferente contenido de carbono y los mismos elementos de aleación.

Mn = 0,50 %; Ni=1,75 %; Mo=0,25 %.

## 5.2

### BANDAS DE TEMPLABILIDAD.

Debido al gran desarrollo adquirido por el ensayo Jominy, la << Society of Automotive Engineers >> y el << American Iron & Steel Institute >> han establecido para la mayoría de los aceros aleados de construcción, curvas máximas y mínimas de templabilidad que limitan unas zonas dentro de las cuales deben de estar situadas las curvas Jominy de cada acero.

A los aceros que cumplen una determinada banda de templabilidad, se les ha ampliado la designación A.I.S.I. o S.A.E. normal, añadiéndoles una letra H que señala que el acero se ha fabricado para cumplir una cierta especificación de templabilidad. (H. Hardenability).

Estas curvas se utilizan como especificaciones de recepción de numerosos tipos de aceros, y en muchos casos se están sustituyendo determinadas especificaciones de composición química, por las bandas de templabilidad.

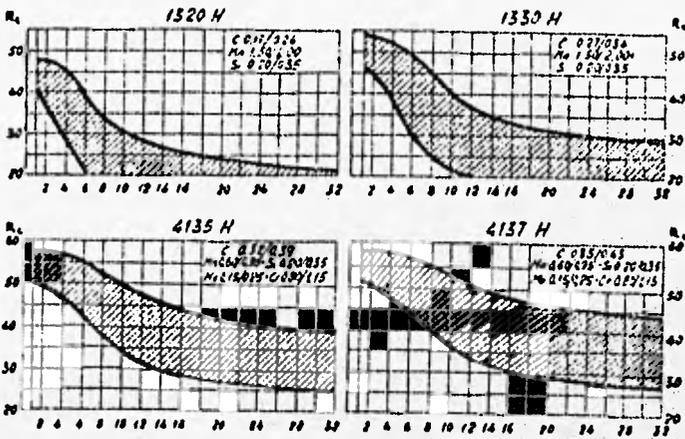


Figura 5.6 Bandas de templabilidad de dos aceros al manganeso y dos aceros al cromo-molibdeno.

En la figura 5.6 se pueden ver las bandas correspondientes a dos aceros al manganeso y dos aceros al cromo - molibdeno.

Tabla 5-a Relación entre la rapidez de enfriamiento y la distancia Jominy.

Distancia Jominy (16 avos de pulgada)	Rapidez de enfriamiento. (°C/s).
1/16	315
2/16	110
3/16	50
4/16	36
5/16	28
6/16	22
7/16	17
8/16	15
10/16	10
12/16	8
1	5
20/16	3
24/16	2,8
28/16	2,5
36/16	2,2

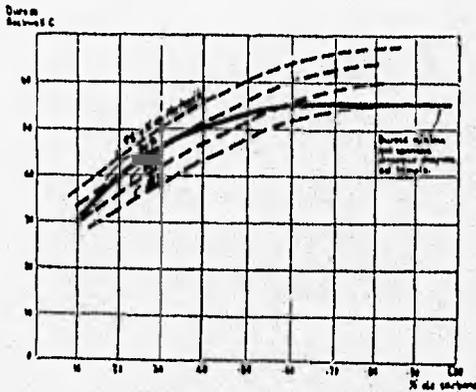


Figura 5.7 Promedio de durezas que se obtienen en los aceros al carbono después del temple en función del contenido en carbono y según el porcentaje de martensita obtenida.

(Según J. M. Hodge y M. A. Orehoski).

### 5.3 DETERMINACION DEL DIAMETRO CRITICO IDEAL DE UN ACERO POR MEDIO DEL ENSAYO JOMINY.

Conociendo la curva Jominy de un acero se puede determinar con ayuda de la figura 5.8, el diámetro crítico ideal.

Para ello basta hallar la dureza en el acero que se estudia, correspondiente al 50% de martensita, que viene señalada en función del contenido en carbono de cada acero en la figura 5.7, y determinar luego en la curva Jominy la distancia a que se ha obtenido esa dureza.

Finalmente, con ayuda del gráfico de la citada figura 5.8, hallaremos el diámetro crítico ideal que corresponde a esa distancia Jominy.

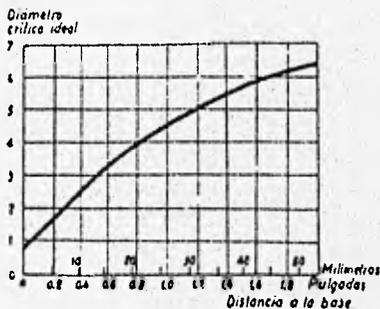


Figura 5.8 Gráfico para determinar el diámetro crítico ideal de un acero, cuando se conoce el punto de la probeta Jominy en cuya estructura hay un 50 % de martensita.

## 6 OBTENCION DE LAS RELACIONES ENTRE LAS VELOCIDADES DE ENFRIAMIENTO.

Obtención de las probetas Jominy

Las probetas Jominy deben obtenerse de perfiles de más de 28 mm de diámetro para que después del mecanizado quede eliminada cualquier capa superficial descarbonada que pudiera existir.

Se maquinan dos generatrices de la probeta situadas a  $180^\circ$  y  $1/16$  de pulgada de profundidad, para realizar en esas caras las pruebas de dureza a  $1/16$  de pulgada de separación entre lecturas, debiendo evitarse al máximo que en esta operación se caliente la probeta por encima de  $100^\circ\text{C}$ .

### PROCESO DE OBTENCION DE LA PRUEBA JOMINY.

- 1.-Las probetas Jominy fueron depositadas dentro del horno de calentamiento.
  - 2.-Se regula la temperatura del horno de calentamiento a  $600^\circ\text{C}$ .
  - 3.-Una vez alcanzada la temperatura de  $600^\circ\text{C}$  se procede a elevar la temperatura del horno un gradiente de  $350^\circ\text{C}$  para obtener una temperatura de  $950^\circ\text{C}$ .
  - 4.-Al alcanzar esta temperatura de  $950^\circ\text{C}$  se mantiene por 15 minutos con el fin de homogeneizar la estructura a la temperatura de austenitización.
  - 5.-Transladamos la probeta Jominy hacia el dispositivo provisto con la base para sostenerla y procedemos a enfriar la probeta en un extremo con el chorro de agua.
- Tratamos de evitar al máximo la pérdida de temperatura de la probeta por conducción hacia el medio ambiente, este proceso de transporte, depositación en la base de temple y comienzo de temple en un extremo con el chorro de agua, no debe exceder de 5 segundos.

6.-En los planos maquinados se toman las lecturas correspondientes a intervalos de 1/16 de pulgada, se tabulan para posteriormente graficar la curva Jominy.

