

## ESTRUCTURA DE LOS MATERIALES

Los metales, ya sean puros o mezclados entre sí, son cristalinos. Es decir, están formados por pequeños cristalitas unidos entre ellos en forma más o menos rígida.

En la naturaleza hay muchos ejemplos de materiales cristalinos, conocidos por todos nosotros, aunque a veces no prestemos gran importancia a su cristalinidad. Por ejemplo, si miramos con una lupa la sal de cocina, veremos que cada pequeño grano es un cubito más o menos perfecto. Cuando retiramos un cubo de hielo del refrigerador podemos ver que su superficie presenta facetas que reflejan la luz en diferentes maneras, ya que cada región es un grano distinto. Un balde de hojalata estañado tendrá la superficie cubierta de pequeñas regiones con distinto brillo, siendo cada una de ellas un cristal o grano.

De la forma, tamaño y distribución de los granos que constituyen los metales es posible deducir un gran número de sus propiedades. Por esta razón es importante en metalurgia poder estudiar los granos o cristales metálicos. Para ello debemos atacar la superficie de la muestra con una mezcla de sustancias químicas convenientes, según el metal en estudio. Los distintos granos se disuelven a distinta velocidad por lo que la superficie toma un aspecto como de empedrado o mosaico irregular. (Fig. 1.1)..

De la misma forma que en un empedrado, las uniones entre los granos se desgastan o disuelven más rápidamente que los granos mismos, por lo que quedan fácilmente marcados en la superficie del metal que estamos estudiando. Estas uniones entre granos se llaman corrientemente límites de grano.

Como los granos en los metales suelen ser muy pequeños necesitamos verlos con una lupa o, mejor aún, con un microscopio. Con

una lupa podríamos verlos aumentados hasta 15 veces su tamaño original, mientras que un microscopio aumenta el objeto hasta 1,200 veces su tamaño. Si pudiéramos observar una mosca en esas condiciones la veríamos del tamaño de un perro pastor alemán.

El estudio de los metales por medio del microscopio se llama metalografía y fue desarrollada como ciencia desde mediados del siglo pasado. Las técnicas metalográficas son herramientas muy útiles en el estudio de los procesos de refinación de metales, control de piezas fundidas, control de superficie laminadas, estudio de aleaciones especiales, control de métodos de soldadura, forja, tratamientos térmicos, etc.

#### I - CRISTALES PERFECTOS.

Los cristales metálicos están constituidos por átomos (iones) distribuidos según un enrejado tridimensional de puntos. Esto significa que si definimos un conjunto de vectores convenientes en dicho enrejado siempre será posible, aplicando en forma independiente o sucesiva los tres vectores unitarios elegidos, pasar de la posición de un átomo a la de otro átomo vecino o cercano.

Matemáticamente, esto se expresa por medio de un vector  $\underline{r}$  definido como la suma de los tres vectores unitarios elegidos, multiplicados cada uno de ellos por un parámetro variable:

$$\underline{r} = m \underline{a} + n \underline{b} + p \underline{c}$$

$\underline{r}$  es el vector traslación que nos conduce de un punto a otro;  $\underline{a}$ ,  $\underline{b}$  y  $\underline{c}$  son tres vectores unitarios diferentes y  $m$ ,  $n$ , y  $p$  son parámetros que pueden variar de 0 a cualquier número entero positivo o negativo.

La importancia de definir los vectores  $\underline{a}$ ,  $\underline{b}$  y  $\underline{c}$  reside en que según sea la relación de los módulos y el ángulo que hacen entre

sí es posible definir a través de ellos el sistema cristalino a que pertenece el cristal. Por ejemplo, si  $|\underline{a}| = |\underline{b}| = |\underline{c}|$  y  $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$  el sistema es cúbico mientras que si  $|\underline{a}| = |\underline{b}| \neq |\underline{c}|$  y  $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$  el cristal es tetragonal. (Fig. 1.2)

Analizando de esta manera los cristales, éstos pueden ser clasificados en 7 grupos, cada uno con subdivisiones:

- 1) Cúbico       $|\underline{a}| = |\underline{b}| = |\underline{c}|$        $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$ 
  - 1.1 Cúbico simple.
  - 1.2 Cúbico centrado.
  - 1.3 Cúbico centrado en las caras.
- 2) Tetragonal       $|\underline{a}| = |\underline{b}| \neq |\underline{c}|$        $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$ 
  - 2.4 Tetragonal simple.
  - 2.5 Tetragonal centrado.
- 3) Romboédrico       $|\underline{a}| = |\underline{b}| = |\underline{c}|$        $\alpha = \beta = 90^\circ; \gamma \neq 90^\circ$ 
  - 3.6 Romboédrico.
- 4) Hexagonal       $|\underline{a}_1| = |\underline{a}_2| = |\underline{a}_3| \neq |\underline{c}|$        $\alpha_1 = \alpha_2 = \alpha_3 = 120^\circ; \gamma = 90^\circ$ 
  - 4.7 Hexagonal.
- 5) Ortorrómbico       $|\underline{a}| \neq |\underline{b}| \neq |\underline{c}|$        $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$ 
  - 5.8 Ortorrómbico simple.
  - 5.9 Ortorrómbico centrado.
  - 5.10 Ortorrómbico centrado en las bases.
  - 5.11 Ortorrómbico centrado en las caras.
- 6) Monoclínico       $|\underline{a}| \neq |\underline{b}| \neq |\underline{c}|$        $\alpha = 90^\circ = \gamma; \beta \neq 90^\circ$ 
  - 6.12 Monoclínico simple.
  - 6.13 Monoclínico centrado en las bases.
- 7) Triclínico       $|\underline{a}| \neq |\underline{b}| \neq |\underline{c}|$        $\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$ 
  - 7.14 Triclínico.

Por suerte para los metalurgistas los metales más comunes pueden clasificarse en dos grupos: los cúbicos y los hexagonales.

CUBICOS		HEXAGONALES
Cúbicos centrados	Cúbicos centrados en las caras	
Cr	Cu	Mg
Fe $\alpha$	Al	Zn
Fe $\delta$	Au	Cd
Mo	Fe $\gamma$	Be
Nb	Pb	Co
K	Ni	Ti
Na	Pt	Zr
W	Ag	
V		

### METALES Y ALEACIONES MONOFASICOS

Una de las preocupaciones constantes de los metalurgistas es encontrar aleaciones capaces de tener mayor resistencia a la tracción y al impacto y conseguir que estas propiedades se mantengan a elevadas temperaturas. Así, década tras década aparecen materiales nuevos con propiedades específicas, las que si bien son el resultado de una tecnología cada vez más exquisita, son capaces de mostrar propiedades óptimas en los usos para los que fueron planeados.

Hay varias maneras, por todos conocidas, de aumentar la resistencia mecánica de un metal puro o de una aleación monofásica. Desde el punto de vista metalográfico tanto un metal puro como una aleación monofásica no presenta más singularidades que los límites de grano, y una forma de aumentar la dureza es refinar su tamaño de grano. La Fig. 1.3 muestra un gráfico de la dependencia de la dureza con el tamaño de grano.

Otra forma, talvez la más sencilla pero no siempre conveniente de aumentar la resistencia mecánica es deformar el metal o la



aleación. Los estados deformados son más duros que los estados recocidos. Tengamos por ejemplo un latón 70/30. Si le damos distintos grados de reducción, su dureza cambiará como lo muestra la tabla siguiente:

0% de reducción	70 R <sub>f</sub>
25% de reducción	145 R <sub>f</sub>
50% de reducción	170 R <sub>f</sub>
75% de reducción	185 R <sub>f</sub>

Cabe preguntar qué está sucediendo en la microestructura como para producir dicho endurecimiento. Si preparamos una probeta de tracción de dicho material, la pulimos convenientemente y la sometemos a deformación veremos que dentro de los granos comienzan a aparecer líneas, que en general se extienden a todo lo ancho del grano sin llegar, en la mayoría de los casos, a atravesar los límites de grano. Tales líneas reciben el nombre de líneas de deformación o líneas de deslizamiento. Estas líneas son más o menos rectas u onduladas según el metal en cuestión y se sabe que sus características morfológicas dependen en gran medida de la estructura cristalina que presentan.

En algunos metales y aleaciones estas líneas no se presentan uniformemente distribuidas sino que se agrupan para formar regiones altamente pobladas, alternadas con regiones poco densas. Las regiones en las que las líneas de deslizamiento se hallan distribuidas en forma compacta se las llama bandas de deslizamiento.

Si volvemos a llevar la probeta de tracción a la máquina de ensayos y continuamos la deformación veremos que un aumento de la deformación está asociado con una mayor cantidad de líneas de deformación, hasta que alrededor de un 75% de deformación es difícil reconocer la estructura de los límites de grano que existía en el

estado no deformado.

Si reconocemos que los límites de grano son obstáculos suficientes para la libre propagación de las líneas de deslizamiento entenderemos fácilmente porqué a igual composición química y estado de deformación, los materiales de tamaño de grano menor presentan mayor dureza y en consecuencia mayor resistencia mecánica.

Volvamos a nuestro ejemplo de un latón 70/30. Si una serie de muestras a las que se les ha dado un 80% de reducción son recocidas durante media hora a diferentes temperaturas, la dureza decae y el tamaño de grano aumenta como lo muestra la tabla siguiente:

100°C	110 R <sub>f</sub>	...
200°C	110 R <sub>f</sub>	...
400°C	80 R <sub>f</sub>	20 μ
600°C	65 R <sub>f</sub>	45 μ
800°C	50 R <sub>f</sub>	250 μ

Así, los procesos de deformación y recocido, que produzcan cambios en el tamaño de los grános por recristalización y crecimiento de grano, serán técnicas útiles para variar las propiedades mecánicas de los metales puros o de ciertas aleaciones.

Otra forma de aumentar la dureza de un metal es disolver en él un segundo (o varios) elemento, que sin modificar su microestructura tendrá un efecto saludable sobre sus propiedades mecánicas.

Hay metales que son capaces de disolver a otros metales, sin modificar mayormente su aspecto metalográfico. De la misma manera que la sal se disuelve en agua y desaparece a la observación óptica, el segundo metal se disuelve en el primero sin modificarlo

mucho aparentemente.

La sal disuelta en agua es llamada solución salina o solución de sal en agua. Un metal A disuelto en un metal B formará una solución sólida del metal A en base B o solución sólida de A en B.

Hay pares de metales que se pueden mezclar unos con los otros en cualquier cantidad, como por ejemplo: (Au-Cu), (Ag-Au), (Cd-Mg) (Ag-Pb), (Co-Ni), (Mo-W), (Ge-Si), (Ti-Zr). Este grupo de aleaciones de solubilidad total las llamaremos soluciones sólidas del Tipo 1.

En el caso de otros pares de metales sólo hay una pequeña disolución del segundo metal en el primero y esto ocurre a ciertas temperaturas. A continuación daremos una tabla de las soluciones metálicas más comunes y de la cantidad del segundo metal que puede disolverse a cada temperatura.

Al en Ag	5.15%	780°C	
Al en Ag	6.00%	610°C	
Al en Ag	5.80%	448°C	
Al en Ag	2.34%	200°C	
Cu en Al	4.10%	500°C	(Duraluminio)
Cu en Al	2.60%	450°C	
Cu en Al	1.50%	400°C	
Cu en Al	0.85%	350°C	
Cu en Al	0.45%	300°C	
Sn en Cu	13.5%	800°C	(Bronce)
Sn en Cu	15.8%	600°C	
Sn en Cu	11.0%	350°C	
Sn en Cu	1.0%	200°C	

C en Fe	1.0%	1350°C (Acero)
C en Fe	2.0%	1130°C
C en Fe	1.5%	950°C
C en Fe	1.0%	800°C
C en Fe	0.8%	723°C
C en Fe	0.025%	720°C
Ag en Al	55.6%	566°C
Ag en Al	28.0%	500°C
Ag en Al	8.0%	400°C
Ag en Al	0.8%	300°C

Todas las aleaciones de la tabla anterior muestran una disminución de la solubilidad del componente menor al disminuir la temperatura. Este grupo de aleaciones las llamaremos soluciones sólidas del Tipo 2.

Hay todavía un pequeño grupo de aleaciones en las que la solubilidad del metal que está en menor proporción (segundo componente), aumenta cuando disminuye la temperatura. Este grupo lo llamaremos soluciones sólidas del Tipo 3.

Al en Cu	8.0%	890°C
Al en Cu	8.5%	795°C
Al en Cu	9.0%	690°C
Al en Cu	9.4%	565°C
Al en Cu	9.4%	400°C
Zn en Cu	32.5%	900°C (Latón)
Zn en Cu	39.0%	450°C

Veamos qué sucede cuando se enfrían mezclas fundidas de las soluciones sólidas del Tipo 1.

Supongamos que en cinco crisoles diferentes, mezclamos Ni y

Cu en las proporciones siguientes:

Crisol 1	0% Cu + 100% Ni (Ni puro)
Crisol 2	25% Cu + 75% Ni
Crisol 3	50% Cu + 50% Ni
Crisol 4	75% Cu + 25% Ni
Crisol 5	100% Cu + 0% Ni (Cu puro)

Recordemos que el Ni puro funde a  $1455^{\circ}\text{C}$  y el Cu puro lo hace a  $1083^{\circ}\text{C}$ . Pongamos los cinco crisoles en el interior de un horno a  $1500^{\circ}\text{C}$ . Si los observamos luego de un cierto tiempo, cuando el contenido de los crisoles ha igualado la temperatura del horno, veremos que los dos metales puros y las tres aleaciones están fundidas. Disminuyamos ahora la alimentación del horno como para que se vayan enfriando lentamente.

El contenido del crisol que primero comienza a solidificar es el Ni puro, le sigue el de 75% de Ni, luego el 50% de Ni, el de 25% de Ni y al final solidifica el Cu puro. Esto nos está indicando que en las soluciones sólidas del tipo I, las aleaciones solidifican a temperaturas intermedias entre las temperaturas de solidificación de los metales puros que la forman.

Supongamos ahora que hemos colocado un termopar en cada crisol de manera de poder leer la temperatura dentro de cada crisol por medio de un aparato de lectura conveniente. Llevemos nuestro horno a  $1500^{\circ}\text{C}$  y comencemos a enfriar. Si vamos registrando la temperatura de cada crisol cada cinco o diez minutos, veremos que en el crisol N°1 y en el N°5 llega un momento en que la temperatura se mantiene constante. Esto dura un cierto tiempo que depende de la cantidad de material que hay en el crisol y de la alimentación del horno. Luego la temperatura sigue disminuyendo.

Si representamos en un gráfico la temperatura leída a cada

intervalo de tiempo, el gráfico tendrá la forma de la Fig. 1.4.

La parte horizontal de la curva será  $1455^{\circ}\text{C}$  para el Ni y  $1083^{\circ}\text{C}$  para el Cu, que son las temperaturas de fusión de ambos metales puros.

En los crisoles N<sup>o</sup>2, 3 y 4 se presentará otro fenómeno: En lugar del trazo horizontal, hay un tramo inclinado, pero con pendiente diferente que el primer y tercer tramo de la curva. Esto está representado en la Fig. 1.5.

Si viéramos qué sucede en el interior de estos crisoles a la par que vamos leyendo las temperaturas, notaríamos que el primer cambio de pendiente (punto A) corresponde a la temperatura a la que la aleación comienza a solidificar, mientras que el segundo cambio de pendiente (punto B) corresponde a la temperatura en que todo el fundido ha solidificado.

Podemos hacer un gráfico en el que reunamos las cinco curvas obtenidas. Para ello, sobre una línea horizontal marcamos puntos a igual distancia a los que haremos corresponder el 0%, 10%, 20%, 30%, ..., 100% de concentración. Sobre los puntos 0%, 25%, 50%, 75% y 100% levantamos líneas verticales. Estas verticales nos servirán para representar las temperaturas, dividiendo las líneas en segmentos que correspondan a  $100^{\circ}\text{C}$ ,  $200^{\circ}\text{C}$ , ...,  $1400^{\circ}\text{C}$ ,  $1500^{\circ}\text{C}$ . Marcamos sobre la vertical correspondiente a 0% de concentración la temperatura que nos dió la determinación del gráfico del crisol N<sup>o</sup>1 y a 100% la del crisol N<sup>o</sup>5. A continuación representamos sobre las verticales a 25%, 50% y 75% las temperaturas A y B en que se produjo el cambio de pendiente.

Unimos con una línea todos los puntos A y con otra todos los B. (Para los metales puros A y B coinciden). Tendremos así cons-

truído, el diagrama de equilibrio (Composición-temperatura) de la aleación Cu-Ni (Fig. 1.6)

La línea que une los puntos A nos da el comienzo de la solidificación de los fundidos, mientras que la que une los puntos B representa la temperatura a que acaba de solidificar cualquier aleación de Cu-Ni. Si queremos saber a qué temperatura comenzará y terminará de solidificarse una aleación dada, bastará trazar la vertical a la composición deseada y su encuentro con las curvas A y B nos dará las temperaturas buscadas.

Estos diagramas están hechos para todas las aleaciones conocidas y resulta muy útil conocerlos pues se pueden sacar muchos datos de ellos, como por ejemplo, cuál es la temperatura que debe alcanzarse un horno si deseamos fundir la aleación.

Si pulimos o atacamos una muestra de una solución sólida, su aspecto no diferirá demasiado del del metal puro más cercano, es decir tendremos una superficie recubierta de límites de grano bien marcados o con los diferentes granos en relieve. (Fig. 1.7).

Sin embargo, las soluciones sólidas no siempre presentan un aspecto metalográfico uniforme. En ciertas condiciones de enfriamiento se presenta una segregación de los componentes. La segregación aparece como zonas alternadas de diferente composición y que pueden ser fácilmente reconocibles por observación metalográfica. Las zonas de diferente composición se atacan o colorean de distinto tono por acción de los reactivos químicos. Este fenómeno se presenta con bastante frecuencia en los bronce y en algunos aceros. (Fig. 1.8).

Como regla general podemos decir que cuanto más separados están los puntos A y B en el diagrama de equilibrio más marcado

es el fenómeno de segregación.

La Fig.1.9 muestra como varía la dureza por el agregado de aleante en el sistema Cu-Ni.

### ALEACIONES BIFASICAS

Si sobrepasamos el límite de solubilidad del segundo componente en las aleaciones del Tipo 2 y 3 estaremos en condiciones de precipitar en forma conveniente una segunda fase en la matriz de la aleación. Este mecanismo de endurecimiento puede ser separado en dos casos: Supongamos que calentando la aleación podemos alcanzar temperaturas para las cuales la segunda fase se disuelve en la primera ya sea porque la solubilidad del aleante aumenta con la temperatura o porque se produzca una transformación en la estructura de base que sea capaz de disolver mayor cantidad de aleante. Ambas circunstancias permiten elegir condiciones de tratamiento térmico o de trabajado en caliente y enfriamiento posterior como para alcanzar las propiedades deseadas. La primera engloba los tratamientos térmicos de los duraluminios y la segunda los de los aceros.

La forma, tamaño y distribución de las partículas de la segunda fase harán que su efecto endurecedor sea más o menos marcado. Si ensayamos mecánicamente una aleación de Al-4.5% Cu de distinto tamaño de partículas veremos que a mayor tamaño de partícula corresponde mayor dureza, como lo muestra la Fig.1.10.

Para igual tamaño de partículas, si se varía el espaciado entre ellas, la dureza aumenta hasta un valor máximo para volver a disminuir al seguir creciendo el espaciado. (Fig.1.11).

Si en lugar de glóbulos, la segunda fase tiene forma de fibras, su efecto sobre la dureza y la resistencia del material se ve aumentada.



Consideremos ahora dentro del grupo de aleaciones bifásicas las aleaciones llamadas eutécticas. Dentro de este grupo encontramos entre otros, los siguientes pares de metales: (Ag-Cu), (Al-Be), (Cd-Zn), (Ag-Pb), (Pb-Sb), (Bi-Sn), (Cd-Pb), (Pb-Sn), (Al-Si), (As-Pb), (Ge-Au), (Cd-Bi), (Sn-Zn).

Construiremos a continuación el diagrama de equilibrio de una aleación eutéctica. Para ello tomemos la aleación Pb-Sn como un ejemplo de este tipo de aleaciones, de la misma manera que lo hicimos antes con el sistema Cu-Ni para las soluciones sólidas

En este caso pondremos en seis crisoles las siguientes proporciones de Pb y Sn:

Crisol 1	100% Pb + 0% Sn	(Pb puro)
Crisol 2	75% Pb + 25% Sn	
Crisol 3	50% Pb + 50% Sn	
Crisol 4	61% Pb + 39% Sn	
Crisol 5	25% Pb + 75% Sn	
Crisol 6	0% Pb + 100% Sn	(Sn puro)

Los crisoles así cargados y cada uno con su respectivo termopar son introducidos en un horno a  $350^{\circ}\text{C}$  y dejados allí el tiempo necesario para que alcancen la temperatura del horno. Veremos que a esa temperatura el contenido de todos los crisoles está fundido. Si vamos bajando la temperatura del horno, las aleaciones irán solidificando en este orden: 1, 2, 6, 3, 5 y 4. Lo notable de este grupo de aleaciones es que los fundidos 2, 3, 4 y 5 acaban de solidificar a la misma temperatura.

Si representamos la temperatura leída por los termopares a cada intervalo de tiempo, veremos que para los crisoles 1 y 6, donde tenemos metales puros, las curvas serán las normales para el enfriamiento de metales puros. (Fig. 1.12).

Hay que remarcar nuevamente aquí que, aunque la temperatura del horno sigue bajando, la temperatura de los metales puros se mantiene constante hasta que todo el contenido del crisol ha solidificado. Los puntos A y B coinciden con las temperaturas de  $327^{\circ}\text{C}$  para el Pb y  $232^{\circ}\text{C}$  para el Sn.

El crisol 4 presentará un comportamiento parecido al de los metales puros, es decir, su gráfico de temperatura-tiempo es idéntico a los anteriores, sólo que la constancia de temperaturas se produce a  $183^{\circ}\text{C}$ , una temperatura inferior a la del Pb y el Sn puros.

