

La Dirección y Redacción de **GEOS**, se complace en publicar en su tercer número la Tesis de Grado del compañero Antonio Villasmil, por ser dicho trabajo el que obtuvo la máxima calificación durante el año 1958-59 en la Escuela de Geología, Minas y Metalurgia.

Cumplimos pues, con nuestra promesa al estudiantado de la Escuela, de que se publicará el texto completo de aquellas tesis de grado que ganaran la máxima calificación dada en nuestra Universidad.

Por la Dirección y Redacción de **GEOS**,
Max Casalta.

ESTUDIO EXPERIMENTAL SOBRE TEMPLE Y REVENIDO DE UN ACERO DE 1%. DE CARBONO

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

Presentado ante la Ilustre Universidad Central de Venezuela por el Bachiller ANTONIO VILLASMIL, para optar al Título de Ingeniero Metalúrgico.

Caracas, Julio de 1959

INTRODUCCION

En su término más amplio, por tratamiento térmico de los aceros, se entiende cualquier proceso que envuelve el calentar y enfriar la solución sólida mediante el cual sus propiedades son alteradas, sin ningún cambio intencional en su composición química.

La mayor ventaja de los aceros como material de Ingeniería es su versatilidad. Esto queda fácilmente demostrado por la gran cantidad de productos existentes y los que podemos imaginar, a medida que los progresos de la industria vayan exigiendo nuevos y mejores tipos de aceros. Se puede asegurar que a través de los tratamientos térmicos, podemos alterar una o más de las características de los aceros; y en general, la gran utilidad de los mismos se desprende del factor que las propiedades de los aceros pueden ser cambiadas, así como controladas, tal como se desee por medio de los tratamientos térmicos.

Esta importante facultad que poseen los aceros de ser controlables sus propiedades por medio de tratamientos térmicos, se debe en gran parte a que esas propiedades en tur-

no no son sino un simple reflejo de su constitución; esto es, su naturaleza, distribución y cantidades de sus constituyentes metalográficos, aparte de su composición química.

Cuando tenemos dos o más metales, o un metal y un no metal, éstos menos conveniente, pudiéndose llegar al caso de que sean solubles, semisolubles o insolubles en estado sólido. Estas combinaciones más los efectos físicos y químicos, reciben el nombre de aleación.

De todas las aleaciones, la más importante industrialmente es la aleación hierro - carbono (Fe - C), debido a las numerosas aplicaciones tecnológicas e industriales que poseen. Este tipo de combinaciones reciben el nombre de aleaciones binarias por estar constituidas fundamentalmente por dos elementos; en nuestro caso particular, hierro y carbono.

El hierro puro es un metal relativamente blando; pero al combinarse con el carbono adquiere un incremento de dureza debido a la formación de un compuesto de fórmula completamente definida, denominado cementita (Fe_3C). Este es el componente más duro de los aceros, pero les im-

parte una gran fragilidad. Industrialmente las aleaciones hierro-cementita tienen más importancia que las aleaciones hierro-carbono.

Tecnológicamente, en este tipo de aleaciones, las comprendidas entre un rango de 0% a 25,5% de cemen-

tita reciben el nombre de aceros: pudiéndoseles clasificar en tres tipos: Aceros Hipoeutectoides, Aceros Eutectoides y Aceros Hipereutectoides, con un contenido en cementita respectivamente de 0% a 13,5%; 13,5% y 13,5% a 25,5% o sus equivalentes

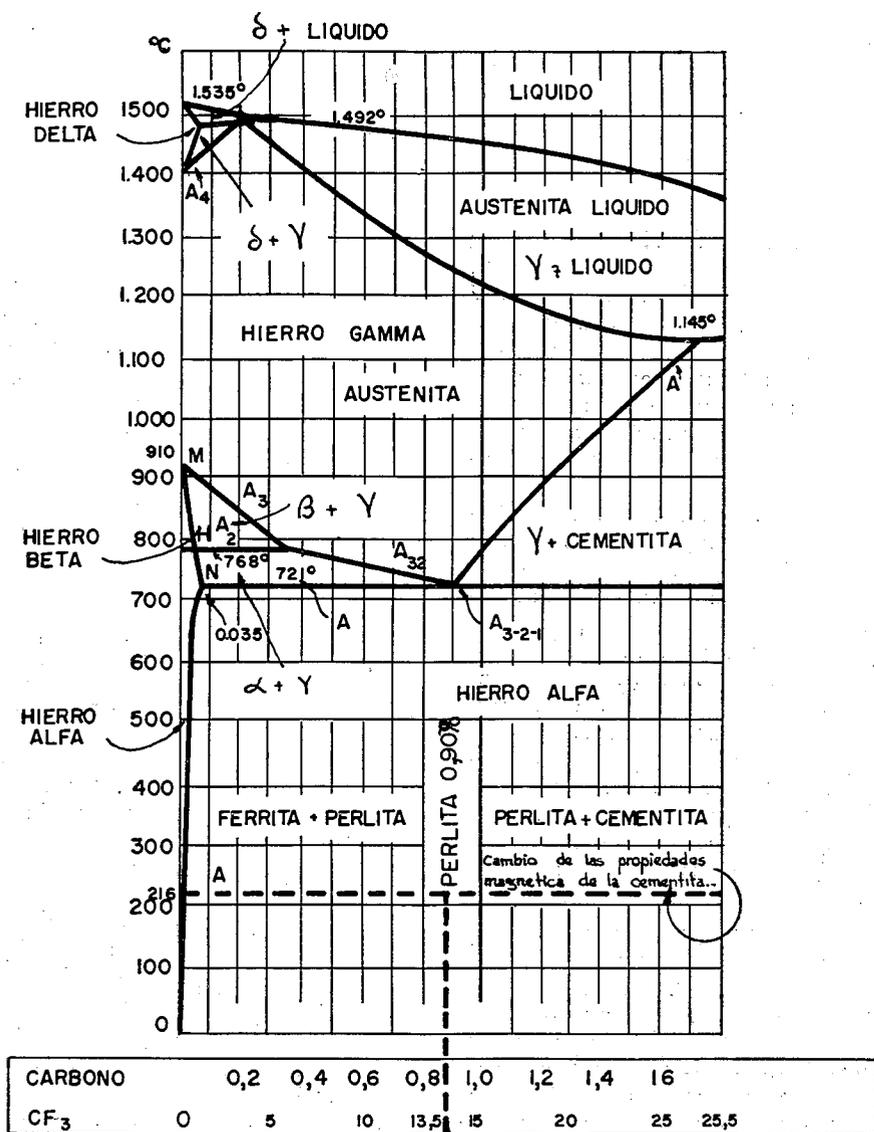


Fig. 1.—Sección del diagrama de equilibrio hierro-carbono correspondiente a los aceros.

en carbono que son: de 0,03% a 0,89% y 0,89% a 1,7%. El primer rango recibe el nombre de aceros dulces y el segundo de aceros duros o de herramienta.

Para formarnos una idea clara acerca de los distintos constituyentes de los aceros, es conveniente dar un repaso al diagrama hierro-carbono correspondiente a la zona de los aceros, y al mismo tiempo, ir definiendo

las distintas estructuras metalográficas que se presenten. Al final de esta tesis, se encuentra un esquema completo del diagrama de equilibrio-hierro-carbono.

Al observar el diagrama hierro carbono correspondiente a la zona de los aceros, figura 1, veremos que a medida que aumenta el contenido en cementita o en carbono, aumenta la dureza, Figura 2.

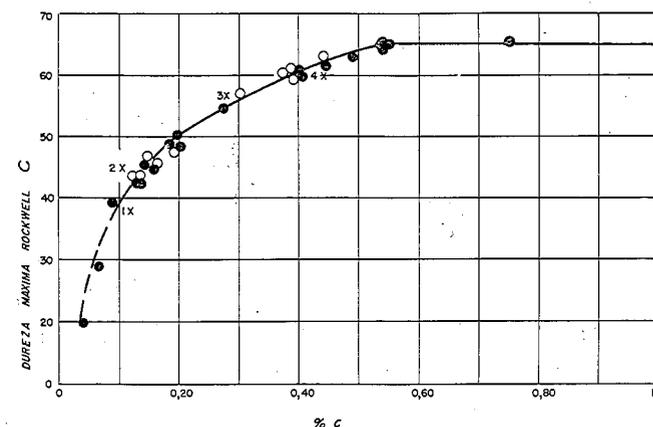


Fig. 2.—Aumento de dureza con respecto al porcentaje hierro carbono.

En el presente trabajo me limitaré al estudio de la aleación hierro cementita, (sistema metaestable) correspondiente a un tenor de carbono de 1,0%, que corresponde por lo tanto a los aceros hipereutectoides o de herramientas.

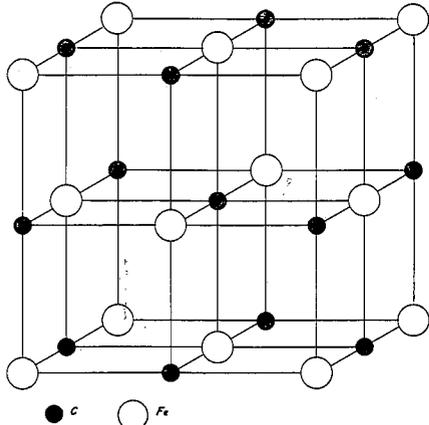
Si estudiamos el diagrama hierro-carbono, observamos que este acero presenta dos puntos críticos, correspondientes a las líneas A_{cm} y A_1 . El primero de dichos puntos es casi imperceptible, correspondiendo éste a la transformación austenita-cementita una temperatura aproximada de 813°C. El segundo punto, o sea A_1 corresponde al resto de la transformación de la austenita remanente en perlita, se verifica a los 723°C. Los

constituyentes micrográficos son por lo tanto cementita secundaria y perlita.

A continuación vamos a estudiar las transformaciones que experimenta la aleación hierro carbono, correspondiente a nuestro espécimen de estudio, de acuerdo con el diagrama hierro carbono.

A una temperatura superior a los 1.528°C la aleación estaría formada por hierro líquido y carbono. Al ir disminuyendo la temperatura hasta los 1.450°C, punto en el cual el hierro comienza a admitir carburo de hierro, se da lugar a una solución sólida conocida con el nombre de Austenita. El nombre de austenita fue dado a este constituyente de los aceros, en

honor del célebre metalurgista inglés Austem; es el componente más denso de los aceros y posee una dureza Brinnell de 300; una resistencia que varía de 88 a 105 kgs./mm² y un alargamiento comprendido entre el 20% y el 23%.

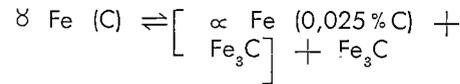


En la figura 3, podemos observar la disposición de los átomos de carbono en el cubo de hierro γ (según Peetch). La austenita es poco magnética y presenta gran resistencia al desgaste. A temperatura ambiente, es difícil encontrarla en piezas o en herramientas de baja aleación; encontrándose por el contrario en pequeñas cantidades, sirviendo de fondo a la martensita.

Al llegar a los 1.350°C, la cristalización de la austenita ha sido total; y al seguir disminuyendo la temperatura, hasta los 813°C, ésta no experimenta transformación alguna, pero sí sufre una disminución en la longitud del parámetro reticular debido al descenso de la temperatura.

A partir de los 813°C, la austenita comienza a segregar cementita; la cual va en aumento hasta los 723°C al mismo tiempo que la austenita, va cambiando su composición a lo largo de la línea A_{cm} hasta llegar a a composición eutectoide.

En el intervalo de temperaturas 813°C a 723°C, el acero estará formado por austenita y cementita secundaria; y si analizamos detenidamente el proceso, hallaremos que a medida que la temperatura disminuye, la austenita va dejando en libertad el exceso de cementita y solamente retiene la cantidad necesaria de ésta, para que al sobrepasar la línea correspondiente a la temperatura eutectoide (723°C), por medio de una reacción en estado sólido se convierte en perlita. Podemos resumir la transformación de la austenita por medio del esquema siguiente:



La perlita $[\alpha \text{ Fe (0,025\% C)} + \text{Fe}_3\text{C}]$

es un eutectoide formado por 13,5% de carburo de hierro (cementita) y un 86,5% de hierro alfa. Por enfriamiento lento la austenita se transforma en perlita, o por un tratamiento isotérmico comprendido entre los 650°C y 750°C.

La denominación perlita fue dada por el metalurgista Sorby debido a que posee reflejos marcados. La ferrita y la cementita aparecen en láminas paralelas alternadas y según la velocidad de enfriamiento, la distancia entre ellas puede ser de mayor o de menor grado; esta distancia interlaminar nos permite clasificar la perlita en varios tipos: perlita gruesa, cuya distancia interlaminar es de 400 milimicras y la dureza Brinnell de 200; la perlita normal, cuya distancia interlaminar es de 350 milimicras y 200 unidades Brinnell y por último otro tipo de perlita, cuya distancia interlaminar es de 250 milimicras y 300 Brinnell. Es de observar, que a medida que la distancia interlaminar disminuye, la dureza Brinnell aumen-

ta hasta tal punto que cuando las láminas se unen por sus extremos formando glóbulos de cementita sobre un fondo blanco de ferrita, la dureza aumenta notablemente y este tipo de estructura se conoce con el nombre de perlita globular.

DESCOMPOSICION DE LA AUSTENITA

Generalidades

Todos los aceros cualquiera que sea su contenido en carbono, al enfriarse hasta llegar a la línea A_3 ó A_{cm} comienza la austenita a segregar el

constituyente en exceso, ferrita si son los aceros hipoeutectoides y cementita si los aceros son hipereutectoides durante esta transformación de la austenita hasta llegar a la línea A_1 , en la cual la austenita alcanza la concentración eutectoide. Al alcanzar la austenita la temperatura de la línea A_1 , se descompone totalmente sin variación térmica, transformándose en perlita.

Por el contrario, cuando nosotros calentamos el acero al pasar por el punto A_1 , (100°C) los constituyentes micrográficos de éste se van transformando hasta llegar a la línea

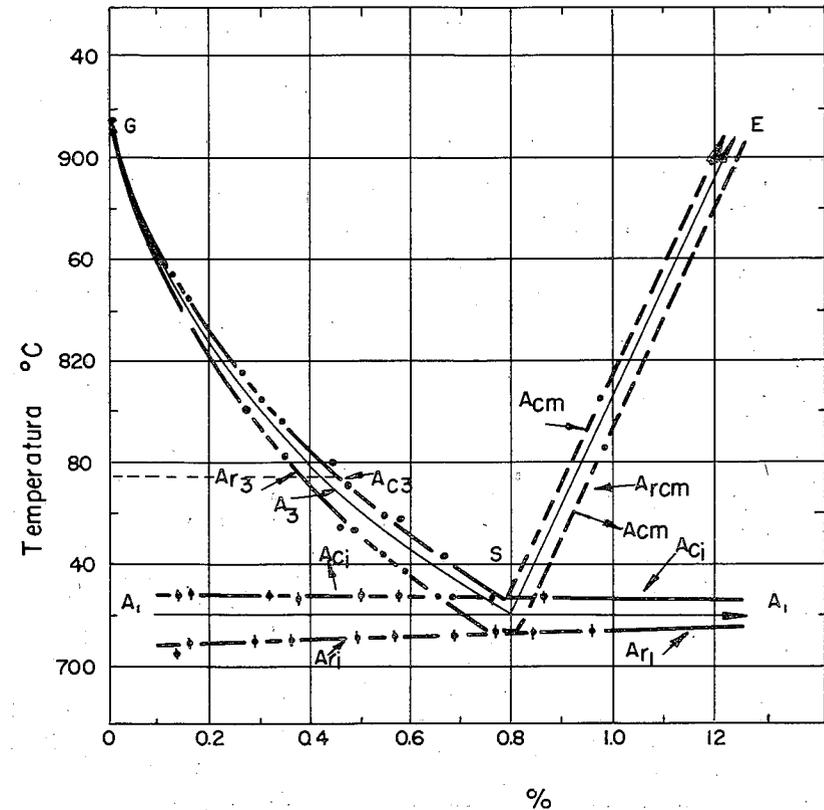


Fig. 4. — Las temperaturas de transformación en las aleaciones hierro-carbono influenciadas por calentamientos y enfriamientos a 1/8 de grados C. por minuto. Las temperaturas probables de equilibrio para las diferentes fases son también señaladas. (Trabajo de Mehl y Wells).

A₃ ó A_{cm} a partir de las cuales la transformación es total en austenita. A primera vista los distintos puntos tanto de calentamiento y enfriamiento deberían coincidir, pero trabajos de Mehl y Wells han demostrado que para un mismo acero la temperatura del calentamiento y enfriamiento es diferente. Si nosotros representamos por A₃ para el calentamiento y A₃^r para el enfriamiento, podemos de una manera cualitativa representar las líneas A₃ y A₃^r por A₃ y A₃^r para el calentamiento y A₃^r y A₃ para el enfriamiento; la línea A₁ sufriría el mismo cambio de anotación (Fig. 4).

Para facilitar, o mejor dicho para darnos una idea más clara, tomemos el acero sometido a estudio, el cual posee un 1% exacto de carbono. Estas transformaciones son reacciones en estado sólido y la velocidad de enfriamiento ejerce una marcada influencia en su desarrollo. Aunque la estructura estable para este acero es perlita más cementita, éstos constituyentes pueden ser alterados profundamente al nosotros variar la velocidad de enfriamiento.

Si nosotros enfriamos continua y progresivamente el acero en cuestión, lo podemos considerar como infinitos pasos discontinuos descendentes, infinitamente próximos, siendo más sencillo por tanto estudiar la descompo-

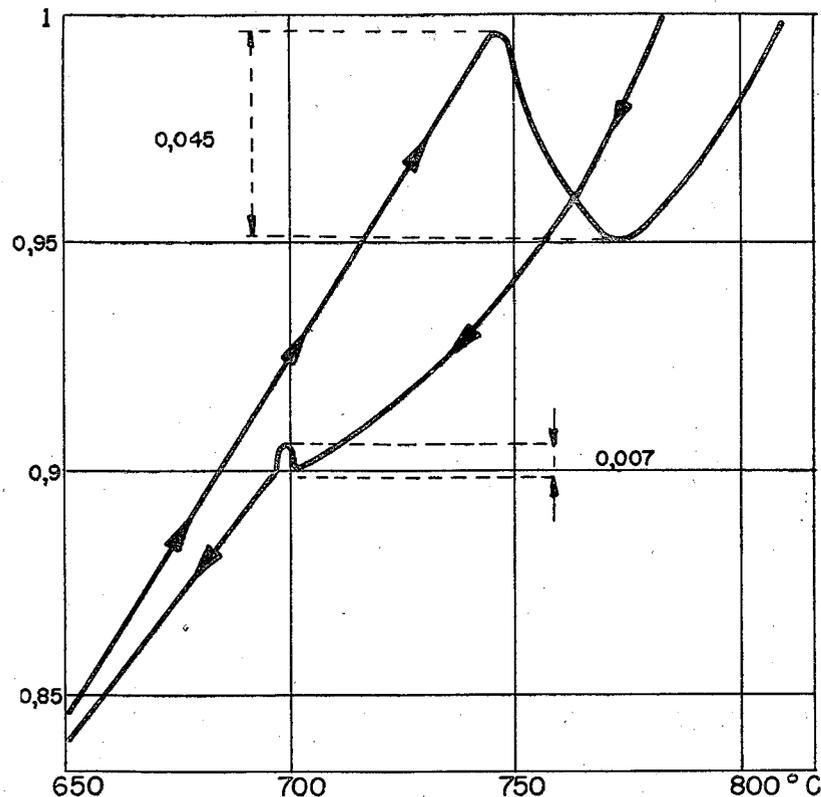


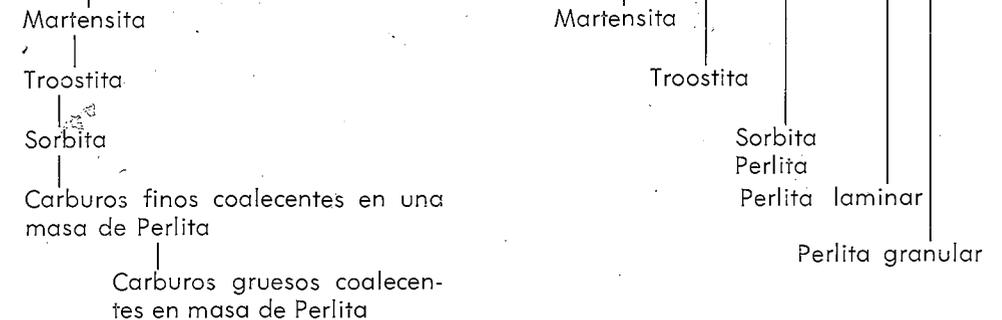
Fig. 5. — Puntos Críticos.

ETAPAS DE DESCOMPOSICION DE LA SOLUCION SOLIDA α AUSTENITA

AUSTENITA

Revenido a temperaturas progresivas por debajo de la temperatura crítica A

Enfriamiento progresivo a velocidades inferiores a la velocidad crítica.



(Tabla 1)

sición de la austenita isotérmicamente entre las temperaturas comprendidas entre A₁ y la temperatura ambiente.

Si analizamos detenidamente la figura 5, observamos que un acero con 1.0% de carbono presenta dos puntos críticos correspondientes a la línea A_{cm} y A₁, bien en el enfriamiento o en el calentamiento del mismo. El primero de dichos puntos es casi imperceptible correspondiendo a la transformación de la austenita en cementita secundaria, verificándose dicha modificación a los 813°C, en el punto A₁ la austenita finaliza su transformación, siendo la temperatura de ésta los 726°C.

Como hemos dicho anteriormente metalográficamente hemos visto que el acero lentamente presenta dos estructuras que son cementita y perlita.

Antes de comenzar el estudio detallado de la transformación isotérmica de la austenita es conveniente estudiar de forma somera los cambios estructurales que experimenta el acero al modificar nosotros la velocidad de enfriamiento.

Los diferentes productos que se obtienen de la descomposición de la austenita por medio de velocidades de enfriamiento inferiores a la velocidad crítica se señalan en la parte derecha de la Tabla 1.

Generalmente para obtener un constituyente micrográfico, el control de la velocidad de enfriamiento se hace muy difícil, ocurriendo lo mismo cuando se calienta un acero que ha sido enfriado con el fin de obtener una estructura determinada.

La rigidez del acero endurecido es muy grande, pero el aumento de temperatura imparte suficiente libertad de movimiento para permitir una

transformación parcial. Entonces a medida que la temperatura del enfriamiento se hace más alta, la austenita se convierte en martensita. Ésta en Trostita y así sucesivamente. Los productos obtenidos por la descomposición de la austenita que se logran por revenido a temperaturas superiores se señala en la parte izquierda de la tabla. Se observa fácilmente que se puede obtener casi

la misma estructura ya sea por variación de la velocidad inicial del enfriamiento o por un revenido del acero templado. El doble tratamiento de temple y revenido nos da oportunidad para un control mucho más exacto sobre el grado de suavización de un acero que el que se pueda obtener por variación de la velocidad de enfriamiento solamente.