#### METODO DE TEMPLE PARA LAS BARRAS REDONDAS.

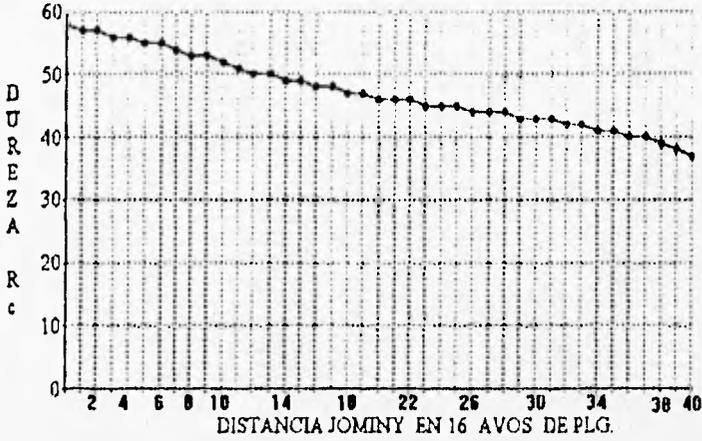
- 1.- las barras redondas fueron depositadas dentro del horno de calentamiento.
- 2.- Calentamos las probetas a 600° C inicialmente.
- 3.- Alcanzada esta temperatura se eleva en un gradiente de 320° C para austenitizar la probeta totalmente.
- 4.- Se mantiene a esta temperatura durante 15 minutos para obtener una estructura homogénea en toda la probeta.
- 5.- Se sumerge la probeta en el medio de temple indicado (agua, aceite y/o aire) ajustando de antemano la presión de aire para romper la capa de vapor generada por la ebullición del fluido templante.
- 6.- Se sumerge la probeta con un ligero movimiento en forma de 8 para acelerar la transferencia de calor hacia el medio de temple.
- 7.- Las probetas redondas son seccionadas para obtener las lecturas en la superficie, 3/4 de radio, 1/2 radio, 1/4 de radio y centro.
- 8.- Las lecturas son tabuladas y después graficadas para obtener las relaciones entre las velocidades de enfriamiento para cada medio de temple.

## LECTURAS TOMADAS DE LAS PROBETAS JOMINY.

PARA UN ACERO 4140.

Distancia Jominy	Dureza Rockwell C.				Promedio
	Pruebas realizadas				Aritmético
X 1/16	1	2	3	4	$\Sigma X / n$
1	58	57	58	58	57,75
2	57,5	56	57,5	58	57,25
3	57,5	55	57	57,5	56,75
4	57	54	57	57	56,25
5	57	53	57	56,5	55,875
6	56,5	52,5	56,5	56	55,375
7	56	52	56	55	54,75
8	55	51,5	55	54	53,875
9	54	51	54,5	53	53,125
10	54	50,5	54	52	52,625
11	53,5	50	54	50	51,875
12	53	49,5	53,5	49	51,25
13	52	49	52	48	50,25
14	52	48,5	51	47,5	49,75
15	51	48	50	47,5	49,125
16	50	47,5	50	47	48,625
17	50	47	49,5	47	48,375
18	49,5	46,5	49	46,5	47,875
19	49,5	46	48	46	47,375
20	49	45,5	47	46	46,875
21	48,5	45	46	45,5	46,25
22	48,5	44,5	46	45,5	46,125
23	48	44	45,5	45	45,625
24	48	43,5	45,5	44,5	45,375
25	47,5	43	44,5	44,5	44,875
26	47	42,5	44,5	44	44,5
27	46,5	42,5	44	44	44,25
28	46,5	42	44	43,5	44
29	46	41,5	43,5	43,5	43,625
30	46	41	43,5	43	43,375
31	45,5	40,5	43	43	43
32	45	40	43	43	42,75

**CURVA JOMINY  
PARA UN ACERO 4140**



Consideremos las propiedades del acero 4140 como:

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	W	Mo	V
0,38	0,15	0,75	0,80		0,15			
0,40	0,30	1,0	1,10		0,25			

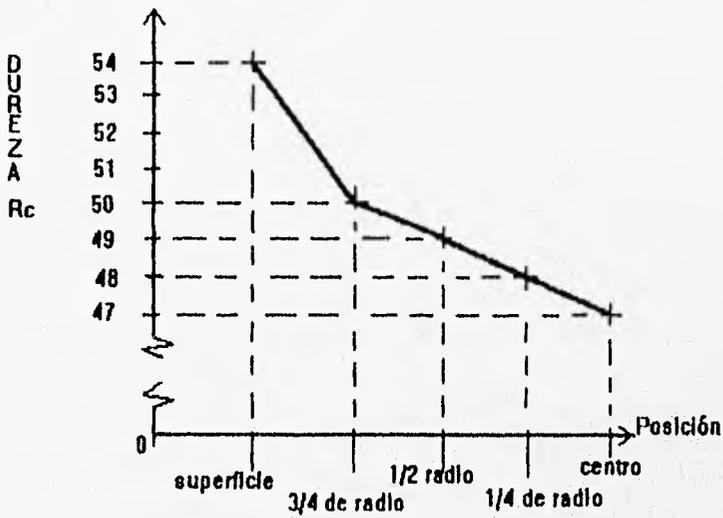
y sus características mecánicas:

Forja °C	Recocido	Templado	Medio
1050 - 850	720°C	830°C - 850°C	Templante
			Aceite
			Agua
Dureza Brinell	217 - 370		

PROBETAS TEMPLADAS EN AGUA.  
PARA UN DIAMETRO DE 1/2 PULGADA.

PROBETAS No.	LECTURAS.				
	Superficie Rc	3/4 de radio Rc	1/2 radio Rc	1/4 de radio Rc	centro. Rc
1	53	50	50	48	48
2	54	50	49	48	48
3	53	52	51	48	48
4	54	52	52	51	48
5	54	49	49	48	46
6	55	48	47	45	46
7	54	50	48	46	47
8	54	48	48	47	47
9	54	48	48	49	47
10	53	49	49	48	48
11	54	52	50	48	47
12	54	50	47	46	48
13	53	52	52	49	48
14	53	51	48	47	47,5
15	54	50	47	50	48
16	54	53	52	50	48
$\Sigma X/n$	53,8	50,3	49,2	48	47,4

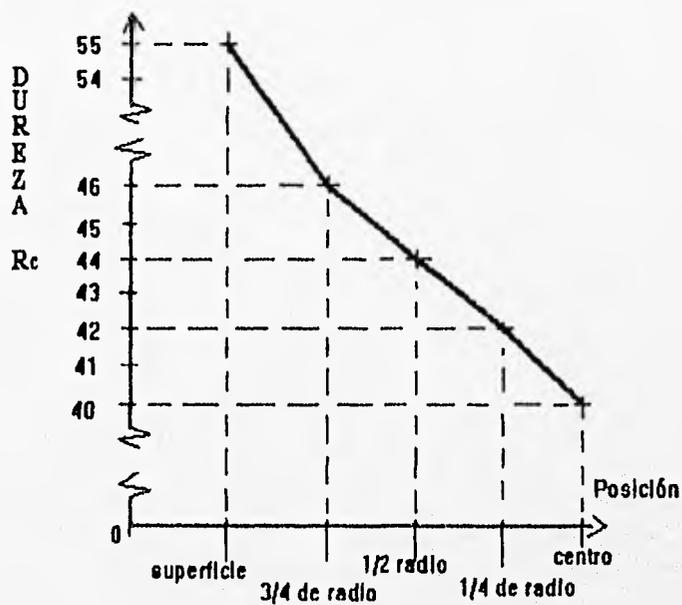
PROBETAS TEMPLADAS EN AGUA  
PARA UN DIAMETRO DE 1/2 PULGADA.