Si hacemos los gráficos de enfriamiento para los crisoles 2, 3, y 5 veremos que, a una cierta temperatura A, hay un cambio de pendiente como en el caso de las soluciones sólidas que vimos antes. Al llegar a la temperatura B, ésta se mantiene constante a  $183^{\circ}\text{C}$ . (Fig. 1.13). Esto sugiere que de A hasta B hay solidificación de una solución sólida, mientras que de B a C solidifica algo que llamaremos eutéctico.

Construyamos ahora el diagrama temperatura composición como lo hicimos antes. Tracemos una línea horizontal dividida en diez partes iguales correspondientes a 10, 20, 30, ..., 90, 100%. Levantemos líneas verticales a 0, 25, 50, 62, 75 y 100% de Sn y sobre cada una de ellas marquemos las temperaturas A y B, para cada una de las aleaciones. Unamos como antes todos los puntos A entre sí y todos los B entre sí. Es evidente que las temperaturas B y C coinciden para todas las aleaciones de este tipo.

Hay algo que ha quedado indefinido en el diagrama resultante.Cuál de las líneas marcadas por puntos en la Fig. 1.14 es la verdadera? Para resolverlo, preparamos aleaciones que contengan cada

vez menos Pb (menos del 25% de Pb) y otro grupo de aleaciones que contenga cada vez menos Sn (menos del 25% de Sn). Si construimos los gráficos de enfriamiento de estas aleaciones veremos que para una aleación de 19% Sn-81% Pb y para todas las de composición menor en Sn, no aparece la porción B-C que corresponde a la solidificación del eutéctico. Lo mismo sucede para la aleación de 6.5% Pb-93.5% Sn y las de contenido de Pb aún menor. Si las observamos al microscopio luego de pulidas y atacadas, veremos que estamos en presencia de soluciones sólidas. Las del primer grupo son soluciones sólidas ricas en Pb y las del segundo, ricas en Sn.<sup>x</sup>

Las experiencias nos indican que 19%Sn es el máximo de Sn soluble en Pb y 6.5% Pb es la máxima cantidad de Pb que se puede disolver en Sn.

Para completar el diagrama, uniremos el punto B de las aleaciones de 19% Sn y de 6.5% Pb con los puntos A de los metales puros.

Todavía debemos recordar que en este grupo de aleaciones la cantidad de componente menor disminuye al disminuir la temperatura de la aleación, por lo que podemos, en primer intento, unir los puntos M y N obtenidos antes con los extremos inferiores del diagrama. (Fig.1.15).

La zona comprendida entre A, M y Pb es una región de solución sólida rica en Pb, mientras que la zona de enfrente, entre B, N y Sn es una zona de solución sólida rica en Sn. Así, cualquier aleación de composición comprendida en estas zonas, dentro del rango de temperaturas determinado por el gráfico, tendrá una estructura de solución sólida, y como hemos visto que la solubilidad del segundo componente disminuye a medida que desciende la temperatura, estas soluciones sólidas serán termotratables, es de-

cir, por un enfriamiento rápido desde altas temperaturas (homogeneización y temple) podemos retener la solubilidad completa y por un tratamiento de recocido posterior a baja temperatura (envejecimiento) hacer que el exceso del segundo componente precipite como una segunda fase.

La línea MEN se llama línea del eutéctico y es la temperatura por debajo de la cual todas las aleaciones son sólidas. Por encima de la línea AEB todas las aleaciones están fundidas. En la región comprendida entre AEM las aleaciones están semifundidas: Hay cristales de solución sólida rica en Pb y metal fundido. La región limitada por BEN es igual a la AEM sólo que los cristales que primero se separan son los de solución sólida rica en Sn.

Veamos ahora el aspecto metalográfico del sistema. En nuestro sistema Pb-Sn, todas las aleaciones por debajo de 19% de Sn y por encima de 93.5% de Sn presentan como único constituyente solución sólida.

Las aleaciones comprendidas entre 19% de Sn y 39% de Sn presentan dos tipos de fases, los granos de solución sólida primaria o solución sólida proeutéctica, de 19% Sn-81% Pb y granos de eutéctico de composición 39% Sn-61% Pb en promedio. Los granos de eutéctico están formados por dos tipos de cristalitos en forma de laminillas cada uno de composición 19% Sn-81% Pb y 93.5% Sn-6.5% Pb. Estas composiciones corresponden al máximo de solubilidad de cada uno de los metales en el otro. El volumen de cada tipo de laminillas presente es tal que da, sumada, a la temperatura eutéctica, la composición eutéctica.

Las aleaciones de composición comprendida entre el límite de solución sólida y la composición eutéctica, reciben el nombre de aleaciones hipoeutécticas (que significa por debajo del eutéctico).

Su aspecto metalográfico está mostrado en la Fig. 1.16.

Las aleaciones de composición eutéctica no presentan granos de solución sólida primaria, sino solamente laminillas. Su aspecto metalográfico puede cambiar según el par de metales de base pero en general tiene el aspecto mostrado en las Fig. 1.17, 1.18 y 1.19.

Las aleaciones con más de 39% Sn y menos de 93.5% Sn se llaman aleaciones hipereutécticas y su única diferencia es que la solución sólida primaria está constituida por 93.5% Sn-6.5% Pb.

Como vimos antes las soluciones sólidas son más duras que los metales puros. Los eutécticos, por su parte, son aún más duros que las soluciones sólidas. Esto está representado en la Fig. 1.20 conjuntamente con otras propiedades que varían con los cambios de estructura a lo largo del diagrama de equilibrio.

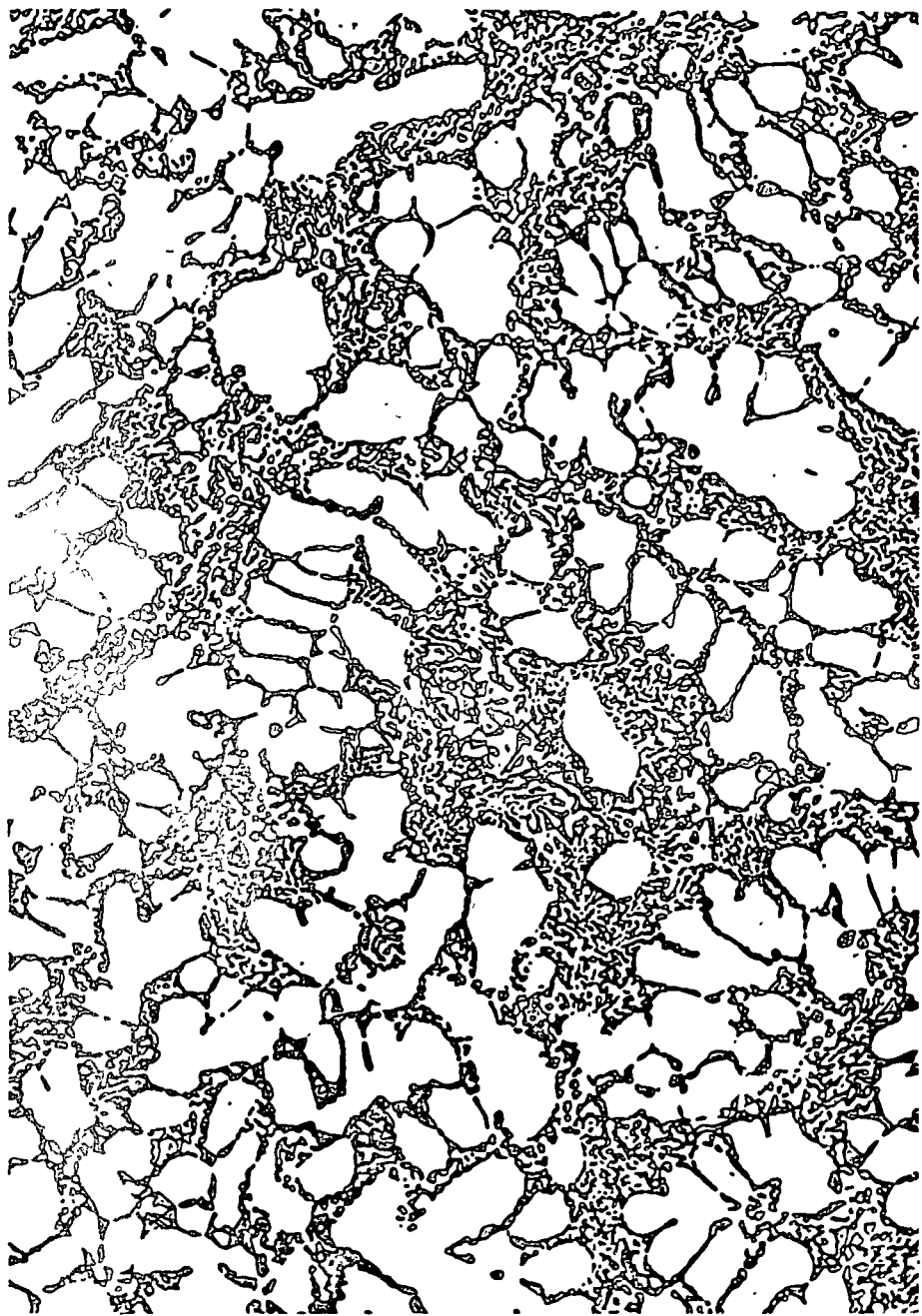
La porción superior del esquema nos muestra un diagrama eutéctico y relacionado con él la dureza que presentan las aleaciones a lo largo del diagrama. En la tercera porción del esquema está representada la fluidez de los fundidos. Vemos en ella que la fluidez del eutéctico es máxima y la de las soluciones sólidas terminales son mínimas, lo que está acompañado por una profundidad de rechupe paralela. Este gráfico nos indica que si deseamos colar piezas de estas aleaciones debemos elegir una composición de compromiso en que la fluidez sea máxima a la par que el rechupe se haga mínimo.

También en la Fig. 1.20 está representada la tendencia a formar fisuras en caliente que presentan estas aleaciones, la que es máxima para las soluciones sólidas. Así, las aleaciones que forman soluciones sólidas homogéneas son fácilmente trabajables

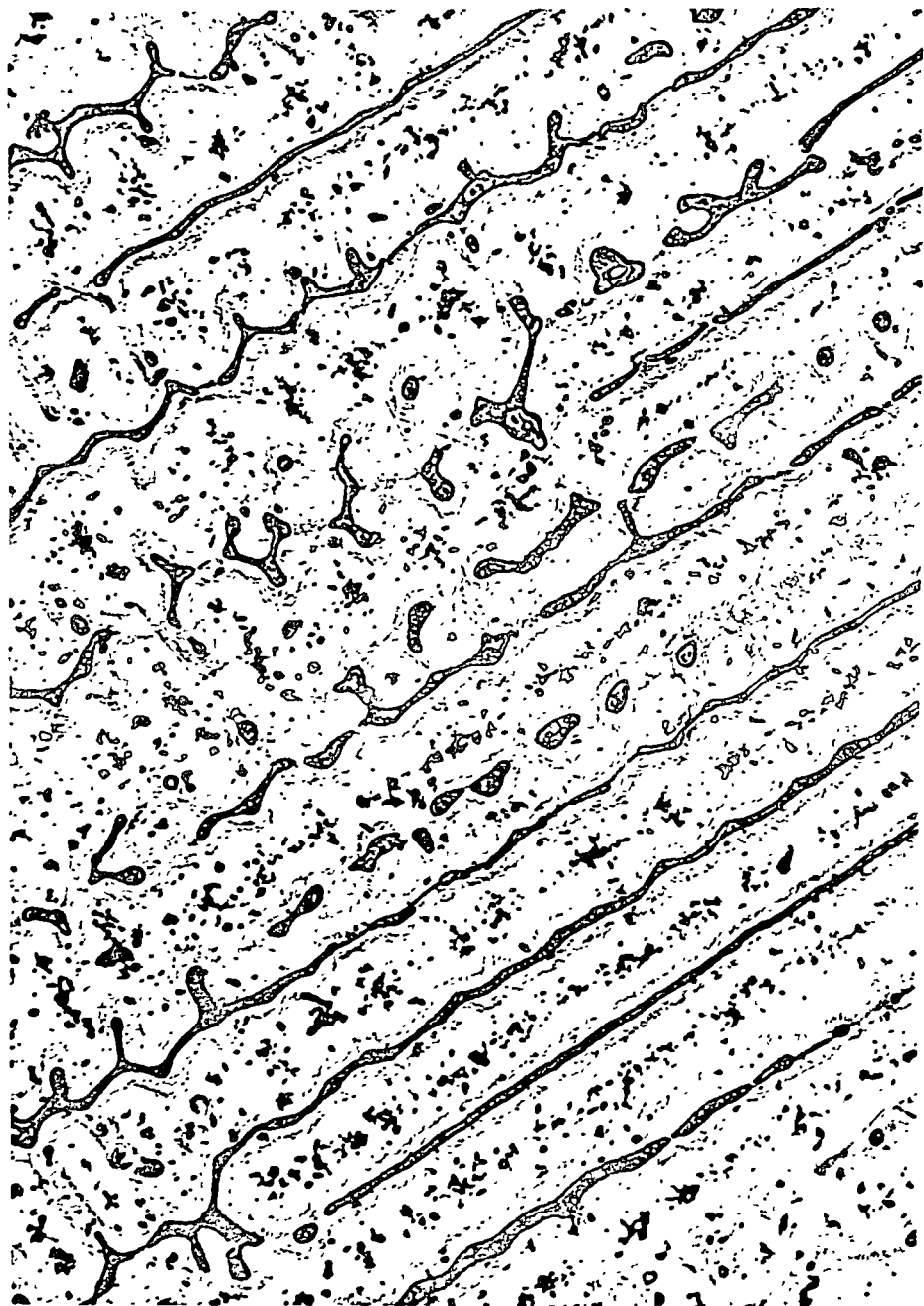
ya sea por laminado, forja, estampado, etc., pero tienen propiedades de fundición algo malas ya que muestran tendencia a formar fisuras y porosidades dispersas. Estas aleaciones son maquinables con dificultad, en la mayoría de los casos debido a su gran ductilidad, por lo que se les agrega sustancias capaces de disminuir dicha ductilidad.

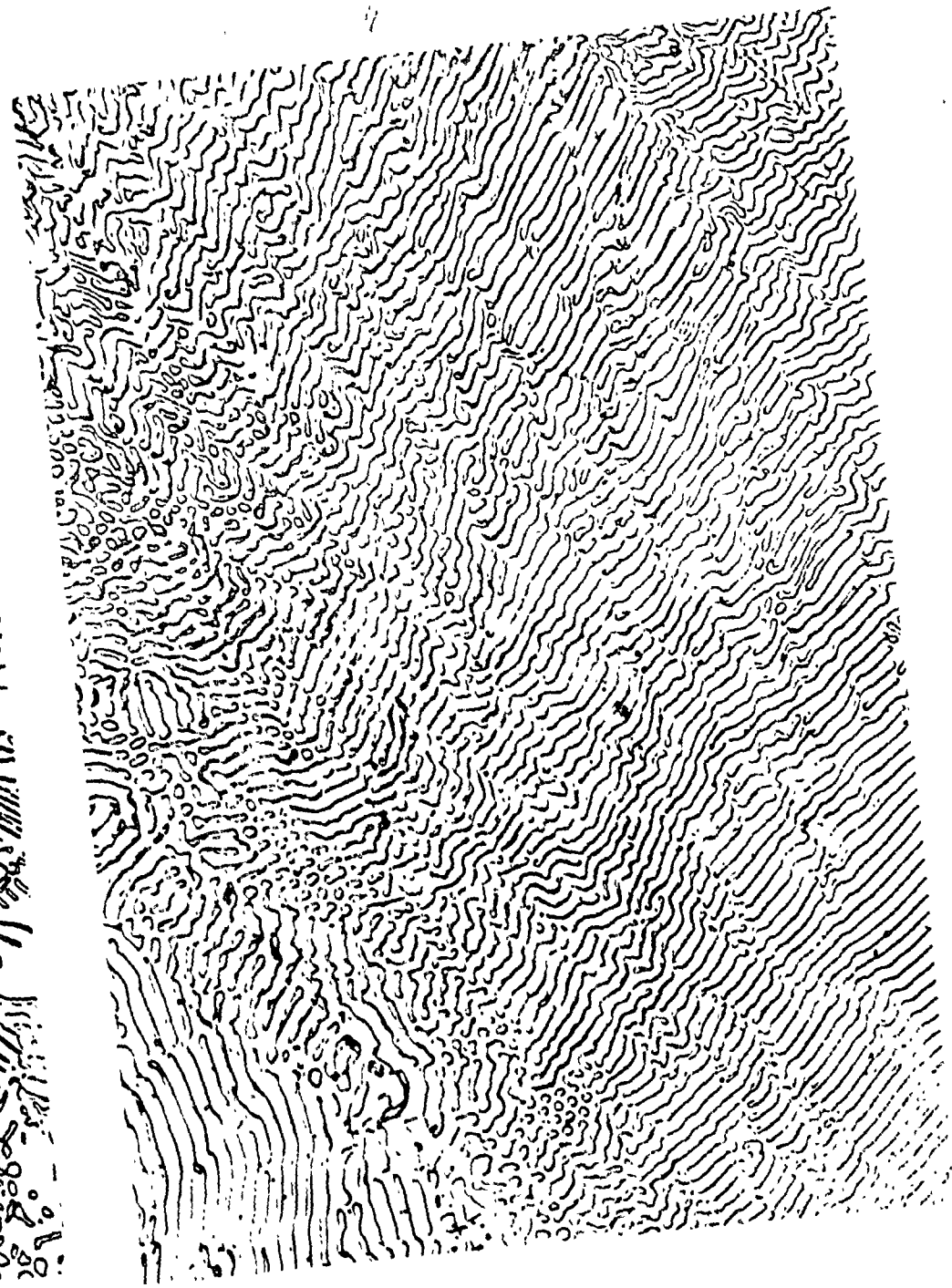
Las aleaciones que forman eutéctico tienen propiedades también particulares. El rechupe aparece como una chimenea central en las aleaciones que solidifican en molde en un intervalo pequeño de temperaturas, como en el caso de los eutécticos, mientras que las aleaciones que solidifican en un amplio intervalo de temperaturas presentan porosidades dispersas, lo que obliga en muchos casos a descartarlas. Por ejemplo, para asegurar una buena fundición, la concentración debe exceder el máximo de solubilidad sólida y puede aproximarse a la composición eutéctica.