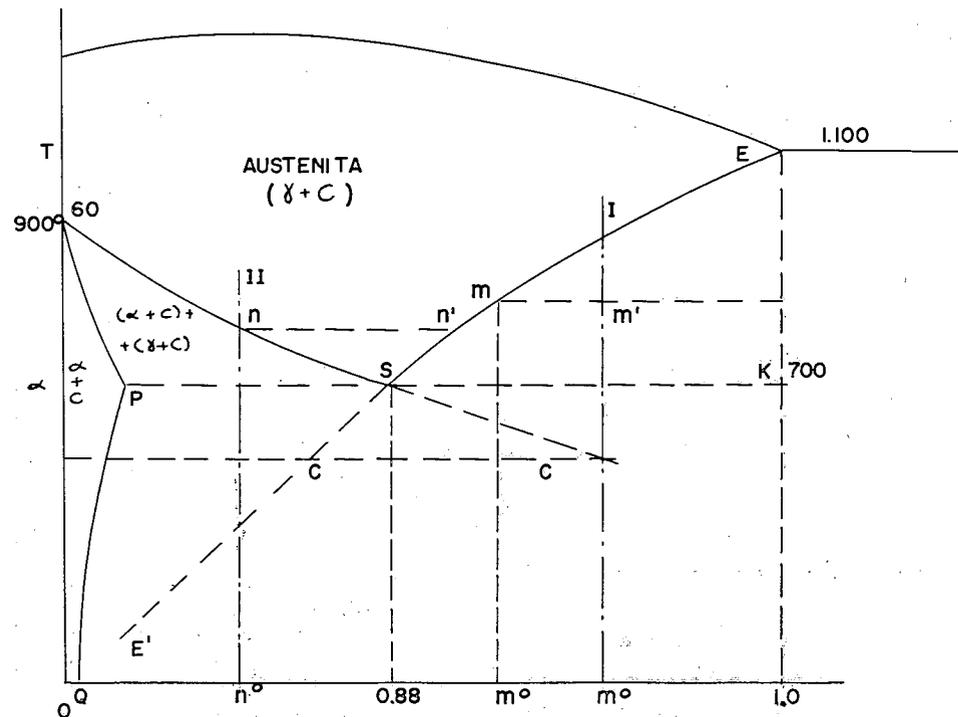


Fig. 6. — Parte correspondiente a los aceros en el diagrama Hierro-Carbono.

DESCOMPOSICION DE LA AUSTENITA:

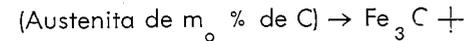
La concentración de 1,7% de C nos da el límite de saturación del hierro, pero esto es a una temperatura de 1.130°C. Al descender la temperatura, la energía cinética de los átomos disminuye, y sus distancias

interatómicas se estrechan, contrayéndose la red y con ello su capacidad para admitir átomos de carbono dentro de la distorsión límite. Esta es la razón por la cual el límite de saturación disminuye a medida que

desciende la temperatura, según lo podemos ver en la línea ESE' de la figura 6.

Esta línea nos da las concentraciones en carbono de la austenita que a la temperatura correspondiente se halla en equilibrio con la cementita.

Un acero tal como el indicado con el número 1 de la Fig. 6, de concentración m_0 % de C, a temperatura superior a la m , será estable en forma de solución sólida llamada austenita ($\gamma + C$), pero por debajo de esta temperatura, la energía libre de esta austenita es mayor por la distorsión que sufre su red, que las y austenita de menos carbono. El exceso de carbono precipita en forma de cementita. Para cada temperatura de sub-enfriamiento se producirá la reacción:



(Austenita de m' % de C) por tanto, que poseen las dos fases de Fe_3C será preciso, no sólo que la variación de energía ΔF_m entre la energía libre del segundo miembro disminuida en la del primero sea negativa, sino que contrarreste la energía ΔF_s de la entrecara formada por la aparición de la cementita en el seno de la austenita y la de las tensiones que ello origina, a fin de que la variación de la energía libre del sistema:

$$\Delta F = -\Delta F_m + \Delta F_s + \Delta F_c$$

sea negativa y por tanto, la energía disminuye. La magnitud de la variación de energía química de F_m negativa será la fuerza impulsora de la reacción y será tanto mayor cuanto mayor sea el sub-enfriamiento que produce una mayor saturación.

Però el hierro que forma parte de la austenita, cuando se halla en estado libre experimenta en su enfriamiento una transformación alotrópica a los 898°C, transformándose de la

variedad δ a la α de red cúbica centrada en el cuerpo, la cual tiene unos espacios interatómicos tan pequeños que sólo admite soluciones de inserción con átomos cuya relación de diámetros sea de 0,23. De esta manera tenemos que el carbono sólo podrá admitir una solubilidad a la temperatura ambiente que alcanza a un 0,003 %.

El hecho de que el carbono se disuelva en el hierro δ en ciertas proporciones, es debido a que a pesar de la distorsión que provoca en su red, cosa que aumenta la energía interna, produce un aumento de entropía que compensa notablemente tal incremento dentro de las zonas de temperatura en que es estable la austenita.

De esta manera tenemos, que el carbono hasta cierto límite estabiliza el hierro δ , y que como no sucede igualmente con el α ya que apenas está soluble en él, se opondrá a la transformación $\delta \rightarrow \alpha$, obligando que ésta se desarrolle a temperatura más baja cuanto mayor sea la proporción de carbono. Con 0% de C vemos que la temperatura crítica es la de 898°C y por lo tanto, al aumentar C, la temperatura crítica descenderá según se indica en la curva GSE'. Esta curva expresa las concentraciones de C de la austenita en equilibrio con la ferrita, de igual manera que la curva ESE' de la misma figura 6 expresa las concentraciones de C de la austenita que se halla en equilibrio con la cementita. Ambas curvas se cruzan en el punto S que expresará por lo tanto, la temperatura y la concentración en carbono de la austenita que se halla en equilibrio a la vez con la ferrita y con la cementita. Este punto se conoce como el punto eutectoide y la reacción que en él se verifica se conoce como reacción eutectoide.

Si el enfriamiento desde la región

austenítica fuese infinitamente lento los productos que obtendríamos de la reacción eutéctode serían ferrita y cementita. Pero la morfología de estos constituyentes varía considerablemente con la velocidad de enfriamiento. Esto es debido a que la cinética de la reacción varía con la temperatura a la cual ocurrió y el producto final alcanzado será la combinación de las distintas fases que han tenido tiempo de transformarse en los diferentes rangos de temperatura durante el enfriamiento.

Un estudio completo de transformaciones isotérmicas lo constituye el llamado gráfico TTT, o curva de la S o gráfico de transformación isotérmica. En dicha experiencia se trata de encontrar el tiempo preciso que dura la transformación de una fase. Esto se efectúa de la manera siguiente: Figura 7.

En primer lugar llevamos una serie de probetas a la región austenítica y las mantenemos en ella hasta que la homogenización sea completa.

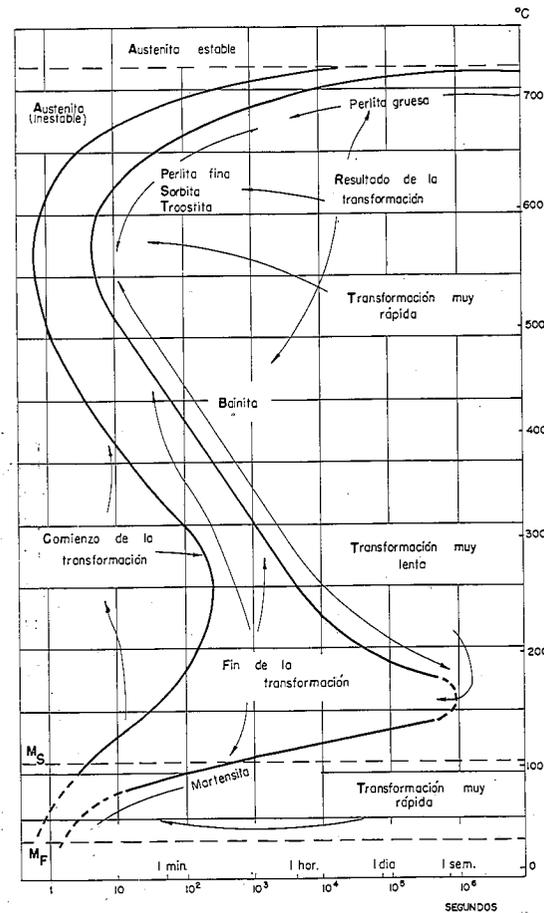


Fig. 7. — Curva de transformación isotérmica o Curva de la S.

Seguidamente la sub-enfriamos a la temperatura que deseamos investigar manteniéndolas isotérmicamente en un baño de sal a esa temperatura. A intervalos de tiempo prudentes vamos sacando, una a una, las probetas y las sometemos rápidamente a un proceso de enfriamiento rápido, con el fin de frenar la reacción. Al hacer el examen micrográfico de estas probetas veremos que algunas de ellas comienzan a señalar el cambio de fases, cosa que para esa composición química ocurre a un tiempo determinado. Las probetas que congelamos con incremento de tiempo sobre este tiempo de principio de transformación nos irán indicando el porcentaje de transformación que ha habido en el tiempo transcurrido. Llegaremos a alguna probeta en donde la transformación ha sido total.

Si procedemos de esta manera a través del rango de temperaturas desde la región austenítica hasta la temperatura ambiente y marcando en un gráfico de temperatura contra tiempo los puntos de inicio de transformación y de final de la misma, y si unimos estos puntos obtendremos la llamada curva S como lo indicamos en la Figura 7.

La reacción eutéctode en los aceros es una transformación en que la solución sólida se descompone en dos constituyentes distintos formados uno por precipitación y el otro por transformación alotrópica. La complejidad de esta reacción se debe a la desaparición completa del constituyente madre y a la aparición de dos nuevos constituyentes producidos en procesos distintos. Ambos constituyentes podrían formarse por nucleación y crecimiento, pero la existencia de dos núcleos de distinta naturaleza hace que uno de los dos actúe como rector de la reacción, imponiendo de-

terminada orientación en el crecimiento de los granos. Por otra parte, en la reacción hay que considerar también la posibilidad de nucleación atómica y transformación martensítica que como es natural, supondrá distintas formas de reacción.

A temperaturas próximas a la transformación auténtica, aunque inferiores a ésta, la formación de la cementita es más rápida que la de la ferrita lo que da lugar a que aquella nucleee el constituyente naciente.

Estas zonas de temperatura donde se transforma la perlita se denominan zona perlítica o zona superior.

La ferrita, de más lenta formación actúa como rector de la transformación a temperaturas intermedias, inferior a la de formación de la perlita, denominándose zona bainítica o zona intermedia. El constituyente característico de esta zona es la bainita.

Finalmente las bajas zonas en que la nucleación atómica da lugar a una reacción martensítica constituye la zona martensítica o zona inferior. El constituyente característico es la martensita.

Zona Superior. Si al acero lo calentamos a una temperatura superior a la del equilibrio y luego lo enfriamos bruscamente a una temperatura próxima a ella, aunque inferior, un proceso de nucleación térmica se producirá en la austenita, lo que dará lugar a que después de un período de incubación empiecen a precipitar núcleos de cementita, que son los de más rápida formación. Como las zonas de mayor energía son las de los contornos de los granos de austenita, estos núcleos se formarán en dichos contornos; debido también a que el núcleo de Fe_3C exige

un enriquecimiento en carbono de la austenita por difusión del carbono en los puntos vecinos que se empobrecerán en este elemento, entonces a ambos lados del núcleo de Fe_3C se formarán dos de ferrita. Este proceso de nucleación se repite y aparecerán nuevos núcleos de Fe_3C que a su vez determinarán la aparición de núcleos de ferrita. Una vez el núcleo formado comenzará inmediatamente a desarrollarse captando los átomos necesarios de la austenita matriz.

La alta temperatura a que se desarrolla la reacción determina muy baja energía liberada y por ello el crecimiento de los núcleos de Fe_3C se deberá realizar en forma de láminas de muy pequeño espesor y probablemente orientadas según determinados planos de la austenita, esto es debido a que la energía de distorsión debe ser mínima ya que de lo contrario, la energía libre aumentaría

y la reacción no podría proseguir. Por idéntico razonamiento tendrá la ferrita que crecer en láminas paralelas intercaladas a las de Fe_3C originando así lo que se denomina una colonia de perlita. En la Figura 8 detallamos en forma gráfica el proceso sugerido por Mehl para la formación de la colonia de perlita.

En esta colonia en cualquier punto puede producirse la precipitación de un núcleo de Fe_3C , cuyo desarrollo se efectúa según otra dirección, lo que será origen de una nueva colonia. Análogamente se nuclearán y crecerán otras colonias dando origen al nódulo de perlita cuyo crecimiento termina cuando interfiere el desarrollo de nódulos vecinos.

Mientras la temperatura es alta y la velocidad de nucleación baja, el número de nódulos será reducido y cada uno de ellos absorberá varios granos de austenita antes de entrar en contacto con sus vecinos. El des-

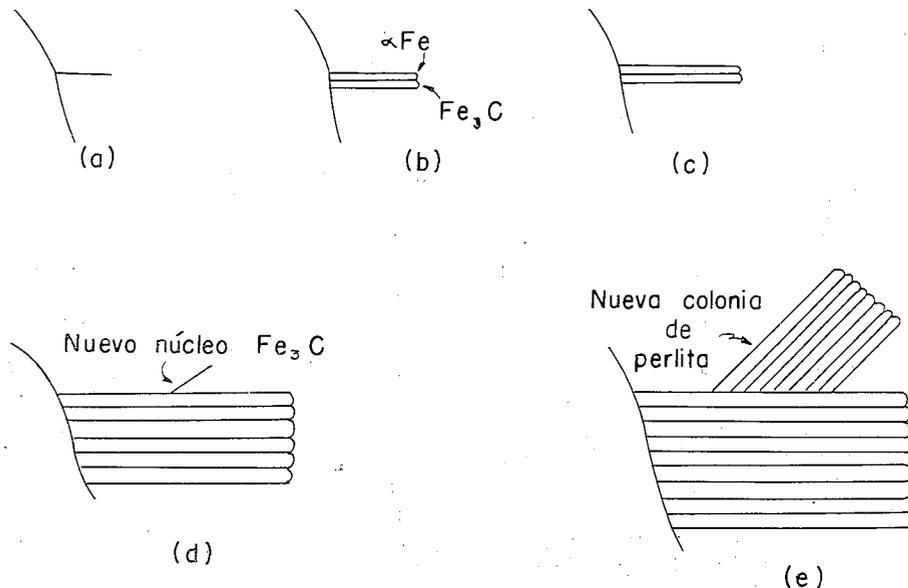


Fig. 8. — Nucleación y crecimiento de las colonias de perlita: a) Núcleo inicial de Fe_3C ; b) Lámina de Fe_3C en pleno desarrollo, con dos laterales de $\alpha-Fe$ nucleados; c) Láminas de $\alpha-Fe$ en pleno desarrollo y nucleación de nuevas láminas de Fe_3C ; d) Nuevo núcleo de Fe_3C con distinta orientación formado en la superficie de las colonias durante el crecimiento lateral y desarrollo de la colonia en crecimiento frontal; e) Desarrollo de las dos colonias. Según Mehl y Dub.

arrollo de los nódulos no es afectado por los contornos de grano y la velocidad de crecimiento no será sensible a la estructura. Por el contrario, la velocidad de nucleación es muy sensible a la estructura ya que los núcleos se producen casi absolutamente en los contornos de granos de austenita.

Si consideramos temperaturas de

emigra del frente de la ferrita y pasa al frente de la cementita para poder enriquecer la austenita y que aquella pueda precisar. Como la temperatura ha descendido, el coeficiente de difusión habrá disminuído también, y será preciso por lo tanto, para que la velocidad de formación de la perlita pueda crecer, que el gradiente de concentraciones de la austenita

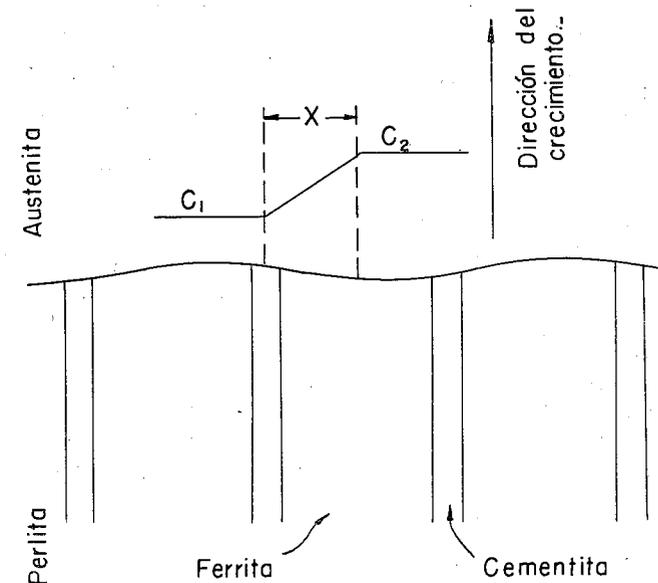


Fig. 9. — Gradiente del carbono en la entrecara perlita-austenita.

reacción cada vez más baja la velocidad de nucleación crece, y con ello disminuye el tiempo de incubación. La curva de principio de transformación en el diagrama de transformación isotérmica se aproxima al eje de ordenadas. La velocidad de crecimiento de la perlita también aumenta aunque menos rápido que la de la nucleación.

El crecimiento de la perlita de la forma sugerida por Mehl, por avance de las entrecaras perlita-austenita, requiere una difusión del carbono en la perlita vecina a la entrecara, que

frente a la ferrita y cementita aumenta. Figura 9.

Este gradiente estará definido por las respectivas concentraciones de C de la austenita frente a los centros de las láminas de ferrita y de cementita en relación al semi-espaciado de la perlita. $C_2 - C_1$

Este gradiente puede aumentar por crecimiento de la diferencia de concentraciones o por disminución del espaciado.

Según Hultgren, ambas causas contribuyen al aumento de velocidad de crecimiento de la perlita. Por una par-

te, experimentalmente podemos comprobar el aumento de velocidad de crecimiento de la perlita al descender la temperatura. Por otra parte, la diferencia de concentraciones aumenta, pues en el diagrama de equilibrio (Figura 6) las líneas SG' y SE', que son las prolongaciones de las precipitaciones de la ferrita y de la cementita, siendo a la temperatura T_0 la C_2 % de C para la austenita situada frente a la ferrita, y la C_1 para la que se halla frente a la cementita. Los puntos C_1 y C_2 se separarán cada vez más conforme descendiendo la temperatura, lo que hace aumentar al gradiente.

Claramente podemos observar que el descenso de temperatura produce dos efectos en la perlita que se forma. Por una parte disminuye el espaciado, haciendo la perlita más fina; y por otra, debido a que se aumenta considerablemente la velocidad de nucleación sin que se aumente tanto la de crecimiento, los núcleos que se forman son muy numerosos apareciendo lógicamente en el contorno de los granos de austenita los cuales engendran muchos nódulos de perlita por grano de austenita y entrarán en contacto con sus vecinos en las primeras etapas de su desarrollo, dando lugar a que los nódulos crezcan, en forma de sectores contorneando los granos de austenita y desarrollándose así a su centro.

Como podemos observar, la estructura de estos nódulos varía considerablemente a la de los formados a temperaturas más altas. La finura de su espaciado y su forma de desarrollo hacen grandes diferencias, tanto más acentuadas cuanto más nos acercamos a la máxima velocidad de nucleación y a la nariz de la curva TTT (Fig. 7).

Esta perlita de crecimiento radial

y espaciado fino que no llega a ser resoluble al microscopio es la que se ha denominado troostita.

A una temperatura de reacción y el aumento del período de incubación dando lugar con ello a que la curva de principio de transformación de la curva S (Fig. 7) se retire del eje de ordenada formando la C característica de estas curvas. La troostita será cada vez más fina retardándose su formación y haciéndose la austenita más estable, si seguimos considerando temperaturas de reacción cada vez más bajas.

Mehl sugiere que la cementita deja al fin de poder nuclear la reacción, porque la disminución sucesiva del espaciado de la perlita las dimensiones de ésta se hacen menores que las celdillas fundamentales de la cementita, mínimo núcleo de Fe_3C que podemos considerar.

El proceso termina con una estabilización de la austenita que ya no es capaz de nuclear la cementita ni ha alcanzado todavía las condiciones para empezar a nuclear la ferrita.

Zona inferior. Analicemos ahora lo que ocurre cuando la temperatura a que enfriamos el acero es muy baja hacia los $150^\circ C$. A esas temperaturas, en que no se puede producir reacción térmica, ni de la cementita, ni de la ferrita, por ser ya muy baja la velocidad de difusión, sólo la nucleación atómica puede originar la reacción alotrópica.

En estas condiciones, los embriones de ferrita que existen en equilibrio a la temperatura de calentamiento, cuya distribución la podemos representar por la Figura 10, son retenidos a la temperatura a que se enfría el acero. A esta temperatura las condiciones de equilibrio son distintas de las que expresa esta curva, y los embriones retenidos tratarán de adaptarse a aquélla. Pero sucede que a esta ba-

ja temperatura, el tamaño crítico que les corresponde es muy pequeño, por lo tanto, muchos de los embriones retenidos rebasan este tamaño crítico. Si éste es el i_1 que corresponde a cierta temperatura T_1 todos los embriones retenidos de la temperatura de calentamiento que en la figura están comprendidos entre la curva y la ordenada de i_1 superan el tamaño crítico y se convierten en núcleos desde los cuales puedan desarrollar la nueva fase. El que lo consigan o no depende de la variación de energía libre que ello suponga al sistema.

Por una parte, hemos de considerar que a tan bajas temperaturas el carbono no puede difundirse y separarse del hierro δ , de donde tenemos que la ferrita que se forma deberá contener tanto carbono y elementos de aleación como posea la austenita;

será pues, una ferrita sobre saturada de igual composición que la austenita madre. Esto da lugar a que si representamos por $-\Delta F_{\alpha-\delta}$ la disminución de energía libre que supone a esta temperatura la transformación $\delta-\alpha$ del hierro, y por ΔF_c el aumento de energía que supone de mantener el carbono retenido en la solución sólida α , constituyendo la martensita la formación de ésta supondrá una variación de energía libre que será:

$$-\Delta F_{\delta-\alpha} + \Delta F_c = -(\Delta F_{\delta-\alpha} - \Delta F_c)$$

que representa la energía de la reacción.

Pero como el volumen de la martensita es muy superior al de la austenita, la reacción supone un aumento de energía, deformación que re-

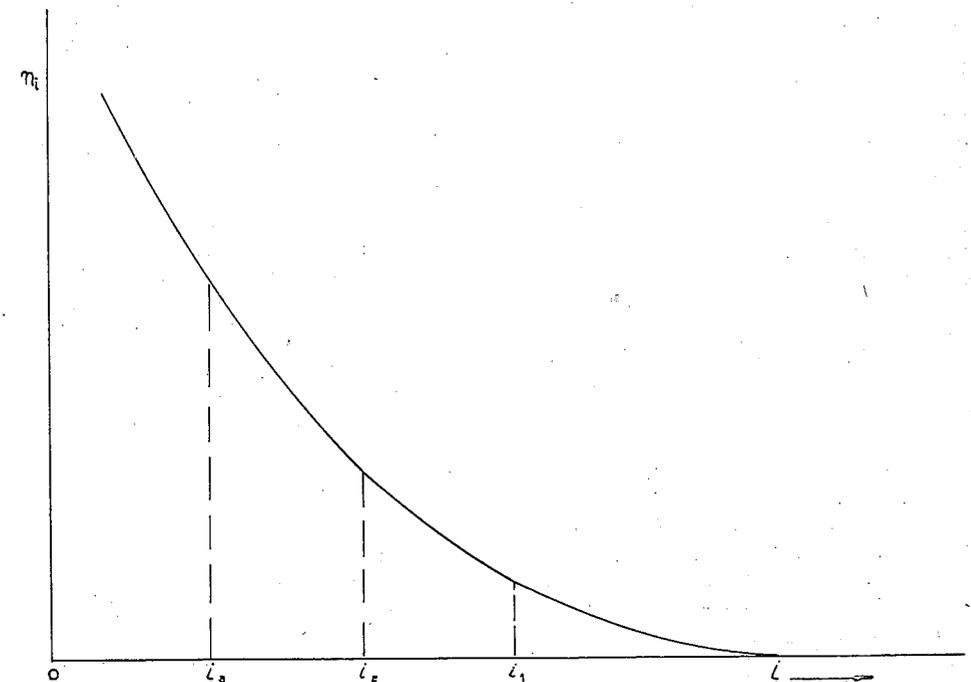


Fig. 10.

presentamos por ΔU , que será preciso rebasar para que pueda desarrollarse.