PROBETAS TEMPLADAS EN AGUA.  
PARA UN DIAMETRO DE UNA PULGADA.

PROBETAS No.	LECTURAS				
	Superficie Rc	3/4 de radio Rc	1/2 radio Rc	1/4 de radio Rc	centro Rc
1	56,5	56	42,5	36,5	35,5
2	54	39	37	36,5	36
3	57	38	38	38	37
4	56	51	45	41	36
5	55	36	42	41,5	40
6	55	50	43	42	41
7	55	51	46	45	39
8	56	51,5	44	43	40
9	55,5	49	46	41	39
10	55	48	44	41	40
11	55	50	45	38	38
12	52	50	46	45	38
13	57	35	48	42	46
14	55	48	48	46	45
15	53	48	47	46	46
16	54	48	49	47	45
$\Sigma X/n$	55,1	46,1	44,4	41,8	40,1

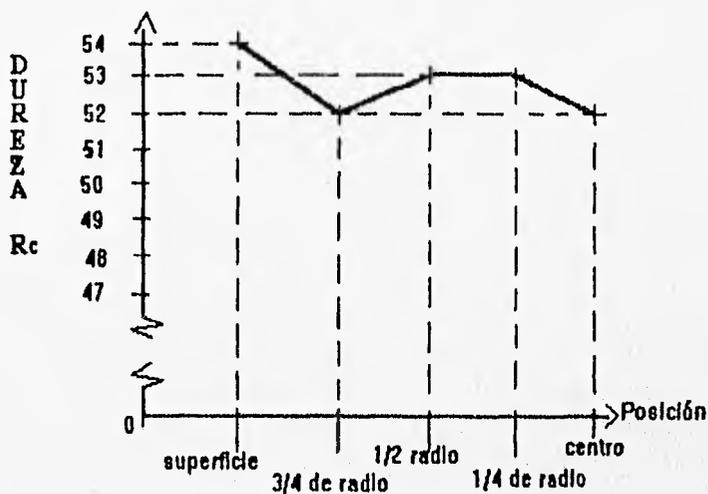
PROBETAS TEMPLADAS EN AGUA  
PARA UN DIAMETRO DE UNA PULGADA.



PROBETAS TEMPLADAS EN AGUA.  
PARA UN DIAMETRO DE 1 1/2 PULGADAS.

PROBETAS No.	LECTURAS				
	Superficie Rc	3/4 de radio Rc	1/2 radio Rc	1/4 de radio Rc	centro Rc
1	52	48	52	52,5	51,5
2	50,5	48,5	52	53	53,5
3	56,5	56	56	54	53
4	56	52,5	56	55	54
5	54	54	54,5	52,5	52
6	55	55	52,5	51,5	51
7	53	50	50	50	50
8	55	55	54	53	51
$\Sigma X/n$	54	52,4	53,4	52,6	52

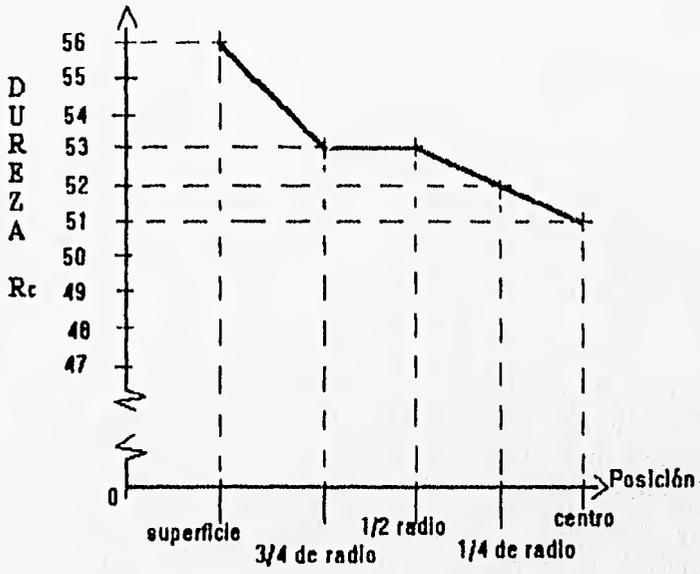
PROBETAS TEMPLADAS EN AGUA  
PARA UN DIAMETRO DE 1 1/2 PULGADAS.



PROBETAS TEMPLADAS EN AGUA.  
PARA UN DIAMETRO DE DOS PULGADAS.

PROBETAS No.	LECTURAS				
	Superficie Rc	3/4 de radio Rc	1/2 radio Rc	1/4 de radio Rc	centro Rc
1	55	51	52	51	50
2	55	52	53	53	51
3	55	54	54	51	51
4	55	54	53	52	52
5	57	54	54	53	50
6	58	54	54	53	51
7	56	55	55	53	51
8	57	53	52	52	51
$\Sigma X/n$	56	53,4	53,4	52,3	50,9

PROBETAS TEMPLADAS EN AGUA  
PARA UN DIAMETRO DE DOS PULGADAS.

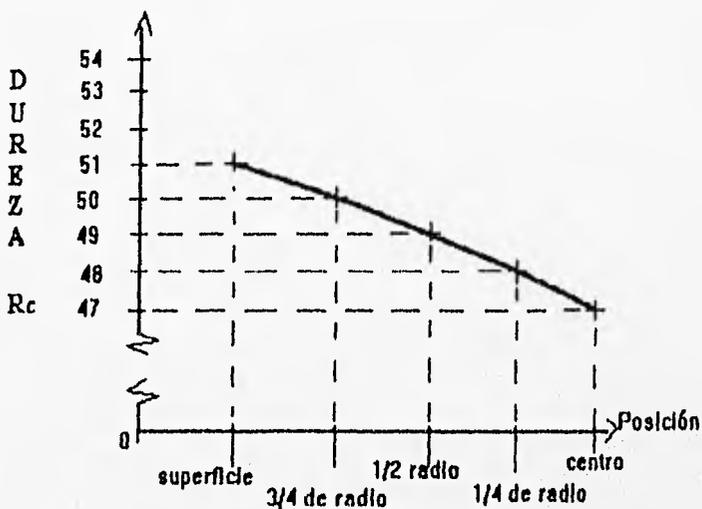


PROBETAS TEMPLADAS EN ACEITE (SAE-40).

PARA UN DIAMETRO DE 1/2 PULGADA.

PROBETAS No.	LECTURAS.				
	Superficie	3/4 de radio	1/2 radio	1/4 de radio	centro
	Rc	Rc	Rc	Rc	Rc
1	50	49	48	47	46
2	51	50,5	50	50	49
3	51	50	49	48	47,5
4	51	50	49	46,5	46
5	50	49	48	46	42
6	51	49	48	45	44
7	51	50	49	46	44
8	51	42	48	43	45
9	50	50	49	48	47
10	50	50	49	48	47
11	53	52	51	49	48
12	51	50	48,5	48	47
13	51	50	51	49	48
14	51	50	49,5	49	48
15	51	50	49	49	48
16	51	50	49,5	49,5	48
$\Sigma X/n$	50,9	49,5	49,1	47,6	46,5

PROBETAS TEMPLADAS EN ACEITE  
PARA UN DIAMETRO DE 1/2 PULGADA.