1

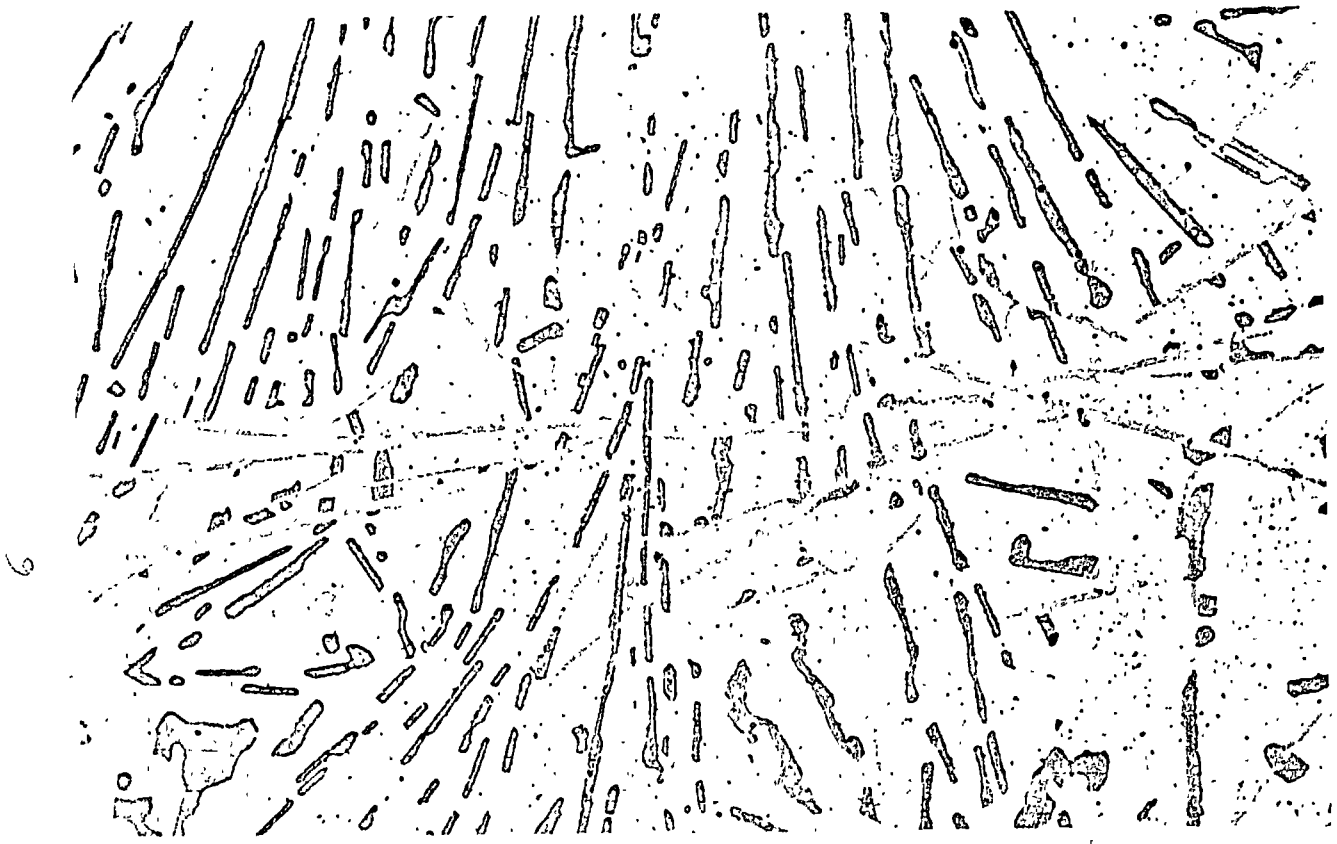


2

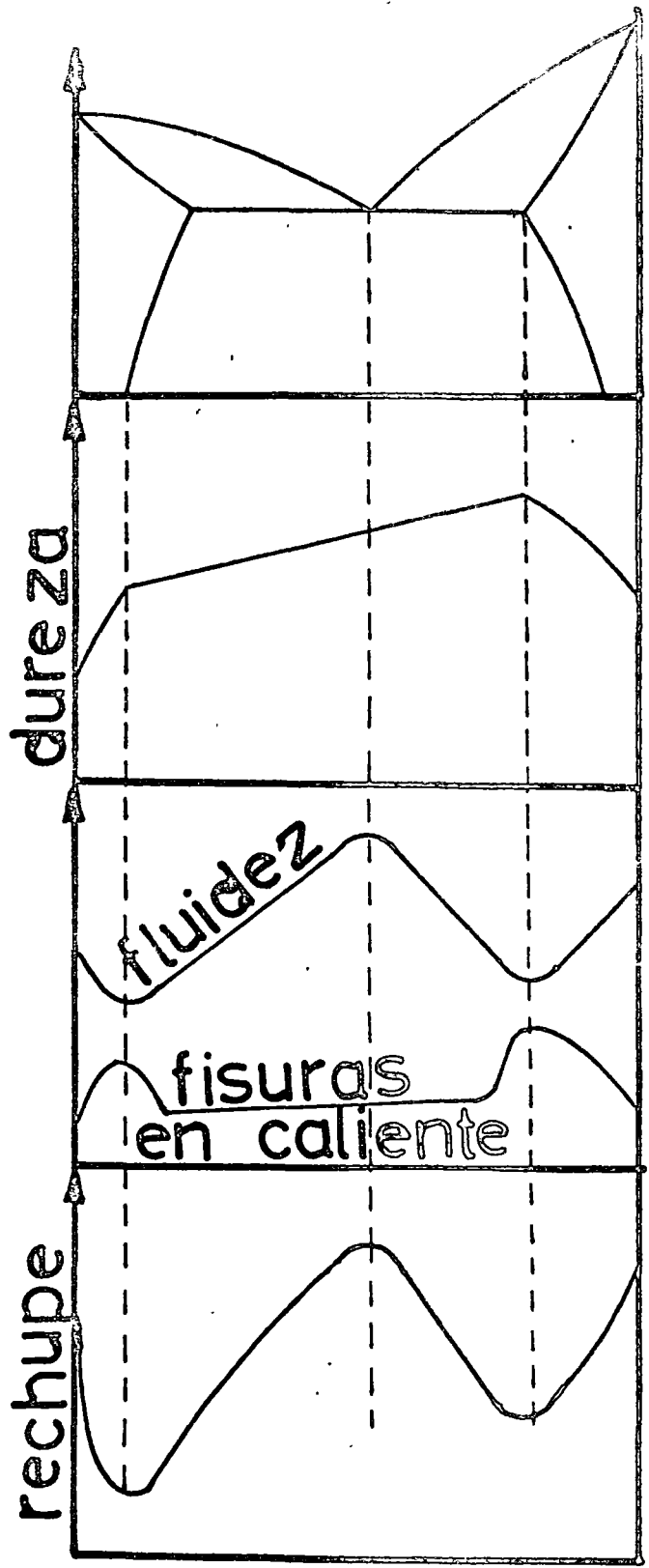




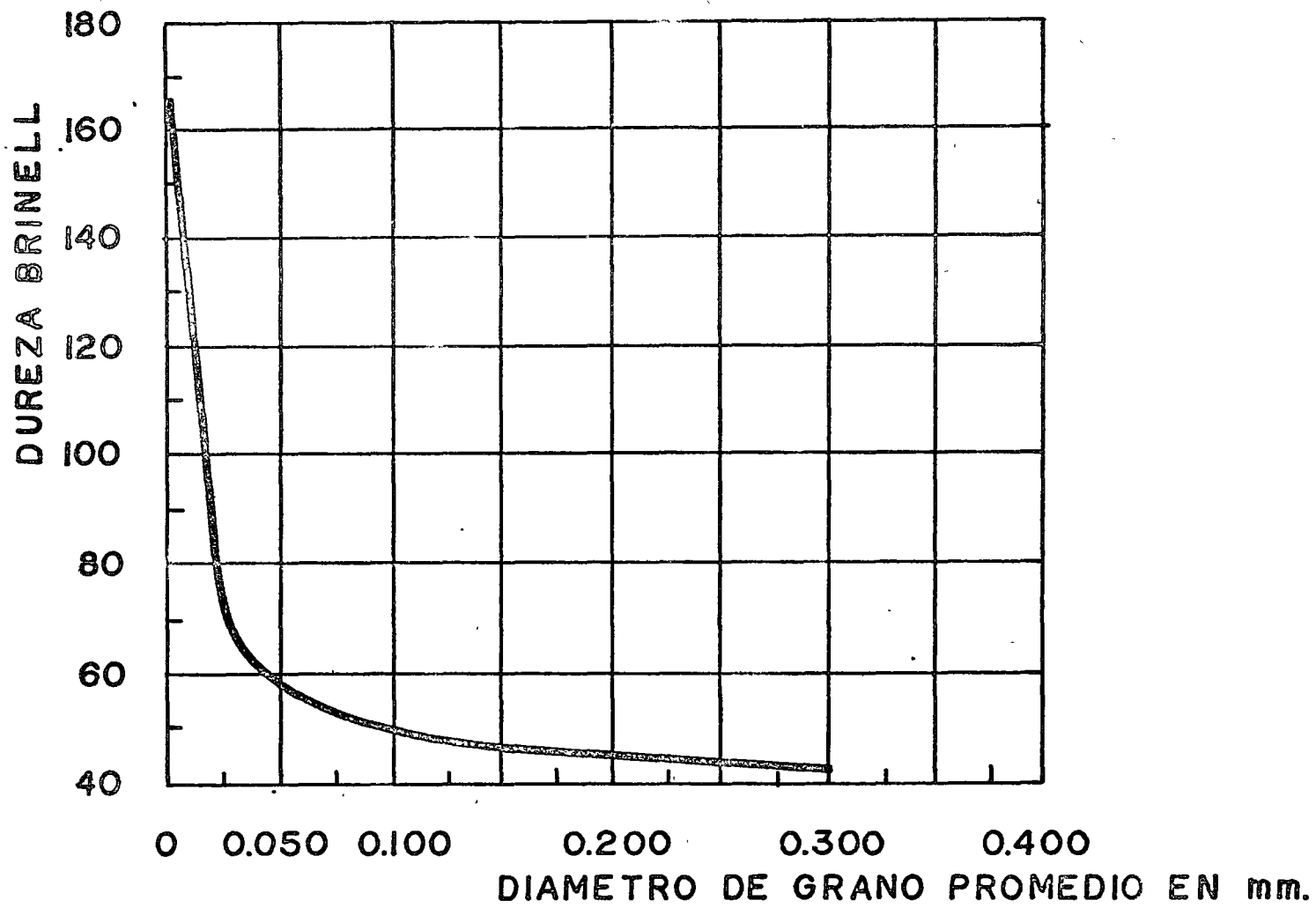


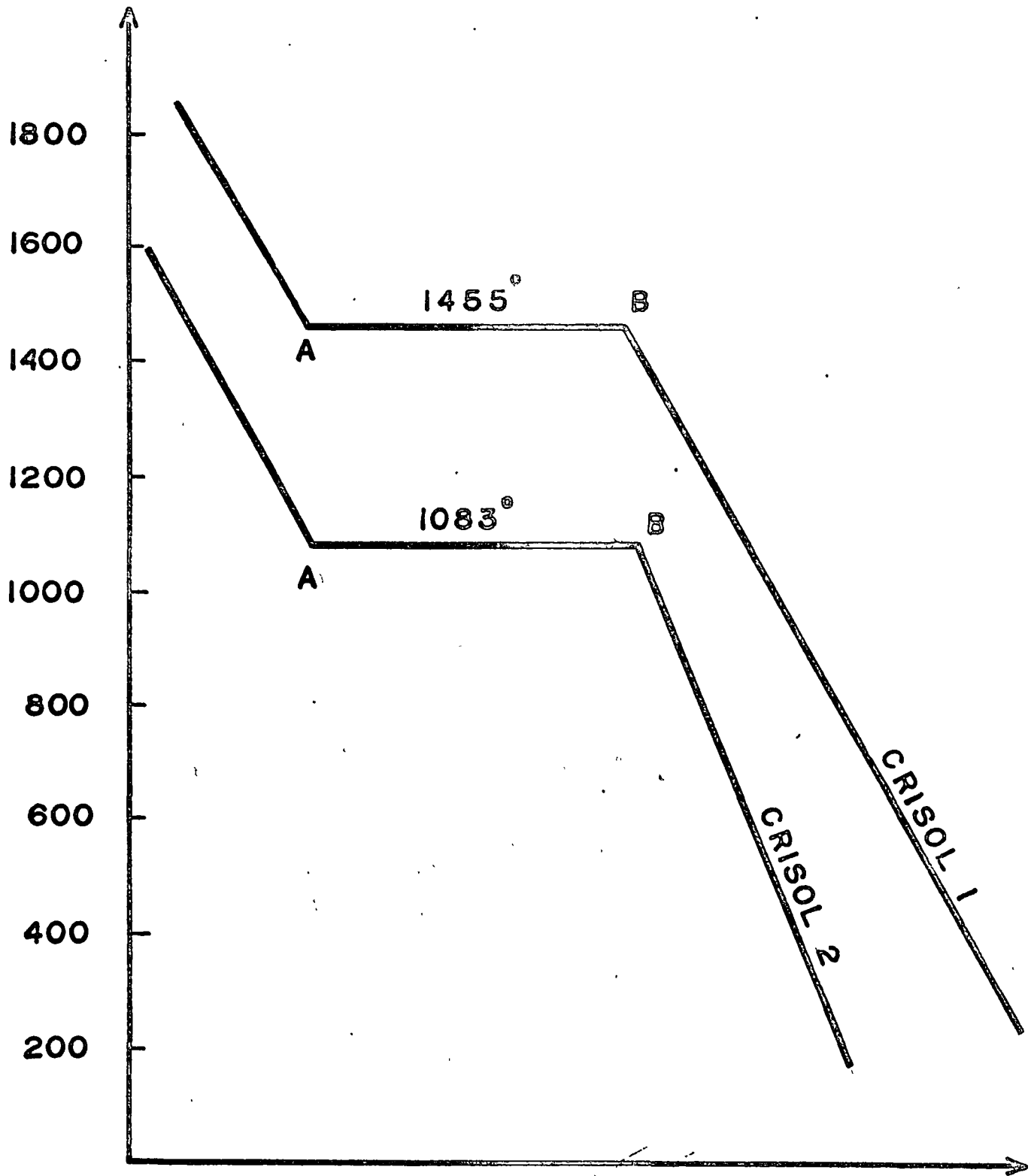


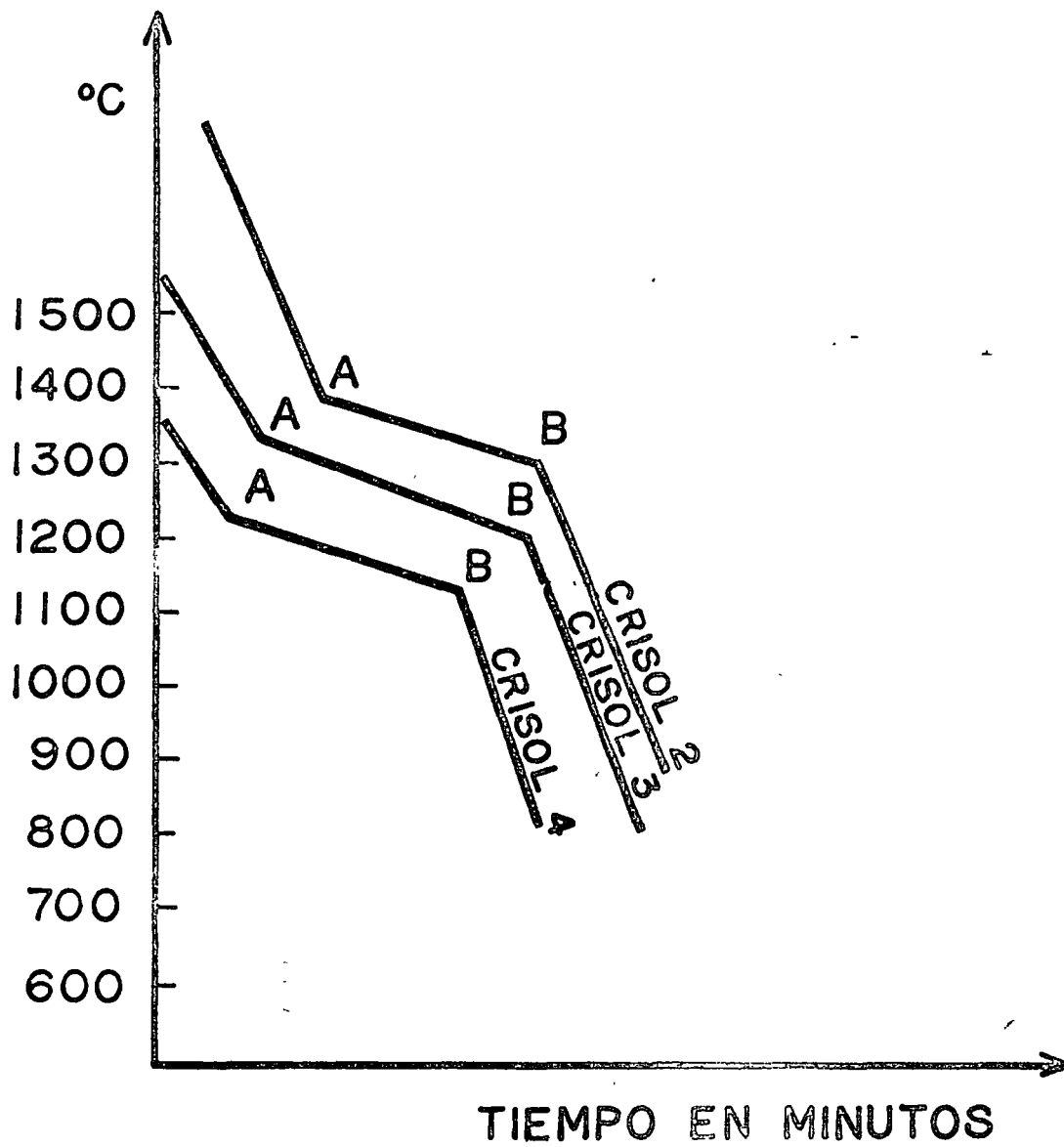


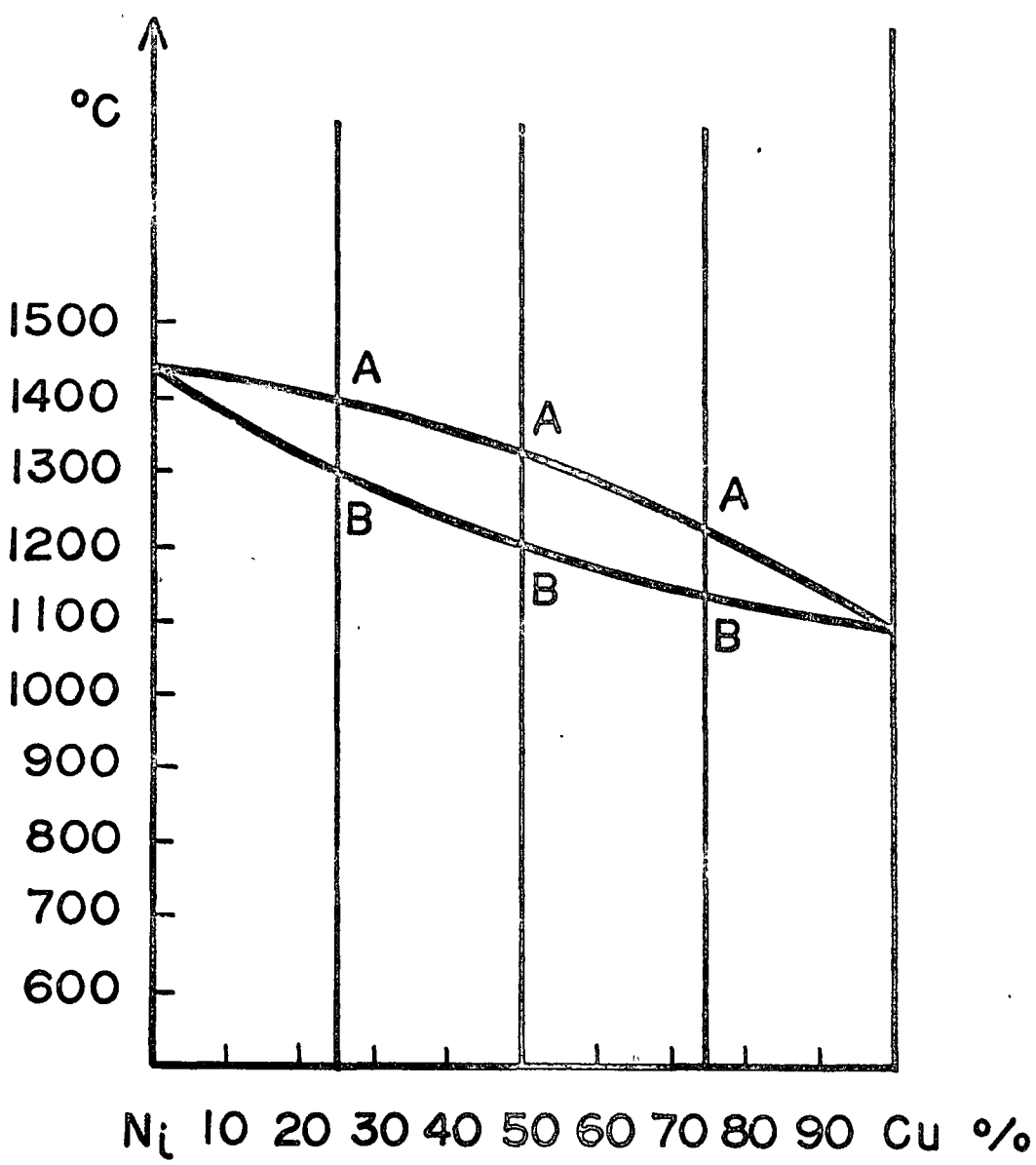


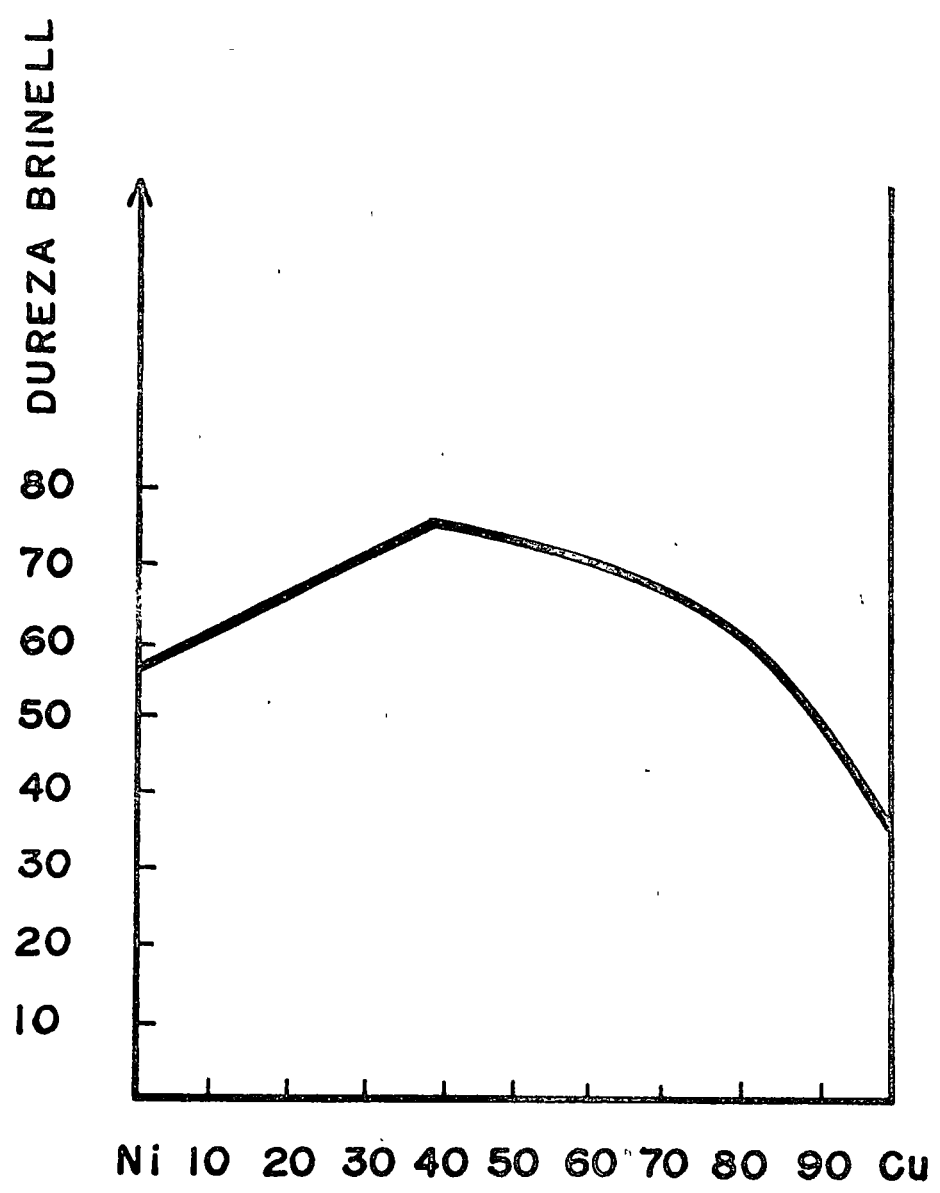
Temperatura alta a la izquierda y a la derecha  
 Temperatura baja en el centro  
 Fluidez alta en el centro  
 Fisuras en caliente en los extremos  
 Rechupe en los extremos