Tenemos entonces, que para que la reacción tenga lugar es preciso que la variación de energía provocada por ella:

$$\Delta F = -(\Delta F_{\gamma} - \alpha F_c) + \Delta U$$

sea nula o negativa. Como el valor de la que hemos denominado energía química depende de la composición química del acero y del sub-enfriamiento, para cada composición del acero habrá una temperatura T_2

en la que el sub-enfriamiento dará lugar el que se anule ΔF , lo que quiere decir, que la disminución de energía química, compense la energía de carácter mecánico que la reacción provoca. A esta temperatura, los núcleos de tamaño i_2 y superiores se

desarrollarán provocando bruscos plegamientos de la red de la austenita que pasará de ser cúbica centrada en las caras, a una red tetragonal centrada en el cuerpo de igual composición, siendo la causa de la tetragonalidad los átomos de carbono retenidos en la red que no permiten por su excesivo tamaño la formación de la red cúbica que corresponde al hierro α .

TTT, está definida por razones termodinámicas. La martensita obtenida a cada temperatura, queda limitada a la que se ha producido en el momento del enfriamiento por el estallido de los núcleos existentes, sin que la permanencia de esta temperatura pueda incrementar la cantidad de punto denominado M del diagrama

De esta manera vemos que la temperatura que corresponde al principio

de la formación de la martensita, martensita. Enfriando a temperaturas más bajas existirán más núcleos disponibles y la disminución de energía libre ΔF será mayor, ya que lo será la energía química liberada que depende del sub-enfriamiento, sin que varíe sensiblemente la mecánica, por lo que será mayor el número de láminas de martensita formadas y la cantidad de austenita transformada. La cantidad de martensita depende de la temperatura de enfriamiento y no del tiempo de permanencia del acero a esta temperatura. Esta es la razón por la cual en el diagrama TTT las líneas de % de martensita formada serán rectas horizontales, correspondiendo cada una a una temperatura definida. De las cuales la superior corresponde a la línea M_s y la inferior a la línea M_f , indican esto el principio y fin de la transformación respectivamente, Fig. 7.

Como hemos visto, debido a la escasa difusión existente a tan baja temperatura no permite la segregación del carbono de aleación de la austenita en su transformación. Donde tenemos, que la martensita supone tan sólo la transformación del hierro γ al α , pero conservándose la composición de la austenita de procedencia. Esto nos indica que la martensita es una solución sobre saturada de carbono en hierro α , que no es estable, tendiendo a descomponer precipitando el carbono en forma de carburos. Esto ocurre cuando se la calienta ligeramente, obteniéndose la llamada martensita revenida, que no es otra cosa que ferrita (ya con su red cúbica centrada en el cuerpo, perdida la tetragonalidad que le producía el carbono) y carburo precipitado en alto grado de dispersión.

ZONA INTERMEDIA O BAINITICA

Por último, consideremos la reacción en la zona intermedia que nos conduce a la formación de la bainita. Debido a que en esta zona de temperatura la cementita no se puede nuclear por causa de la baja difusión, no permite la emigración del carbono en la austenita para formar los núcleos de cementita, siendo entonces imposible la formación de la perlita. Por otra parte, las temperaturas son demasiado altas para que pueda formarse la martensita ya que su enfriamiento es insuficiente para la variación de la energía química que supone dicha transformación y que por lo tanto compense la energía de deformación que exige la reacción martensítica.

Pero si la difusión del carbono en la austenita es demasiado baja para que puedan surgir los núcleos de Fe_3C , no por ello se debe suponer que el carbono no pueda difundir en la red austenítica. En las reacciones por precipitación, cuando su enfriamiento es muy elevado, y la difusión, a falta de precipitación heterogénea los átomos de carbono, en su intento de nuclear la Fe_3C producen un desmezcle monofásico, concentrándose en zonas que enriquecerán este elemento, empobreciendo la zona contigua. Este empobrecimiento es el que permite la nucleación de la perlita que constituye la base del desarrollo de la reacción intermedia.

La ferrita recién formada no posee la riqueza en carbono de equilibrio sino que se hallará sobre saturada, tanto más cuanto más baja sea la temperatura a que se forma, ya que el desmezcle monofásico será menos pronunciado cuanto más baja sea la temperatura, por lo que el carbono en exceso tenderá a emigrar de la ferrita, lo que será posible aunque la

difusión del carbono en la austenita no pueda realizarse por ser los espacios interatómicos Fe más reducidos que los del Fe ya que la velocidad de difusión del carbono es mucho mayor en el primero que en el segundo.

A altas temperaturas, pero al comienzo de la zona intermedia, los núcleos de ferrita sobre-saturada, crecen por la difusión de Fe , que por un proceso normal de crecimiento, provoca el desarrollo de la ferrita. Pero simultáneamente la austenita remanente o residual se enriquece en carbono, parte por la emigración de Fe y parte por la difusión del carbono que desde la ferrita pasa a la austenita.

La austenita al enriquecerse de una manera general adquiere una mayor estabilidad y exige mayor sub-enfriamiento para continuar produciendo núcleos de ferrita. Al poco tiempo de comenzada la reacción, ésta cesa, no habiéndose forma más que ciertos cristales de ferrita, formando agujas, por la menor energía que exige su crecimiento. Este tipo de estructura metalográfica de los aceros se conoce en algunos textos con el nombre de constituyentes X.

A temperaturas más bajas, disminuye la velocidad de difusión del carbono y del hierro. El desmezcle es cada vez menor y los núcleos de ferrita poseen más carbono. Este carbono, al emigrar de la ferrita formada hacia la austenita ya no podrá difundirse en ella y se acumulará en la entrecara ferrita-austenita. Por otra parte, según algunos autores, parece que el carbono de la austenita próximo a la entrecara fluye también hacia ésta debido a la dilatación que en dicha entrecara experimenta la red

de la austenita por el mayor parámetro de la red ferrítica con la que se mantiene unida. Esto da lugar a una precipitación de Fe_3C en esta entrecara con el consiguiente empobrecimiento local del carbono de la austenita inmediata, lo que se traduce en una nueva precipitación de ferrita, y así por igual proceso se producen una serie de reacciones en cadena que terminan con la total transformación de la austenita. Este proceso se produce aproximadamente en la llamada nariz bainítica.

A temperaturas aún más bajas, en la parte inferior de la zona intermedia, hasta este pequeño desplazamiento de carbono se dificulta y a la reacción no le queda más camino que el proceso martensítico. Pero tal reacción no puede aún desarrollarse plenamente, pues en primer lugar carecemos de núcleos atórmicos y en segundo lugar, por hallarnos a temperaturas superiores a M_s , no tenemos suficiente energía química para compensar la energía de deformación que la diferencia de volúmenes entre la ferrita sobre-saturada y la austenita.

TRATAMIENTOS TERMICOS

Como hemos puntualizado en la introducción, por tratamiento térmico de los aceros, en sus términos más amplios, se entiende cualquier proceso que envuelve el calentar y enfriar de un metal sólido y mediante el cual las propiedades de los aceros son alteradas sin ningún cambio intencional de su composición química.

Carburación, que altera la composición química, se incluye de una manera muy libre en esta definición, pero el verdadero tratamiento térmico de los aceros carburados se hace después que ocurre el cambio químico.

Descarburación, puede acompañar algunas operaciones del tratamiento térmico, pero hay que tomar grandes precauciones para evitar este fenómeno indeseable.

En un sentido más limitado, por tratamientos térmicos se entienden aquellos procesos de templado y revenido, de tal manera que el término de acero "tratado térmicamente" sin más calificativos, quiere decir que el acero ha sido enfriado con un cierto grado de rapidez para producir cambios en su estructura.

En un campo aún más limitado, pero generalmente usado, tratamiento térmico quiere decir que el enfriamiento es a tal velocidad, que el material frágil martensita se forma, seguido de un calentamiento de revenido para homogeneizarlo y suavizarlo.

El objeto del tratamiento térmico es producir propiedades mecánicas o físicas que hagan al acero mucho más útil para su uso industrial.

Los tratamientos térmicos más usados son: Recocido, Temple, Normalizado, Revenido, Cementación, Nitruración, Temple en baños de sales, Temple en baños de plomo, etc.

Se sabe que aparte de la influencia que ejercen ciertos elementos en las propiedades tecnológicas de un acero, el calentamiento a una determinada velocidad trae consigo un cambio en cuanto a estructura cristalina se refiere, unas veces trayendo consigo mayor dureza y en otras la regeneración de la estructura primitiva o inicial. De estos fenómenos deducimos que los factores que tienen mayor influencia en el tratamiento térmico son temperatura, tiempo de permanencia y velocidad de enfriamiento.

En todo tratamiento térmico podemos distinguir tres etapas, primero calentamiento, hasta una temperatu-

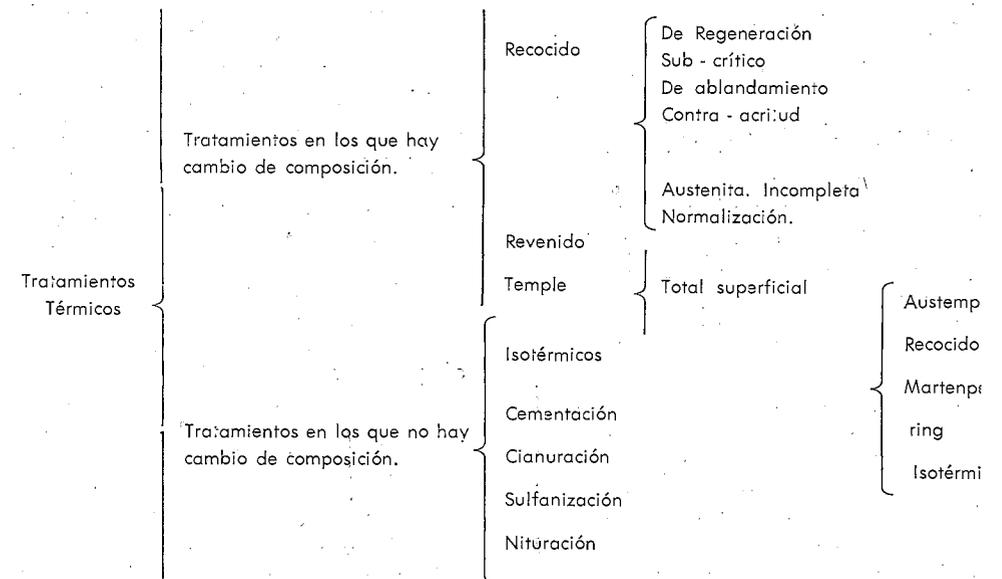
ra determinada que depende del tanto por ciento de carbono y del elemento de aleación (en nuestro caso concreto, como estamos operando con un acero que posee 1% de carbono, nos limitaremos en la presente tesis a la temperatura que le corresponde según el diagrama hierro-carbono), este aumento de temperatura trae consigo una transformación estructural en los aceros de forma tal que por medio de este cambio dejamos al material en condiciones de poder transformar su estructura por un cambio físico de temperatura.

Segundo: Permanencia del material a la temperatura que le corresponde según el diagrama hierro-carbono, durante un cierto tiempo con el fin de homogeneizar térmicamente el material; el tiempo de permanencia depende de las dimensiones de la pieza a tratar térmicamente.

Tercera etapa: Velocidad de enfriamiento. De todos los factores la velocidad de enfriamiento es la más importante, ya que variándola de un

modo conveniente, podemos obtener una gama de estructuras metalográficas que nos permitan escoger la más indicada para el uso tecnológico. Este cambio de estructura aparece un cambio de dureza y una variación en los ensayos mecánicos del acero.

Según hemos visto, las diversas estructuras se obtienen partiendo de la descomposición de la austenita mediante reacciones que pueden desarrollarse isotéricamente o por enfriamiento continuo con una mayor o menor velocidad, por eso la homogeneización de la austenita es fundamental y por ello debe evitarse todo género de segregaciones en el acero y procurar que éste sea lo más homogéneo posible. De aquí deducimos que la temperatura y el tiempo necesario deben ser en realidad estudiados con bastante exactitud para determinar los más convenientes con el fin de lograr la austenita más homogénea y de grano más fino posible.



Ya que la presente tesis, la parte experimental está dedicada al Temple y Revenido, nos limitaremos única y exclusivamente al estudio detallado de estos dos tipos de tratamientos.

Calentamiento y Enfriamiento.

Todo tratamiento térmico trae consigo un calentamiento que debe ser lo más uniforme posible para que llegue hasta el corazón de la pieza. Para que este factor sea lo más perfecto posible es condición necesaria que se realice lentamente con el fin de que exista el menor gradiente de temperatura entre el interior y exterior de la pieza. El descuido del calentamiento, es decir, el aumento de temperatura de forma rápida trae consigo, en la etapa final, grietas. Esto es debido a que como el material no es térmicamente homogéneo existen dos regiones o más que poseerán distintas temperaturas en un instante determinado. Al enfriar el metal, debido a esta diferencia de temperaturas, existirán, en la misma pieza, distintas velocidades de enfriamiento y por tanto se originarán distintas estructuras cristalinas se debe a las diferentes velocidades de enfriamiento que posee el metal. La región exterior de la pieza lógicamente tendrá una temperatura mayor que el interior y por tanto la velocidad de enfriamiento será mayor en el primer caso que en el segundo. Siguiendo este razonamiento, la transformación cristalina se realizará de forma más brusca en la región donde exista mayor temperatura y por tanto se crearán tensiones inter-cristalinas que como no son de la misma magnitud a lo largo del material dan origen a las grietas.

Para mayor claridad de lo anteriormente expuesto, intercalamos un gráfico de temperatura-tiempo, en donde nos aparecen la temperatura

del horno, de la periferia de la pieza y del centro de la misma, observando que en cualquier instante existen diferentes temperaturas en las dos regiones de la pieza (Figura 12).

Lógicamente, la velocidad de calentamiento juega un papel primordial en el tratamiento térmico y las muchas experiencias realizadas permiten clasificar los diámetros en función del tiempo y la temperatura. (Fig. 13).

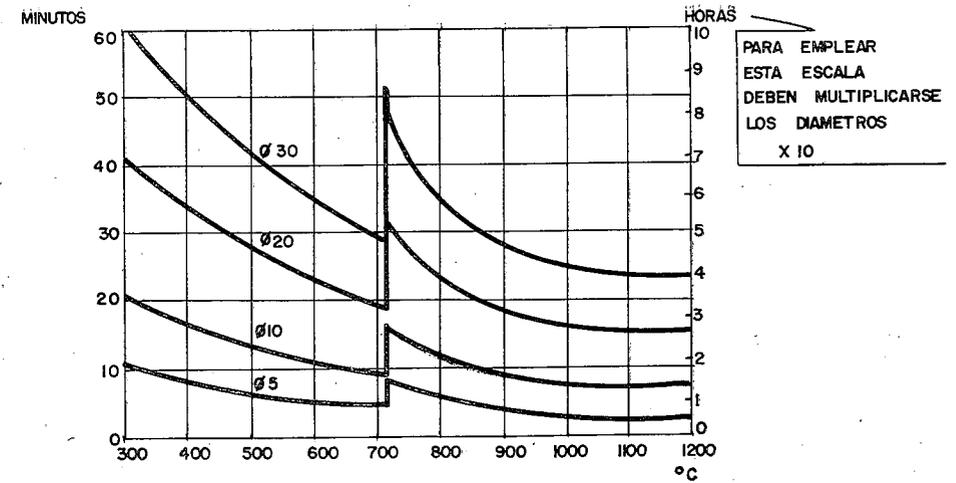
Para evitar una diferencia de temperatura muy amplia entre el centro y la periferia de la pieza, es conveniente que la temperatura del horno sea lo más baja posible, recordándose aunque el horno sea encendido en el instante que comienza la experiencia. Entre otros factores, que trae consigo la introducción de una pieza en un horno a una temperatura superior a la de la pieza es el de descarburación superficial de la misma.

Experiencias realizadas en el Laboratorio del Departamento de Metalurgia de la Universidad Central de Venezuela en redondos de 32 cm. de diámetro han puesto de manifiesto que la descarburación era tanto mayor cuanto mayor era la diferencia de temperatura entre el horno y el redondo.

La temperatura de calentamiento va determinada por el contenido en carbono de la probeta dándose un margen de 30°C por encima del punto crítico correspondiente para lograr una mejor austenización. Si llamamos t a la temperatura correspondiente al punto crítico, la temperatura de calentamiento T , vendría dado por la ecuación:

$$T = t + 30$$

En los aceros hipereutectoides no es necesaria la elevación de la temperatura hasta la línea A_{cm} , ya que al pasar la temperatura correspon-



diente a A_c , hemos transformado la perlitita en austenita, quedando el remanente en forma de carburo de hierro.

Con respecto al tiempo de permanencia a temperatura constante para lograr la homogeneización térmica, diremos solamente que depende de las dimensiones de la pieza.

Dado que el enfriamiento en los tratamientos térmicos es más importante en el temple, ya que el recocido y el revenido no ofrecen dificultad, nosotros nos dedicaremos única y exclusivamente al estudio del enfriamiento en el primer caso.

Cuando nosotros queremos someter una pieza temple, el factor más importante es el enfriamiento ya que con una determinada velocidad de enfriamiento nosotros logramos una estructura que es característica de dicho fenómeno, como consecuencia al poner en contacto el material con el medio refrigerante se establece un flujo de calor entre la superficie del metal y el medio y la pérdida de calor que experimenta la pieza dependerá de las diferencias térmicas en-

tre la superficie del metal y el medio refrigerante. Esta evacuación de calor depende fundamentalmente del medio refrigerante y la variación de temperatura en un intervalo de tiempo determinado constituye la velocidad de enfriamiento.

Fundamentalmente el enfriamiento del temple se puede efectuar por tres medios, aire, agua y aceite. De la velocidad de enfriamiento depende la estructura y la uniformidad de la pieza tratada, siendo los factores que influyen el enfriamiento en un medio líquido lo siguiente:

- Calor latente de evaporación.
- Calor especificado.
- Viscosidad.
- Temperatura del líquido.
- Conductibilidad térmica.

A primera vista la conductibilidad térmica es el factor que menos influencia ejerce sobre la velocidad de enfriamiento ya que experimentalmente se ha demostrado que el mercurio temple menos energicamente que el agua a pesar de que la conductibilidad de aquél como metal es doce veces mayor que la de ésta.

Esto es debido a que el calor específico del agua es muchísimo mayor que la del mercurio; últimamente Benedict ha llegado a establecer fórmulas que ligan entre sí las variables anteriormente dichas y los resultados experimentales concuerdan con cierta exactitud con los valores obtenidos teóricamente. La velocidad de enfriamiento unidad se ha tomado como patrón el agua a veinte grados C.

Refrigerante	Velocidad de enfriamiento
Medio	
Agua a 20°	1,00
" 40°	0,77
" 60°	0,46
" 80°	0,20
" 90°	0,06
Solución de CIN 6% a 20°	1,16
" NaOH 5% a 20°	1,19
Alcohol etílico a 20°	0,12
Aceite vegetal a 20°	0,20 + 0,42
Aceite mineral a 20°	0,15 + 0,35
Aceite animal a 20°	0,20 + 0,45

La elección del medio refrigerante depende de una serie de factores como son el tipo de acero, los efectos

que se deban obtener, la forma de la pieza, etc., ya que en nuestras experiencias el acero empleado contiene un 1% de carbón se ha utilizado como medio refrigerante el agua evitando en todo momento el vapor que se forma al seguir sumergida la prueba, siendo para ello necesario el remover la pieza al ser sumergida.

Habiendo estudiado ya los procedimientos a seguir sobre el calentamiento y permanencia de temperatura, pasemos ahora a estudiar la variable más crítica en el tratamiento térmico de un acero, su velocidad de enfriamiento.

Por ser el campo de los tratamientos de los aceros una materia muy amplia y en permanente desarrollo hemos solamente estudiado, como se ha indicado anteriormente el proceso de Temple y Revenido para el acero escogido, o sea de un contenido de carbono de 1%.

TEMPLE. — El Temple tiene por objeto transformar la estructura micrográfica y aumentar la dureza de los aceros.

En el proceso de calentamiento de nuestro espécimen nos hemos desvia-

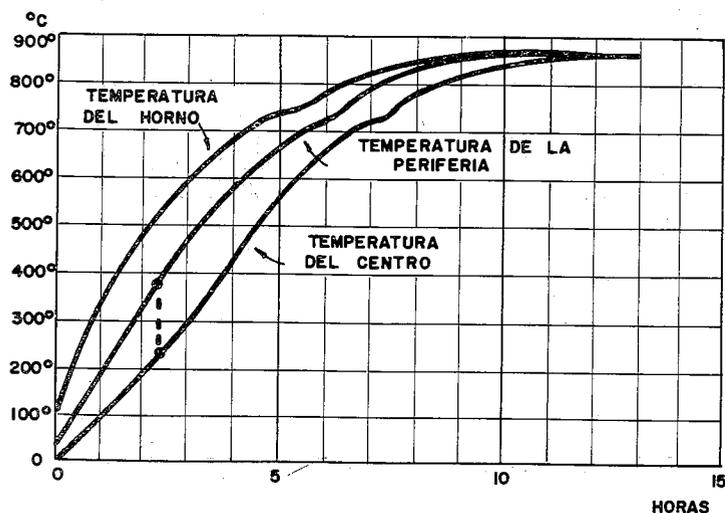


Fig. 13. — Tiempo aproximado que tarda en calentarse el centro de los redondos de acero al carbono, al ser introducidos en un horno coliente.

do un poco de las recomendaciones técnicas a seguir. Por ser nuestro acero de un contenido de 1% de carbono, acero hipereutectoide la temperatura requerida no exigía el haber sobrepasado la curva o la línea A_{cm} , pero por ser éste un ensayo netamente experimental, hemos transformado todo el material a la fase austenítica. Al hacer una observación sobre el diagrama de equilibrio hierro-carbono, nos encontramos con que a nuestro espécimen le corresponde una temperatura de 813°C. al cruzar la línea A_{cm} . Siguiendo un proceso análogo para los aceros tipo hipoeutectoides nos hemos introducido en la región austenítica 30°C. por encima de la temperatura crítica.

El ensayo de temple se realizó de la siguiente manera: se tomaron doce probetas en redondo con un espesor de 10 mm. y de un diámetro de 31,45 mm. Estando el horno a temperatura ambiente, foto 1, y las probetas debidamente acondicionadas para evitar fenómenos anómalos que pudieran traer errores en las experiencias, se introdujeron en él. Previamente a esta fase ellas fueron, colocadas en unos cestos especiales de alambre galvanizado y de un diámetro de 50 mm. y de una altura de 35 mm. debidamente cubiertas por virutas de fundición de un contenido de carbono de 3,59% para evitar la decarburación superficial del acero.

Se reguló el automático de temperatura del horno a 950°C. al ser alcanzada esta temperatura se permaneció en ella durante 15 minutos con el fin de obtener una homogeneización térmica del material. Ensayos realizados con anterioridad y con el mismo material habían demostrado que el tiempo de permanencia necesario para obtener la deseada homogeneización austenítica era de 15 minutos.