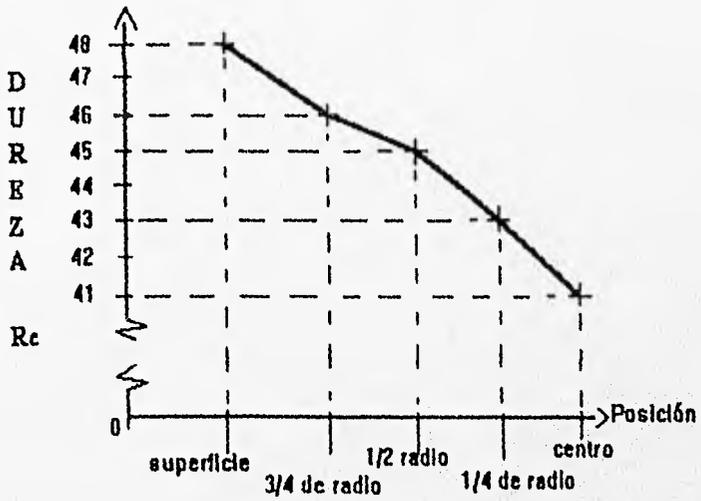


PROBETAS TEMPLADAS EN ACEITE (SAE-40).

PARA UN DIAMETRO DE UNA PULGADA.

No.	Superficie	3/4 de radio	1/2 radio	1/4 de radio	centro
	Rc	Rc	Rc	Rc	Rc
1	49	42	44	42	39
2	42	45	45	42	38
3	49	44	44	42	42
4	42	44	45	42	41
5	51	45	43,5	40,5	39,5
6	48	45,5	42	44,5	41
7	48	47	45	43,5	41
8	50	45	43	43	42,5
9	48	45	44,5	41	37
10	48	46	45	42,5	38
11	50	45	44	42	38
12	49	46	45	44	40
13	46	49	49	47	44,5
14	48	46	46,5	46	44,5
15	48	47	47	46,5	45
16	48	46	48	44	42,5
$\Sigma X/n$	47,7	45,5	45	43,3	40,8

PROBETAS TEMPLADAS EN ACEITE  
PARA UN DIAMETRO DE UNA PULGADA.

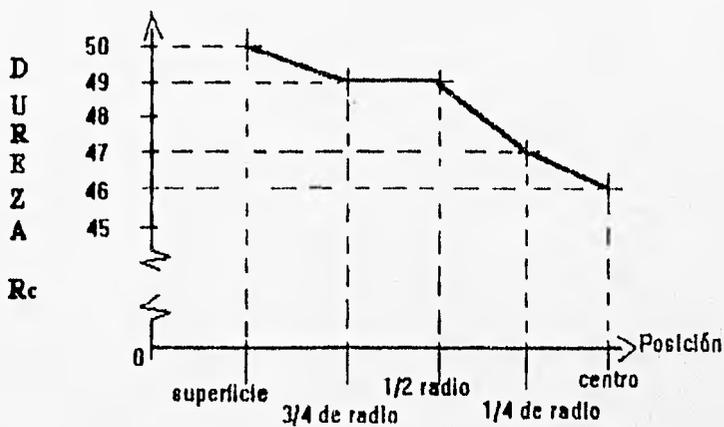


PROBETAS TEMPLADAS EN ACEITE (SAE-40).

PARA UN DIAMETRO DE 1 1/2 PULGADAS.

PROBETAS	LECTURAS					
	No.	Superficie	3/4 de radio	1/2 radio	1/4 de radio	centro
		Rc	Rc	Rc	Rc	Rc
	1	48	48	46,5	45	44
	2	47	47	47	48	46
	3	50	47	52	48	48
	4	49	50	50	49	48
	5	49	49	50	48,5	47
	6	49	48	50	49,5	49
	7	50	49	52	51	49
	8	52	52	51,5	51	50
	9	51	50	48	47	43
	10	50	49,5	46	45	44
	11	50	49	47	45	45
	12	50,5	50	49	46	44
	13	51	50	49	46	44
	14	50	49	48	45	44
	15	51	50	47	45	43
	16	50	49	47	46	44
	$\Sigma X/n$	49,8	49,2	48,8	47,2	45,8

PROBETAS TEMPLADAS EN ACEITE  
PARA UN DIAMETRO DE 1 1/2 PULGADAS.

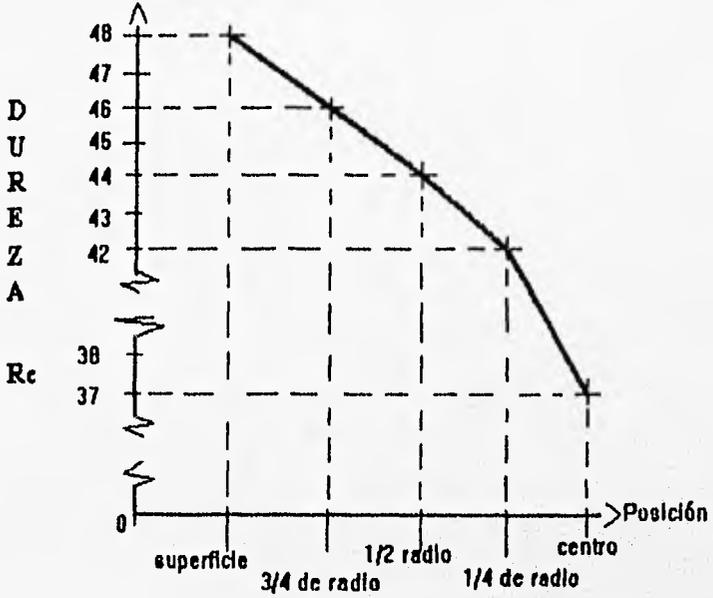


PROBETAS TEMPLADAS EN ACEITE (SAE-40).  
 PARA UN DIAMETRO DE DOS PULGADAS.