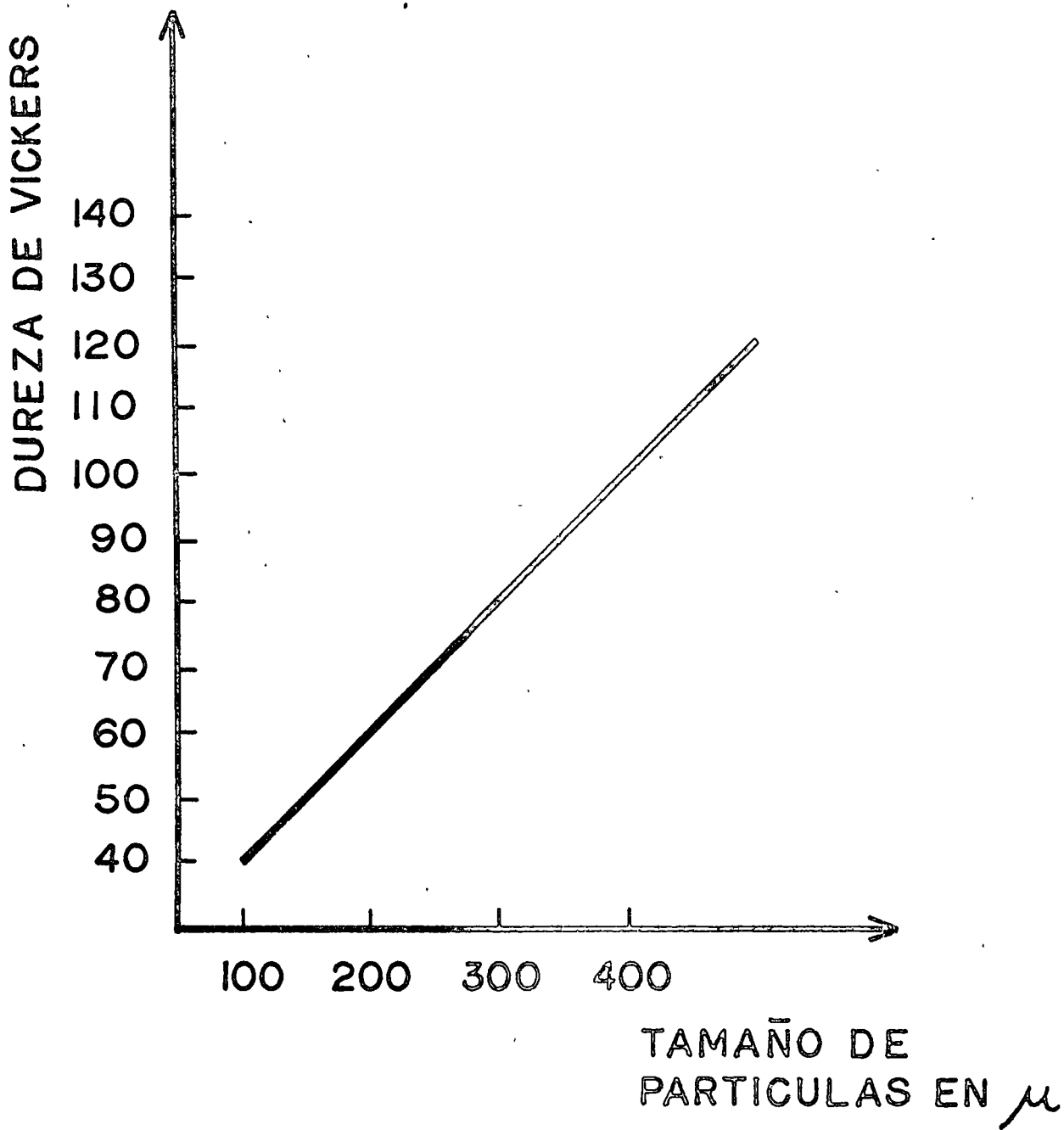


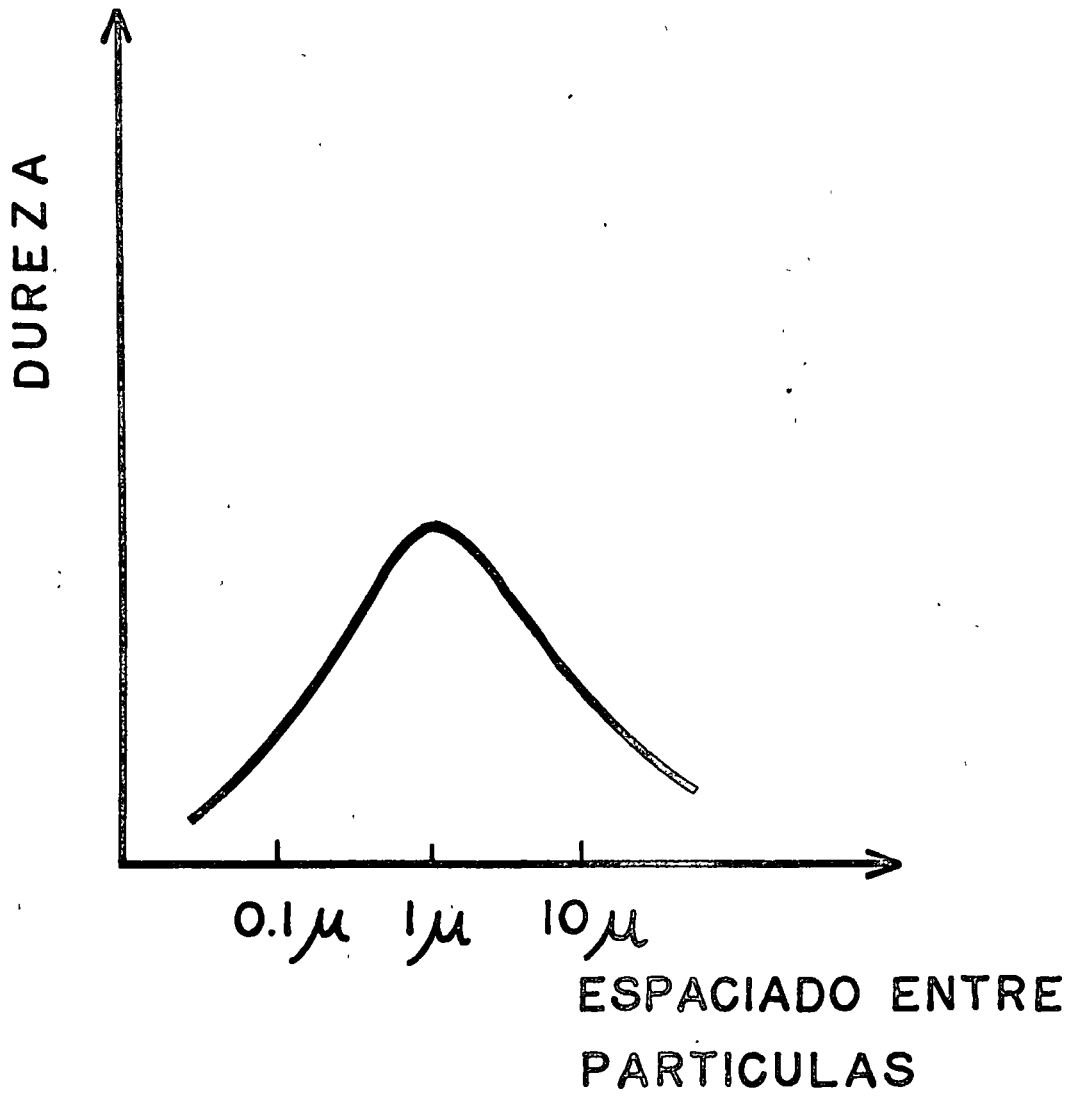


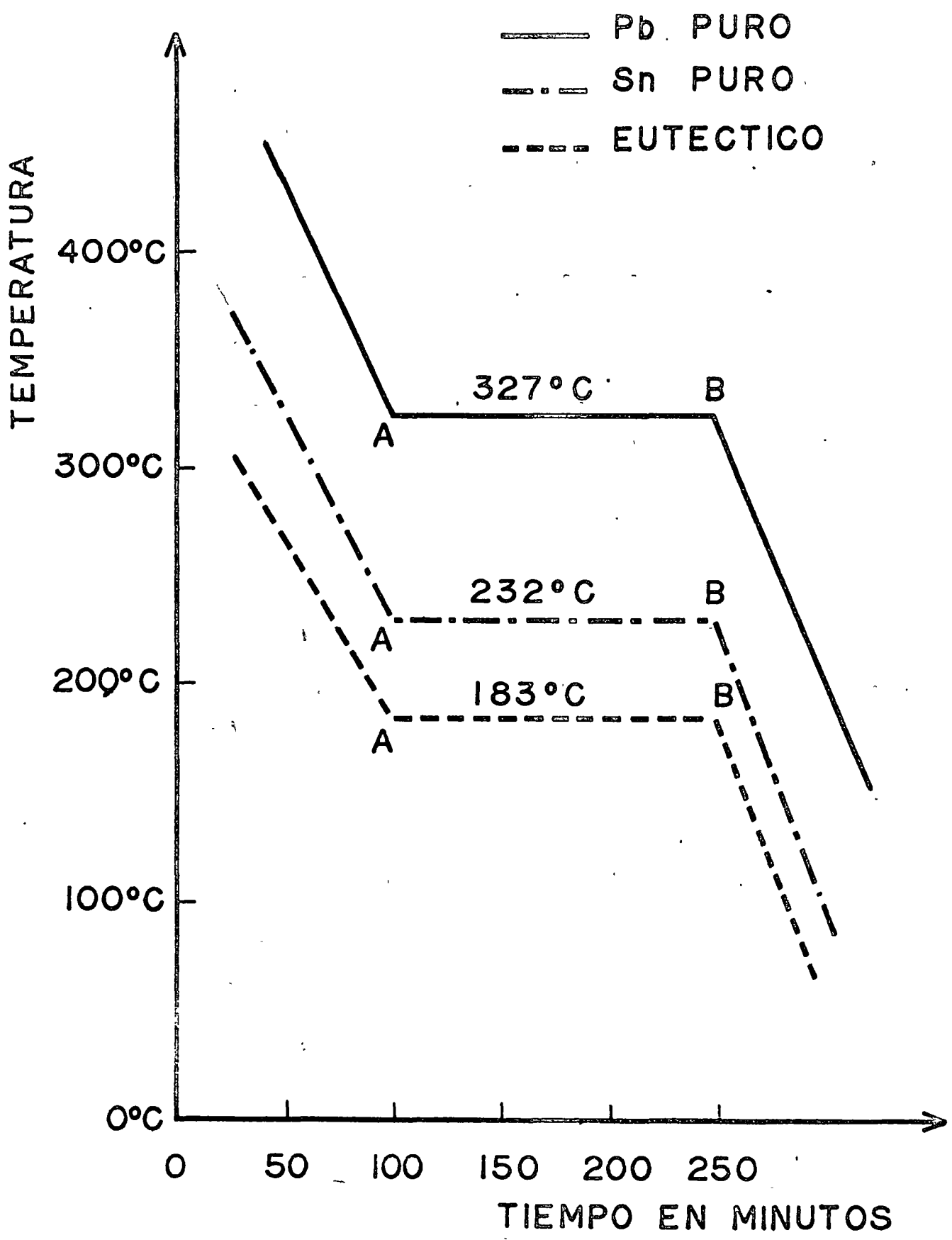


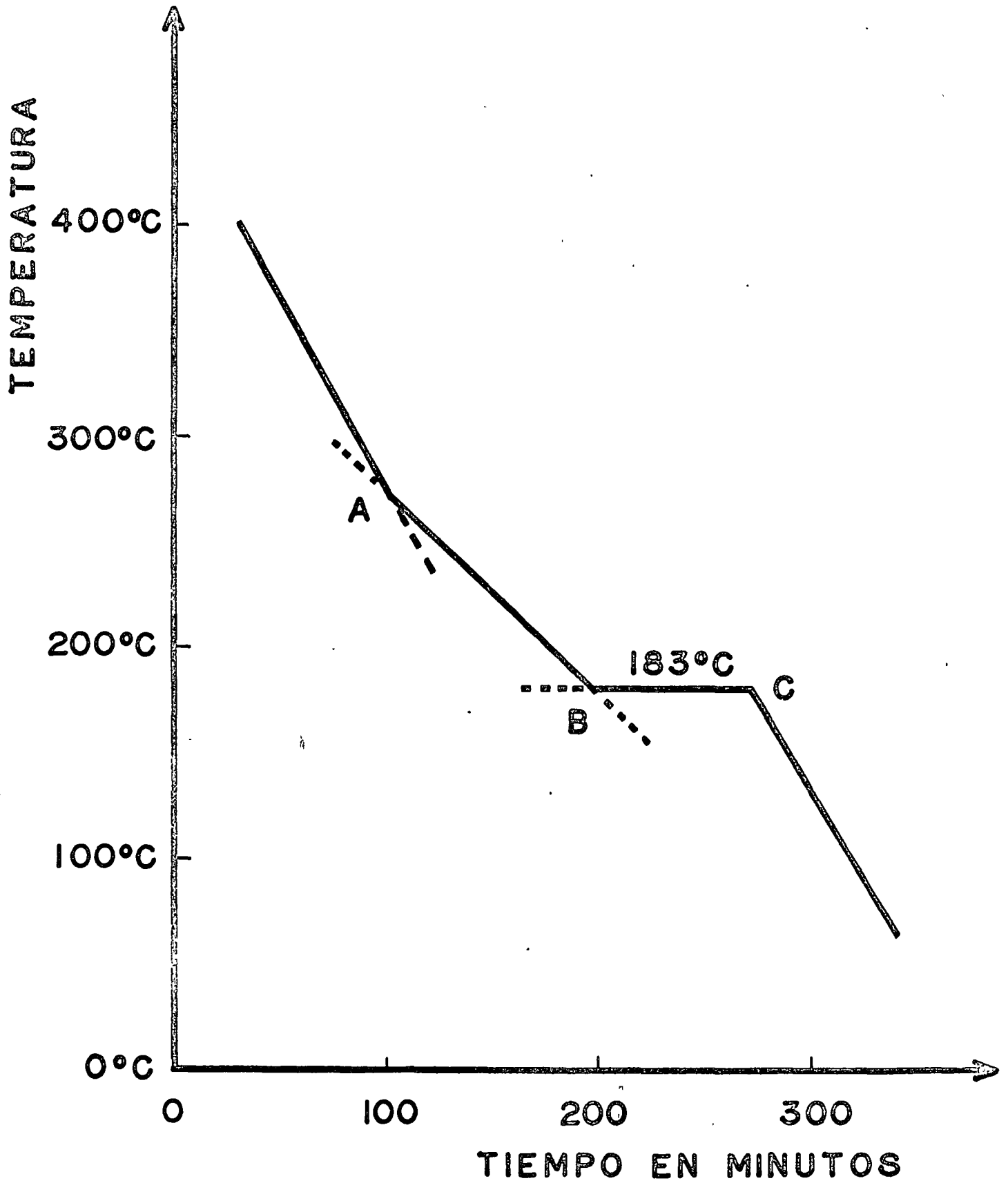


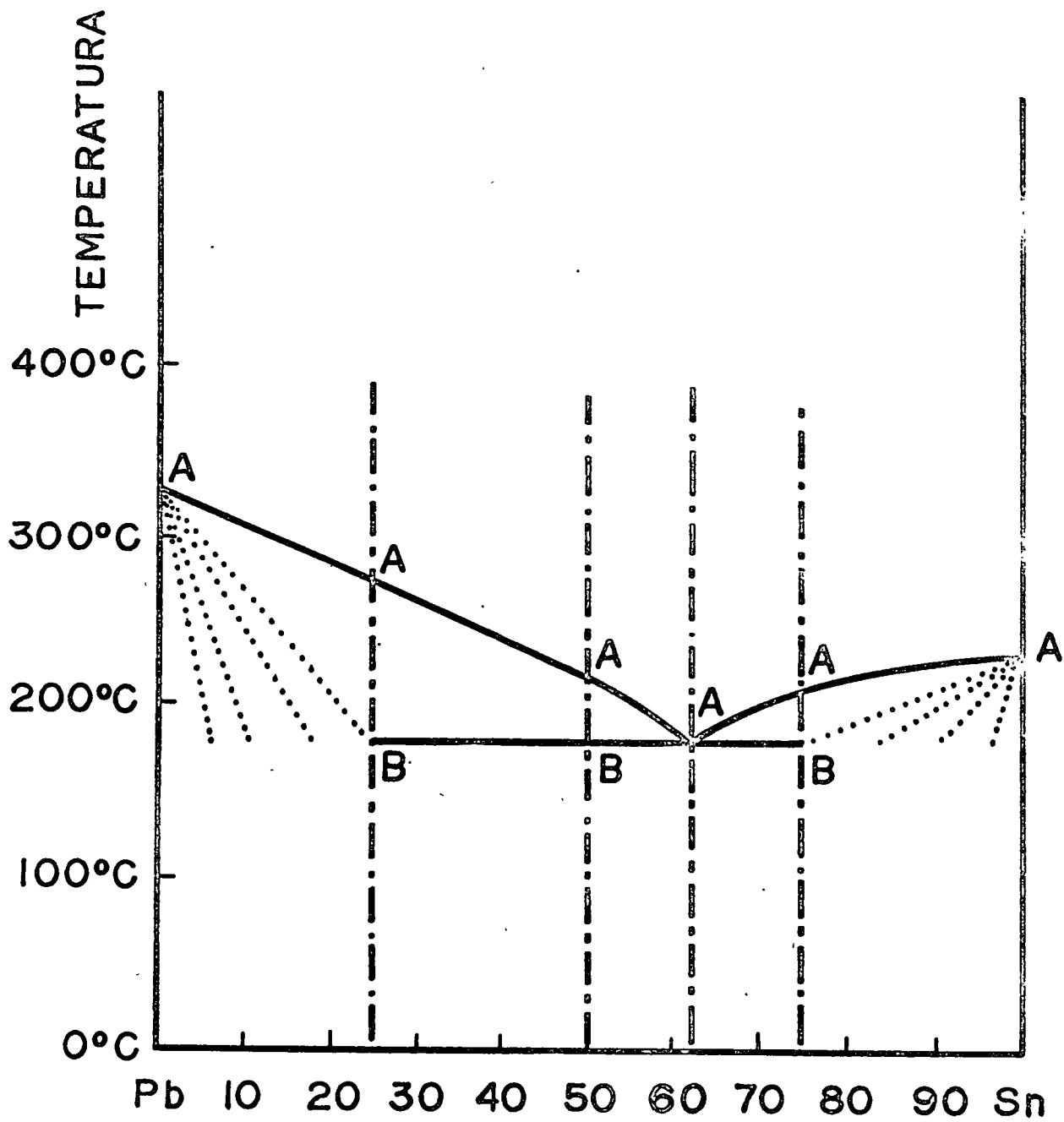


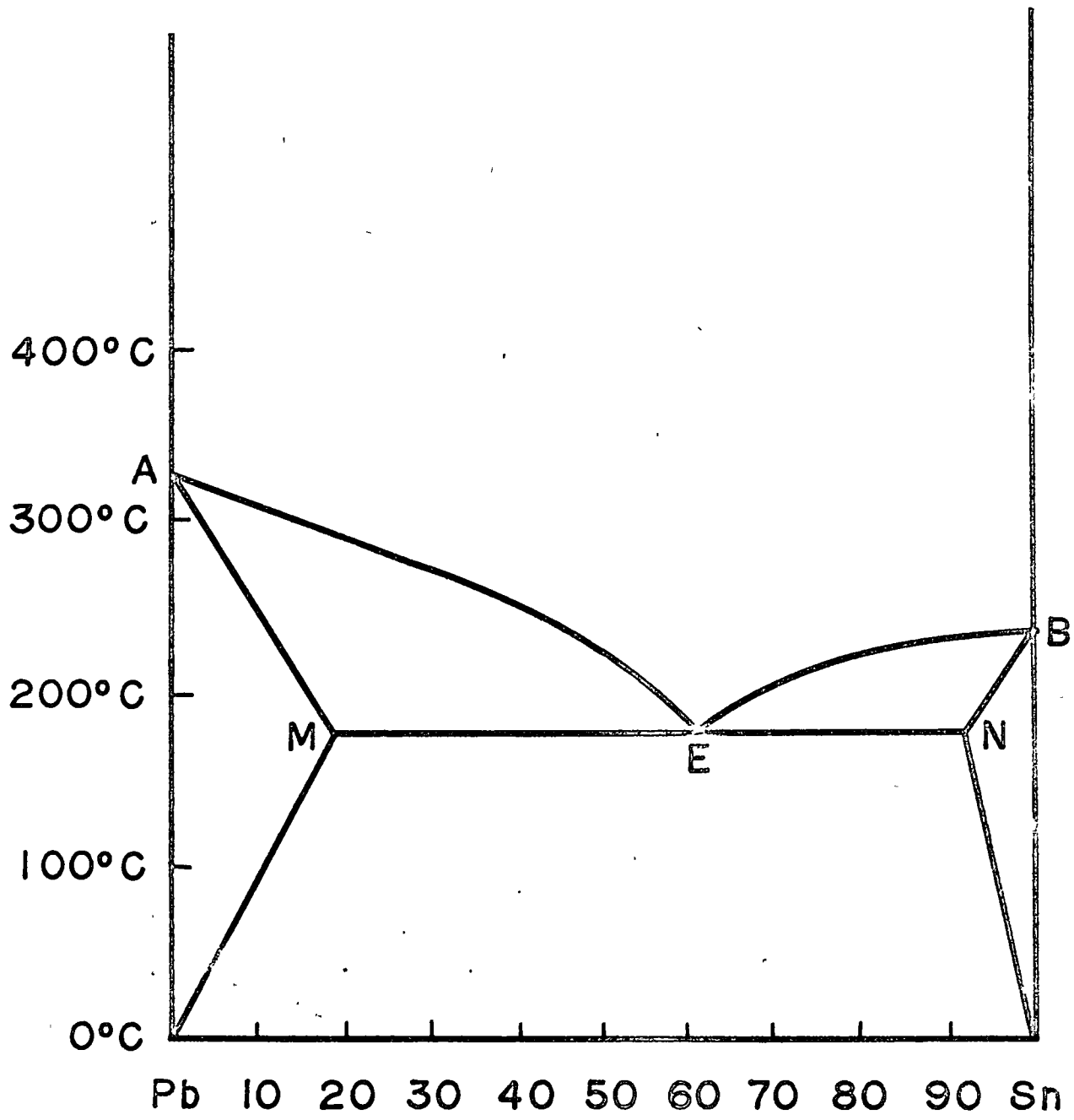


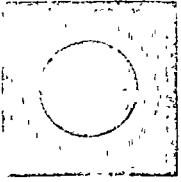












centro de educación continua de la facultad de ingeniería, unam



PROCESOS DE MANUFACTURA

FORJA

DR. JOSE LUIS GUERRERO ALVAREZ  
197





# I. CLASIFICACION DE LOS PROCESOS DE FORMADO.

LA IMPORTANCIA DE LOS METALES EN LA TECNOLOGIA MODERNA ES DEBIDO EN GRAN PARTE A LA FACILIDAD CON QUE SE PUEDEN TRANSFORMAR EN FORMAS UTILES. EXISTEN INNUMERABLES PROCESOS DISEÑADOS CON ESTE OBJETO.