Una vez transcurrido el período de tiempo señalado para la homogeneización, el flujo de corriente del horno fue abierto dando así por terminados los períodos de calentamiento y permanencia de temperatura. De inmediato fue extraída del horno la probeta distinguida con el número 950 y se templó en agua a 20°C. Igual tratamiento sufrieron las restantes probetas que fueron extraídas del horno con intervalo de 50°C. una de otra hasta llegar a la de 400°C. La serie de doce probetas fueron luego debidamente devastadas, pulidas y atacadas para proceder a hacer el reconocimiento de los constituyentes metalográficos obtenidos.

Hacemos notar que aunque la temperatura teórica de temple óptimo, en nuestro caso es de 830°C. nosotros hicimos ensayos hasta los 950°C. con el fin de poder demostrar que al sobrepasar la temperatura óptima de temple, la dureza disminuye.

Hemos hecho referencia a que en el proceso de temple de los aceros hipereutectoides no es necesario sobrepasar la línea A_{cm} , ello es debido que en el intervalo comprendido entre la línea A_{cm} y A_1 los componentes estructurales del acero son austenita y cementita. Como la cementita se ha originado debido a encontrarse en exceso, la única que experimentará transformaciones será la austenita al sobrepasar la línea A_1 . Por esta razón en los tratamientos comerciales de temple como lo que se busca es única y exclusivamente la transformación de la austenita es por lo que no se hace necesario un calentamiento superior al correspondiente a la A_{cm} . Quedando por tanto la cementita sea cual sea la temperatura de calentamiento como constituyente metalográfico y transformándose la austenita remanente en martensita.

Puesto que estamos interesados en el estudio del temple de nuestro espécimen directamente desde la región austenítica, nos hemos sobrepasado 120°C. por sobre la temperatura que nos indica la línea A_{cm} . Esto nos trae como consecuencia que el grano austenítico ha aumentado notablemente, cosa perjudicial desde un punto de vista comercial debido a que nos da una calidad de temple inferior que el que se obtiene desde el tamaño de grano austenítico más pequeño. El tamaño de grano austenítico es función de la temperatura y de la duración del calentamiento. Nosotros consideramos el haber ob-

0	700	750	800	850	900	950T	400	450	500	550	600	65
Rc	12	16	10	17	40	41	42	42	54	64	61	46

tenido un tamaño de grano bastante homogéneo debido a que la velocidad de calentamiento fue la inferior permisible por el horno y luego dimos, de acuerdo con los resultados anteriores bastante tiempo para lograr la homogeneización.

Teóricamente en el temple el acero debè encontrarse en estado austenítico en el momento de comenzar el enfriamiento. Si enfriamos con gran rapidez todo el material queda con gran dureza debido a la transformación austenítica a que se da lugar y que hemos tratado ampliamente en el capítulo correspondiente a Transformación Austenítica, Zona inferior, dicha transformación ocurre generalmente por debajo de los 350°C.

Por causa de que el volumen de las probetas es relativamente pequeño comparado con el agua que se usó para el temple, y que estaba a una temperatura ambiente, aproximadamente 22°C., las velocidades de enfriamiento de nuestras probetas fueron lo suficientemente rápidas pa-

ra obtener de cada una de ellas el máximo grado de transformación de la austenita en martensita que se puede obtener a cada una de las temperaturas correspondientes.

A cada una de las probetas así tratadas se les midió la dureza en el centro de ellas con un instrumento de la firma Ames Precision Machine Works, modelo 1; el cual cometería un error de un 1%. El método de medición empleado fue un Rockwell C.

Los valores obtenidos de esta experiencia después de una serie de mediciones que concuerdan, se hallan recopilados en la tabla que damos a continuación:

El presente gráfico nos muestra la temperatura ideal de temple para este acero. Ello lo podemos dividir en dos etapas, una de ellas comprendida entre los intervalos de temperatura de 400 y 600°C., intervalo que presenta una serie de puntos anómalos; y la otra desde los 600 hasta los 950° donde nos muestra claramente que el acero ha comenzado a sufrir la transformación térmica buscada. La dureza máxima se nos presentó a 850°C valor que está completamente de acuerdo por el predicho por nosotros, tomando en cuenta el tamaño de grano que nos debe dar un temple óptimo a los 830°C y el error permisible del termopar del horno. En este punto la dureza alcanzada es de 64 Rockwell C. —(Figura 14).

Estudio micrográfico. Las fotomicrografías tomadas en las probetas templadas a 950° C. presentan a primera vista troostita sobre un fondo claro de martensita. Pero un aumento logrado en la fotografía 2 (2.000x)

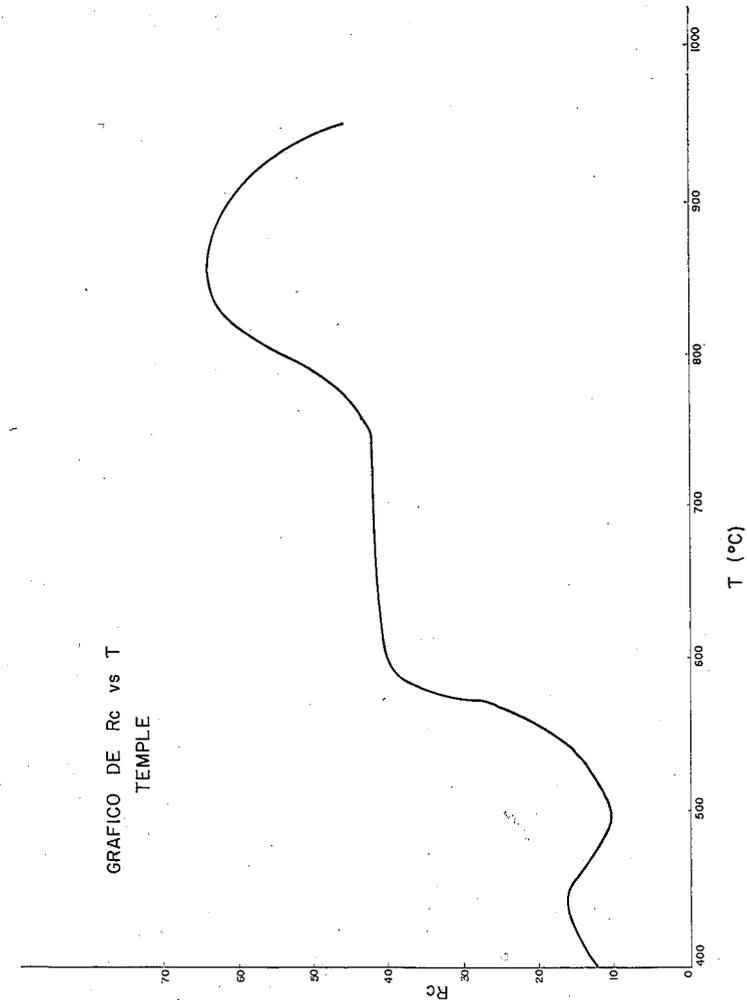


Figura 14.

nos hace suponer, dada las características, que se trata de constituyente X, el cual está formado por agujas de ferrita y se presenta en la transformación de la austenita en la zona muy próxima al límite entre la bainita y la troostita. Lógicamente como era de esperar, el comporta-

miento en la macro-dureza es correcto debido al valor obtenido en la experiencia (46,0 Rc). Estos razonamientos están completamente de acuerdo con los trabajos de Davenport cuando descubrió el constituyente X en la zona de la nariz bainítica. (Foto 2, a, b, c).

A medida que fuimos disminuyendo la temperatura de temple (900°) nos encontramos con una estructura martensítica de agujas finas que recuerda bastante a la martensita revenida, con una dureza de 61 Rc. Como era de esperar, el compartimiento de los constituyentes micrográficos, a medida que va disminuyendo la temperatura es bastante de acuerdo con la teoría, la cual nos dice que a medida que nos acercamos a la temperatura correcta de temple, va aumentando la dureza. Por encontrarnos bastante adentro aún en la zona austenítica deberíamos tener aún constituyente X, pero si comparamos detenidamente la fotografía 3 (a), observamos una gran similitud con dicho constituyente, diferenciando única y exclusivamente en el tamaño de las agujas. Esto nos hace suponer que nuestro acero presenta el constituyente X típico a los 950°C. y a medida que vamos disminuyendo la temperatura hasta llegar a la ideal de temple, el constituyente X disminuye sus dimensiones hasta lograr transformarse en martensita.

Por experiencias realizadas en el Laboratorio, hemos llegado a la conclusión de que siempre que sobrepasamos la temperatura ideal de temple en la zona austenítica, al enfriar bruscamente la probeta se nos presentaba componente X junto con troostita o bainita según la temperatura en que nos hallemos sobre la temperatura ideal de temple, es decir, que la aparición de troostita o sorbita, junto con componente X, depende de que nos estemos acercando o no, a la zona de transformación austenita-martensita. Dado el poco tiempo y la escasez de material, nos ha sido completamente imposible obtener de forma cuantitativa los resultados que acabamos de señalar, pero esto apunta a una investigación

que será llevada a cabo por mí, en colaboración con los miembros de la Sección de Investigación del Departamento de Metalurgia.

A los 850°C, se nos presenta la estructura característica de martensita con ligeras cantidades de austenita retenida. Esto se pone de manifiesto más adelante. Si comparamos la fotografía 2 (a) de 950°C. con la fotografía 4 (a) de 850°C., observamos un oscurecimiento que nos indica claramente la disolución de Fe_3C en hierro en forma ordenada con un contenido en carbono que está muy próximo al intervalo de 0,55 a 1%. Como era de esperar, la máxima dureza (64,0 Rc) se nos presentó en esta probeta.

La fotografía 5 (a), de 800°C. de temperatura de temple, muestra estructura martensítica de distinta ordenación a la anterior, apareciéndonos un blanqueamiento en la fotografía que nos indica el no haber alcanzado la temperatura ideal de temple. La dureza que nos presenta esta probeta es de 54,0 Rc. Esta disminución de dureza se debe a que la falta de temperatura el Fe_3C no se ha podido disolver en el enfriamiento de la probeta en forma adecuada.

Al comienzo de este trabajo dijimos que habíamos sobrepasado la temperatura crítica A_{cm} y que por tratarse

de una experiencia de laboratorio era permisible. Esta experiencia nos demuestra claramente que para lograr la máxima dureza es necesario darle oportunidad al carburo de hierro que se disuelva en el hierro δ con el fin de que en el enfriamiento obtengamos la martensita tetragonal. Si observamos el gráfico de dureza adjunto vemos que en los cuatro puntos finales aparece distinta variación de los valores obtenidos de dureza, esto se debe, a que la tempera-

tura ideal de temple es la única que nos puede proporcionar una disolución perfecta del carburo de hierro en el hierro mientras que si sobrepasamos o no la temperatura ideal obtenemos unas estructuras que presentan menor dureza que la que corresponde a la temperatura ideal de temple. Esto es debido a que cada acero posee su temperatura ideal en la cual el parámetro reticular del hierro da lugar a una mejor disposición de los átomos de carbono. Este razonamiento viene a demostrar la aparición de la troostita y bainita en nuestras experiencias y también la disminución de dureza en la probeta de temple 800°C.

A los 750°C se nos presenta una nueva variedad de martensita, caracterizada por la unión de sus agujas, aquí la cementita ha comenzado a depositarse y por tanto la riqueza en carbono de esta martensita ha disminuido notablemente. La dureza de temple ha bajado a 42 Rc. Como hemos dicho anteriormente, como la temperatura alcanzada está muy por debajo de la ideal de temple esta diferencia de temperatura puede ser que sea empleada por la aleación para dar lugar a la formación de carburo de hierro y por tanto la martensita así obtenida haya presentado una disminución notable de la dureza.

En las fotomicrografías tomadas a la temperatura de temple de 700°C. se observa la desaparición en cierta región de la forma acicular por el bajo grado de temple a que fue sometida. La estructura acicular martensítica es sustituida por un tipo de estructura poco resoluble en esta etapa, pero que sospechamos sea martensita que no ha logrado transformarse en una estructura más notable debido al congelamiento a que fue sometida la probeta. Observamos

que a esta temperatura de temple conservamos una dureza de 42 R.C. lo que nos hace suponer que la poca martensita que nos queda, no ha logrado transformarse, y por lo tanto observamos un nivel constante de dureza en esta región de temperatura de 750 a 600°C., debido a corresponder a este período de incertidumbre de la martensita.

Si observamos las fotografías 6 (a), 7 (a), y 8 (a), encontramos ciertos parecidos, pero con una disminución paulatina en la estructura acicular, la cual se nos manifiesta en los gráficos de dureza observando que las tres presentan valores unos próximos a los otros.

A la temperatura de temple de 600°C. observamos que la estructura acicular o martensita tetragonal no ha desaparecido completamente, apareciendo en su lugar la llamada martensita cúbica que retiene la forma de grano austenítico. Se observa en este nivel una gran cantidad de bainita que se nos ha formado en los bordes de grano. Debido a que nos encontramos en una zona de gran transición, casi cerca al comienzo de ella, obtenemos un tamaño de grano bastante grosero y una dureza de 40 Rc. Al bajar la temperatura a los 550°C., la bainita se nos va transformando lentamente en perlita difusa (sorbita) sobre un fondo blanco que según las experiencias realizadas en el laboratorio con el microdurómetro, demostraban que se trataba de martensita blanca. En la sorbita a esta temperatura ha comenzado a transformarse ligeramente en perlita laminar, apareciéndonos unos puntos oscuros debidos al carburo de hierro. La dureza ha bajado notablemente, 17 Rc., esta disminución tan brusca de dureza es que al acero no le hemos dado oportunidad debido a la baja temperatura a la forma-

ción de estructuras superiores, apareciéndonos el compuesto inferior sorbita y martensita blanca.

Este punto nos marca ya la decadencia total de la dureza porque a medida que baja la temperatura, la reorganización intercrystalina para dar lugar a estructuras de gran dureza, no es posible. La fotografía 550°C. coincide exactamente con la de 500°C. diferenciándose única y exclusivamente en que la perlita difusa comienza a transformarse en laminar pero muy ligeramente. La dureza correspondiente al temple de 500°C. es de 10 Rc. Este punto presenta una anomalía que nosotros atribuimos a errores de tipo experimental, pero como quiera que al promediar los valores en todas las operaciones realizadas, nos daba el mismo creímos conveniente tabularlos y hacer esta salvedad.

En la probeta correspondiente a 450°C. la sorbita se va transformando en perlita laminar aunque todavía no se ha resuelto totalmente y la martensita blanca continúa de fondo,

la dureza correspondiente a esta temperatura fue de 16 Rc., si la comparamos con la dureza anterior, observamos que ha habido un aumento de seis unidades y como el aparato con el cual se hicieron las pruebas de dureza solamente comete un error de 1%, esto nos hace suponer que la dureza de la probeta anterior es un error de tipo experimental.

La probeta correspondiente a los 400°C. presenta una resolución de la sorbita en perlita laminar aumentando el contenido de perlita y disminuyendo el fondo de martensita blanca. La dureza de esta probeta es de 12 Rc.

Nos da la sensación de que la transformación en perlita de este acero comienza en un intervalo de temperatura entre 600 a 400°C. y que la transformación completa en perlita laminar ocurre a temperaturas inferiores a los 400°C. Estas transformaciones dada la variedad de estructuras micrográficas que presentan ameritan un estudio aparte.

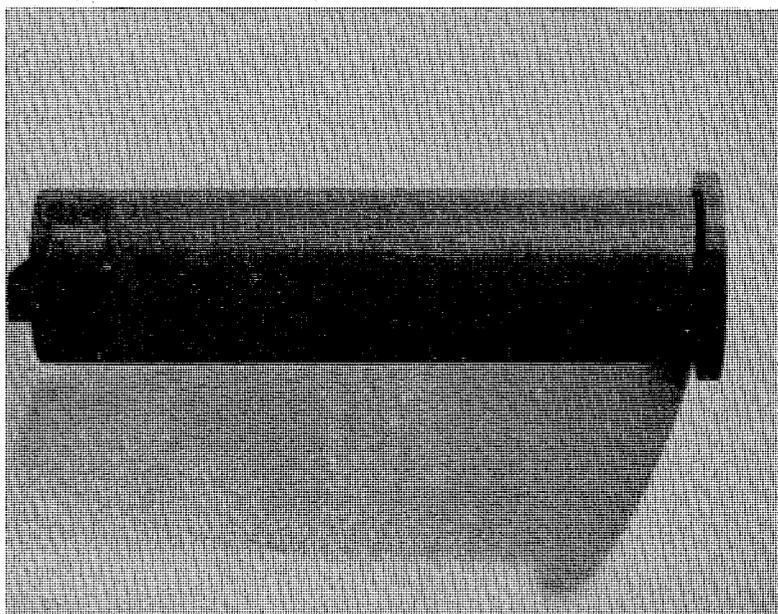


Foto 14. - Probeta Jomminy usada.

ENSAYO JOMMINY

A partir de 1940 uno de los artificios más empleados para determinar la capacidad de temple que posee un acero es el conocido con el nombre de Ensayo de Jomminy. Este ensayo ha despejado las incógnitas que se tenían sobre la influencia de los elementos de aleación al ser tratados éstos térmicamente.

El uso tecnológico, cada día más amplio en la industria, hizo necesario exigir además de ciertas propiedades ciertas características de dureza, las cuales pueden ser predichas por medio de este ensayo, resolviendo en parte el problema de los aceros. Los resultados que se obtienen de este ensayo dependen de la velocidad crítica de temple de los aceros, cuyo valor tiene reflejado por las curvas que se obtienen según el material empleado en cada experiencia. Por medio de este ensayo se pueden obtener durezas máximas y mínimas que presenta un acero determinado y la influencia de los elementos de aleación en la templabilidad. La necesidad que exige actualmente el mercado con ciertos estrechos límites de templabilidad, ha puesto de manifiesto el ensayo Jomminy para su elección y clasificación. Este ensayo fue descrito y publicado por la A. S. M. por W. E. Jomminy y A. L. Boegehold.

Una de las características más interesantes del ensayo Jomminy es que ha demostrado que la dureza de temple es función del contenido en carbono y que la diferencia de dureza en el extremo de la probeta enfriada es la dureza que aproximadamente se obtendría en el normalizado.

El acero escogido para el presente ensayo, según experiencias previas realizadas en el laboratorio de Metalurgia de la Universidad Central de Venezuela han demostrado que la

velocidad crítica de enfriamiento es inferior a los 28°C/seg. valor que permite utilizar con bastante exactitud el ensayo Jomminy para predecir la templabilidad de éste.

El aparato por nosotros empleado fue construido de acuerdo con las normas A. S. M. como se indica en la Fig. 16, Foto 15.

Durante el calentamiento se encerró la probeta en una caja con virutas de fundición para evitar la decarburización y la colocación de la probeta en el aparato de enfriamiento se realizó con la suficiente rapidez para que la temperatura no descendiera demasiado antes de iniciarse el temple por la base.

Se calentó la probeta hasta la temperatura de austenización 840°C. y se templó un extremo de la misma en agua cuya temperatura era de 25°C. Para ello se dirigió un chorro de agua sobre la base inferior de la probeta. Previamente se había comprobado que la altura libre que alcanzaba el agua era de 65 mm. y la salida del orificio de salida del agua distaba 12 mm. de la base inferior de la probeta. La presión del agua se mantuvo durante todo el tiempo de la experiencia constante y el tiempo de contacto del agua con la base inferior de la probeta fue de 10 minutos, acto seguido se templó toda ella por inmersión en el líquido.

Una vez concluida la experiencia anterior se rectificó en la probeta dos generatrices a un ángulo de 180° una de otra, siendo la profundidad de la misma 0,5 mm. y se evitó que la probeta se reviniera en el extremo templado. Para comprobar se atacó con una solución al 5% de ácido nítrico hasta su ennegrecimiento, se lavó con agua y se volvió a atacar durante 3 seg. en una solución al 50% de ácido clorhídrico. La comprobación fue satisfactoria.

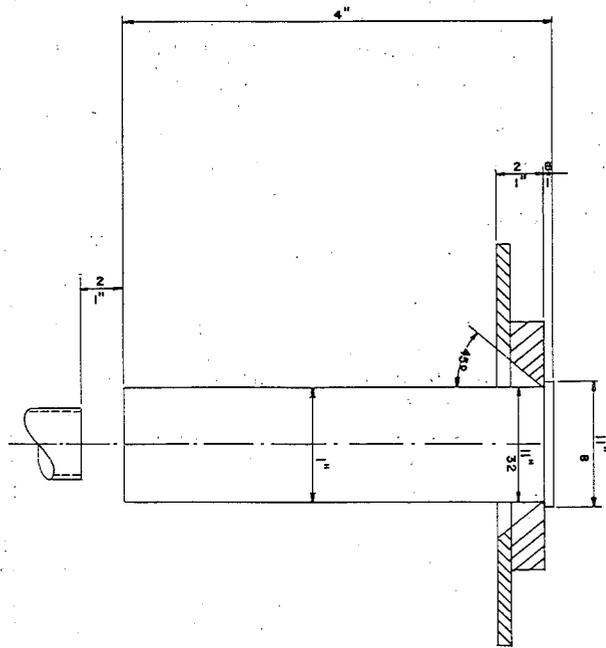


Figura 15. - Probeta Jominy normal.

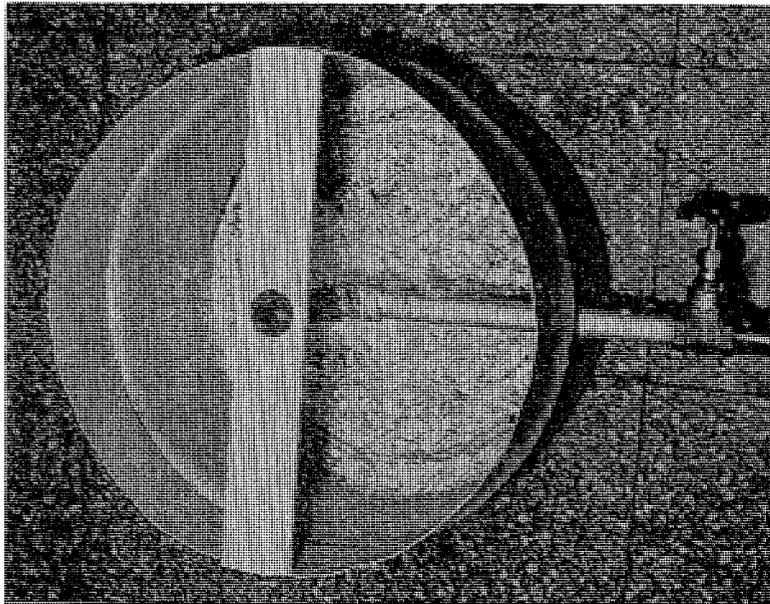


Foto 15. - Aparato Jominy.

A lo largo de las generatrices se midieron las durezas en la escala Rockwell C. a distancia de 1,5 mm. promediándose ambos resultados, los cuales damos en la tabla a continuación

Distancia (mm.)	Dureza (Rc)
1	63,5
2,5	53,5
4,0	40,0
5,5	40,5
7,0	39,0
8,5	36,0
10,0	36,0
11,5	36,0
13,0	35,7
14,5	33,5
16,0	33,5
17,5	33,5
19,0	32,5
20,5	30,0
22,0	29,5
23,5	29,5
25,0	29,5
26,0	27,5
28,0	26,0
29,5	25,0
31,0	25,0
32,5	23,5
34,0	22,0
35,5	21,5
36,0	21,5
37,5	21,0
39,0	20,5
40,0	20,0
42,0	19,5
43,5	18,0
45,0	18,0
47,0	18,0

El gráfico de la Fig. 17 nos demuestra la curva de templabilidad correspondiente a este acero, en ella observamos entre los 0 y 5,5 mm. un cambio brusco dependiente de la recta para luego ir a cambiar en una pendiente más suave que termina entre los 42,5 mm. del origen. A partir de este punto la recta es completamente paralela al eje de la X. A través de la curva obtenemos una serie de puntos anómalos, los cuales, atribuimos a errores experimentales, no obstante, el valor medio de la recta posee bastante veracidad. Si analizamos detenidamente esta curva de templabilidad con la que hicimos anteriormente para obtener los distintos constituyentes micrográficos, observamos que la dureza inicial coincide en las dos curvas y la diferencia existente entre la probeta templada a 400°C. y el final de la probeta Jominy difiere en cuatro unidades RC. la atribuimos a que si bien la probeta Jominy en su totalidad fue llevada a estado austenítico la de 400°C. está muy por debajo de la formación de esta estructura.