PROBETAS No.	LECTURAS				
	Superficie Rc	3/4 de radio Rc	1/2 radio Rc	1/4 de radio Rc	centro Rc
1	45	41	39	38	35
2	46	40	40	38	37
3	49	39	39	39	40
4	47	42	41	36	34
5	49	49	45	44	35
6	50	49	48	45	37
7	48	47	47	45	37
8	48	47	46	43	36
9	48	44	44	40	35
10	50	48	45	43	42
11	51	49	47	38	36
12	48	46	44	41	40
13	49	48	46	44	38
14	48	47	45	43	35
15	50	48	47	45	40
16	48	47	45	43	39
$\Sigma X/n$	48,4	45,7	44,3	41,6	37,3

PROBETAS TEMPLADAS EN ACEITE

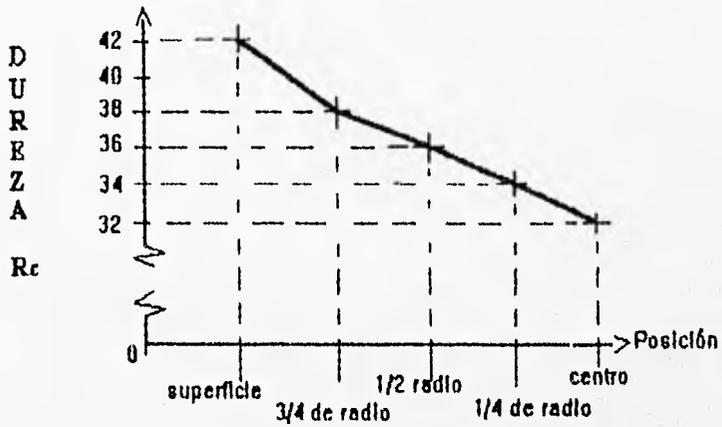
PARA UN DIAMETRO DE DOS PULGADAS.



PROBETAS TEMPLADAS EN AIRE.  
 PARA UN DIAMETRO DE 1/2 PULGADA.

PROBETAS No.	LECTURAS				
	Superficie	3/4 de radio	1/2 radio	1/4 de radio	centro
	Re	Re	Re	Re	Re
1	37	32	33	30	28
2	36	34	27	27	26
3	36	30	28	27	26
4	36	35	36	32	30
5	38	38	38	36	35
6	44	41	39	37	37
7	42	39	38	37	36
8	42	39	38	37	36
9	42	38	36	34	34
10	43	32	31	30	31
11	46	42	39	35	30
12	48	39	37	34	31
13	49	42	40	39	30
14	45	40	35	34	32
15	45	41	39	38	38
16	40	42	38	38	35
$\Sigma X/n$	41,8	37,8	35,8	34,1	32,2

PROBETAS TEMPLADAS EN AIRE  
PARA UN DIAMETRO DE 1/2 PULGADA.

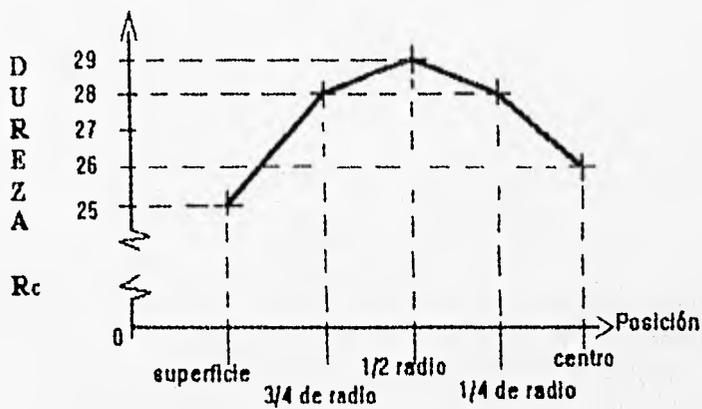


PROBETAS TEMPLADAS EN AIRE.  
PARA UN DIAMETRO DE UNA PULGADA.

No.	LECTURAS				
	Superficie	3/4 de radio	1/2 radio	1/4 de radio	centro
	Rc	Rc	Rc	Rc	Rc
1	27,5	28	29	33,5	26
2	27	28,5	29	30	26
3	26	28	31	31	31
4	27	26	31	33	31
5	22	32	32	26,5	25
6	22	30	31	25	25
7	24	26	29	27	25
8	22	30	31	28	27
9	25	26	28	26	27
10	27	27	28	26	24
11	26	26	27	28	26
12	27	27	28	27	27
13	26	28	29	25	26
14	25	26	26	24	24
15	24	27	28	26	26
16	23	26	27	24	23
$\Sigma X/n$	25	27,6	29	27,5	26,2

PROBETAS TEMPLADAS EN AIRE

PARA UN DIÁMETRO DE UNA PULGADA.

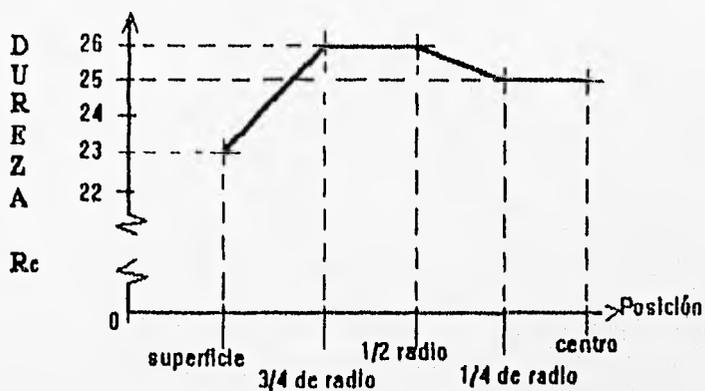


PROBETAS TEMPLADAS EN AIRE.  
PARA UN DIAMETRO DE 1 1/2 PULGADAS.

No.	LECTURAS				
	Superficie Rc	3/4 de radio Rc	1/2 radio Rc	1/4 de radio Rc	centro Rc
1	25	27	28	26	24
2	18	25	27	28	24
3	20	28	29	25	24
4	25	25	23	22	24
5	24	26	24	18	17
6	18	26	25	21	23
7	18	22	19	17	21
8	26	22	23	25	21
9	20	25,5	27,5	26,5	30
10	18	25,5	28	29	30
11	22	24	25,5	27	26
12	26	28	25,5	26,5	26,5
13	28,5	28	29	27,5	27
14	25	28	28	27	26
15	27	27	26	26	25
16	26,5	26	26	26	25
$\Sigma X/n$	22,9	25,8	25,8	24,8	24,6

# PROBETAS TEMPLADAS EN AIRE

PARA UN DIAMETRO DE 1 1/2 PULGADAS

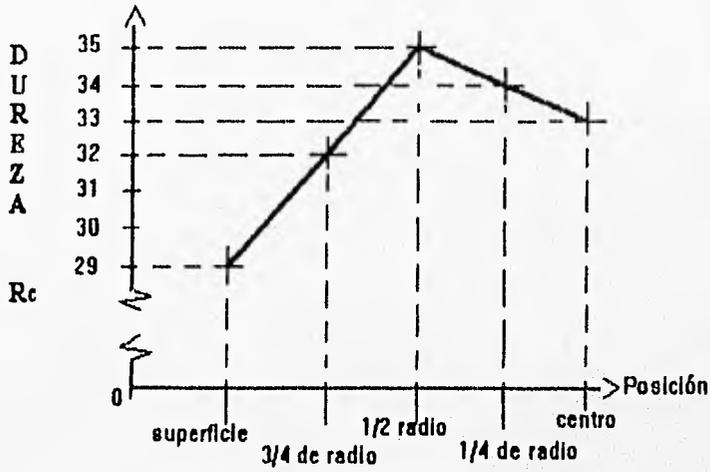


PROBETAS TEMPLADAS EN AIRE.  
PARA UN DIAMETRO DE DOS PULGADAS.