ESTOS PROCESOS PUEDEN CLASIFICARSE DE ACUERDO A LA FORMA DE APLICACION DE LAS FUERZAS EN:

- 1.- PROCESO DE COMPRESION DIRECTA
- 2.-       "       "       "       INDIRECTA
- 3.-       "       DEL TIPO DE TENSION
- 4.-       "       DE DOBLADO
- 5.-       "       DE CORTE

EN EL PROCESO DE COMPRESION DIRECTA LA FUERZA SE APLICA EN LA SUPERFICIE DE LA PIEZA Y EL METAL FLUYE EN DIRECCION NORMAL A LA DIRECCION DE LA FUERZA (EJ. FORJA Y DOBLADO) (VER FIG. 1).

EN COMPRESION INDIRECTA LAS FUERZAS APLICADAS SON EN GENERAL DE TENSION, AUNQUE LAS FUERZAS DE COMPRESION DESARROLLADAS POR LA REACCION DE LA PIEZA CON EL DADO, ALCANZAN VALORES

CONSIDERABLES (EJ. EXTRUSIÓN, EMBUTIDO). POR LO TANTO EL MATERIAL FLUYE BAJO LA ACCIÓN DE ESFUERZOS COMBINADOS, QUE INCLUYEN GRANDES ESFUERZOS DE COMPRESIÓN, AL MENOS EN UNA DIRECCIÓN PRINCIPAL.

EL PROCESO DE TENSION INCLUYE ESPECIALMENTE AL PROCESO DE FORMADO POR ESTIRADO DE LAMINA.

EN GENERAL SON DOS LOS OBJETIVOS DE LAS OPERACIONES DE FORMADO PLÁSTICO:

- 1) PRODUCIR CIERTA FORMA
- 2) MEJORAR LAS PROPIEDADES DE LA PIEZA
  - a) REFINAR EL GRANO
  - b) DISTRIBUIR MICROCONSTITUYENTES
  - c) ENDURECER POR DEFORMACIÓN
  - d) DESTRUIR LA ESTRUCTURA DIENTRÍSTICA

OPERACIONES DE FORMADO EN CALIENTE Y EN FRÍO

LA TEMPERATURA DE RECRISTALIZACIÓN DE UN METAL DISMINUYE A MEDIDA QUE EL MATERIAL SE ENDURECE MÁS POR DEFORMACIÓN. SI NO HA EXISTIDO ENDURECIMIENTO POR DEFORMACIÓN DEL MATERIAL, LA RECRISTALIZACIÓN NO OCURRIRÁ. A MEDIDA QUE LA

CANTIDAD DE ENERGÍA INTERNA AUMENTA,  
 LA ENERGÍA ES MÁS DIFÍCIL DE CONTENER  
 Y POR LO TANTO MÁS FÁCIL DE LIBERAR.  
 LA RECRISTALIZACIÓN POR LO TANTO,  
 OCURRE A MÁS BAJA TEMPERATURA PORQUE  
 MENOS CALOR SE NECESITA PARA LIBERAR  
 LA ENERGÍA.

LA TEMPERATURA DE RECRISTALIZACIÓN  
 ES UN PARAMETRO IMPORTANTE PUES  
 DETERMINA LA TEMPERATURA A USAR  
 EN EL RECOCIDO, ADEMÁS DE SER EL  
 LÍMITE ENTRE EL FORMADO EN CALIENTE  
 Y EL FORMADO EN FRÍO. TODAS LAS  
 OPERACIONES DE FORMADO A TEMPE-  
 RATURAS MENORES DE LA TEMPERATURA  
 DE RECRISTALIZACIÓN SON FORMADO  
 EN FRÍO EN DONDE HAY ENDURECI-  
 MIENTO POR DEFORMACIÓN.

$$T_{\text{PROCESO}} < T_{\text{RECRISTALIZACIÓN}}$$

TODAS LAS OPERACIONES DE FORMADO A  
 TEMPERATURAS SUPERIORES A LA TEM-  
 PERATURA DE RECRISTALIZACIÓN SON  
 FORMADO EN CALIENTE. EN ESTE  
 CASO NO HAY ENDURECIMIENTO POR  
 DEFORMACIÓN PUES LA RECRISTALIZACIÓN  
 CONSTANTEMENTE PRODUCE NUEVOS  
 GRANOS SIN DEFORMACIÓN DURANTE  
 EL FLUJO PLÁSTICO DEL METAL.

$$T_{\text{PROCESO}} > T_{\text{RECRISTALIZACIÓN}}$$

LA ESTRUCTURA CRISTALINA DE LOS GRANOS DESPUES DE LA RECRISTALIZACIÓN ES TAN PERFECTA COMO ANTES DE QUE EL PROCESO DE DEFORMACIÓN EN FRÍO EMPEZARA. SIN EMBARGO EL TAMAÑO DEL GRANO PUEDE SER DIFERENTE PUES SU TAMAÑO ESTA DETERMINADO PRINCIPALMENTE POR LA CANTIDAD DE ENDURECIMIENTO POR DEFORMACIÓN QUE OCURRIÓ ANTES DEL TRATAMIENTO TÉRMICO. MIENTRAS MENOR ES EL ENDURECIMIENTO POR DEFORMACIÓN MAYOR SERÁ EL TAMAÑO DEL GRANO Y VICEVERSA. POCO TRABAJO EN FRÍO SOLO PRODUCE UNOS CUANTOS PUNTOS DE ALTO ESFUERZO Ó ENERGÍA EN LA ESTRUCTURA CRISTALINA PARA INICIAR LOS NUEVOS GRANOS. LA RECRISTALIZACIÓN POR LO TANTO RESULTA EN UN NUMERO MENOR DE GRANOS GRANDES. POR OTRO LADO, BASTANTE TRABAJO EN FRÍO PRODUCE MUCHOS PUNTOS EN LOS CUALES NUEVOS GRANOS PUEDEN CRECER, RESULTANDO EN UN GRAN NUMERO DE PEQUEÑOS GRANOS.

SIN IMPORTAR EL TAMAÑO DE LOS NUEVOS GRANOS INMEDIATAMENTE DESPUES DE LA RECRISTALIZACIÓN, LOS GRANOS CRECERÁN SI EL METAL SE CALIENTA A UNA TEMPERATURA ALTA, Ó SI SE MANTIENE A LA TEMPERATURA DE RECRISTALIZACIÓN POR LARGO TIEMPO. EL INCREMENTO EN

TAMAÑO, LLAMADO CRECIMIENTO DEL GRANO, OCURRE HASTA QUE UNOS GRANOS SE UNEN A OTROS. ESTE CRECIMIENTO CONTINUA HASTA QUE LOS GRANOS ALCANZAN UN TAMAÑO MÁXIMO DETERMINADO POR EL METAL Y LA TEMPERATURA USADA. LOS GRANOS GRANDES SON INDESEABLES SI EL MATERIAL SE VA A FORMAR POR SUBSECUENTE TRABAJO EN FRÍO PUES PUEDE PRODUCIR DEFECTOS SUPERFICIALES.

EN EL FORMADO EN CALIENTE SE PUEDEN PRODUCIR GRANDES DEFORMACIONES PUES LA RECUPERACIÓN VA A LA PAR CON LA DEFORMACIÓN. EN CAMBIO EN EL TRABAJO EN FRÍO, EL ENDURECIMIENTO NO SE ELIMINA Y POR LO TANTO LA RESISTENCIA AL FLUJO AUMENTA CON LA DEFORMACIÓN. Y LA DEFORMACIÓN TOTAL QUE ES POSIBLE EN EL TRABAJO EN FRÍO SIN CAUSAR FRACTURA ES MENOR QUE EN EL TRABAJO EN CALIENTE, AL MENOS QUE SE RECOZA.

EN GENERAL EL TRABAJO EN CALIENTE OCURRE A ESFUERZO CONSTANTE DE FLUJO Y COMO ESTE DISMINUYE CON LA TEMPERATURA, LA ENERGÍA REQUERIDA PARA EL TRABAJO EN CALIENTE ES MENOR QUE EN FRÍO.

EN EL TRABAJO EN CALIENTE, LA ALTA TEMPERATURA TAMBIÉN AUMENTA LA DIFUSIÓN Y POR LO TANTO DISMINUYE LA SEGREGACIÓN MEJORANDO ASÍ, LA HOMOGENEIDAD.

LAS REACCIONES SUPERFICIALES CON LA ATMOSFERA DEBIDO A LA ALTA TEMPERATURA SON UN PROBLEMA PUES HAY OXIDACIÓN, PERDIDAS DE MATERIAL, DE CARBURACION, ETC.

LA ESTRUCTURA Y PROPIEDADES DE LOS METALES TRABAJADOS EN CALIENTE NO SON TAN UNIFORMES COMO EN LOS METALES TRABAJADOS EN FRÍO PORQUE A LA ALTA TEMPERATURA, LA DEFORMACIÓN ES PREFERENCIAL EN LA SUPERFICIE PRODUCIENDO GRANO FINO EN ESA, PUESTO QUE EL CENTRO DE LA PIEZA ESTA A MÁS ALTA TEMPERATURA DURANTE MAYOR TIEMPO PRODUCIENDO A SU VEZ GRANO MÁS GRANDE.

EN GENERAL LA TEMPERATURA DEL ÚLTIMO PASO SE DISMINUYE (JUSTO ARRIBA DE LA TEMPERATURA DE RECRISTALIZACIÓN) PARA REFINAR EL GRANO.

EL AUMENTO EN LA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN TIENE EL MISMO EFECTO QUE DISMINUIR LA TEMPERATURA.

OPERACIÓN

VELOCIDAD m/s

PRUEBA DE TENSION

$10^{-6}$  -  $10^{-2}$

EXTRUSION

.003 - 3

PRESA MECANICA

.2 - 2

IMPACTO CHARPY

3 - 7

FORJA CON MARTILLO

3 - 10

FORNADO POR EXPUSIVOS

30 - 150

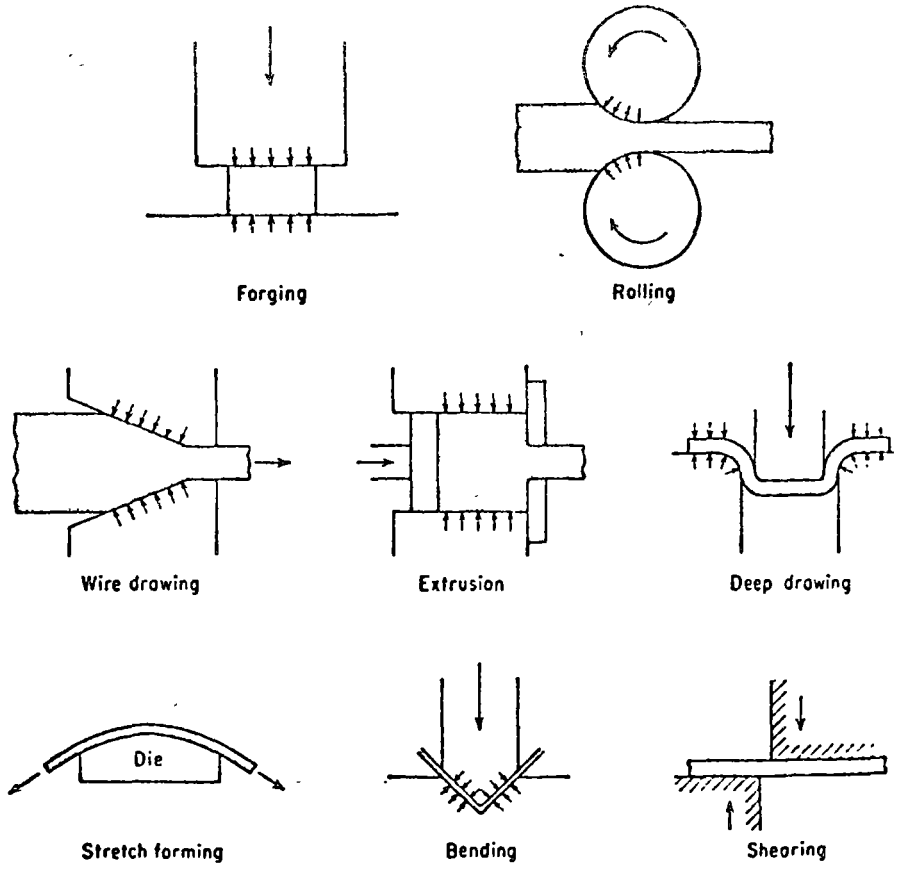


Fig. 1. Typical forming operations.

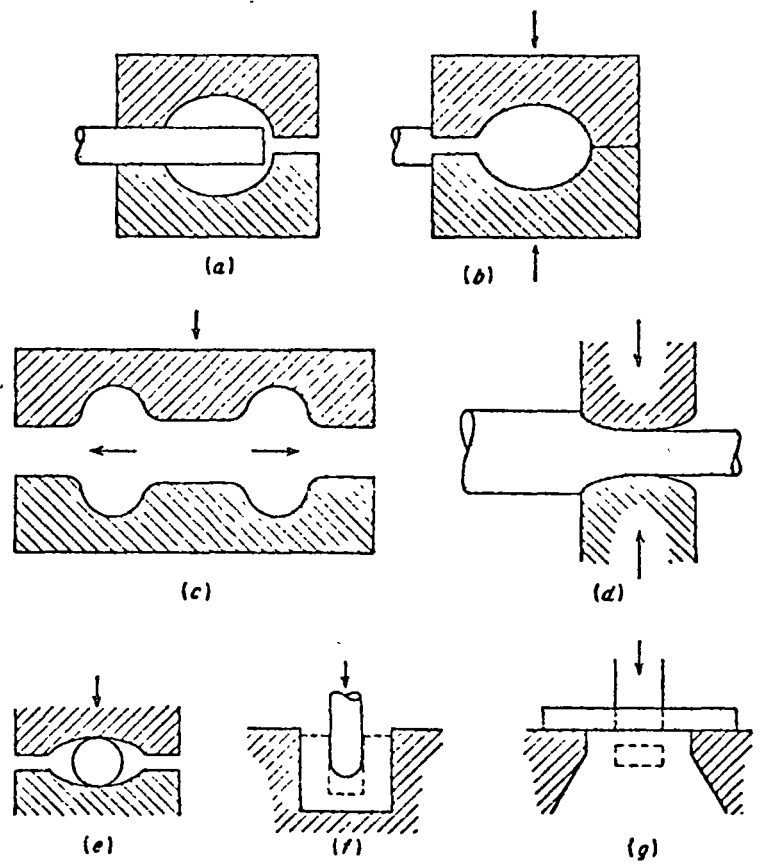


Fig. 2. Forging operations. (a, b) Edging; (c) fullering; (d) drawing; (e) swaging; (f) piercing; (g) punching.



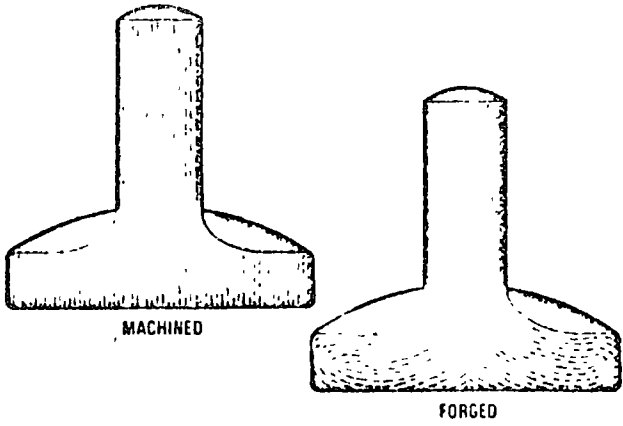


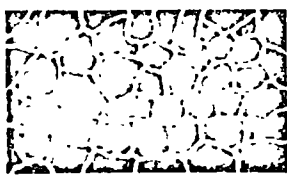
Figure 3—Flow lines in forged and machined parts. The forged part is stronger because the flow lines follow the contour of the part.



Cold-working operations leave the grains stretched in the direction that the force was applied.



During annealing, the metal is heated to its recrystallization temperature, and new grains begin to form. The new grains are not stretched and strain-hardened, they are soft.



Recrystallization continues until all of the cold-worked grains are changed into new, soft grains.

Figure 4—Recrystallization of cold-worked metal.

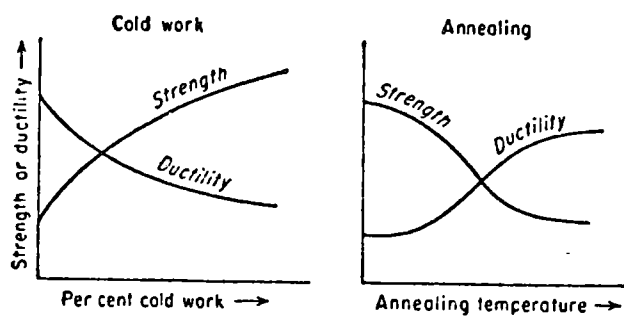
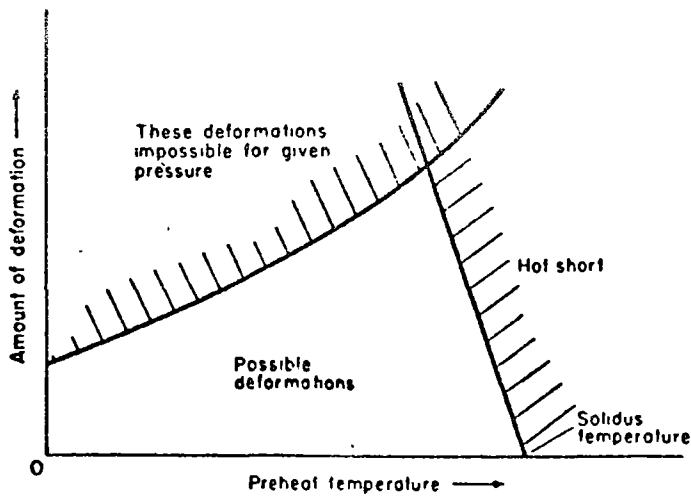
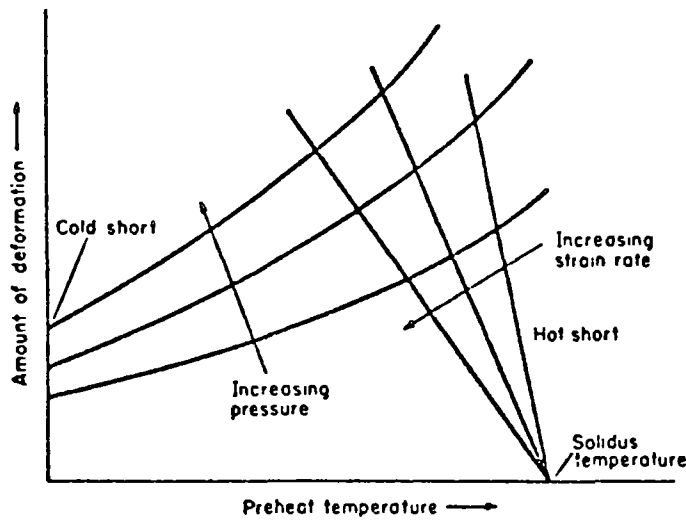


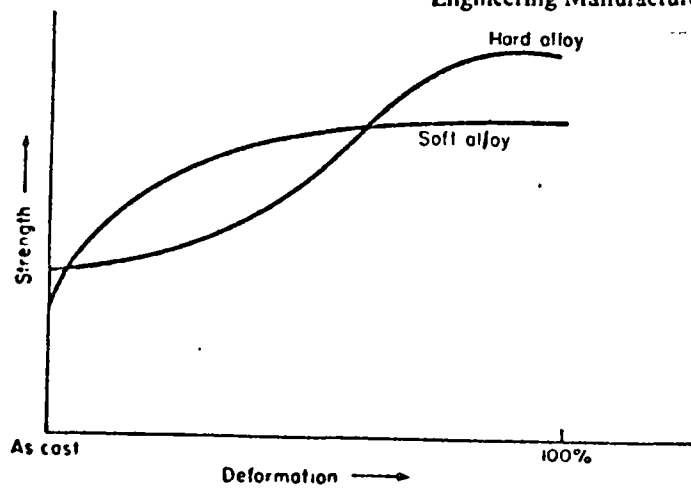
Fig. 5 Typical variation of strength and ductility in the cold-work-anneal cycle.