La penetración de temple en estas probetas acaba en los 43,5 mm. lo cual nos demuestra que ese acero posee una gran capacidad de temple. Podemos indicar que a este acero le corresponde un coeficiente Jominy $J_{29} = 42$ el cual nos indica que la mínima dureza de temple 29 se obtiene a los 42 mm. del origen de la probeta.

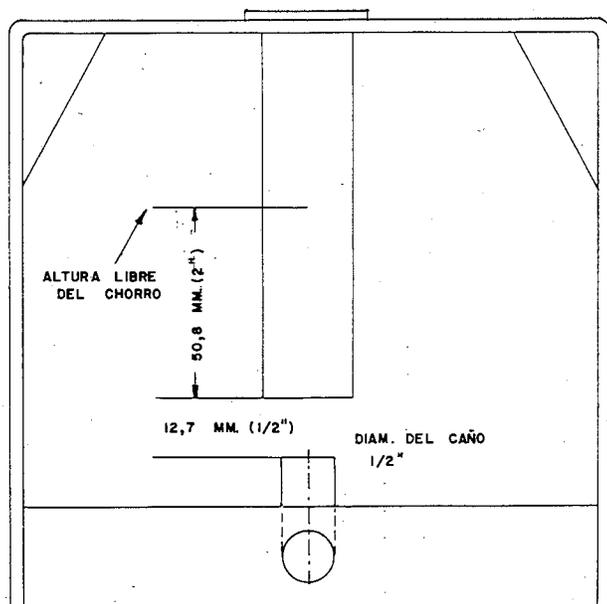
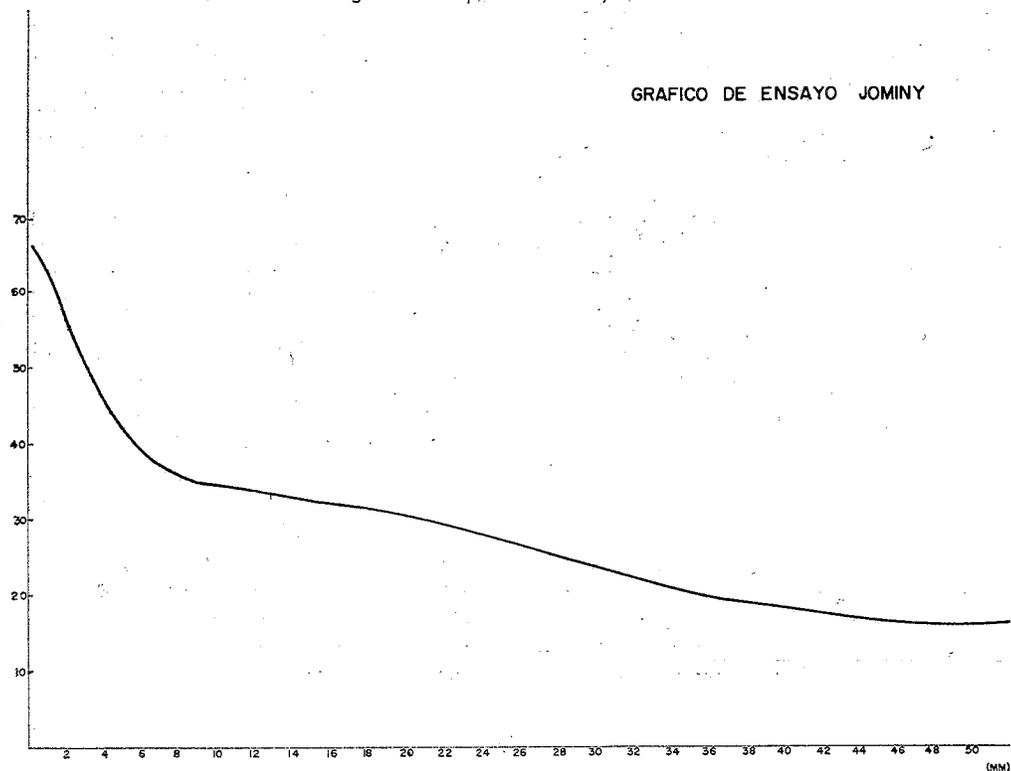


Figura 16. - Aparato Jominy normal.

GRAFICO DE ENSAYO JOMINY



REVENIDO

Los aceros después del temple suelen quedar generalmente demasiado duros y frágiles para uso industrial. Esto se suele corregir por medio del revenido que es un tratamiento que consiste en calentar el acero a una temperatura inferior a la temperatura crítica y luego dejándolo enfriar al aire. El objeto del revenido no es eliminar los efectos del temple sino modificarlos disminuyendo la dureza y la resistencia aumentando la tenacidad y eliminando también las tensiones que tienen siempre los aceros templados.

Las variaciones características que experimentan los aceros con respecto al revenido son debidas a cambio de microestructuras, que consiste principalmente, en la descomposición de la martensita que se obtuvo en el temple o con el temple en otros constituyentes más aceptables.

En el ensayo de revenido se usaron cinco probetas del mismo material y de igual tamaño que las usadas anteriormente en el temple. Siguiendo un proceso igual al descrito en el ensayo de temple, estas cinco probetas fueron templadas a una temperatura de 840°C. Una vez templadas se sometieron a revenido en el rango de temperatura de 200° a 400°C. Las cinco probetas fueron introducidas en el horno, cuando se alcanzó la temperatura de 200°C se mantuvieron por un espacio de 15 minutos y luego se extrajo de ellas la marcada con el número 200. De igual manera se procedió con el resto de las probetas, dejándolas enfriar al aire hasta alcanzar la temperatura ambiente. Todas las probetas fueron debidamente debastadas, pulidas y atacadas para su correspondiente análisis micrográfico.

En la fotomicrografía de las probetas templadas vemos que ha habido una austenita remanente, factor que nos influncia considerablemente las estructuras obtenidas en el revenido.

La fotomicrografía correspondiente a los 200°C. (Foto 16) nos muestra una estructura característica de martensita revenida. La dureza de esta temperatura de revenido fue de 62 Rc. Como puede observarse, la fotografía de 500 aumentos nos muestra que la transformación martensítica correspondiente al revenido no ha sido total. La fotomicrografía correspondiente de 250°C. nos muestra una disminución del grano martensítico y una permanencia de dureza, lo cual nos indica, que a pesar de haberse reducido en parte las tensiones internas creadas por el temple, puede ser ya empleado el acero en ciertos usos tecnológicos, como por ejemplo, rozamientos, etc. La fotomicrografía correspondiente a los 300°C. la disminución del tamaño de grano con respecto a la anterior, es bastante notable, apareciendo una dureza de 59 Rc. la estructura presentada es de martensita revenida en un grado superior que es útil para otros usos tecnológicos que requieran cierta dureza, pero al mismo tiempo una disminución de fragilidad con respecto a la estructura anterior. La fotomicrografía correspondiente a los 350 y 400°C. nos muestran unas estructuras en las cuales la martensita está experimentando una transformación que no permite ya ser empleada en usos tecnológicos que requieran cierta dureza. La dureza correspondiente a ambas probetas respectivamente, son de 45 y 40 Rc.

De todo esto deducimos que cuando se quiere revenir este acero, el cual, ha sido sometido a temple con la temperatura crítica ideal debemos escoger el tratamiento de revenido de acuerdo al uso tecnológico que se va a destinar.

A continuación damos la tabla de Durezas Rockwell C correspondiente a las probetas revenidas:

T	200	250	300	350	400
Rc	59,0	510	54,9	50,8	45,3

ENSAYO MECANICO

Los metales en uso están sometidos a esfuerzos que tienden al alargamiento del mismo (tensión), a causar que una parte se deslice sobre otra (esfuerzo cortante), a comprimirlo (compresión), o a torcerlo (torsión). Estos esfuerzos, aunque sean muy pequeños, llevan a cambiar la configuración del cuerpo. Si los esfuerzos son lo suficientemente pequeños, al cese del esfuerzo, el material regresa a su configuración original. Esta deformación se llama elástica. Un esfuerzo mayor, el cuerpo queda permanentemente deformado. Esto es una deformación plástica. Sometidos a esfuerzos aún mayores, el cuerpo puede romperse.

Es deseable que los esfuerzos en los metales al servicio industrial sean en el rango elástico, pero durante el proceso de algunas operaciones. Los esfuerzos de rango plástico son también necesarios. Los esfuerzos empleados en los ensayos de un metal generalmente cubren el rango desde el elástico hasta el plástico y algunas veces hasta el punto en donde la pieza sometida al ensayo rompe, con el fin de obtener la carga de ruptura del material en consideración.

Los ensayos mecánicos se hacen por alguna de las siguientes razones: 1) para comprobar alguna especificación impuesta por alguien quien ha decidido que los requerimientos tienen significado. 2º) para tratar de evaluar, desde el punto de vista de ingeniería, la aplicabilidad del material están siempre en duda, y permanecerán en duda a través de todos los ensayos, excepto aquellos en servicio actual o servicio simulado en donde el espécimen se halla en exacta configuración, tamaño y tratamiento térmico de la parte real.

Los ensayos convencionales no pueden servir para indicarnos si estamos o no en la dirección correcta encontrada previamente y usada en materiales satisfactorios, aunque ello no indica que hemos llegado a nuestro destino.

En cualquier circunstancia, debemos dar atención a los métodos de ensayo para estar seguros que los errores y deficiencias no atribuibles al material han sido eliminadas. Debemos dar consideración también a las anomalías naturales, de tal manera que debemos hacer suficientes ensayos para corregir la impresión que podemos obtener de un solo resultado, la cual puede ser en parte alta o baja de la banda de anomalías.

Poniendo atención a las anomalías, instrucciones y tamaño de las influencias, los valores del ensayo convencional a tensión sirven para darnos una primera aproximación de las propiedades mecánicas, dejándose en consecuencia, muchas preguntas sin contestar, preguntas sin contestar, preguntas que tienen gran utilidad para el uso. Estos ensayos sirven como un lenguaje universal sobre la primera aproximación de la aceptabilidad de un acero o de su tratamiento térmico.

ENSAYO A TENSION

El ensayo a tensión determina la carga que una pieza soportará bajo una tensión constante antes de romper. Durante el curso del ensayo, se determina también la carga, o presión debajo de la cual, si la carga se retirase, la retornaría elásticamente a sus dimensiones originales; y la carga, que al sobrepasarla, comenzaría a deformar permanentemente.

En ensayo a tensión, nosotros lo hicimos de la siguiente manera: escogimos dos series de barras de acero de igual calidad y contenido en carbono al de los redondos sometidos a temple y revenido, o sea de 1% de carbono. La primera serie constaba de doce barras, las cuales, siguiendo igual proceso que para el temple de los redondos, fueron templadas en el rango de temperaturas de 950°C. a 400°C.

La segunda serie constaba de cinco barras, las cuales, siguiendo igual proceso que para el revenido de los redondos, fueron primero templadas y luego revenidas en el rango de temperaturas de 400°C. a 200°C. En ambas series, el intervalo de temperaturas, de barra a barra, era de 50°. El diámetro de las barras era 12,8 mm. por una longitud de 600 mm.

Luego de haber sido las barras tratadas térmicamente, fueron ensayadas a tensión en una máquina Universal, en el Laboratorio de Ensayo de Materiales de la Universidad Central de Venezuela.

Ensayos realizados con anterioridad sobre este mismo material demostraban que las barras templadas no marcaban ningún alargamiento, una vez rotas, que fuera físicamente medible por los métodos ordinarios. Hubo necesidad entonces de recurrir a mediciones eléctricas.

Para medir las elongaciones de las barras a medida que se aumentaba

la carga, se usaron unos "gages" eléctricos, los cuales se pegaban en la barra que era sometida a tracción. Por medio de otra barra, llamada compensadora, que no era sometida a tracción, y calibrando constantemente un puente eléctrico, se iban marcando las deflexiones que marcaba el galvanómetro. Estas deflexiones están calibradas para medir partes por millón.

En las tablas que se expresan a continuación están señalados todos los datos del ensayo a tracción para cada una de las barras. También insertamos un gráfico de σ contra deflexiones para las barras templadas y otro para las revenidas.

El presente gráfico nos muestra la relación de las tensiones a que están sometidas nuestras barras y el alargamiento que experimentan las mismas, al estar sometidas a dichas cargas. Si tenemos en cuenta las temperaturas de temple, observamos que éste tiene una marcada influencia entre los intervalos de temperatura de temple de 950°C., siendo esto debido a la presencia de la estructura X que presentaba. El aspecto de fractura es el normal en los aceros que presentan fragilidad, es decir, grano pequeño, aspecto brillante y completamente plana, (foto 22).

Al llegar a los 650°C. y a una tensión correspondiente entre los 34 kgms/mm² la curva comienza a inclinarse bruscamente debido a la disminución de fragilidad que presenta el material y la aparición de la deformación plástica que experimenta.

Así como la zona elástica en el material se presenta en las probetas cuyas temperaturas están comprendidas entre los 950°C. y los 700°C. siendo esta última la que más confusión representa debido a no poder trazar todos los puntos, decimos con certeza

za que el material presenta a los 650°C. y temperaturas inferiores de tratamiento, las siguientes características: deformación elástica, cuya aparición se hace presente a los 34 Kgs/mm², zona elástico-plástico, y zona de deformación plástica, en la cual aparece la ruptura del material.

En cuanto a estructuras de fracturas se refiere nos encontramos que a los 600°C. (foto 23) hay un aumento de grano de aspecto mate, al ir disminuyendo la temperatura la fractura va tomando unas características especiales hasta llegar a los 450°C. donde hay una disminución de tamaño de grano, pero se observan unas irregularidades que recuerdan mucho al aspecto de madera podrida aunque esta estructura se presenta normalmente en los aceros templados de fragilidad marcada, nos ha extrañado mucho la presencia de este tipo de fractura en un material, en el cual, como han demostrado todos los gráficos existentes a lo largo del trabajo no ha tenido influencia alguna el efecto térmico. No obstante esta cuestión puede ser discutida teniendo en cuenta la constitución metalográfica que presenta el acero a esta temperatura. Nosotros suponemos que tal estructura fibrosa o leñosa, como se la quiera denominar se debe, a estar presente dos constituyentes

completamente opuestos, la martensita blanca y la perlita laminar.

Dado que estas dos estructuras poseen distintas cualidades mecánicas es lo que nos hace suponer esta forma fibrosa que presenta la fractura (foto 24).

Desde el punto de vista tecnológico es interesante hacer el estudio de tensión contra temperatura y de carga contra temperatura, ya que podemos predecir los distintos comportamientos que presenta el material con la temperatura temple. Los dos gráficos nos demuestran que la mayor carga y la mayor tensión la resiste el material a los 700°C. lo cual está de acuerdo con el ensayo a tracción.

En cuanto a las probetas revenidas se refiere, encontramos, que la probeta de 250°C. presenta un menor límite elástico que la revenida a 300°C. siendo ésta la que mayor límite elástico presenta y por lo tanto la de mejor uso industrial. Como caso curioso diremos que la probeta revenida a los 400°C. acusó ruptura a los 134 Kgs/mm².

Todas estas probetas revenidas presentaron fractura tipo copa-cono. Trazando los gráficos de temperatura carga, temperatura sección, observamos que la revenida a los 300°C. presenta la mayor tensión y la mayor carga.

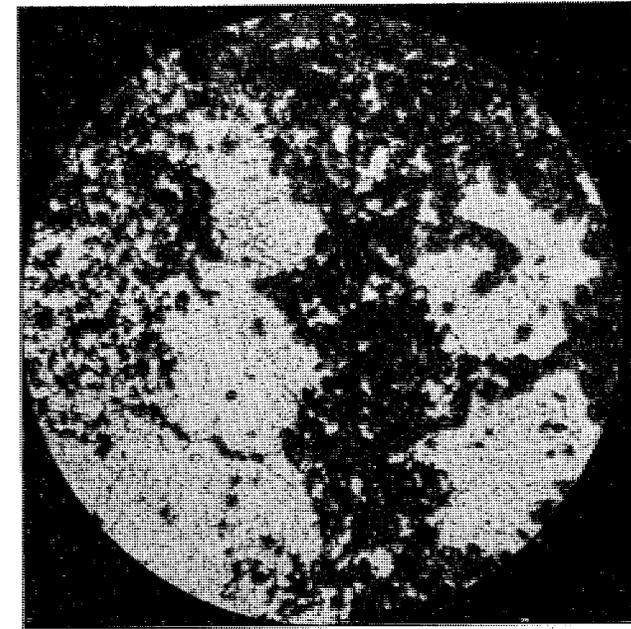


Foto 2 (a). — Troostita sobre fondo blanco de martensita. Probeta templada a una temperatura de 950°C. 500 x Nital.

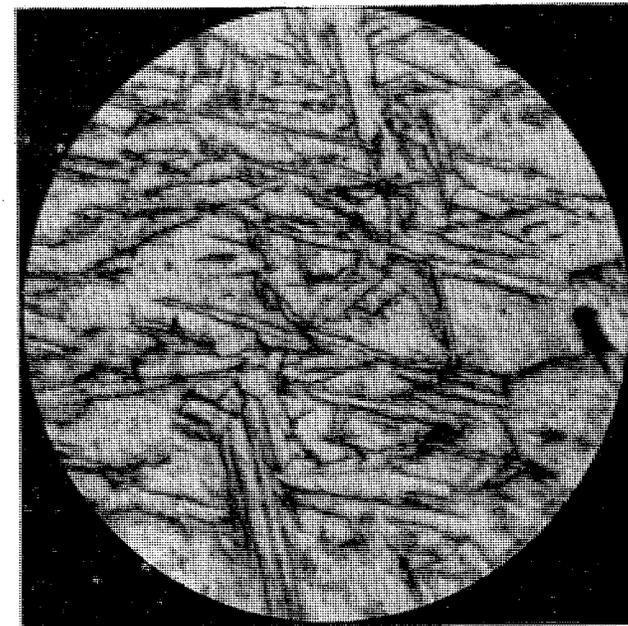


Foto 2 (c). — Agujas de Martensita. Probeta templada a una temperatura de 950°C. 2.000 x Nital.

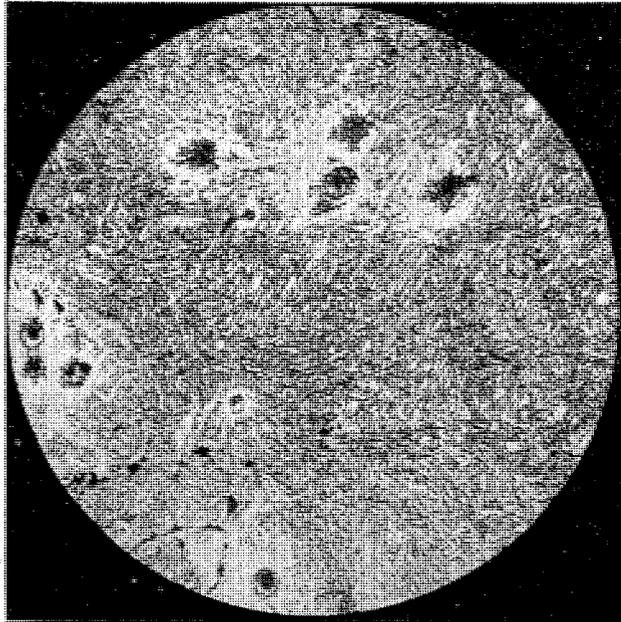


Foto 3 (a). — Martensita de agujas finas. Probetas templadas a 900°C. 500 x Nital.

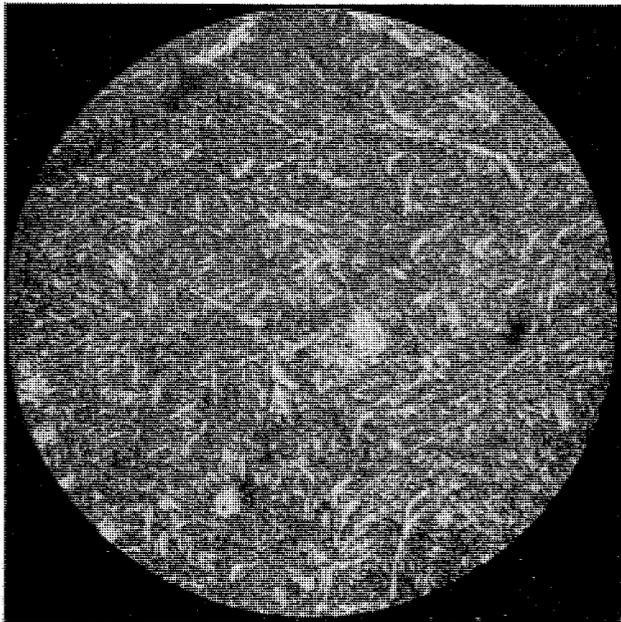


Foto 4 (a). — Martensita. Temperatura de temple 850°C. 500 x Nital.

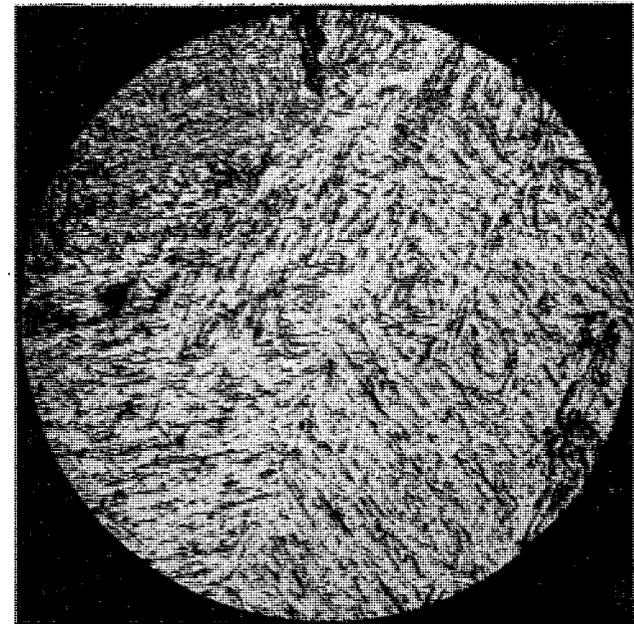


Foto 5 (a). — Martensita. Temperatura de temple 800°C. 500 x Nital.

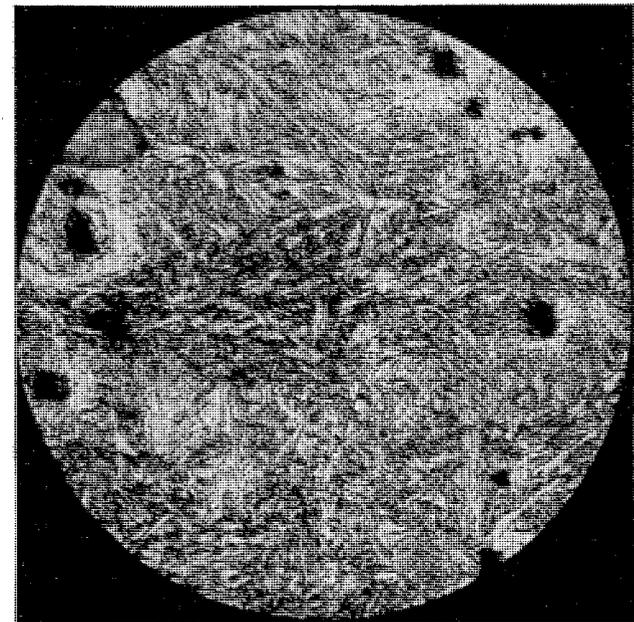


Foto 6 (a). — Martensita en grado inferior. Temperatura de temple 750°C. 500 x Nital.