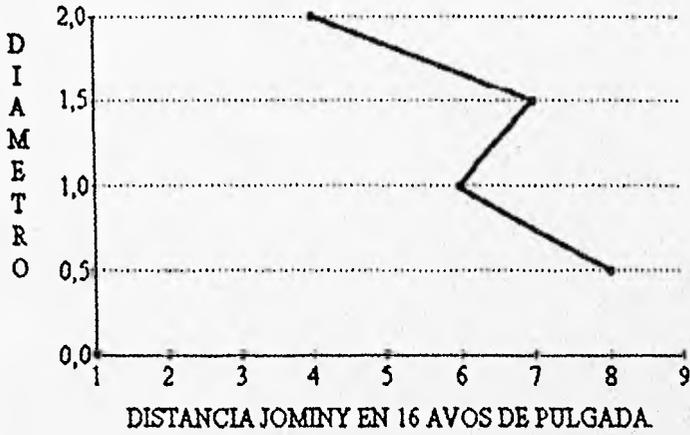
PROBETAS No.	LECTURAS				
	Superficie Rc	3/4 de radio Rc	1/2 radio Rc	1/4 de radio Rc	centro Rc
1	29	32	34	33	31
2	29	32	36	34	34
3	30	31	35	34	32
4	28	32	34	34	31
5	26	30	34	34	36
6	30	31	35	35	35
7	30	36	37	37	37
8	30	34	36	34	34
9	32	33	35	34	32
10	31	32	34	32	31
11	30	30	34	32	32
12	28	31	35	33	31
13	30	32	35	33	32
14	31	31	36	34	33
15	29	30	34	32	31
16	28	30	35	33	30
$\Sigma X/n$	29,4	31,68	34,9	33,6	32,6

PROBETAS TEMPLADAS EN AIRE

PARA UN DIAMETRO DE DOS PULGADAS.

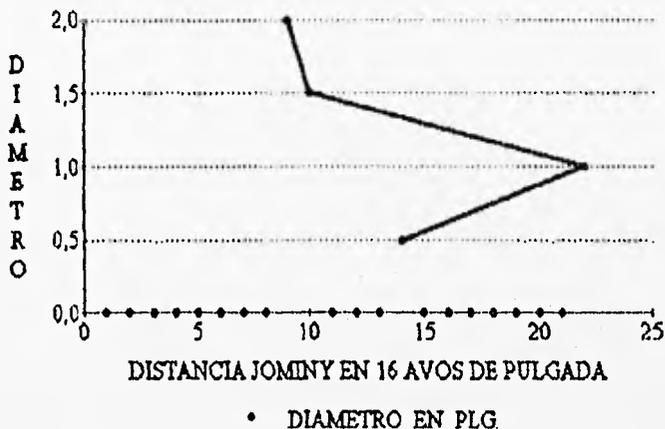


**CURVAS DE ENFRIAMIENTO**  
**TEMPLE EN AGUA (SUPERFICIE)**

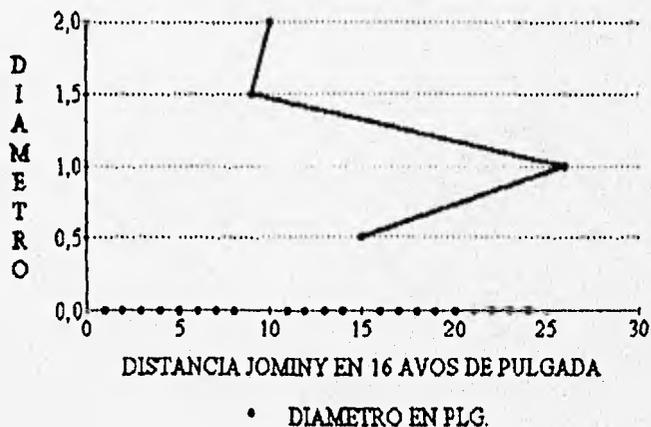


• DIAMETRO EN PLG.

**TEMPLE EN AGUA**  
**3/4 DE RADIO**

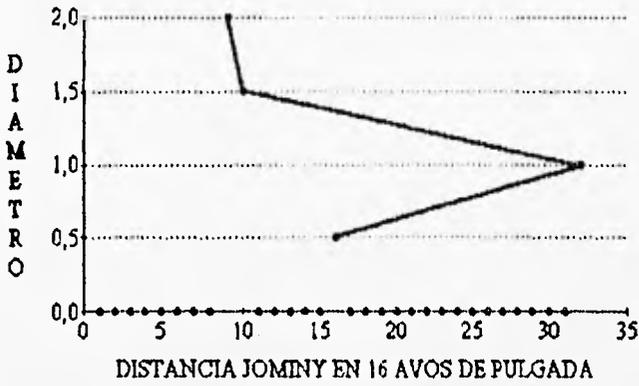


**CURVAS DE ENFRIAMIENTO**  
**TEMPLE EN AGUA (1/2 RADIO)**



### TEMPLE EN AGUA

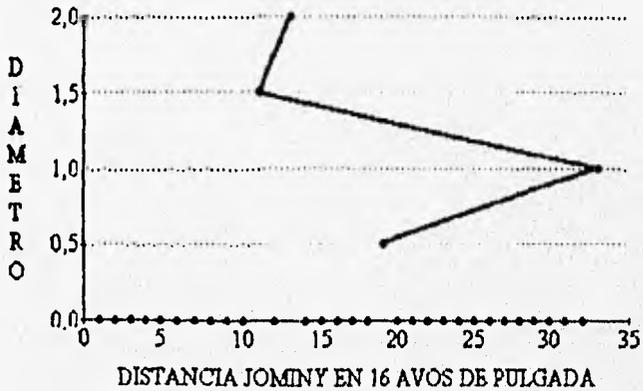
1/4 DE RADIO



• DIAMETRO EN PLG.

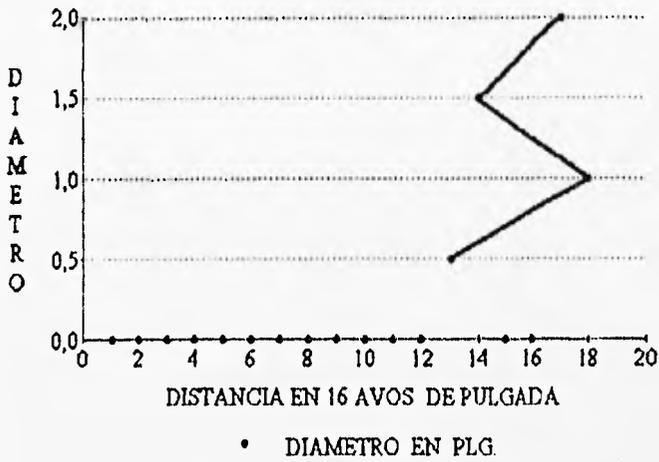
### CURVA DE ENFRIAMIENTO

TEMPLE EN AGUA (CENTRO)

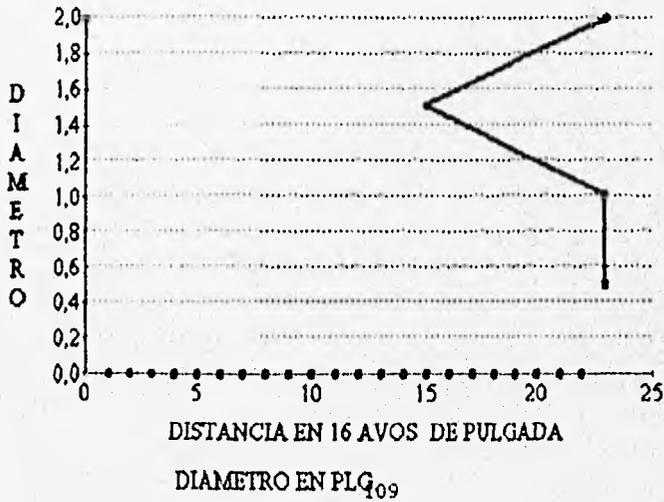


• DIAMETROS EN PLG.