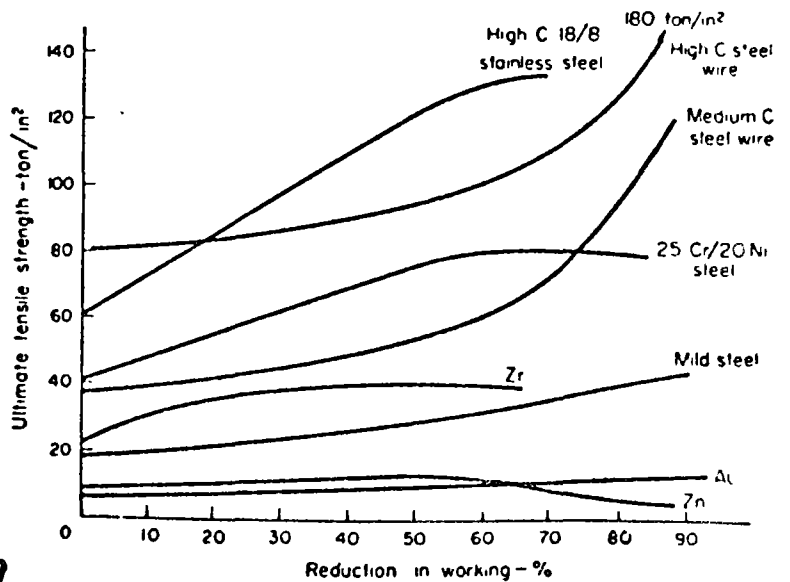
6. The working range (after Hirst and Ursell, reproduced by permission of the Council of the Institution of Mechanical Engineers from the Proceedings of the Conference on Technology of Engineering Manufacture, 1958)



7. Effects of pressure and strain rate on the working range (after Hirst and Ursell, reproduced by permission of the Council of Mechanical Engineers from the Proceedings of the Conference on Technology of Engineering Manufacture, 1958)



Diagrammatic representation of change in strength of hard and soft alloys with deformation



9. Effect of cold reduction on strength of various metals and alloys

## II MECANICA DEL PROCESO

### Deformation in Compression

The compression of a flat plate or a cylinder between two flat dies represents the simplest type of forging operation. Although at first glance this appears to be a simple type of experiment which is subject to easy analysis, in actuality a compression experiment is usually complicated by the presence of friction between the dies and the specimen.

In the absence of friction, i.e., when the dies are very well lubricated, the uniaxial compressive force required to produce yielding is

$$P_z = \sigma_0 A \quad (18-2)$$

The compressive stress  $p$  induced by a uniaxial force  $P$  is given by<sup>1</sup>

$$p = \frac{4Ph}{\pi D_0^2 h_0} \quad (18-3)$$

where  $h$  = height of cylindrical sample at any instant during compression

$h_0$  = original height of cylinder

$D_0$  = original diameter of cylinder

The engineering strain in compression is

$$e = \frac{\Delta h}{h_0} = \frac{h - h_0}{h_0} = - \left( 1 - \frac{h}{h_0} \right) \quad (18-4)$$

The true, or natural, strain in compression is given by

$$\epsilon = \int_{h_0}^h \frac{dh}{h} = \ln \frac{h}{h_0} = - \ln \frac{h_0}{h} \quad (18-5)$$

It can be readily shown that  $\epsilon = \ln(e + 1)$ .

When friction is present between the dies and the specimen, the metal adjacent to these regions undergoes little or no deformation. The specimen deforms in the inhomogeneous manner shown in Fig. 18-6, and the specimen assumes a barreled shape. The shaded areas in Fig. 18-6 represent regions of little deformation owing to the presence of frictional stresses at the die interface. Under these conditions the compressive force required to cause yielding is no longer given by the simple relation-

<sup>1</sup>M. Cook and E. C. Larke, *J. Inst. Metals*, vol. 71, pp. 371-390, 1945.

librium of forces in the radial direction gives

$$\sigma_r r d\theta h - (\sigma_r + d\sigma_r)(r + dr) d\theta h - 2fpr dr d\theta + \sigma_t h d\theta dr = 0$$

which reduces to

$$\frac{d\sigma_r}{dr} + \frac{\sigma_r - \sigma_t}{r} = -\frac{2fp}{h} \quad (18-17)$$

Since the strains in the radial and transverse directions are equal,  $\sigma_r = \sigma_t$ . Also,  $\sigma_z = p$ . Substituting these three principal stresses into the equation for the distortion-energy yielding criterion results in

$$p - \sigma_r = \sigma_0 \quad (18-18)$$

Differentiating and substituting into Eq. (18-17) yields

$$\frac{dp}{p} = -\frac{2f}{h} dr \quad (18-19)$$

This is the same as Eq. (18-9) for the rectangular slab. Therefore, the solution is

$$p = \sigma_0 \exp \left[ \frac{2f}{h} (a - r) \right] \quad (18-20)$$

The average pressure for a cylinder loaded in compression is given by<sup>1</sup>

$$p_{av} = \sigma_0 \frac{\exp(2fa/h) - 2fa/h - 1}{2(fa/h)^2} \quad (18-21)$$

Equation (18-20) again demonstrates the fact that higher forming pressures are required when the height of the body is small compared with its transverse dimensions. By using specimens of different  $a/h$  ratio it is possible to determine the coefficient of friction and the flow stress. Studies of this type and analytical expressions for the deformation pressure of thin cylinders under different conditions of die friction have been reported.<sup>2</sup>

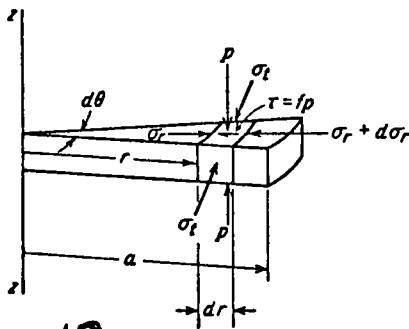


Fig. 10. Stresses acting on element of cylinder.

**Analysis.** For forging operations, as for other plastic-working processes, various analyses have been put forth, all of which more or less represent reality. Here, we choose a development similar to that for rolling; one which is readily applied to the case of forging and gives a closed solution.

In this analysis, the following assumptions are made:

- (1) The material being forged behaves like an ideally plastic material, and obeys Tresca's flow criterion (constant maximum shear stress,  $\tau_0$ ).
- (2) The sliding coefficient of friction  $\mu$  is constant.
- (3) The problem is one of plane strain.
- (4) The maximum required forging force  $F$  occurs at the endpoint of the forging operation.
- (5) The entire forging is in a plastic state.
- (6) For small forging thicknesses, stresses do not vary with height.

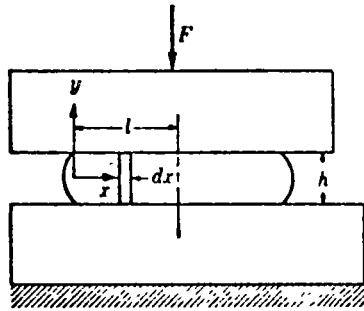


Fig. 11. Schematic view of open-die forging.

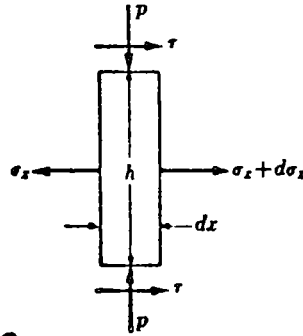


Fig. 12. Isolated element in open-die forging.

Let us first consider the simple case of open forging between two flat dies, as shown in Fig. 11. At the instant shown, the forging height  $h = 2y$ , and the length equals  $2l$ . An element of length  $dx$  is shown in Fig. 12. Equilibrium of the element in the  $x$ -direction gives

$$2y d\sigma_x + 2\tau dx = 0. \tag{4-24}$$

The condition that the forging material be in a plastic state is met by assuming that  $\sigma_x$  and  $p$  represent the principal stresses (this is reasonably valid for small friction coefficients). Thus

$$\sigma_x + p = 2\tau_0. \tag{4-25}$$

The derivative of Eq. (4-25) gives

$$d\sigma_x = -dp, \quad (4-26)$$

which can be substituted in Eq. (4-24) to yield

$$dp = (\tau/y) dx. \quad (4-27)$$

Near the free ends of the forging (small  $x$ ) the frictional conditions allow sliding, and we can thus represent the frictional shear stress  $\tau$  as

$$\tau = \mu p \quad (\text{sliding, } x < x_k). \quad (4-28)$$

However, as  $\tau$  grows, a point  $x_k$  may be reached where the frictional shear stress  $\tau = \mu p$  is equal to the shear flow stress  $\tau_0$ . Then sticking will occur, and

$$\tau = \tau_0 \quad (\text{sticking, } x > x_k). \quad (4-29)$$

If we evaluate Eq. (4-27) for the case of sliding, we obtain

$$dp = \frac{\mu p}{y} dx. \quad (4-30)$$

We note that at  $x = 0$ , where  $\sigma_x = 0$ , Eq. (4-25) gives  $p = 2\tau_0$ ; hence, when we integrate Eq. (4-30), we obtain

$$\ln(p/2\tau_0) = \mu x/y,$$

or

$$p/2\tau_0 = e^{\mu x/y}. \quad (4-31)$$

We can now determine the value  $x_k$  at which sticking will occur by setting

$$\tau = \tau_0 = \mu p = 2\mu\tau_0 e^{\mu x_k/y}, \quad (4-32)$$

which yields

$$x_k/y = (1/\mu) \ln(1/2\mu). \quad (4-33)$$

Next we evaluate Eq. (4-27) for the sticking region,  $x > x_k$ . The differential equation (4-27) becomes

$$dp = (\tau_0/y) dx. \quad (4-34)$$

When this is integrated from  $x_k$  to  $x$ , we obtain

$$p_x - p_{x_k} = (\tau_0/y)(x - x_k). \quad (4-35)$$

At  $x_k$ ,

$$p = \tau_0/\mu;$$

$x_k$  is given by Eq. (4-33).

Thus, for  $x > x_k$

$$\frac{p}{2\tau_0} = \frac{1}{2\mu} \left( 1 - \ln \frac{1}{2\mu} \right) + \frac{x}{2y} \quad (4-36)$$

When  $x_k$  is small compared with  $l$  we can approximate the total forging force  $F$  per unit width as

$$F = \tau_0 l^2 / y. \quad (4-37)$$

**Example.** A piece of lead, 1 in.  $\times$  1 in.  $\times$  6 in., having a yield stress of 1000 psi, is to be pressed between flat dies to a size of approximately  $\frac{1}{8}$  in.  $\times$  4 in.  $\times$  6 in. The coefficient of friction between lead and die is 0.25. Determine the pressure distribution and the total forging force  $F$ .

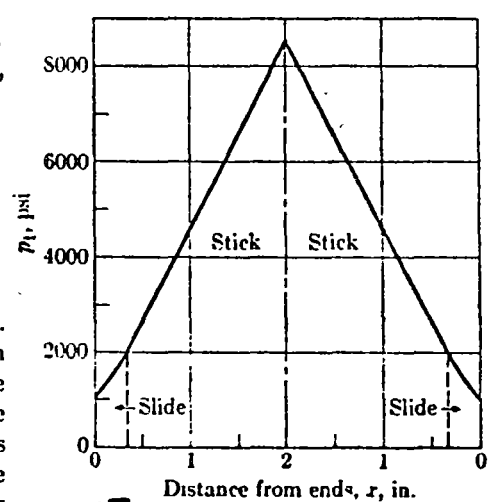
In the final state,  $y = \frac{1}{8}$  in.; hence from Eq. (4-33),  $x_k = 0.347$  in. For  $0 < x < 0.35$ , from Eq. (4-31),

$$p = 1000 e^{2x}.$$

For  $x > 0.35$  in., from Eq. (4-36),

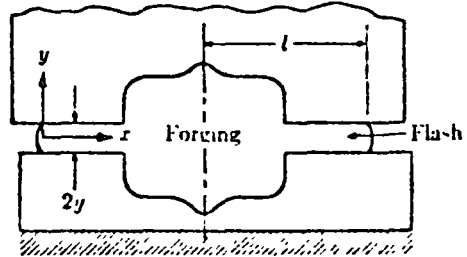
$$p = 1000 [0.6 + 4x].$$

The pressure distribution is shown in Fig. 4-6. It is clear that the major portion involves sticking friction, and very little error would be made if we assumed the entire distribution to be linear. Using this approximation, the area under the curve gives  $F = 16,200$  lb/in width; for the 6 in. width,  $F = 97,200$  lb and from Eq. (4-37),  $F = 96,000$  lb.



13  
FIG. 4-6 Pressure distribution for forging example.

In closed-die forging (Fig. 14), the fact that the pressure builds up rapidly in a thin forged section is used to advantage. Extreme pressures may be necessary to achieve the large strains required for the forging to completely fill the die cavity. By permitting a thin flash to extend outward as shown during the last part of the operation, the pressures within the cavity can be as large as desired (within the strength of the die).



14  
FIG. 4-7 Showing the geometry of closed-die forging.

## WORK AND PRESSURE FOR HOMOGENEOUS DEFORMATION

Consider the elementary case of a rod of cross-section  $a_1$  and yield stress  $Y$  that is extended by an amount  $dl$ . The work done in this deformation is

$$\begin{aligned} W &= \text{force} \times \text{distance through which the force moves} \\ &= Ya_1 dl. \end{aligned}$$

The volume of the rod will remain constant as its length is increased from  $l_1$  to  $l_2$ , etc., so that

$$\begin{aligned} V &= l_1 a_1 = l_2 a_2 = la, \\ \therefore W &= V \int_{l_1}^{l_2} Y \frac{dl}{l} \\ &= V \int_{l_1}^{l_2} Y d(\ln l). \end{aligned} \quad (2.1)$$

In applying (2.1) it is frequently convenient to use the logarithmic strain

$$\begin{aligned} \epsilon &= \ln \frac{l}{l_1} = \ln \frac{a_1}{a}, \\ \therefore d\epsilon &= d(\ln l) = -d(\ln a). \end{aligned}$$

Hence (2.1) becomes

$$\begin{aligned} W &= V \int_{l_1}^{l_2} Y d(\ln l) = V \int_{a_2}^{a_1} Y d(\ln a) \\ &= V \int_{\epsilon_1}^{\epsilon_2} Y d\epsilon. \end{aligned}$$

The work per unit volume

$$\begin{aligned} w_H &= \frac{W}{V}, \\ \therefore w_H &= \int_{\epsilon_1}^{\epsilon_2} Y d\epsilon. \end{aligned} \quad (2.2)$$

This integral is the area under the curve of yield stress  $Y$  against

logarithmic strain  $\epsilon$ , bounded by the values  $\epsilon_1$  and  $\epsilon_2$ . If the yield stress is constant then (2.2) may be written

$$\begin{aligned} w_H &= Y \int_{a_2}^{a_1} d(\ln a) \\ &= Y \ln \frac{a_1}{a_2}. \end{aligned} \quad (2.3)$$

In most working processes the work is done by a force or pressure that pulls or pushes the stock through a die. If this force is  $Pa$ , where  $P$  is the force per unit area over which it is applied, then

$$W = Pal = PV,$$

and since  $W/V = w_H$ ,

$$P = w_H,$$

and (2.3) may be written

$$P = Y \ln \frac{a_1}{a_2}. \quad (2.4)$$



The accuracy of (2.4) may be judged by comparison of the data it yields with that obtained by measurement in an actual working operation. Fig. 2.1 shows the calculated and observed values of  $P$  for the extrusion of an alloy through dies of different sizes. The observed extrusion pressures are about 45% above those calculated,

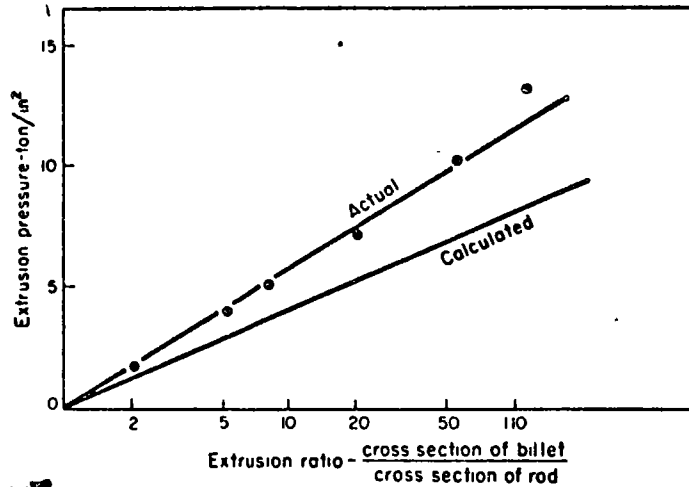


Fig. 2.1 Observed and calculated (from Equation 2.4) extrusion pressures for different sizes of lead rod (Pearson and Parkins, Extrusion of Metals, Chapman and Hall)

and discrepancies of a similar sign, but different magnitude, are found if the exercise is repeated for other working processes. (2.4) may be considered as representative of the ideal metal working process, but for it to yield results applicable to an actual process it needs to be multiplied by a factor  $\beta$  that measures the efficiency of that process; i.e.

$$\beta = \frac{P}{P'}$$

where  $P'$  is the pressure in the actual working process.

$$\therefore P' = \frac{1}{\beta} Y \ln \frac{a_1}{a_2} \tag{2.5}$$

For strip rolling  $\beta$  is usually between 75 and 95%, for wire drawing between 50 and 75% and for extrusion between 30 and 60%.<sup>18</sup> Since the efficiency factor is likely to remain reasonably constant within any one production unit, once it has been determined it should be possible to use (2.5) for practical guidance, providing there is no excessive departure from the production conditions that existed when the efficiency was measured.

There are two reasons why industrial working processes fall short of the ideal. One is the presence of friction between the stock and the tools during relative sliding, and the other is that the metal is usually constrained in such a way as to prevent the simple homogeneous flow that is assumed in deriving (2.4). In an industrial process the total work done per unit volume,  $w_T$ , therefore may be written as

$$w_T = w_H + w_E + w_I, \tag{2.6}$$

where  $w_E$  measures the external losses due to friction and  $w_I$  the internal losses due to inhomogeneous deformation within the workpiece.

## DENTADO EN CALIENTE

OBJETO: REDUCIR LA SECCIÓN TRANSVERSAL DE LA PIEZA EN VARIOS PASOS.

$S$  = COEFF. DE DISTRIBUCIÓN

$b/w_0$  = RELACIÓN DE MORDIDA

$$h_0/h_1 \leq 1.3$$

$$\text{si } L = \gamma a C$$

$L$  = CARGA

$\gamma$  = PUNTO DE FLUENCIA

$a$  = ÁREA DE CONTACTO

$C$  = FACTOR DE OPOSICIÓN DEBIDO A LA HETEROGENEIDAD DE LA DEFORMACIÓN

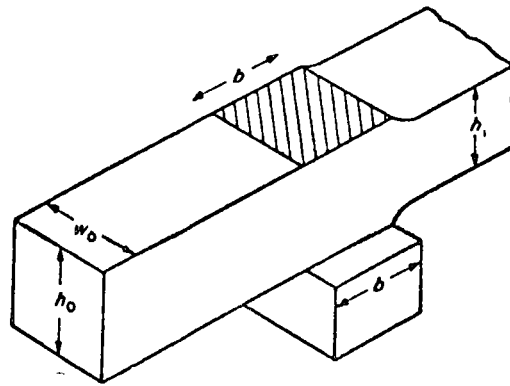
si  $P_c L/a$ ,  $\mu = 0.5$ ,  $l = b$   
y a LA VEZ EL CRITERIO DE CEDENCIA ES

$$\therefore L = \gamma a \left( 1 + \frac{b}{4h_1} \right)$$

$$\Rightarrow C = \left( 1 + \frac{b}{4h_1} \right)$$

PARA  $b/h_1 < 1$  SE HA REPORTADO :

$$C = 0.797 + 0.203 \frac{h_1}{b}$$



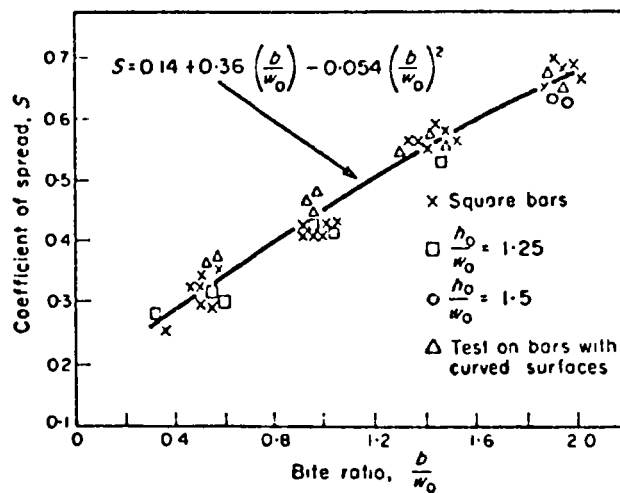
16 Cogging a bar

of logarithmic strains, the spread and elongation may be defined as follows:

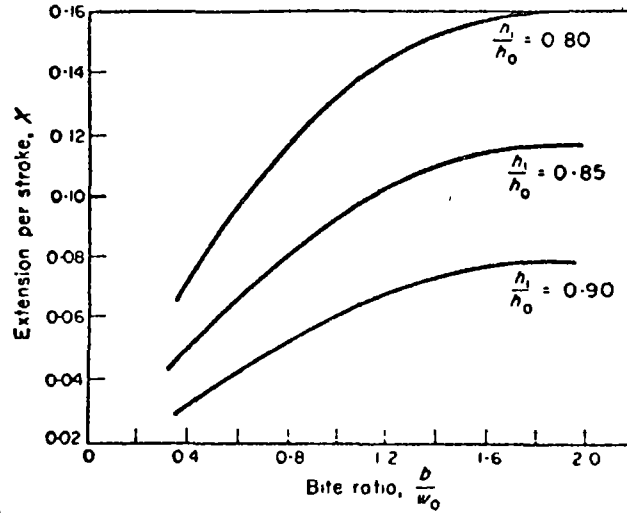
$$\text{coefficient of spread } S = \frac{\text{width elongation}}{\text{thickness contraction}} = \frac{\ln(w_1/w_0)}{\ln(h_0/h_1)}, \quad (3.1)$$

$$\begin{aligned} \text{coefficient of elongation } 1 - S &= \frac{\text{length elongation}}{\text{thickness contraction}} \\ &= \frac{\ln(l_1/l_0)}{\ln(h_0/h_1)}, \end{aligned} \quad (3.2)$$