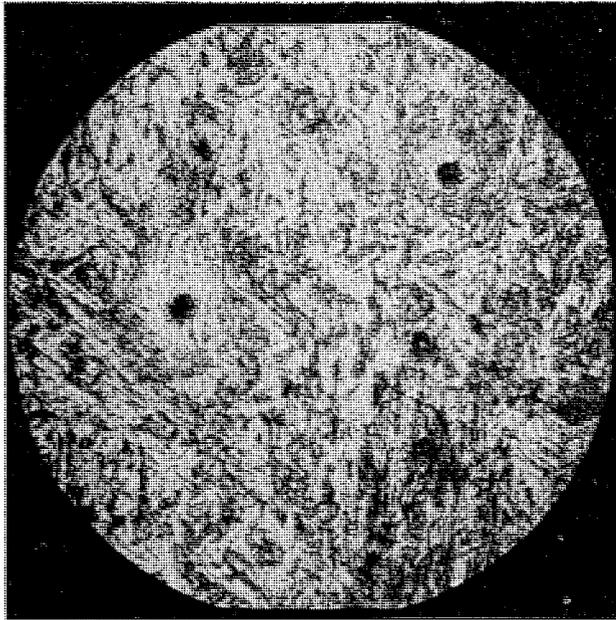


Foto 7 (a). — Martensita en vía de transformarse de la forma tetragonal a la cúbica. Temperatura de temple 700°C. 500 x Nital.

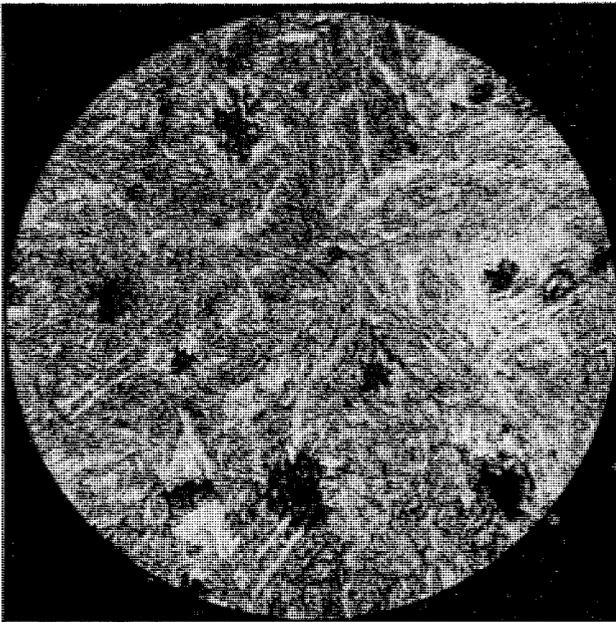


Foto 8 (a). — Martensita con la transformación más acentuada. Temperatura de temple 650°C. 500 x Nital.

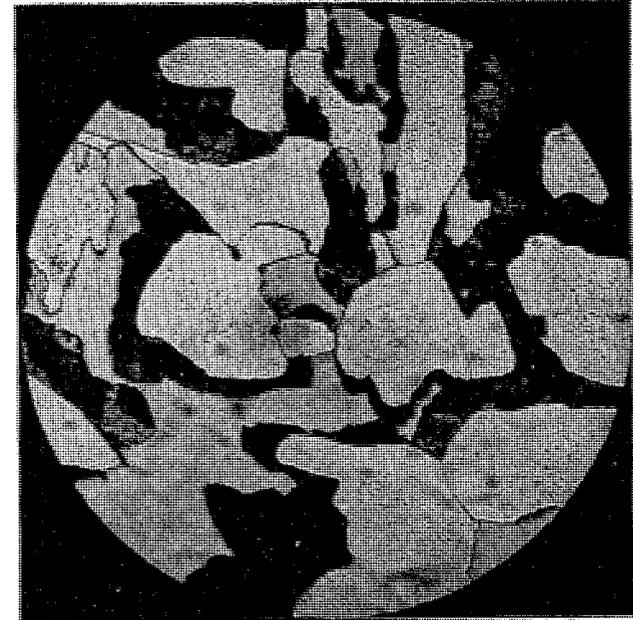


Foto 9 (a). — Martensita cúbica más bainita. Temperatura de temple 600°C. 500 x Nital.

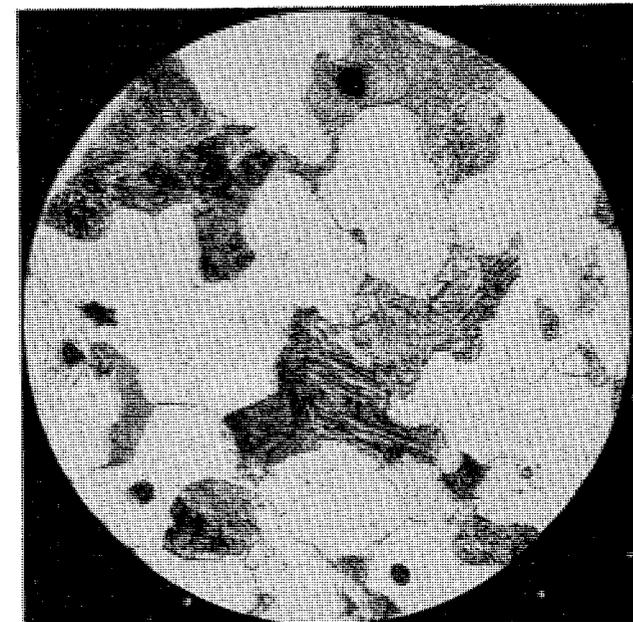


Foto 10 (a). — Martensita cúbica más perlita difusa. Temperatura de temple 550°C. 500 x Nital.

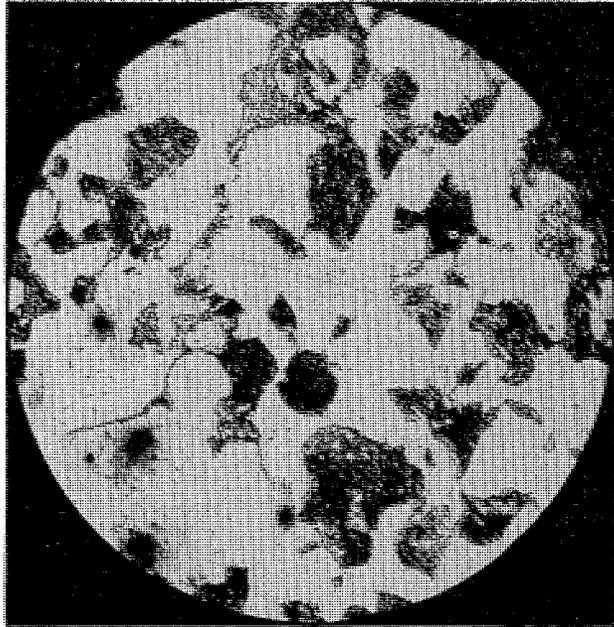


Foto 11 (a). — La perlita difusa comienza a convertirse en perlita laminar. Temperatura de temple 500°C. 500 x Nital.

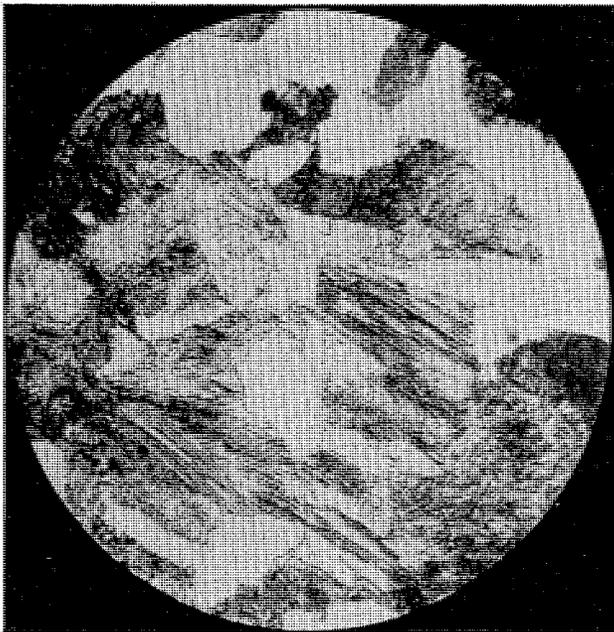


Foto 12 (a). — La perlita laminar crece. Temperatura de temple 450°C. 500 x Nital.

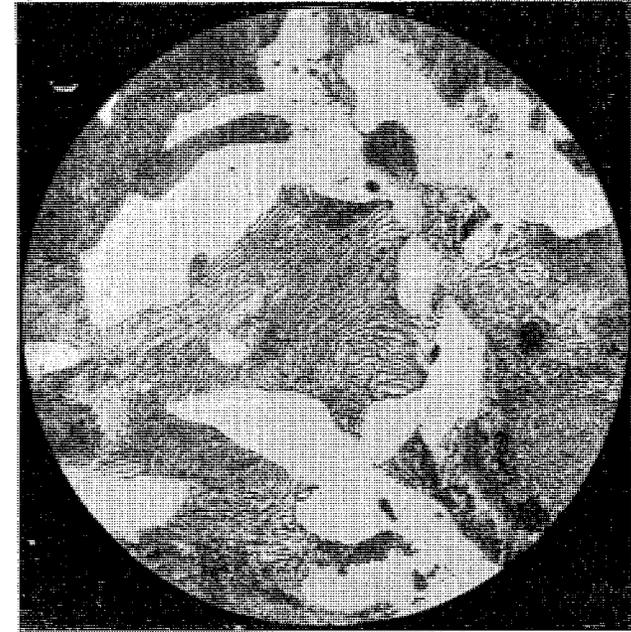


Foto 13 (a). — Nótese el desarrollo de la perlita laminar. Temperatura de temple 400°C. 500 x Nital.

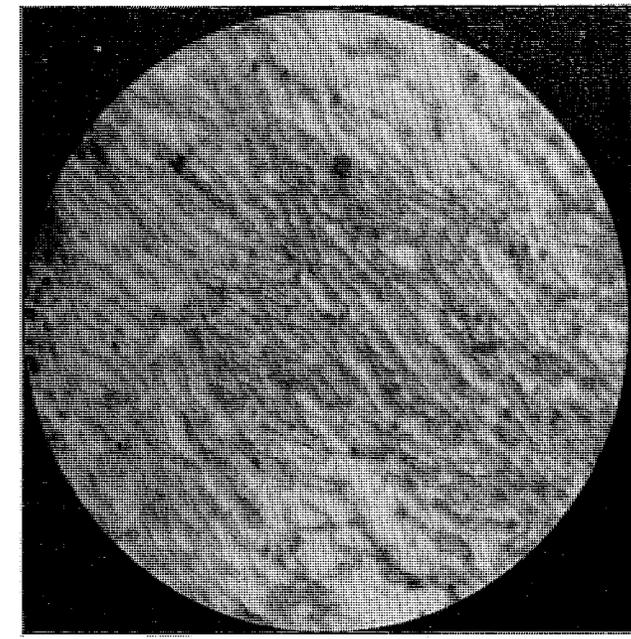


Foto 13 (c). — Láminas de perlita. Temperatura de temple 400°C. 2.000 x Nital.

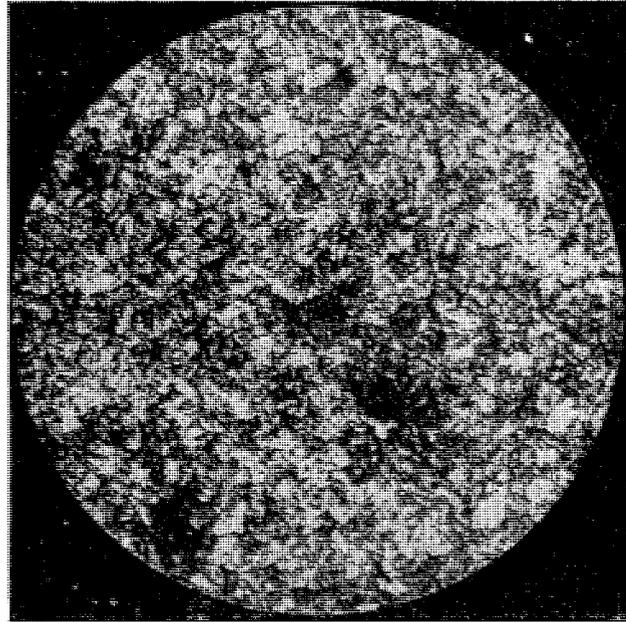


Foto 16 (a). — Comienzo del Revenido. 500 x Nital.

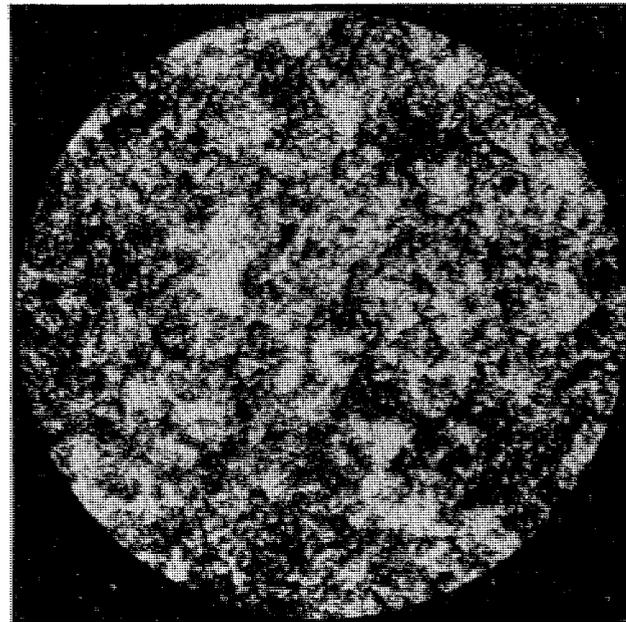


Foto 17 (a). — Aumento del Revenido. Disminución del tamaño del grano. Temperatura de Revenido 250°C. 500 x Nital.

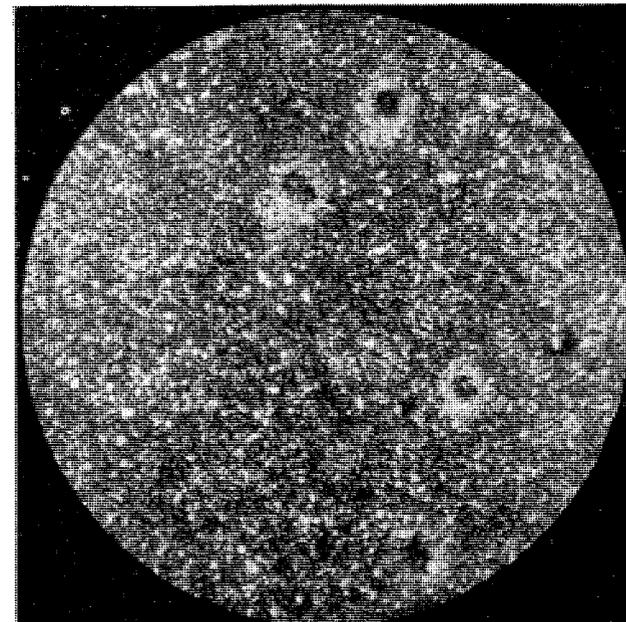


Foto 18 (a). — Revenido a grano fino. Barra que mayor resistencia ofreció. Temperatura de Revenido 300°C. 500 x Nital.

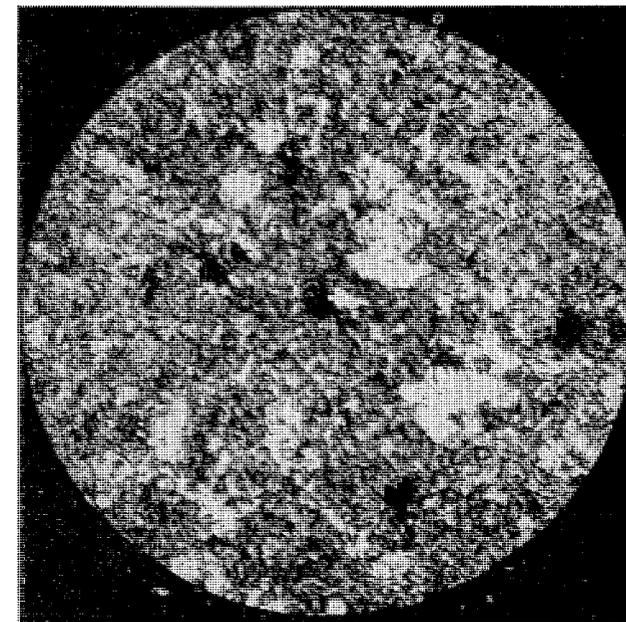


Foto 19 (a). — Temperatura de Revenido 350°C. 500 x Nital.