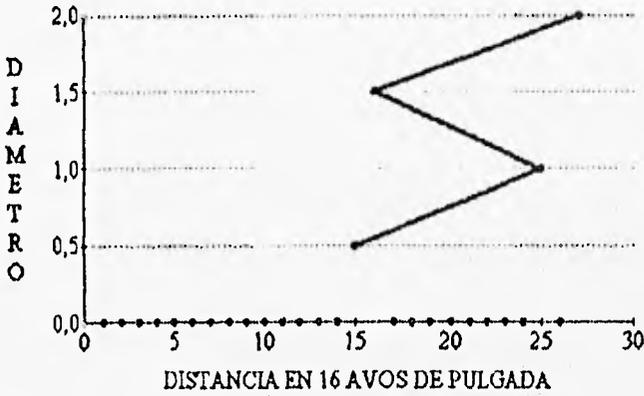
**CURVAS DE ENFRIAMIENTO**  
**TEMPLE EN ACEITE (SUPERFICIE)**



**TEMPLE EN ACEITE**  
**3/4 DE RADIO**

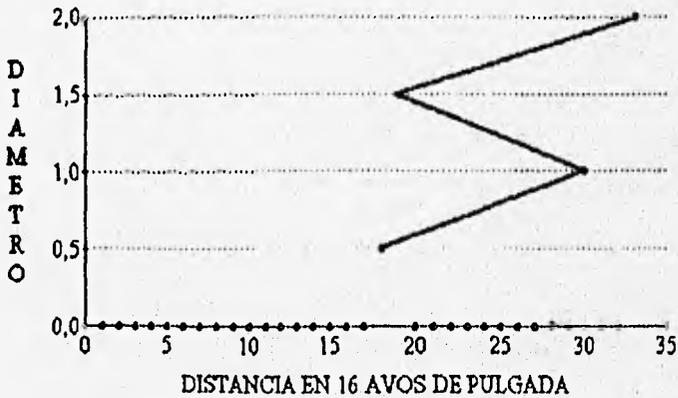


**CURVAS DE ENFRIAMIENTO**  
**TEMPLE EN ACEITE (1/2 RADIO)**



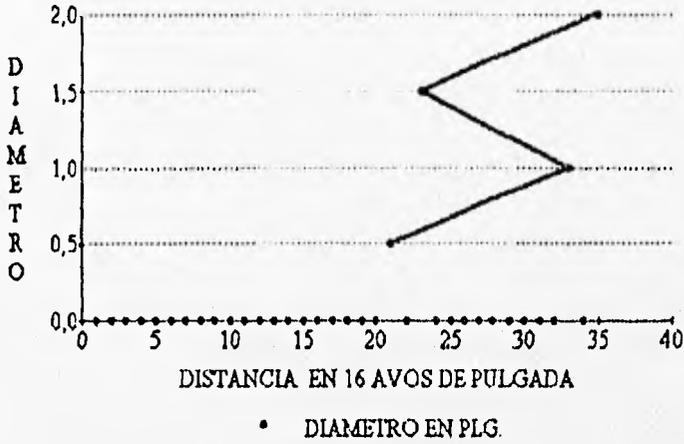
• DIAMETRO EN PLG.

**TEMPLE EN ACEITE**  
**1/4 DE RADIO**



• DIAMETRO EN PLG.

**CURVA DE ENFRIAMIENTO**  
**TEMPLE EN ACEITE (CENTRO)**



## 7

## DISCUSION DE RESULTADOS.

Probeta	Diámetro	Dureza promedio				
		Superficie	3/4 de radio	1/2 radio	1/4 de radio	centro.
medio de temple.						
Agua	1/2"	53,8	50,3	49,2	48	47,4
Agua	1"	55,1	46,1	44,4	41,8	40,1
Agua	1 1/2"	54	52,4	53,4	52,6	52
Agua	2"	56	53,4	53,4	52,3	50,9
Aceite	1/2"	50,9	49,5	49,1	47,6	46,5
Aceite	1"	47,7	45,5	45	43,3	40,8
Aceite	1 1/2"	49,8	49,2	48,8	47,2	45,8
Aceite	2"	48,4	45,7	44,3	41,6	37,3
Aire	1/2"	41,8	37,8	35,8	34,1	32,2
Aire	1"	25	27,6	29	27,5	26,2
Aire	1 1/2"	22,9	25,8	25,8	24,8	24,6
Aire	2"	29,4	31,7	34,9	33,6	32,6

**OBSERVACIONES OBTENIDAS EN BASE A LOS RESULTADOS  
DE LAS PROBETAS TEMPLADAS EN AGUA:**

Existe una relación decreciente en los valores de dureza obtenidos, siendo la zona superficial la de mayor temple observado, mientras que en la zona del centro, observamos menor dureza.

Basandonos en las lecturas en base a los diámetros observamos:

En las probetas de 1/2" de diámetro existe una diferencia de lecturas de 6,4 Rc entre la superficie y el centro de la probeta.

Mientras que en las probetas templadas de 1" de diámetro se observa una diferencia entre las lecturas de 15 Rc, entre la superficie y el centro de la probeta.

En las probetas de 1 1/2" y 2" de diámetro se observó el temple más homogéneo y la dureza obtenida más estable, registrando en las lecturas una diferencia de 2 Rc entre la superficie y el centro de las probetas, mientras en las probetas de 2" de diámetro tenemos una diferencia de 5,1 Rc, entre las lecturas de la superficie y el centro de las probetas.

**OBSERVACIONES OBTENIDAS EN BASE A LOS RESULTADOS  
DE LAS PROBETAS TEMPLADAS EN ACEITE:**

Se observa en las probetas templadas en aceite la misma tendencia decreciente que existe en los valores de las lecturas tomadas en agua, pero la diferencia entre lecturas es menor. Esto implica un temple más estable y homogéneo que el temple en agua.

En base a las lecturas con respecto al diámetro observamos:

En las probetas de 1/2" de diámetro la diferencia de lecturas es de 4,4 Rc entre la superficie y el centro de las probetas templadas.