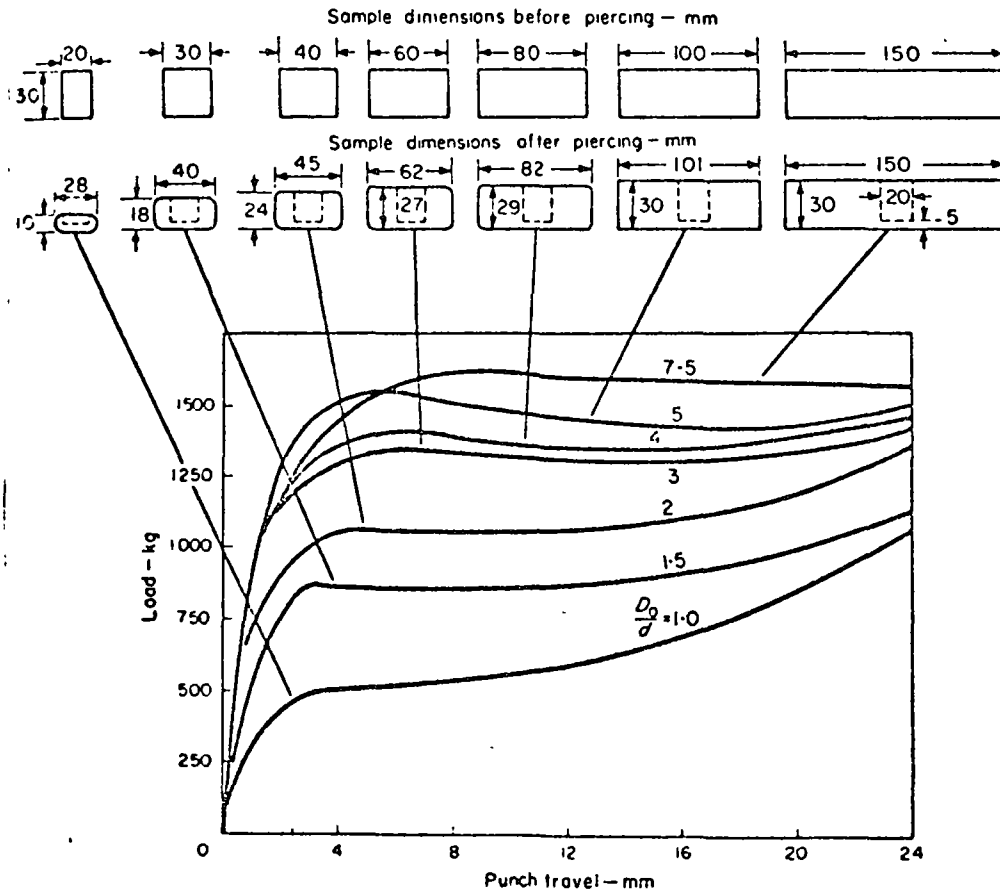
where  $l_0$  and  $l_1$  are the initial and final lengths of the bar. Clearly if  $S = 1$  then the whole of the deformation would exhibit itself as spread, whereas if  $S = 0$  there would be no spread, only elongation. Tomlinson and Stringer<sup>43</sup> examined the effects of a number of variables upon the coefficient of spread and found that the bite ratio was the main factor influencing  $S$ , although the reduction in height also exerted a statistically significant effect. Fig. 3.2 shows



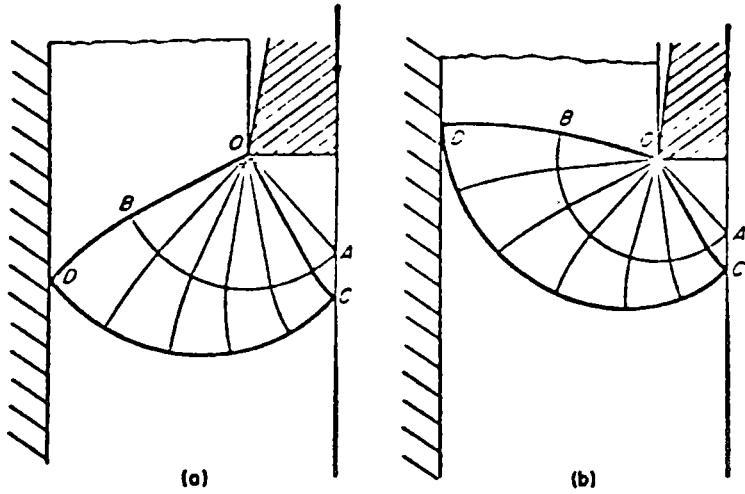
17 Relation between coefficient of spread and bite ratio in cogging (Tomlinson and Stringer, J. Iron Steel Inst.)



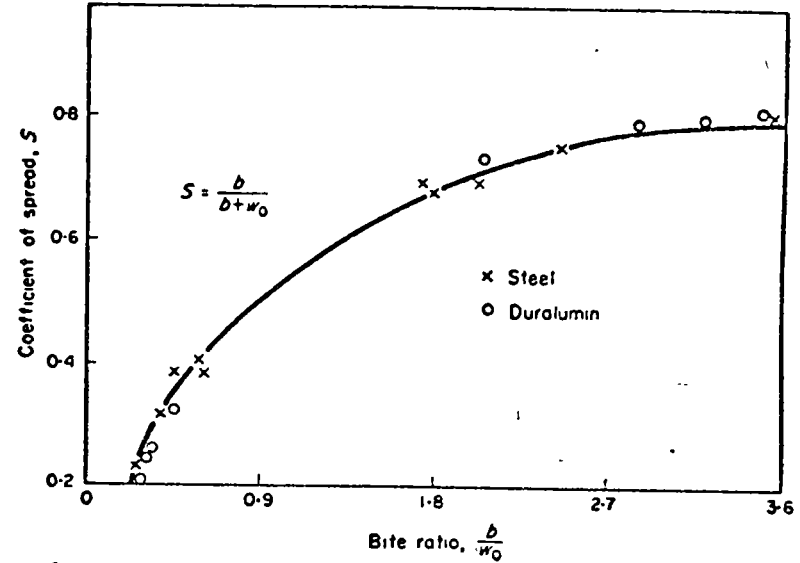
18 Relation between extension per stroke, bite ratio and reduction in cogging (Tomlinson and Stringer, J. Iron Steel Inst.)



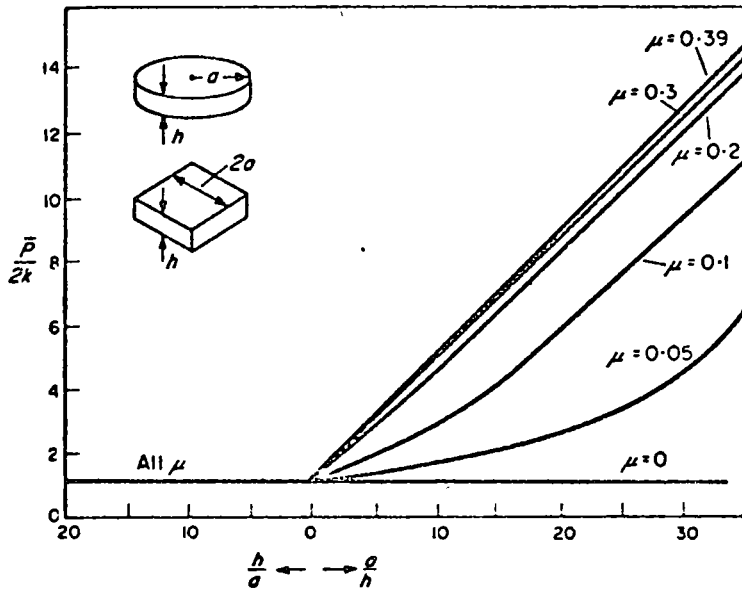
19 Load ~ punch travel curves for the open piercing of cylindrical slugs of varying diameter (Unksov, An Engineering Theory of Plasticity, Butterworth)



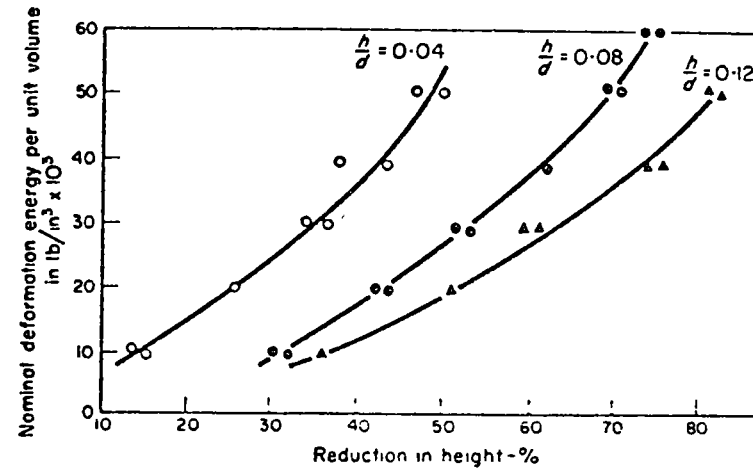
20 Slip-line fields for piercing with square-end punches: (a) smooth or rough punch, smooth container,  $R < \frac{1}{2}$ , (b) rough punch, rough container,  $R < 1/(1 + \sqrt{2})$  (Johnson and Kudo, *The Mechanics of Metal Extrusion*, Manchester University Press)



21 Relation between coefficient of spread and bite ratio for forging of rectangular blocks (Tomlinson and Stringer, after Tarnowski, *J. Iron Steel Inst*)



22 Variation of mean pressure with  $a/h$  ratio for cylindrical and square billets (Bishop, *J. Mechanics and Physics Solids*)



23 Deformation of thin cylindrical specimens of lead at a strain rate of  $700 \text{ s}^{-1}$  (Pugli, *Metal Treatment*)

## FUERZA CON DATOS CERRADOS. \_\_\_\_\_

ES DIFÍCIL CALCULAR EXACTAMENTE TODO EL PROCESO Y SUS PARÁMETROS, POR LO TANTO SE SEPARA EN VARIAS OPERACIONES INDIVIDUALES COMO PUNZONADO, APLANAMIENTO, ETC.

EN LA FIG. 20, CUANDO  $D/d > 5$

$$q \approx 3.1 Y$$

DONDE

$q$  = PRESIÓN DEL PUNZÓN

CUANDO  $D/d < 5$

$$q = Y \left( 1 + \frac{\mu}{4} \frac{d}{h} + n \log \frac{D}{d} \right)$$

DONDE

$$n = 1.1 \left( 1 + 0.2 \frac{H-h}{h} \right)$$

DONDE

$H$  = MAYOR ALTURA DE LA PIEZA

LA FUERZA REQUERIDA PARA PRODUCIR DEFORMACIÓN ESTA EN FUNCIÓN DE LAS DIMENSIONES DEL ESPERIMEN LO MISMO QUE DE LA DEFORMACIÓN EN LA INTERFACE: DADO - PIEZA. PARA LOS 2 CILINDROS DE LA FIGURA 24, CON EL MISMO DIÁMETRO Y MISMAS

CONDICIONES DE FRICCIÓN PERO DE DIFERENTE ALTURA, EL CILINDRO MÁS CORTO REQUERIRÁ UNA FUERZA AXIAL MÁS GRANDE PARA PRODUCIR EL MISMO PORCENTAJE DE REDUCCIÓN EN ALTURA DEBIDO A LA RELATIVAMENTE GRANDE REGION SIN DEFORMARSE. SIMILARMENTE, PARA CILINDROS DE IGUAL ALTURA PERO CON DIFERENTE DIAMETRO, EL CILINDRO DE MAYOR DIAMETRO REQUERIRÁ UNA PRESIÓN AXIAL MAYOR PARA PRODUCIR LA MISMA REDUCCIÓN EN ALTURA PORQUE TIENE UNA MAYOR AREA DE SUPERFICIE EN CONTACTO CON LOS DADOS.

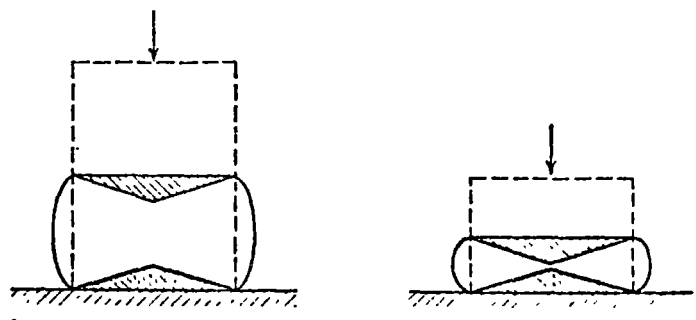
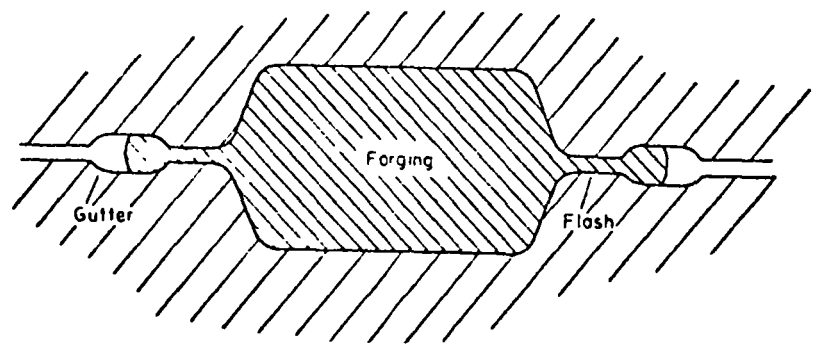


Fig. 24 Undeformed regions (shaded) due to friction at ends of a compression specimen.



25 Closed die forging



### III ASPECTO TECNOLÓGICO DE LA FORJA .

#### a) TIPOS Y SELECCIÓN DE EQUIPO. —

SON DOS LOS PRINCIPALES EQUIPOS EN LA FORJA : EL MARTILLETE Y LA PRENSA.

MARTILLETES : UNA MASA DE PESO CONSIDERABLE SE ELEVA VERTICALMENTE Y SE DEJA CAER LIBREMENTE O CON IMPULSO HACIA LA PIEZA. SE CLASIFICAN, EN GENERAL, DE ACUERDO A LA FORMA DE LEVANTAR EL ARRIETE.

MARTILLETES DE TABLA : TODOS LOS GOLPES SON DE IGUAL INTENSIDAD PORQUE EL ARRIETE SE ELEVA HASTA EL MISMO PUNTO CADA VEZ. SE CLASIFICAN DE ACUERDO AL PESO DEL MARTILLO Y VARIAN DE 50 A 4000 Kgs. SU VELOCIDAD PUEDE SER HASTA DE 70 GOLPES / MIN.

MARTILLETES DE AIRE : SIMILARES A LOS DE TABLA PERO MAS GRANDES Y VERSATILES. AIRE COMPRIMIDO LEVANTA EL MARTILLO POR MEDIO DE UN PISTON, SE ELIMINA LA PRESIÓN Y EL MARTILLO CAE LIBREMENTE. LA ALTURA SE PUEDE GRADUAR Y POR LO TANTO EL IMPACTO PUEDE VARIAR

DE GOLPE A GOLPE . EN GENERAL  
VARIAN DE 250 A 5000 kgs .

MARTILLETES DE VAPOR : SON LOS  
MAS GRANDES Y VERSATILES DE TODOS .  
MUY PARECIDOS EN CONSTRUCCIÓN A  
LOS DE AIRE . SIN EMBARGO SU OPE-  
RACIÓN DIFIERE EN QUE EL ARIETE  
SE ELEVA CON VAPOR A PRESIÓN INTRO-  
DUCIDO EN LA PARTE INFERIOR DEL  
PISTÓN Y EN QUE PARA ACCIONAR  
SU CAIDA SE INTRODUCE VAPOR POR  
LA PARTE SUPERIOR DEL PISTÓN . POR  
LO TANTO LA PRESIÓN DEL VAPOR  
CONTROLA LA INTENSIDAD DEL GOLPE .  
LA FUERZA MÁXIMA ES COMO EL  
DOBLE DE LA FUERZA MÁXIMA QUE  
SE OBTENDRÍA POR GOLPE CON SOLO  
LA CAIDA LIBRE DEL ARIETE . SON  
MÁS USADOS CON DADOS CERRADOS .  
LA FUERZA DE IMPACTO ESTA BAJO  
CONTROL DEL OPERADOR . APROXIMA-  
DAMENTE 15 - 25% DE LA ENERGÍA  
CINETICA DEL ARIETE SE DISIPA  
EN EL YUNQUE . EL PESO DEL  
ARIETE ES COMO DE 250 A 25,000  
kgs . Y EN GENERAL EL YUNQUE  
ES UNAS 25 VECES EL PESO DEL  
ARIETE .

MAQUINAS DE FORJA O RECALCADORAS :  
CONTIENEN UN MARTILLO HORIZONTAL  
ADICIONAL QUE SE ACCIONA EN SEQUENCIA  
CON EL VERTICAL .

PRENSAS DE FORJA : SON MÁS USADAS  
CON CIERTAS ALEACIONES QUE RETIENEN  
SU TENACIDAD A LA TEMPERATURA DE  
FORJA Y POR LO TANTO EL MOVIMIENTO  
LENTO DE LA PRENSA PERMITE MÁS  
TIEMPO PARA QUE LA ALEACIÓN FLUYA  
AL CONTORNO DE LOS DADOS . LAS  
PIEZAS MÁS GRANDES EN GENERAL  
SE FORJAN EN PRENSAS .

PRENSAS MECANICAS : DEBIDO A SU  
CORTO GOLPE , SON MÁS UTILES CON  
PIEZAS DE BAJO PERFIL . SU CAPA-  
CIDAD VARIA DE 100 A 10000 TONS .

VENTAJAS :

- (i) MÁS ALTA PRODUCCIÓN (70 GOLPES/min)
- (ii) DADOS MENOS MASIVOS PUES EL  
IMPACTO ES MENOR QUE EN  
MARTILLETES .
- (iii) MENOS AVILIDAD DEL OPERADOR

DESVENTAJAS :

- (i) ALTO COSTO INICIAL (~ 3 VECES  
UN MARTILLETE)
- (ii) GOLPES DE IGUAL FUERZA Y  
POR LO TANTO MENOS UTIL PARA  
PRE FORMAR
- (iii) MENOS UTILES PARA FORMAR PIEZAS  
ASIMETRICAS .

PRENSAS HIDRAULICAS : VARIAN DE 300 A 100,000,000TONS.

VENTAJAS :

- 1) PRESIÓN AJUSTABLE EN CUALQUIER PUNTO AJUSTANDO LA VALVULA DE PRESIÓN.
- 2) LA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN SE PUEDE CONTROLAR Y AUN VARIAR DURANTE EL GOLPE ( IMPORTANTE CON METALES QUE NO RESISTEN ALTAS VELOCIDADES DE DEFORMACIÓN).
- 3) INCREMENTO EN LA VIDA DEL DADO DEBIDO A LA MENOR GENERACIÓN DE CALOR ( DEBIDO AL IMPACTO MENOR).
- 4) MÁS FACIL USO CON DADOS CERRADOS.

DESVENTAJAS ..

- 1) MAYOR COSTO INICIAL QUE LAS MECANICAS DE IGUAL CAPACIDAD
- 2) ACCIÓN MAS LENTA
- 3) MAYOR TIEMPO DE CONTACTO CON LOS DADOS Y POR LO TANTO DISMINUCIÓN DE LA VIDA DE LOS DADOS.

LA VELOCIDAD DE TRABAJO ES EN GENERAL LENTA  $\approx 7.5$  cm/min. ó MENOR, AUNQUE SUS MOVIMIENTOS CUANDO NO ESTA EN CONTACTO CON LA PIEZA, SON RAPIDOS. SON PROGRAMABLES EN FUERZA Y VELOCIDAD

DADOS CERRADOS Ó DE IMPRESIÓN : LA PIEZA INICIAL TIENE MAYOR VOLUMEN DE LO QUE SE NECESITA PARA EL ARTICULO FINAL. EL EXCESO DE MATERIAL SE LLAMA REBABA (FLASH). LA LINEA ALREDEDOR DE LA ARISTA DE LA PIEZA DONDE SE FORMA LA REBABA SE LLAMA LINEA DE PARTIDA. ESTA ES LA LINEA DE SEPARACIÓN ENTRE EL DADO SUPERIOR E INFERIOR.

DADOS ABIERTOS : DE 10 - 25 kgs HASTA 10,000 kgs. ; EN TALLERES DE REPARACIÓN COMO DE 500 kg.

MAQUINAS DE ENERGIA A ALTA VELOCIDAD DISEÑADAS PARA FORJAR CON UN GOLPE EXTREMADAMENTE RÁPIDO. SON SIMILARES A LOS MARTILLOS DE VAPOR PUES AMBAS ESTAN ACCIONADAS POR UN PISTON. EL PISTON ACTUA POR UN GAS ALTAMENTE COMPRIMIDO, EN GENERAL AIRE Ó NITROGENO. SOLO PARA PIEZAS SIMÉTRICAS Y BALANCEADAS. FACIL DE FORJAR CON TOLERANCIAS CERRADAS. CON ENERGIA DE IMPACTO HASTA DE 40,000 Mkg.