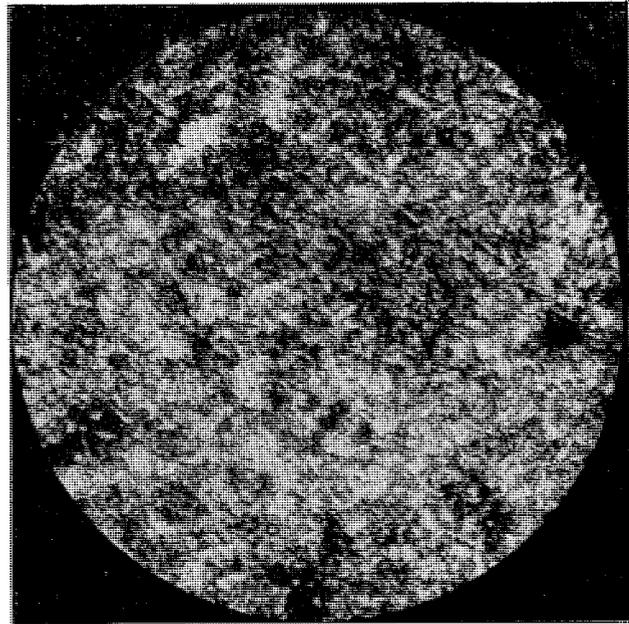
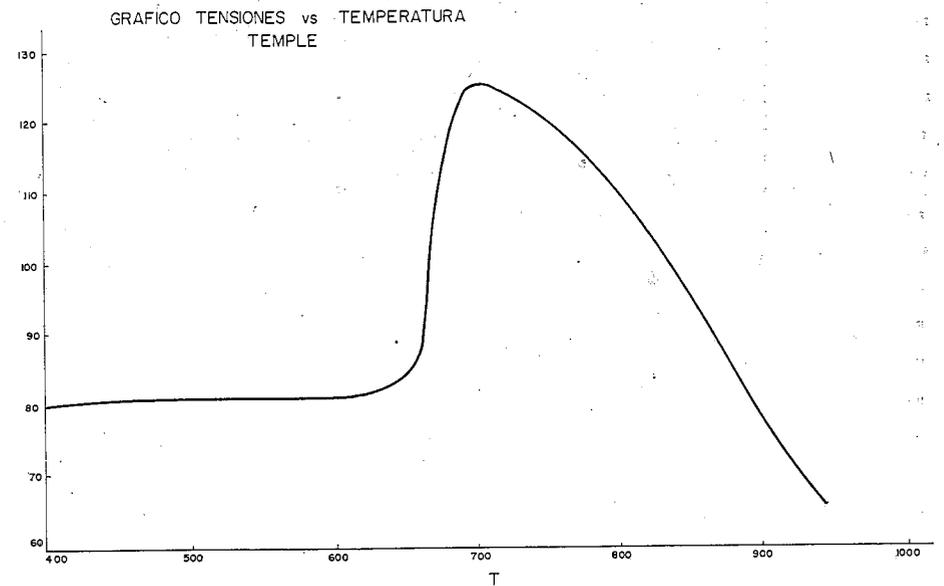
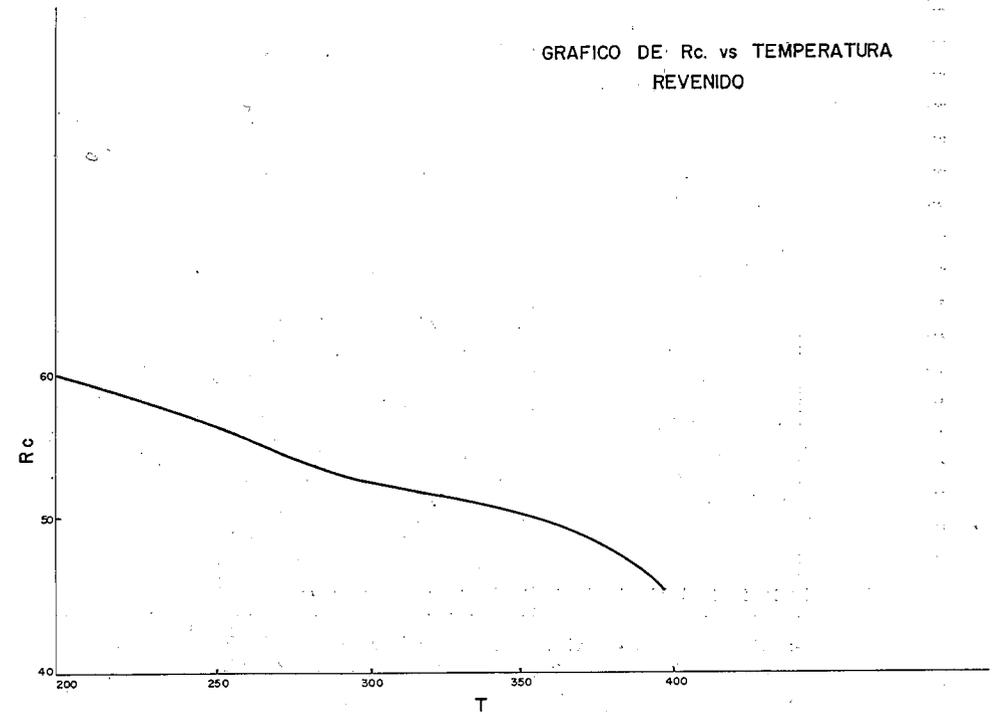
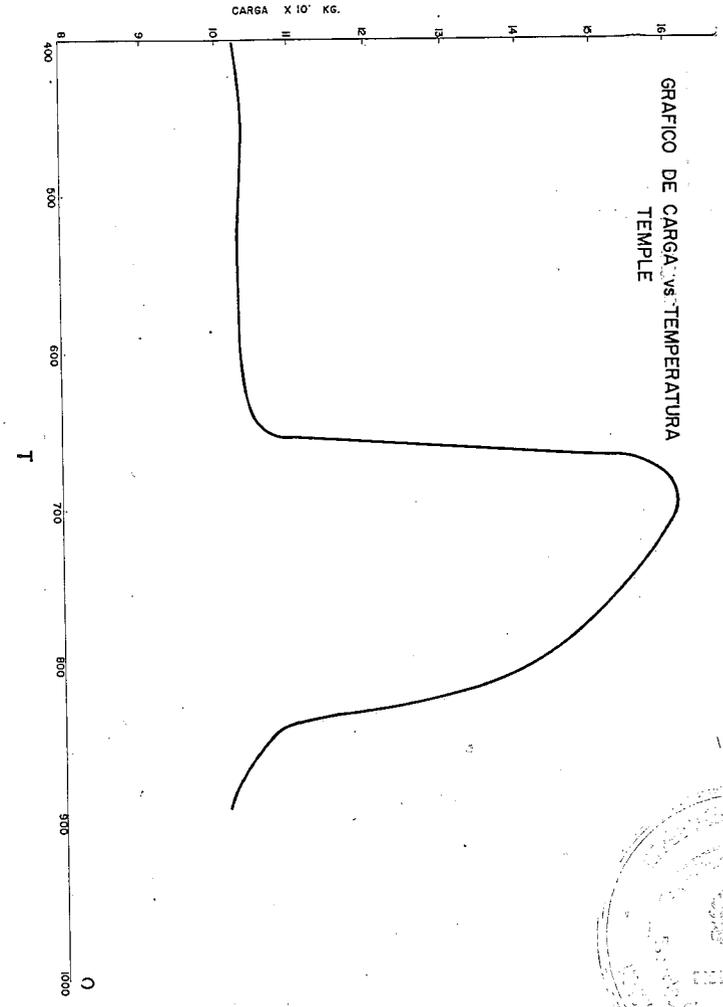
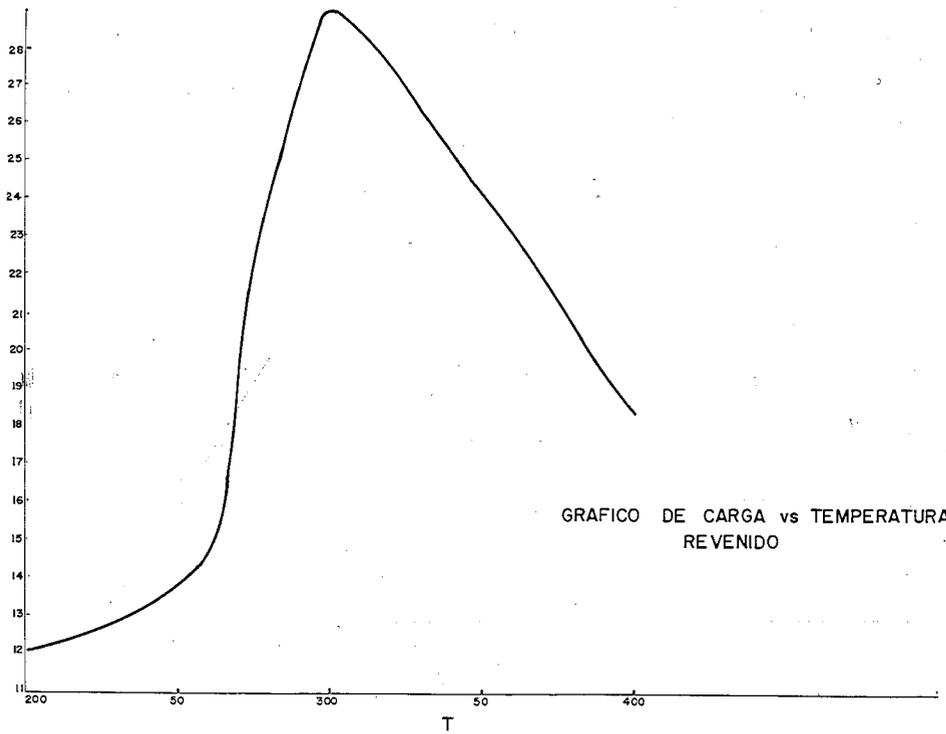
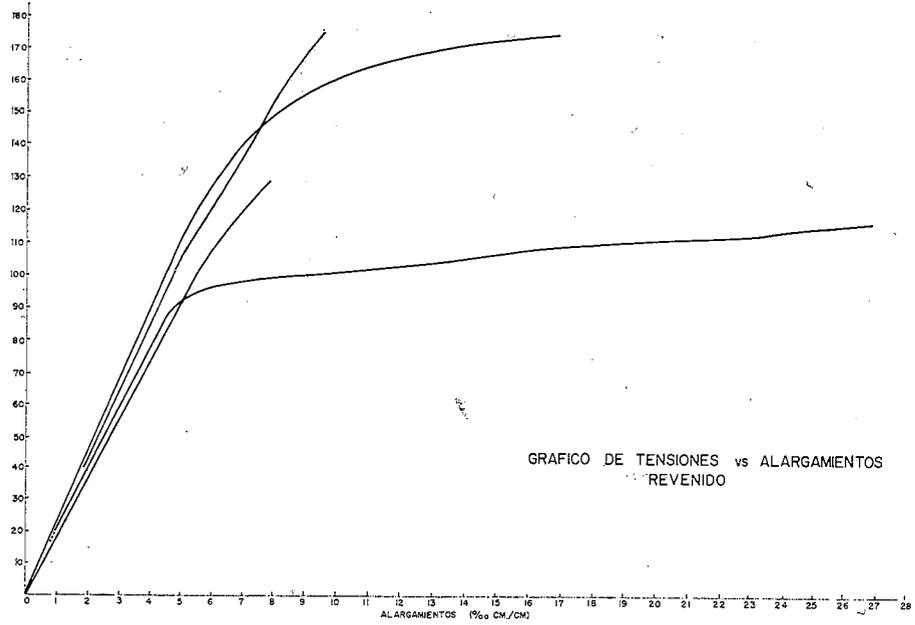
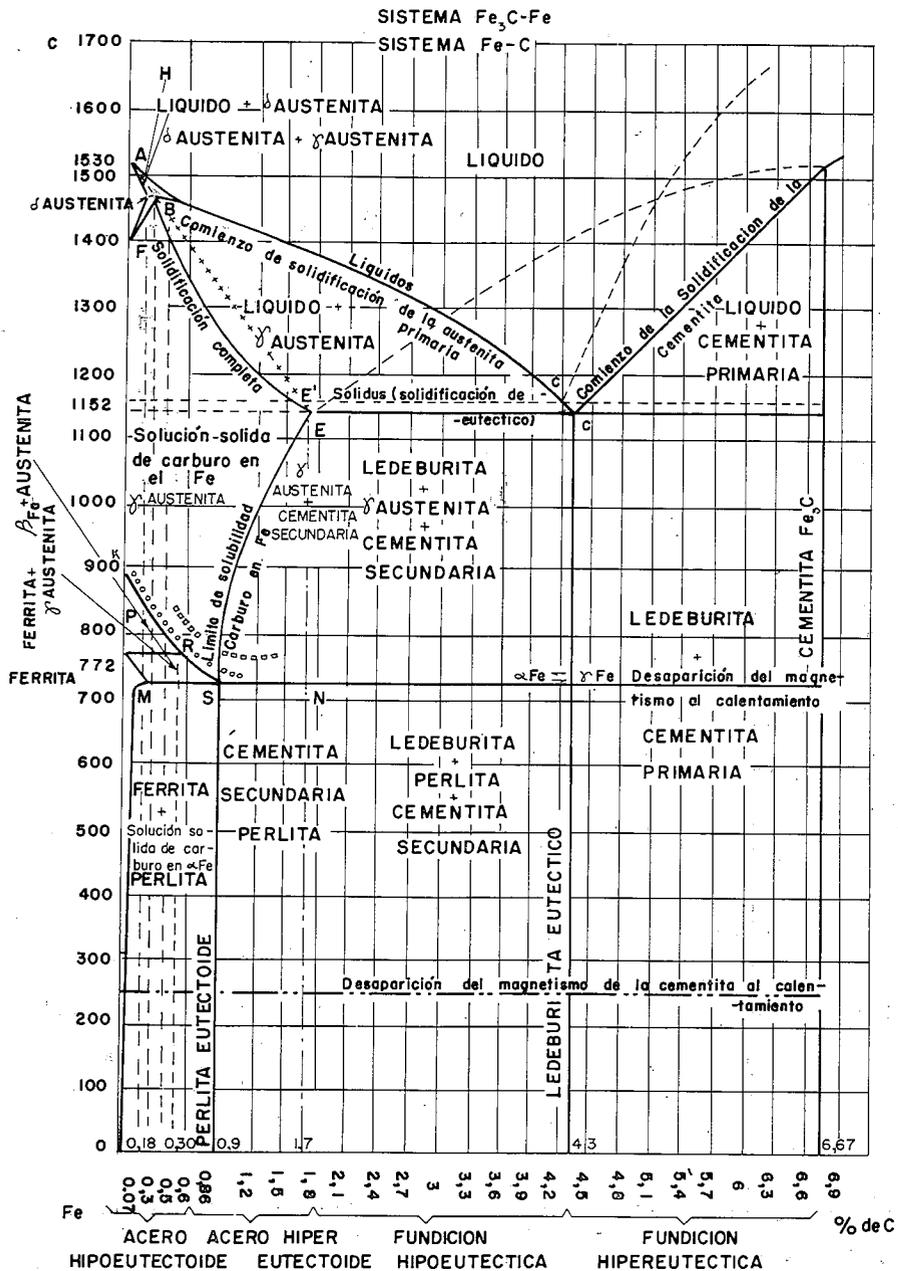


Foto. 20 (a). Homogeneización casi completa. Temperatura de Revenido 400°C. 500 x Niál.







○ TEMPERATURA MAXIMA DE RECOCIDO
 □ " " " " TEMPLE
 + ACERO QUEMADO AL RECALENTAMIENTO

CONCLUSIONES

Hemos estudiado un Acero hiper-eutéctico de la siguiente composición:

Carbono	1,0 %
Silicio	0,25 %
Manganeso	0,03 %
Fósforo	0,002 %
Azufre	0,01 %

El análisis metalográfico nos causó la presencia de inclusiones no metálicas en forma de óxido férrico, fósforo y sulfuro de manganeso.

En el estudio encontramos que la temperatura correcta de calentamiento para el temple de mayor dureza era la de 850°C y la temperatura ideal de revenido 300°C.

En cuanto a constituyentes metalográficos se refiere encontramos que cuando se sobrepasaba la temperatura de temple se nos presentaba el constituyente X, acompañado de troostita o bainita. En la temperatura de temple óptimo, 850°C. encontramos la martensita tetragonal; a medida que íbamos disminuyendo la temperatura, la forma tetragonal de la martensita se nos iba gradualmen-

te cambiando a la forma cúbica, al igual que la dureza iba disminuyendo. Por debajo de los 600°C. nos desaparece completamente la martensita tetragonal y nos empieza a aparecer los constituyentes inferiores, bainita, hasta terminar en los 400°C. con la perlita laminar.

De los ensayos a tracción, de las barras templadas, sacamos las siguientes conclusiones: el resultado óptimo se obtiene a los 700°C.; en cuanto al material revenido se refiere, después de haber sido templado a la temperatura ideal, diremos que la mejor temperatura para tal tratamiento es la de 300°C. por presentar el material una alta zona elástica, una zona elástico-plástica con la aparición de influencias y una deformación plástica en donde se halla situada la zona de ruptura.

En cuanto a las estructuras metalográficas de las probetas revenidas no se notaron grandes detalles aparte de una homogeneización y refinamiento del grano a medida que aumentábamos la temperatura.

BIBLIOGRAFIA

- APRAIZ BARREIRO, José
Tratamientos térmicos de los aceros. Ed. Dossat, Madrid - España. 3 ed. 1958.
- BAIN, Edgar C.
Functions of the alloying elements in steel. American Society for Metals. Cleveland. - Ohio, 1952.
- BERCK, C. E.
Temple y Cementación. Primera Edición.— Ed. Montesó. Barcelona (España), 1948.
- BULLENS, D. K.
Steel and its Heat Treatment. John Wiley & sons. Inc. New York, Fifth Edition. 1948. Vol. I y II..
- BURKE, J. E., KENYON, R. L.
BURGHÖYY, Henry Hobbs, J. T.
Granin Control in Industrial Metallurgy Published by the American Society for Metals, Cleveland, Ohio, 1949.
- CALVO RODES, Rafael
Metales y Aleaciones. Vol. 2. Selecciones Gráficas, Madrid, 1948.
- DE SMET, Gerard.
La Pratique des Traitements Thermiques des Métaux Industriale. 5 ed. Ed. Dunod. Paris, 1957.
- GUZZONI, Gastones
Gli Acciati Comuni e Speciali. - Quinta Edizione Riveduta. Ed. Ulrico Hoepli. Milano, 1952.
- KEHL, George L.
The principles of Metallgraphic laboratory practic. McGraw-Hill Book Company Inc. - New York, 19...
- LESELS, John M.
Strength and Resistance of Metals. Wiley Sons. Inc. New York, 1954.
- PARKER, Charles M.
Metalurgia de los aceros de calidad. Trad. Aguilar, S. A. Madrid, España, 1951.
- ROOS, A.
Précis de Métallograrhie appliquée (Acier et Fontes) Ed. Donod. Paris. 1957.
- TOSSI, Michele
La Tempra Practica. - Editore Ulrico Hoepli, Milano, 1952.
- TIMOSHENKO, S
Resistencia de Materiales. Primera parte.— Espasa Calpe. - Madrid, 1956.
- WILLIAMS, Robert S. and HOMERBERG, Víctor O.
Principles of Metallography - Mc Graw - Hill Inc. 1948.
- WOLF, John; TAYLOR E., Howard F.; SHALER, Amos J.
Metallurgy for Engineers - Wiley & Sons - New York - 1955.

Acero templado a 950° C.
 $\phi = 12,8$ mm.
A = 128,5 mm².

Lectura inicial: 6 + 100

Carga	Deflecciones	Reducción a 0	σ (P/A)
0	6 + 100		
500	440	340	3,9
1.000	720	620	7,8
1.500	985	885	11,5
2.000	1.240	1.140	15,5
2.500	1.480	1.380	19,5
3.000	1.720	1.620	23,2
3.500	1.950	1.850	27,2
4.000	8 + 190	2.090	31,0
4.500	420	2.320	35,0
4.700	500	2.400	36,5
5.000	635	2.535	39,0
5.500	860	2.760	42,8
6.000	1.090	2.990	46,6
6.500	1.320	3.220	50,5
7.000	1.565	3.465	54,5
7.500	1.790	3.690	58,4
7.925	2.000	3.900	61,6
8.000	10 + 55	3.955	62,3
8.100	100	4.000	63,0

Lectura final:

Residual:

Carga de ruptura:

σ de ruptura:

10 + 100

6 + 315

8.100 Kgs.

63,0 Kgs/mm²

Acero templado a 900° C.
 $\phi = 12,8$ mm.
A = 128,5 mm².

Lectura inicial: 6 + 100

Carga	Deflecciones	Reducción a 0	σ (P/A)
0	6 + 100		
500	250	150	3,9
1.000	410	310	7,8
1.500	570	470	11,5
2.000	745	645	15,5
2.500	930	830	19,5
3.000	1.125	1.025	23,2
3.500	1.320	1.220	27,2
4.000	1.525	1.425	31,0
4.500	1.720	1.620	35,0
4.750	1.820	1.720	37,0
5.000	1.925	1.825	39,0
5.500	8 + 155	2.055	42,8
6.000	370	2.270	46,6

6.500	600	2.500	50,5
7.000	825	2.725	54,5
7.500	1.080	2.980	58,4
8.000	1.315	3.125	62,3
8.500	1.560	3.460	66,1
9.000	1.820	3.720	70,0
9.250	2.000	3.900	72,0
9.500	10 + 135	4.035	73,9
10.000	410	4.310	77,8
10.150	500	4.400	79,0

Lectura final: 10 + 500
 Residual: 6 + 355
 Carga de ruptura: 10.150 Kgs.
 σ de ruptura: 79,0 Kgs/mm²

Acero templado a 850° C.
 $\phi = 12,8$ mm.
 A = 128,5 mm².

Lectura inicial: 6 + 100

Carga	Deflecciones	Reducción a 0	σ (P/A)
0	6 + 100		
500	450	350	3,9
1.000	740	640	7,8
1.500	1.005	905	11,5
2.000	1.260	1.160	15,5
2.500	1.505	1.405	19,5
3.000	1.750	1.650	23,2
3.500	1.990	1.890	27,2
4.000	8 + 235	2.135	31,0
4.500	470	2.370	35,0
5.000	710	2.610	39,0
5.500	945	2.845	42,8
6.000	1.180	3.080	46,6
6.500	1.425	3.325	50,5
7.000	1.670	3.570	54,5
7.250	1.790	3.690	56,4
7.500	1.910	3.810	58,4
7.750	10 + 50	3.950	60,3
8.000	185	4.085	62,3
8.250	310	4.210	64,1
8.500	440	4.340	66,1
8.750	580	4.480	68,0
9.000	730	4.630	70,0
9.250	860	4.760	72,0
9.500	1.000	4.900	73,9
9.750	1.155	5.055	75,9
10.000	1.300	5.200	77,8
10.250	1.460	5.360	79,8
10.500	1.605	5.505	81,7
10.750	1.755	5.655	83,6
10.825	1.780	5.680	84,3

Lectura final: 10 + 1.780
 Residual: 6 + 550
 Carga de ruptura: 10.825 Kgs.
 σ de ruptura: 84,3 Kgs/mm²

Acero templado a 800° C.
 $\phi = 12,8$ mm.
 A = 128,5 mm².

Lectura inicial: 6 + 100

Carga	Deflecciones	Reducción a 0	σ (P/A)
0	6 + 100		
250	165	65	1,95
500	225	125	3,9
750	295	195	5,8
1.000	365	265	7,8
1.250	495	395	9,7
1.500	515	415	11,5
1.750	605	505	13,5
2.000	695	595	15,5
2.250	790	690	17,5
2.500	885	785	19,5
2.750	980	880	21,4
3.000	1.080	980	23,2
3.250	1.180	1.080	25,3
3.500	1.280	1.180	27,2
3.750	1.385	1.285	29,2
4.000	1.490	1.390	31,0
4.250	1.590	1.490	33,0
4.500	1.695	1.595	35,0
4.750	1.805	1.705	37,0
5.000	1.920	1.820	39,0
5.175	2.000	1.900	40,3
5.250	8 + 45	1.945	40,8
5.500	160	2.060	42,8
5.750	275	2.175	44,7
6.000	390	2.290	46,4
6.250	515	2.415	48,5
6.500	645	2.545	50,5
6.750	770	2.670	52,5
7.000	900	2.800	54,5
7.250	1.035	2.935	56,4
7.500	1.165	3.065	58,4
7.750	1.310	3.210	60,3
8.000	1.460	3.360	62,3
8.250	1.605	3.505	64,1
8.500	1.750	3.650	66,1
8.750	1.900	3.800	68,0
8.875	2.000	3.900	69,0
9.000	10 + 105	4.005	70,0
9.250	290	4.190	72,0
9.500	445	4.345	73,9
9.750	605	4.505	75,9
10.000	790	4.690	77,8
10.250	975	4.875	79,8
10.500	1.170	5.070	81,7
10.750	1.375	5.275	83,6
11.000	1.610	5.510	85,5
11.250	1.805	5.705	87,5
11.475	2.000	5.900	89,3
11.500	12 + 45	5.945	89,5
11.750	280	6.180	91,5
12.000	535	6.435	93,4
12.250	770	6.670	95,5
12.500	1.010	6.910	97,4
12.750	1.260	7.160	99,3

13.000	1.520	7.420	101,0
13.250	1.830	7.730	103,0
13.500	1.955	7.855	105,0
13.750	14 + 160	8.060	107,0
14.000	365	8.265	109,0
14.250	605	8.505	111,0
14.500	885	8.785	116,7

Lectura final: 114 + 885
 Residual: 6 + 1.895
 Carga de ruptura: 14.500 Kgs.
 σ de ruptura: 113,0 Kgs/mm²

Acero templado a 750° C.
 $\phi = 12,8$ mm.
 A = 128,5 mm².

Barra doblada al principio
 Lectura inicial: 6 + 100

Carga	Deflecciones	Reducción a 0	σ (P/A)
0	6 + 100		
250	450	350	1,95
500	650	540	3,9
750	880	780	5,8
1.000	1.080	980	7,8
1.250	1.265	1.165	9,7
1.500	1.445	1.345	11,5
1.750	1.630	1.530	13,5
2.000	1.790	1.690	15,5
2.250	1.960	1.860	17,5
2.300	2.000	1.900	17,9
2.500	8 + 130	2.030	19,5
2.750	285	2.185	21,4
3.000	440	2.340	23,2
3.250	590	2.490	25,3
3.500	745	2.645	27,2
3.750	890	2.790	29,2
4.000	1.035	2.935	31,0
4.250	1.175	3.075	33,0
4.500	1.310	3.210	35,0
4.750	1.460	3.360	37,0
5.000	1.600	3.500	39,0
5.250	1.735	3.635	40,8
5.500	1.885	3.785	42,8
5.700	2.000	3.900	44,4
5.750	10 +	(no se pudo leer)	
6.000	180	4.080	46,6
6.250	10 + 330	4.230	48,5
6.500	470	4.370	50,5
6.750	620	4.520	52,5
7.000	770	4.670	54,5
7.250	920	4.820	56,4
7.500	1.080	4.980	58,4
7.750	1.230	5.130	60,3
8.000	1.395	5.295	62,3
8.250	1.560	5.460	64,1
8.500	1.730	5.630	66,1
8.750	1.910	5.810	68,0

8.875	2.000	5.900	69,0
9.000	12 + 105	6.005	70,0
9.250	300	6.200	72,0
9.500	490	6.390	73,9
9.750	680	6.580	75,9
10.000	880	6.780	77,8
10.250	1.090	6.990	79,8
10.500	1.300	7.200	81,7
10.750	1.520	7.420	83,6
11.000	1.700	7.600	85,5

Lectura final: 12 + 1.700
 Residual: 6 + 1.780
 Carga de ruptura: 11.000 Kgs.
 σ de ruptura: 85,5 Kgs/mm²

Acero templado a 700° C.
 $\phi = 12,8$ mm.
 A = 128,5 mm².

Lectura inicial: 6 + 100

Carga	Deflecciones	Reducción a 0	σ (P/A)
0	6 + 100		
250	255	155	1,95
500	415	315	3,9
750	565	465	5,8
1.000	700	600	7,8
1.250	845	745	9,7
1.500	970	870	11,5
1.750	1.105	1.005	13,5
2.000	1.235	1.135	15,5
2.250	1.360	1.260	17,5
2.500	1.490	1.390	19,5
2.750	1.615	1.515	21,4
3.000	1.740	1.640	23,2
3.250	1.865	1.765	25,3
3.500	1.985	1.885	27,2
3.750	8 + 125	2.025	29,2
4.000	245	2.145	31,0
4.250	370	2.270	33,0
4.500	490	2.390	35,0
4.750	610	2.510	37,0
5.000	750	2.650	39,0
5.250	865	2.765	40,8
5.500	1.000	2.900	42,8
5.750	1.125	3.025	44,7
6.000	1.255	3.155	46,6
6.250	1.385	3.285	48,5
6.500	1.515	3.415	50,5
6.750	1.660	3.560	52,5
7.000	1.785	3.685	54,5
7.250	1.930	3.830	56,4
7.500	10 + 80	3.980	58,4



7.750	230	4.130	60,3
8.000	370	4.270	62,3
8.250	525	4.425	64,1
8.500	705	4.605	66,1
8.750	860	4.760	68,0
9.000	1.030	4.930	70,0
9.250	1.225	5.125	72,0
9.500	1.410	5.310	73,9
9.750	1.590	5.490	75,9
10.000	1.815	5.715	77,8
10.250	2.030	5.930	79,8
10.500	12 + 270	6.170	81,7
10.750	480	6.380	83,6
11.000	730	6.630	85,5
11.250	1.100	7.000	87,5
11.500	1.570	7.470	89,5
11.750	2.050	7.950	91,5
12.000	14 + 690	8.590	93,4
12.250	1.300	9.200	95,5
12.500	2.000	9.900	97,4
12.750	16 + 830	10.730	99,3
13.000	1.690	11.590	101,0
13.250	18 + 660	12.560	103,0
13.500	1.520	13.420	105,0
13.750	20 + 670	14.570	107,0
14.000	1.755	15.655	109,0
14.050	2.000	15.900	109,1
14.250	22 + 980	16.880	111,0
14.500	24 + 000	17.900	116,7

Carga de ruptura: 16.150 Kgs.
 σ de ruptura: 125,6 Kgs/mm²

NOTA: No se pudieron hacer lectura final y residual porque a la carga de 14.500 Kgs., se rompió el "gage" que registra las elongaciones.