En las probetas de 1" de diámetro la diferencia de lecturas es de 6,9 Rc entre la superficie y el centro de la probeta, pero las lecturas son más bajas que las esperadas, consideramos la influencia de condiciones no deseadas en el tratamiento térmico como pueden ser:

- a) Acero obtenido de diferente composición al requerido para la prueba experimental.
- b) Tratamiento térmico no realizado adecuadamente.
- c) Lecturas alteradas debidas al calentamiento excesivo al seccionar las probetas con un medio refrigerante no adecuado.

Para un diámetro de 1 1/2" la diferencia de lecturas entre la superficie y el centro de la probeta es de 3 Rc. Y para las probetas de 2" de diámetro es de 11,1 Rc mostrando en estas probetas la tendencia característica del temple en aceite.

**OBSERVACIONES OBTENIDAS EN BASE A LOS RESULTADOS  
DE LAS PROBETAS TEMPLADAS EN AIRE:**

Los valores obtenidos tienen una tendencia a ser mayores en las lecturas tomadas a 3/4 de radio, 1/2 radio y 1/4 de radio, que las tomadas en la superficie y en el centro de la probeta.

Estos valores no son los esperados pero entre las posibles causas tenemos:

El medio de enfriamiento no es tan severo como para el temple en agua y en aceite.

El diámetro de la probeta no es el adecuado para realizar un temple en aire.

La dimensión de la probeta provoca un recalentamiento al enfriar la superficie mientras el centro de la probeta permanece a una temperatura elevada ocasionando una estructura blanda en la probeta estudiada.

El tiempo excesivo que tarda en enfriarse totalmente la probeta.

#### CONSIDERANDO LOS RESULTADOS OBTENIDOS EN LAS GRAFICAS DE ENFRIAMIENTO CONTINUO:

Para el temple en agua observamos una tendencia a obtener lecturas mas altas en las probetas de mayor diámetro.

Considerando que el tiempo de enfriamiento es menor en las probetas de 1/2" de diámetro que en las probetas de 2" de diámetro, no existe gran variación en las lecturas promedio graficadas teniendo como consecuencia valores de templabilidad estables.

Hacemos notar el valor de las durezas obtenidas en las probetas de 1" de diámetro no es el deseado por lo cual consideramos las condiciones mencionadas anteriormente en los puntos a, b y c.

Para el temple en aceite observamos que:

Tenemos lecturas muy homogéneas en todas las superficies seccionadas.

Pero notemos que las lecturas de dureza más elevadas son obtenidas en las probetas de 1/2" de diámetro y las menores en las probetas de 2" de diámetro.

Esto puede ser causado por el medio de enfriamiento y el tiempo que dura en enfriarse la probeta, es menor el tiempo de enfriamiento en las probetas de 1/2" de diámetro que en las probetas de 2" de diámetro.

Para el temple en aire no fue posible obtener las relaciones de enfriamiento continuo, debido a que los valores registrados son muy bajos y no existe relación con la curva Jominy.

De todo lo realizado podemos llegar a las conclusiones siguientes:

De los diagramas de transformación isotérmica concluimos que mientras la perlita y la bainita dependen del tiempo para su transformación, la martensita sólo es obtenida al disminuir la temperatura de austenitización en el intervalo de transformación sin depender del tiempo de permanencia a esta temperatura.

Consideramos que para realizar un tratamiento térmico es indispensable considerar, el medio de enfriamiento junto con el tamaño y la forma de la pieza, son factores que determinan la velocidad de enfriamiento de las piezas.

El medio de enfriamiento para un tratamiento térmico se selecciona en base a las propiedades finales que se desean obtener, considerando las propiedades del acero y las condiciones a las cuales va a estar sujeta la pieza.

Tomando en consideración la prueba Jominy realizada al acero 4140, observamos una templabilidad media en los resultados graficados.

Analizando los resultados obtenidos en las gráficas de enfriamiento continuo observamos en el temple en agua existe una tendencia a obtener valores de dureza más altos en las probetas de mayor diámetro.

Partiendo de las lecturas obtenidas en las gráficas de enfriamiento continuo templadas en aceite, observamos lecturas homogéneas en todas las superficies seleccionadas pero notamos que la dureza más elevada se presenta en las probetas de 1/2 pulgada de diámetro y las menores en 2 pulgadas de diámetro.

Para las lecturas observadas en el temple en aire no fue posible obtener las relaciones de enfriamiento continuo debido a las bajas lecturas registradas.

Posibles aplicaciones a las relaciones entre las velocidades de enfriamiento en barras redondas y en probetas Jominy.

Podremos determinar la dureza a través de una barra de sección circular.

Podemos predecir propiedades y microestructuras.

Se utilizan para remplazar o seleccionar aceros en aplicaciones prácticas

El hecho de que dos aceros diferentes se enfríen a la misma velocidad, si se templean en condiciones idénticas, sirve para el proceso de selección del medio de temple a utilizar.

## BIBLIOGRAFIA:

1.- Manual del Ingeniero. Vol. XII.  
Tratamientos Térmicos de los Aceros.

Autor: Hans Stödeman.

Editorial: URMO, S. A.

10-Bilbao-9 (España).

1980.

2- Tratamientos Térmicos de los Aceros

Autor: José Apraiz Barreiro.

Editorial: dossat, S. A.

Octava Edición, 1985.

Madrid-12 (España)

3.- Metalografía y Tratamientos Térmicos de los Aceros.

Autor: Yu. M. Lajtin.

Editorial: MIR Moscú.

Tercera edición, 1983.

4.- La Ciencia e Ingeniería de los Materiales.

Autor: Donald R. Askeland

Grupo Editorial Iberoamérica.

México D. F. 1985.

5.- Procesos Básicos de Manufactura.

Autores: H: C. Kazanas, Glenn E. Baker & Thomas G. Gregor.

Editorial: McGraw-Hill/Interamericana de México S. A. de C. V.

Agosto de 1981.

México D. F.

6.- Procesos de Manufactura versión S.L

Autores: B. H. Amstead, Phillip F. Ostwald & Myron L. Begeman.

Compañía Editorial Continental S. A.

Tercera edición, México D. F.

Agosto de 1981.

7.- Materiales y Procesos de Manufactura para Ingenieros.

Autores: Lawrence E. Doyle, Carl A. Keyser,

George F. Schrader & Morse B. Singer.

Editorial: PRENTICE HALL.

Tercera edición, 1988.

México D. F.

8.- Tecnología de los Metales.

Autores: A. Malishev, G. Nikolaiev & Yu. Shuvalov.

Editorial: MIR.

Sexta edición, 1983.

Moscu.

9.- Tecnología de Fabricación Metalmeccánica.

Autor: Zeferino Damián Noriega.

A.G.T. Editor S. A.

1986.

México D. F.

10.- Metalografía Tomo 1.

Autor: A. P. Guliáev.

Segunda edición

Editorial MIR.

Moscú, 1983.

11.- Procesos de Manufactura y Materiales para Ingenieros.

Autores: Laurence E. Doyle

y la colaboración de:

Carla A. Keyser, James L. Leach,

George F. Schrader & Morse B. Singer.

Editorial: DIANA

Junio de 1986.

México D. F.