Acero templado a 650° C.

$\phi = 12,8$ mm.

A = 128,5 mm².

Lectura inicial: B + 10 + 100

Carga	Deflecciones	Reducción a 0	σ (P/A)
0	B + 10 + 100		
250	185	85	1,95
500	260	160	3,9
750	340	240	5,8
1.000	420	320	7,8
1.250	505	405	9,7
1.500	590	490	11,5
1.750	675	575	13,5
2.000	760	660	15,5
2.250	850	750	17,5
2.500	930	830	19,5
2.750	1.025	925	21,4
3.000	1.115	1.015	23,2
3.250	1.220	1.120	25,3
3.500	1.300	1.200	27,2
3.750	1.430	1.330	29,2

4.000	1.580	1.480	31,0
4.250	1.770	1.670	33,0
4.500	2.050	1.950	35,0
4.750	12 + 630	2.530	37,0
5.000	1.650	3.550	39,0
5.250	14 + 1.150	5.050	40,8
5.500	16 + 450	6.350	42,8
5.750	1.730	7.630	44,7
6.000	18 + 1.225	9.125	46,6
6.250	20 + 550	10.450	48,5
6.500	0 + 2 + 100	12.000	50,5
6.750	1.520	13.420	52,5
7.000	4 + 1.300	15.200	54,5

Carga de ruptura: 10.475 Kgs.
 σ de ruptura: 81,5 Kgs/mm²

Acero templado a 600° C.

$\phi = 12,8$ mm.

A = 128,5 mm².

Lectura inicial: B + 8 + 100

Carga	Deflecciones	Reducción a 0	σ (P/A)
0	B + 8 + 100		
250	260	160	1,95
500	400	300	3,9
750	530	430	5,8
1.000	655	555	7,8
1.250	780	680	9,7
1.500	910	810	11,5
1.750	1.020	920	13,5
2.000	1.145	1.045	15,5
2.250	1.260	1.160	17,5
2.500	1.380	1.280	19,5
2.750	1.500	1.400	21,4
3.000	1.620	1.520	23,2
3.250	1.760	1.660	25,3
3.500	1.920	1.820	27,2
3.750	10 + 150	2.050	29,2
4.000	490	2.390	31,0
4.250	850	2.750	33,0
4.500	1.410	3.310	35,0
4.750	12 + 440	4.340	37,0
5.000	1.930	5.830	39,0
5.250	14 + 1.360	7.260	40,8
5.500	16 + 710	8.610	42,8
5.750	2.080	9.980	44,7
6.000	18 + 1.450	11.350	46,6
6.250	20 + 930	12.830	48,5
6.500	0 + 2 + 500	14.400	50,5
6.750	4 + 2.100	18.000	52,5
7.000	6 + 1.730	19.630	54,5

Carga de ruptura: 10.300 Kgs.
 σ de ruptura: 80,2 Kgs/mm²

Acero templado a 550° C.

$\phi = 12,8$ mm.

A = 128,5 mm².

Lectura inicial: B + 10 + 100

Carga	Deflecciones	Reducción a 0	σ (P/A)
0	B + 10 + 100		
250	230	130	1,95
500	340	240	3,9
750	440	340	5,8
1.000	550	450	7,8
1.250	650	550	9,7
1.500	760	660	11,5
1.750	860	760	13,5
2.000	960	860	15,5
2.250	1.060	960	17,5
2.500	1.160	1.060	19,5
2.750	1.270	1.170	21,4
3.000	1.375	1.275	23,2
3.250	1.485	1.385	25,3
3.500	1.620	1.520	27,2
3.750	1.780	1.680	29,2
4.000	2.020	1.920	31,0
4.250	12 + 370	2.270	33,0
4.500	1.120	3.020	35,0
4.750	14 + 330	4.230	37,0
5.000	1.720	5.620	39,0
5.250	16 + 1.040	6.940	40,8
5.500	18 + 360	8.260	42,8
5.750	1.640	9.540	44,7
6.000	20 + 1.000	10.900	46,6
6.250	0 + 2 + 680	12.580	48,5
6.500	1.950	13.850	50,5
6.750	4 + 1.670	15.570	52,5
7.000	6 + 1.340	17.240	54,5
7.250	8 + 940	18.840	56,4
7.500	10 + 1.010	20.910	58,4
7.750	12 + 1.030	22.930	60,3
8.000	14 + 1.350	25.250	62,3
8.250	16 + 1.940	27.840	64,1
8.750	20 + 450	30.350	68,0
8.825	2.000	31.900	68,6

Carga de ruptura: 10.275 Kgs.

σ de ruptura: 80,0 Kgs/mm²

NOTA: No se pudieron hacer lectura final y residual porque a la carga de 8.825 Kgs., se rompió el "gage" que registra las elongaciones.

Acero templado a 500° C.

$\phi = 12,8$ mm.

A = 128,5 mm².

Lectura inicial: B + 8 + 100

Carga	Deflecciones	Reducción a 0	σ (P/A)
0	B + 8 + 100		
250	240	140	1,95
500	370	270	3,9
750	500	400	5,8
1.000	620	520	7,8

1.250	740	640	9,7
1.500	860	760	11,5
1.750	970	870	13,5
2.000	1.090	990	15,5
2.250	1.200	1.100	17,5
2.500	1.320	1.220	19,5
2.750	1.430	1.330	21,4
3.000	1.550	1.450	23,2
3.250	1.690	1.590	25,3
3.500	1.840	1.740	27,2
3.750	2.000	1.900	29,2
4.000	10 + 395	2.295	31,0
4.250	890	2.790	33,0
4.500	1.960	3.860	35,0
4.750	12 + 1.330	5.230	37,0
5.000	14 + 760	6.660	39,0
5.250	16 + 100	8.000	40,8
5.500	1.460	9.360	42,8
5.750	18 + 880	10.780	44,7
6.000	20 + 450	12.350	46,6
6.250	1.970	13.870	48,5
6.500	0 + 2 + 1.640	15.540	50,5
6.750	4 + 1.410	17.310	52,5
7.000	6 + 1.220	19.120	54,5
7.250	8 + 1.080	20.980	56,4
7.500	10 + 1.200	23.100	58,4
7.750	12 + 1.560	25.460	60,3
8.000	16 + 2.000	29.900	62,3
8.250	18 + 600	30.500	64,1

Carga de ruptura: 9.950 Kgs.

σ de ruptura: 77,5 Kgs/mm²

NOTA: No se pudieron hacer lectura final y residual porque a la carga de 8.250Kgs., se rompió el "gage" que registra las elongaciones.

Acero templado a 450° C.

$\phi = 12,8$ mm.

A = 128,5 mm²

Lectura inicial: B + 12 + 100

Carga	Deflecciones	Reducción a 0	σ (P/A)
0	B + 12 + 100		
250	195	95	1,95
500	360	260	5,8
1.000	430	330	7,8
1.250	515	415	9,7
1.500	600	500	11,5
1.750	680	580	13,5
2.000	765	665	15,5
2.250	850	750	17,5
2.500	945	845	19,5
2.750	1.030	930	21,4
3.000	1.110	1.010	23,2
3.250	1.210	1.110	25,3
3.500	1.310	1.210	27,2
3.750	1.420	1.320	29,2
4.000	1.560	1.460	31,0

4.250		1.800	1.700	33,0
4.500	14 +	330	2.230	35,0
4.750		1.540	3.440	37,0
5.000	16 +	800	4.700	39,0
5.250		2.040	5.940	40,8
5.500	18 +	1.350	7.250	42,8
5.750	20 +	600	8.500	44,7
6.000		1.900	9.800	46,6
6.250	0 + 2 +	1.340	11.240	48,5
6.500	4 +	800	12.700	50,5
6.750	6 +	350	14.250	52,5
7.000		2.050	15.950	54,5
7.250	8 +	1.950	17.850	56,4

Carga de ruptura: 10.375 Kgs.
 σ de ruptura: 80,6 Kgs/mm²

Acero templado a 400° C.

$\phi = 12,8$ mm.

A = 128,5 mm²

Lectura inicial: 8 + 100

Carga	Deflecciones	Reducción a 0	σ (P/A)
0	8 + 100		
250	235	135	1,95
500	350	250	3,9
750	480	380	5,8
1.000	585	485	7,8
1.250	700	600	9,7
1.500	815	715	11,5
1.750	930	830	13,5
2.000	1.040	940	15,5
2.250	1.150	1.050	17,5
2.500	1.260	1.160	19,5
2.750	1.370	1.270	21,4
3.000	1.490	1.390	23,2
3.250	1.625	1.525	25,3
3.500	1.790	1.690	27,2
3.750	2.020	1.920	29,2
4.000	10 + 330	2.230	31,0
4.250	735	2.635	33,0
4.500	1.430	3.330	35,0
4.600	2.000	3.900	35,8
4.750	12 + 725	4.625	37,0
4.900	1.500	5.400	38,2
5.000	2.000	5.900	39,0
5.200	14 + 1.000	6.900	40,5
5.250	1.250	7.150	40,8
5.400	2.000	7.900	42,0
5.500	16 + 510	8.410	42,8
5.575	16 + 1.000	8.900	43,4
5.630	1.500	9.400	43,8
5.750	1.900	9.500	44,7
5.850	18 + 500	10.400	45,5
5.950	1.000	10.900	46,3
6.000	1.260	11.160	46,4
6.030	1.500	11.400	46,9
6.125	2.000	11.900	47,6
6.190	20 + 500	12.400	48,1

6.250		830	12.730	48,5
6.275		1.000	12.900	48,9
6.380		1.500	13.400	49,6
6.450		2.000	13.900	50,1
6.500	22 +	320	14.220	50,5
6.525		500	14.400	50,7
6.615		1.000	14.900	51,4
6.700		1.500	15.400	52,1
6.750		1.870	15.770	52,5
6.775		2.000	15.900	52,6
6.850	24 +	500	16.400	53,3
6.925		1.000	16.900	53,8
7.000		1.610	17.510	54,5
7.060		2.000	17.900	55,0
7.200	26 +	1.000	18.900	56,0
7.250		1.380	19.280	56,4
7.300		1.750	19.650	56,8
7.325		2.000	19.900	57,0
7.400	28 +	500	20.400	57,5
7.460		1.000	20.900	58,0
7.500		1.330	21.230	58,4
7.525		1.500	21.400	58,5
7.560		2.000	21.900	58,8
7.640	30 +	500	22.400	59,4
7.700	30 +	1.000	22.900	59,8
7.750		1.380	23.280	60,3
7.825		2.000	23.900	60,8
7.875	32 +	500	24.400	61,3
7.925		1.000	24.900	61,6
8.000		1.560	25.460	62,3
8.050		2.000	25.900	62,6
8.100	34 +	500	26.400	63,0
8.150		1.000	26.900	63,4
8.200		1.500	27.400	63,7
8.250		2.100	28.000	64,1
8.275	36 +	500	28.400	64,4
8.325		1.000	28.900	64,7
8.425		2.000	29.900	65,5
8.500	38 +	1.250	31.150	66,1
8.575	40 +	2.000	33.900	66,6

Carga de ruptura: 10.250 Kgs.
 σ de ruptura: 79,8 Kgs/mm²

NOTA: No se pudieron hacer lectura final y residual porque a la carga de 8.575 kilos, se rompió el "gage" que registra las elongaciones.

Acero templado a 850° C. y revenido a 200° C.

$\phi = 12,8$ mm.

A = 128,5 mm²

Lectura inicial: B + 0 + 100

Carga	Deflecciones	Reducción a 0	σ (P/A)
0	B + 0 + 100		
500	245	145	3,9
1.000	415	315	7,8
1.500	580	480	11,5
2.000	760	660	15,5
2.500	950	850	19,5
3.000	1.135	1.035	23,2
3.500	1.330	1.230	27,2

4.000	1.515	1.415	31,0
4.500	1.705	1.605	35,0
5.000	1.900	1.800	39,0
5.500	2 + 110	2.010	42,8
6.000	310	2.210	46,6
6.500	510	2.410	50,5
7.000	705	2.605	54,5
7.500	910	2.810	58,4
8.000	1.115	3.015	62,3
8.500	1.320	3.220	65,6
9.000	1.530	3.430	70,0
9.500	1.745	3.645	73,9
10.000	1.960	3.860	77,9
10.500	4 + 200	4.100	81,7
11.000	415	4.315	85,6

Carga de ruptura: 11.100 Kgs.
 σ de ruptura: 86,7 Kgs/mm²
 Lectura final: B + 4 + 525
 Lectura residual: 310

Acero templado a 850° C. y revenido a 250° C.
 $\phi = 12,8$ mm.
 A = 128,5 mm²

Lectura inicial: B + 0 + 100

Carga	Deflecciones	Reducción a 0	σ (P/A)
0	B + 0 + 100		
500	330	230	3,9
1.000	520	420	7,8
1.500	705	605	11,5
2.000	900	800	15,5
2.500	1.085	985	19,5
3.000	1.280	1.180	23,2
3.500	1.475	1.375	27,2
4.000	1.645	1.545	31,0
4.500	1.820	1.720	35,0
5.000	2 + 20	1.920	39,0
5.500	210	2.110	42,8
6.000	390	2.290	46,6
6.500	575	2.475	50,5
7.000	765	2.665	54,5
7.500	950	2.850	58,4
8.000	1.140	3.040	62,3
8.500	1.330	3.230	65,6
9.000	1.520	3.420	70,0
9.500	1.710	3.610	73,9
10.000	1.895	3.795	77,9
10.500	4 + 110	4.010	81,7
11.000	315	4.215	85,6
11.500	555	4.455	89,5
12.000	870	4.770	93,5
12.500	1.160	5.540	97,4
13.000	8 + 600	8.500	101,4
13.250	2.000	9.900	103,0
13.500	10 + 1.650	11.550	105,0

13.750	12 + 1.200	13.100	107,0
14.000	14 + 875	14.775	109,0
14.250	16 + 650	15.550	111,0
14.450	2.000	17.900	112,3
14.500	18 + 510	18.410	113,0
14.560	1.000	18.900	113,1
14.675	2.000	19.900	114,1
14.750	0 + 2 + 400	22.300	114,8
15.000	4 + 150	24.050	117,0
15.250	6 + 290	26.190	118,8
15.500	1.190	27.090	121,0
15.750	8 + 2.010	29.910	122,5
16.000	12 + 1.300	33.200	124,5
16.250	16 + 930	36.830	126,3
16.500	18 + 1.880	39.780	127,3
16.750	A + 4 + 1.300	45.200-3	130,0

Carga máxima: 16.950 Kgs.
 σ máxima: 132,0
 Carga de ruptura: 12.850 Kgs.
 σ de ruptura: 100,0
 Lectura final: 20 + 250
 Lectura residual: 8 + 1.770

Acero templado a 850° C. y revenido a 300° C.
 $\phi = 12,8$ mm.
 A = 128,5 mm²

Lectura inicial: B + 0 + 100

Carga	Deflecciones	Reducción a 0	σ (P/A)
0	B + 0 + 100		
500	250	150	3,9
1.000	430	330	7,8
1.500	610	510	11,5
2.000	790	690	15,5
2.500	965	865	19,5
3.000	1.150	1.050	23,2
3.500	1.330	1.230	27,2
4.000	1.515	1.415	31,0
4.500	1.690	1.590	35,0
5.000	1.870	1.770	39,0
5.500	2 + 065	1.965	42,8
6.000	250	2.150	46,6
6.500	430	2.330	50,5
7.000	620	2.520	54,5
7.500	800	2.700	58,4
8.000	980	2.880	62,3
8.500	1.175	3.075	65,6
9.000	1.360	3.260	70,0
9.500	1.550	3.450	73,9
10.000	1.720	3.620	77,9
10.500	1.910	3.810	81,7
11.000	4 + 100	4.000	85,6
11.500	290	4.190	89,5
12.000	475	4.375	93,5
12.500	670	4.570	97,4

13.000	860	4.760	101,4
13.500	1.050	4.950	105,0
14.000	1.230	5.130	109,0
14.500	4 + 1.420	5.320	113,0
15.000	1.620	5.520	117,0
15.500	1.820	5.720	121,0
16.000	2.020	5.920	124,5
16.500	6 + 225	6.125	127,3
17.000	430	6.330	132,1
17.500	630	6.530	136,1
18.000	1.110	7.010	140,0
18.500	1.100	7.215	144,0
19.000	1.520	7.420	148,0
19.500	1.725	7.625	151,9
20.000	1.940	7.840	155,5
20.500	8 + 170	8.070	159,5
21.000	390	8.290	163,5
21.500	630	8.530	167,3
22.000	920	8.820	171,0
22.500	1.230	9.130	175,0
23.000	1.600	9.500	179,0
23.500	10 + 120	10.020	183,0
24.000	780	10.680	187,0
24.500	1.460	11.360	190,5
25.000	12 + 250	12.150	194,5
25.500	1.350	13.250	198,2
26.000	14 + 750	14.650	202,0
26.500	16 + 000		

Carga de ruptura: 28.100 Kgs.

σ de ruptura: 219 Kgs/mm²

NOTA: No se pudieron hacer lectura final y residual porque a la carga de 28.100 Kgs., se rompió el "gage" que registra las elongaciones.

Acero templado a 850° C. y revenido a 350° C.

$\phi = 12,8$ mm.

A = 128,5 mm²

Al comienzo de la experiencia la barra estaba doblada.

Lectura inicial: B + 0 + 930

Carga	Deflecciones	Reducción a 0	σ (P/A)
0	B + 0 + 930		
500	1.055	125	3,9
1.000	1.180	250	7,8
1.500	1.315	385	11,5
2.000	1.460	530	15,5
2.500	1.615	685	19,5
3.000	1.780	850	23,2
3.500	1.945	1.015	27,2
4.000	2 + 130	1.200	31,0
4.500	300	1.370	35,0
5.000	480	1.550	39,0
5.500	655	1.725	42,8

6.000	825	1.895	46,6
6.500	1.000	2.070	50,5
7.000	1.190	2.260	54,5
7.500	1.370	2.440	58,4
8.000	1.540	2.610	62,3
8.500	1.720	2.790	65,6
9.000	1.900	2.970	70,0
9.500	4 + 90	3.160	73,9
10.000	270	3.340	77,9
10.500	450	3.520	81,7
11.000	630	3.700	85,6
11.500	820	3.890	89,5
12.000	1.010	4.080	93,5
12.500	1.195	4.265	97,4
13.000	1.380	4.450	101,0
13.500	1.575	4.645	105,0
14.000	1.770	4.840	109,0
14.500	1.960	5.030	113,0
15.000	6 + 175	5.245	117,0
15.500	375	5.445	121,0
16.000	590	5.660	124,5
16.500	805	5.875	127,3
17.000	1.030	6.100	132,1
17.500	1.280	6.350	136,1
18.000	1.540	6.610	140,0
18.500	1.840	6.910	144,0
19.000	8 + 180	7.250	148,0
19.500	550	7.620	151,9
20.000	1.040	8.110	155,5
20.500	1.570	8.640	159,5
21.000	10 + 365	9.435	163,5
21.500	1.310	10.380	167,3
22.000	12 + 640	11.710	171,0
22.500	14 + 300	13.370	175,0
23.000	16 + 1.850	16.920	179,0

Carga de ruptura: 23.250 Kgs..

σ de ruptura: 181,0 Kgs/mm²

NOTA: No se pudieron hacer lectura final y residual porque a la carga de 23.000 Kgs., se rompió el "gage" que registra las elongaciones.

Acero templado a 850° C. y revenido a 400° C.

$\phi = 12,8$ mm.

A = 128,5 mm²

Lectura inicial: B + 0 + 100

Carga	Deflecciones	Reducción a 0	σ (P/A)
0	B + 0 + 100		
500	365	265	3,9
1.000	620	520	7,8
1.500	850	750	11,5
2.000	1.070	970	15,5
2.500	1.290	1.190	19,5
3.000	1.500	1.400	23,2
3.500	1.710	1.610	27,2
4.000	1.910	1.810	31,0

4.500	2 +	130	2.030	35,0
5.000		325	2.225	39,0
5.500		530	2.430	42,8
6.000		720	2.620	46,6
6.500		925	2.825	50,5
7.000		1.120	3.020	54,5
7.500		1.315	3.215	58,4
8.000		1.510	3.410	62,3
8.500		1.705	3.605	65,6
9.000		1.905	3.805	70,0
9.500	4 +	105	4.005	73,9
10.000		300	4.200	77,9
10.500		500	4.400	81,7
11.000		690	4.590	85,6
11.500		895	4.795	89,5
12.000		1.100	5.000	93,5
12.500		1.305	5.205	97,4
13.000		1.530	5.430	101,0
13.500		1.740	5.640	105,0
14.000		1.965	5.865	109,0
14.500	6 +	230	6.130	113,0
15.000		480	6.380	117,0
15.500		750	6.650	121,0
16.000		1.115	7.015	124,5
16.500		1.460	7.360	127,3
17.000		1.870	7.770	132,1

Carga de ruptura: 17.325 Kgs.
 σ de ruptura: 134,0 Kgs/mm²

NOTA: No se pudieron hacer lectura final y residual porque a la carga de 17.00 Kgs., se rompió el "gage" que registra las elongaciones.

notas de la escuela

III CONGRESO GEOLOGICO VENEZOLANO

Sesión Inaugural

La sesión inaugural del III Congreso Geológico Venezolano se efectuó el día 22 de noviembre de 1959 a las 8:00 p. m. en la Sala de Conciertos de la Ciudad Universitaria. Estuvo presidida por los señores Presidente de la República, Presidente del III Congreso Geológico Venezolano, Ministro de Minas e Hidrocarburos, Rector de la Universidad Central de Venezuela, Presidente del Colegio de Ingenieros de Venezuela, Presidente de la Sociedad Venezolana de Geólogos y Secretario General del Congreso. También se encontraban en el estrado los Directores de Geología, Minas, Economía y Gabinete del Ministerio de Minas e Hidrocarburos y los demás miembros de la Junta Directiva de la Sociedad Venezolana de Geólogos y de la Comisión Organizadora del Congreso.

El Presidente del Congreso, con la venia del Señor Presidente de la República, declaró abierto el acto y solicitó del Primer Magistrado declarar inaugurado el III Congreso Geológico Venezolano, quien así lo hizo con las siguientes palabras: "Es muy satisfactorio para mí, como Presidente de la República, declarar inaugurado el III Congreso Geológico Venezolano.

La mayor receptividad tendrá el Gobierno que presido para las conclusiones y acuerdos a que llegue esta reunión de hombres de ciencia. Propicio es el momento para que en nuestro país se realicen Congresos de esta índole, porque ahora lo gobiernan hombres que están profundamente convencidos que no podremos darle una respuesta satisfactoria al reto que nos plantean los problemas de Venezuela, sino con el auxilio y la colaboración de la técnica aplicada no sólo al mejor conocimiento de nuestra tierra y de su gente, sino también al señalamiento de los medios para dominar nuestra naturaleza a fin de que nuestras riquezas puedan contribuir al desarrollo de la Nación. Este es un Gobierno de hombres que no se sienten imbuidos de providencialismo y que creemos que si algo le ha hecho daño a este país es la ausencia de racionalización en la orientación de los rumbos administrativos. Muy satisfactorio es que junto con los distinguidos estudiosos de Venezuela estén aquí representantes de países amigos. Están en tierra suya, porque Venezuela abre los brazos con toda simpatía a quienes le traen un mensaje de cultura".