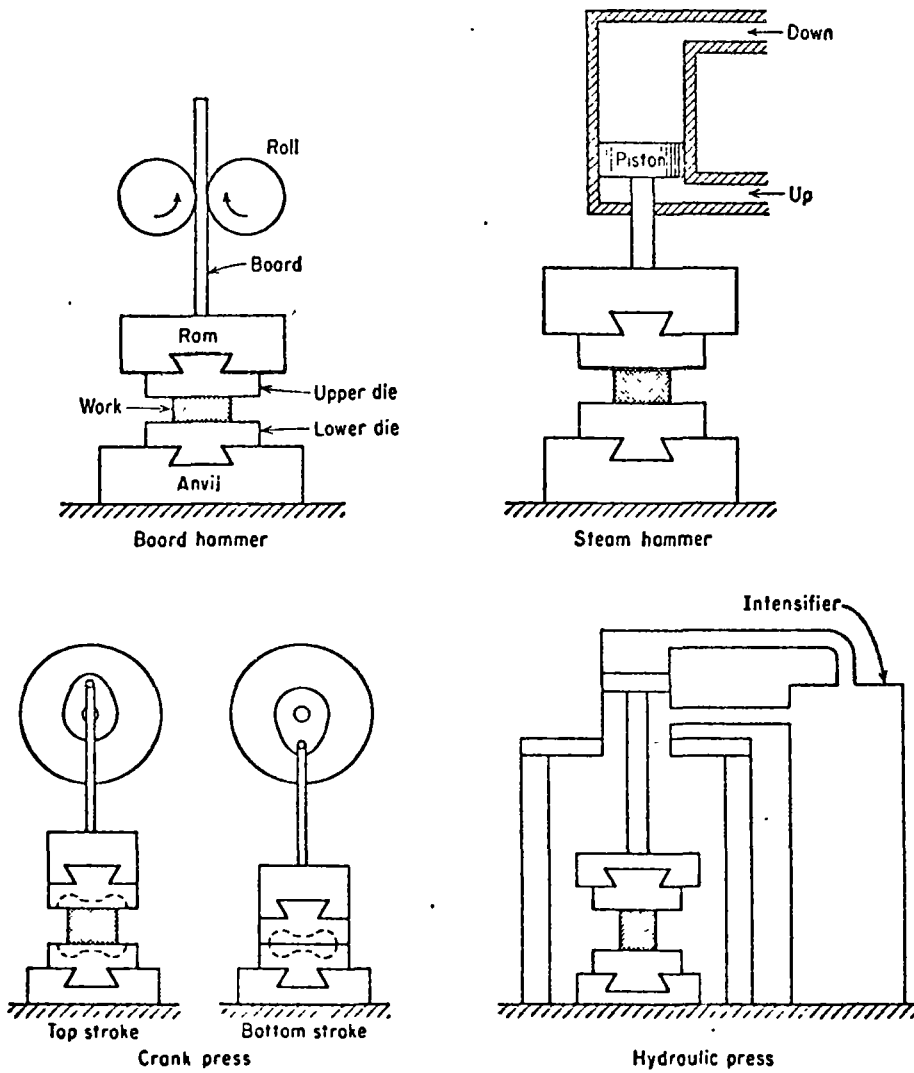


Fig. 26 Schematic drawings of forging equipment.

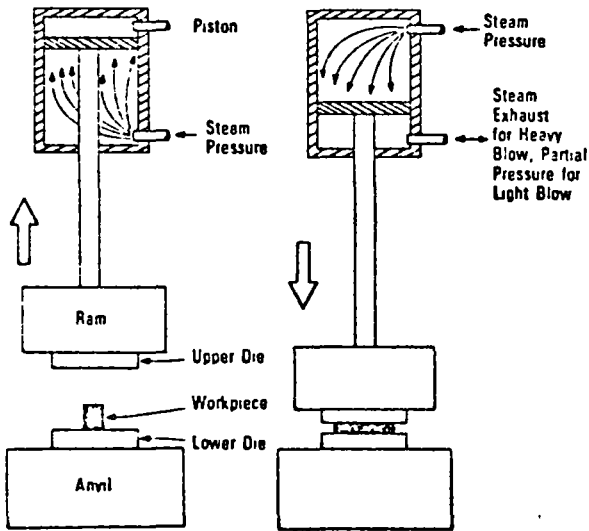


Figure 27 Steam hammer.

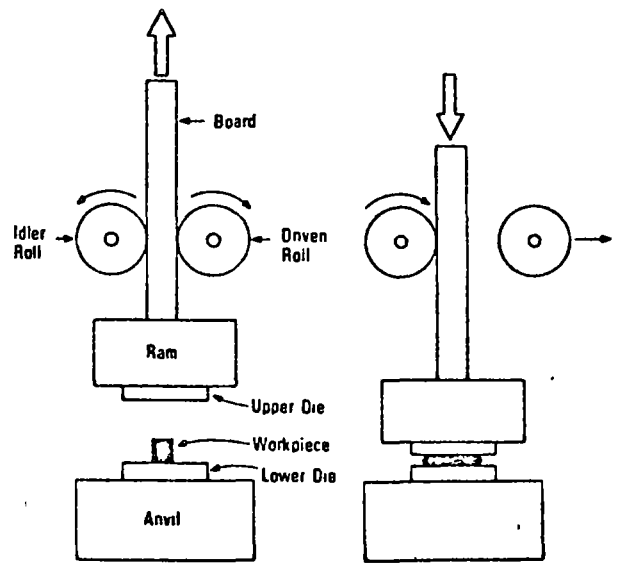


Figure 28 Board drop hammer.

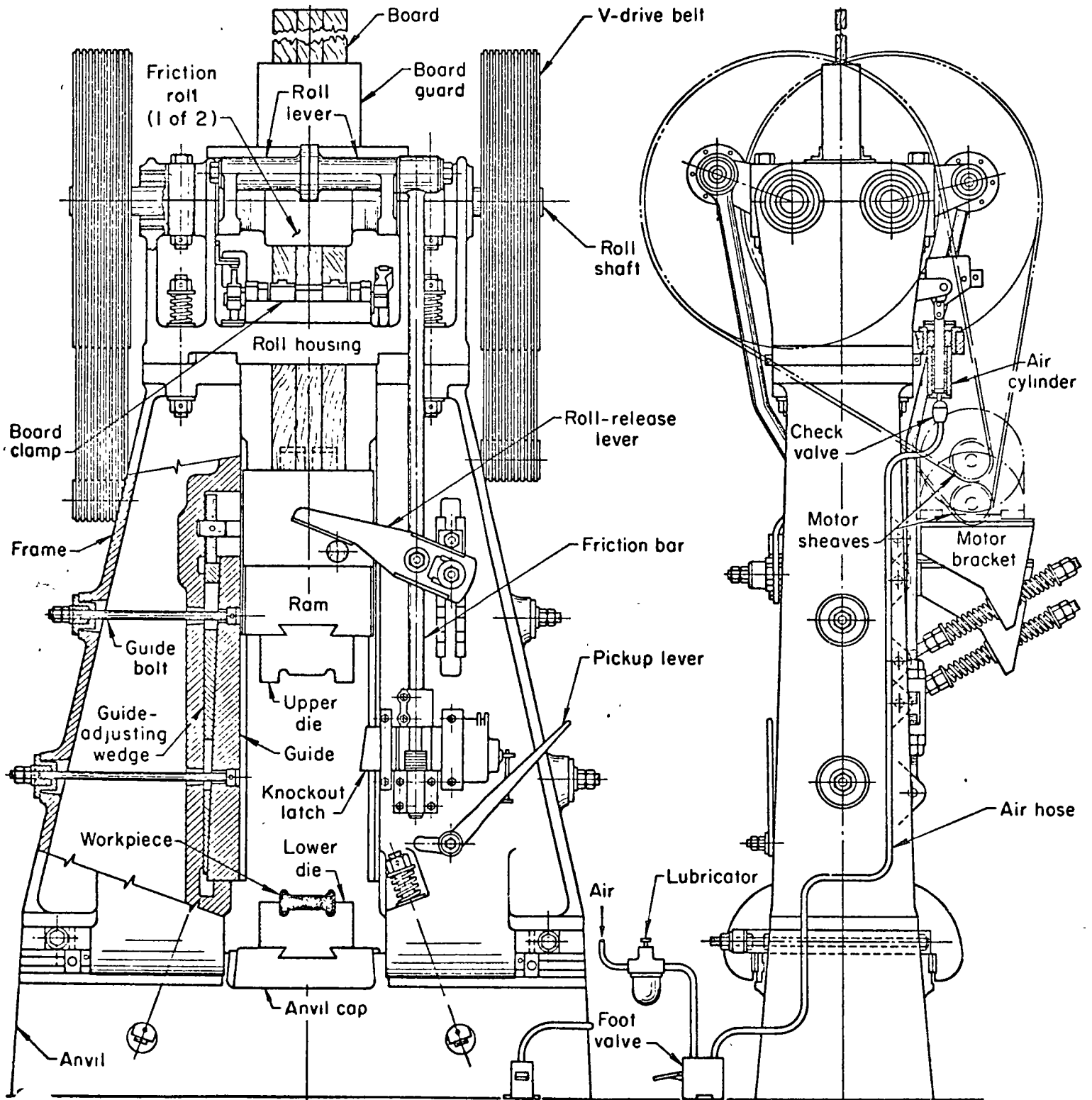
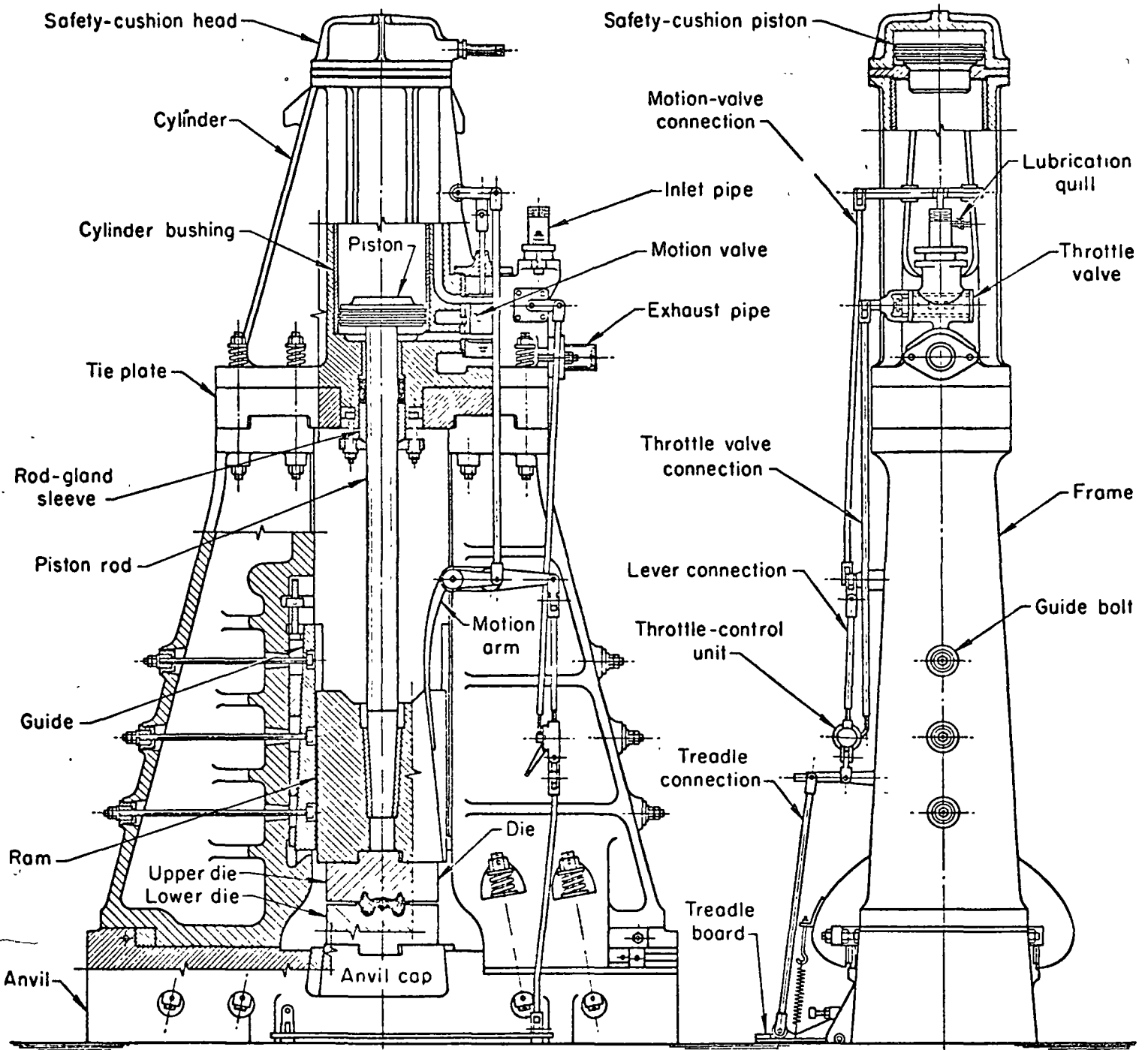
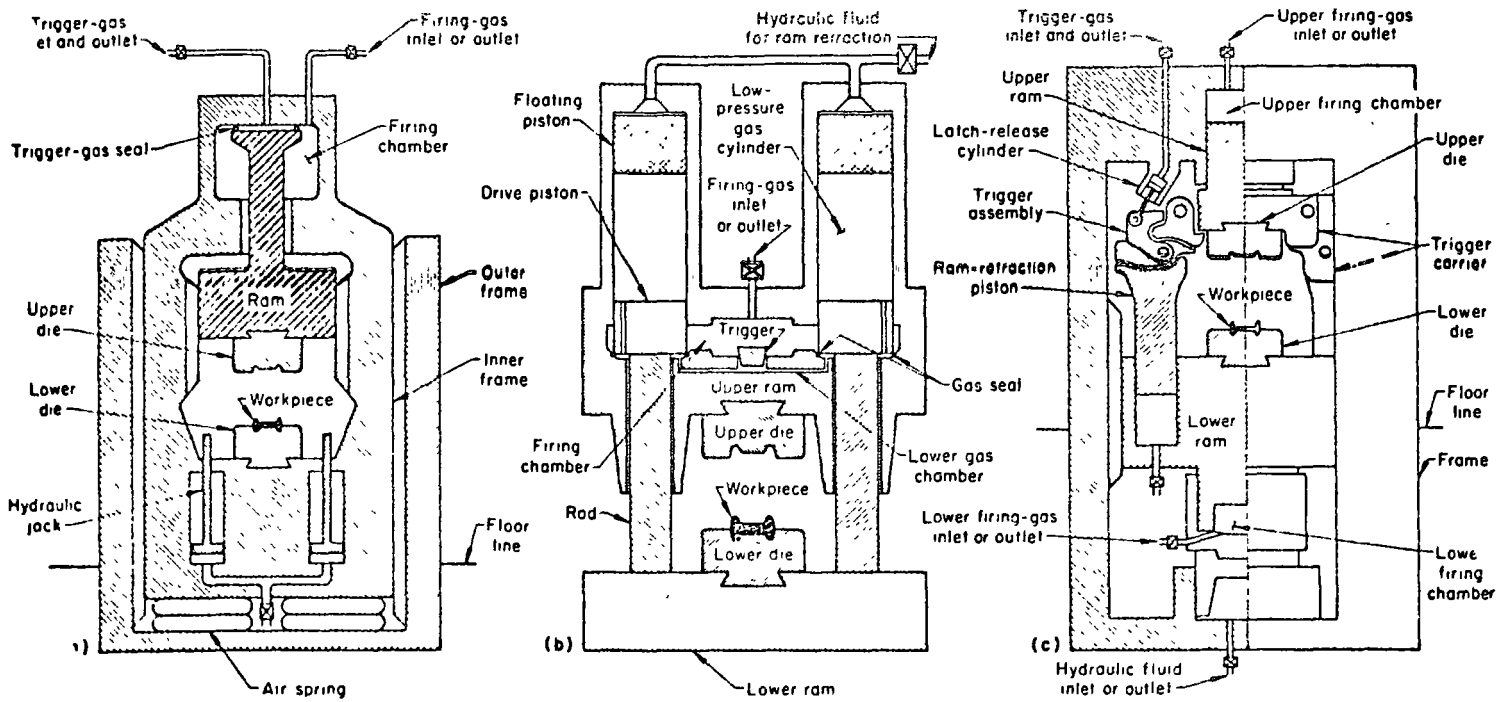


Fig. 2A Principal components of a board drop hammer



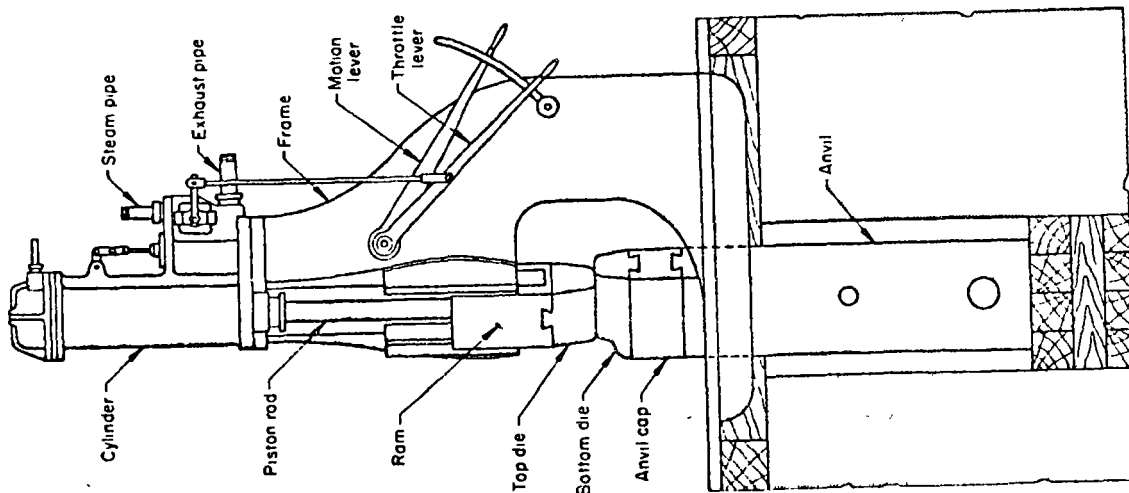
**Fig. 30** Principal components of a power drop hammer with foot control to regulate the force of the blow





Triggering and expansion of gas in the firing chamber causes the upper and lower rams to move toward each other at high velocity. An outer frame provides close guiding surfaces for the rams.

**Fig 3** Three types of machines for high-energy-rate forging: (a) Ram-and-inner-frame machine, (b) two-ram machine, and (c) controlled-energy-flow machine. See text above and on the next page for descriptions of the mechanics of operation.



**Fig 2** Single-frame power hammer used for open-die forging

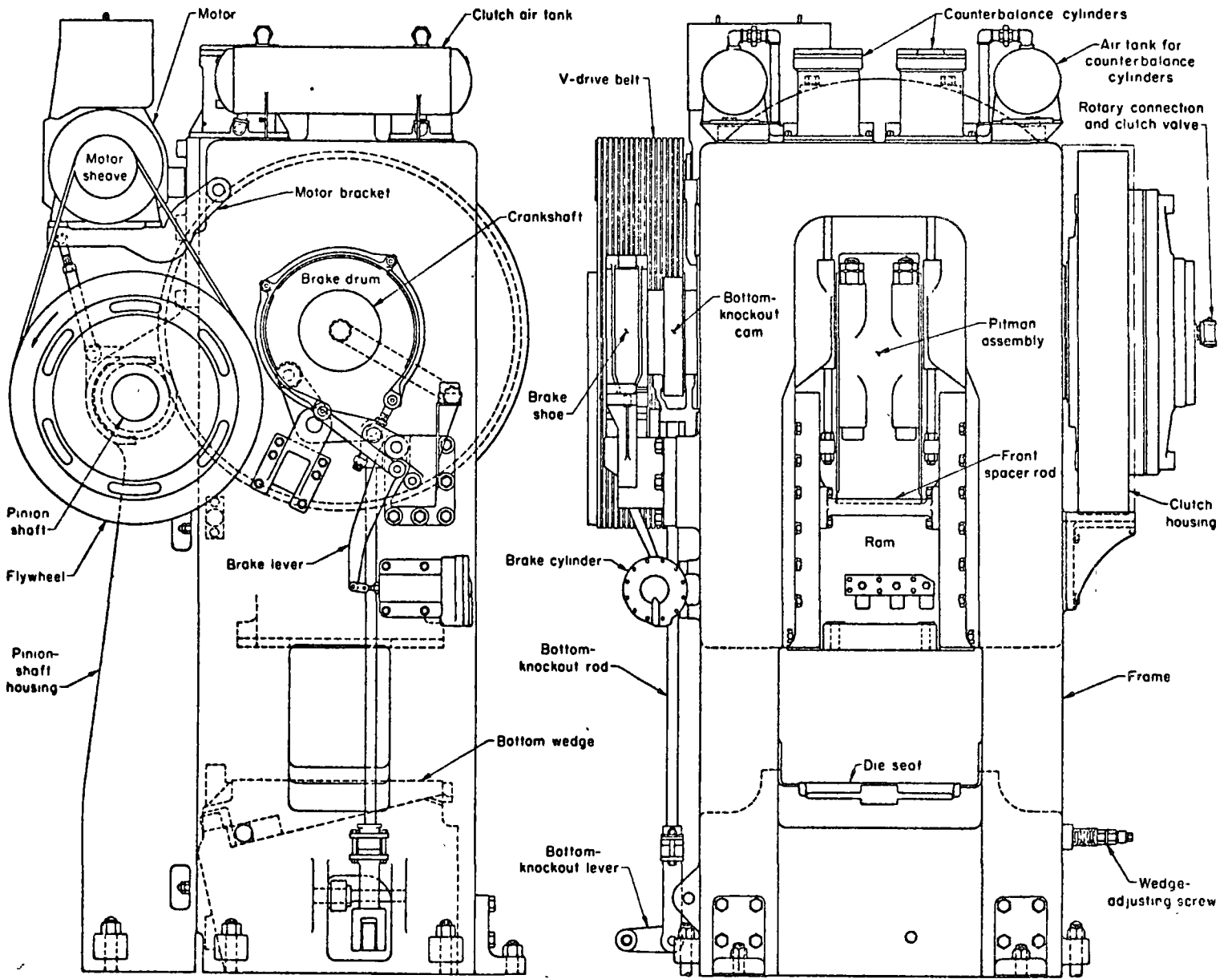


Fig. 33 Components of a mechanical forging press

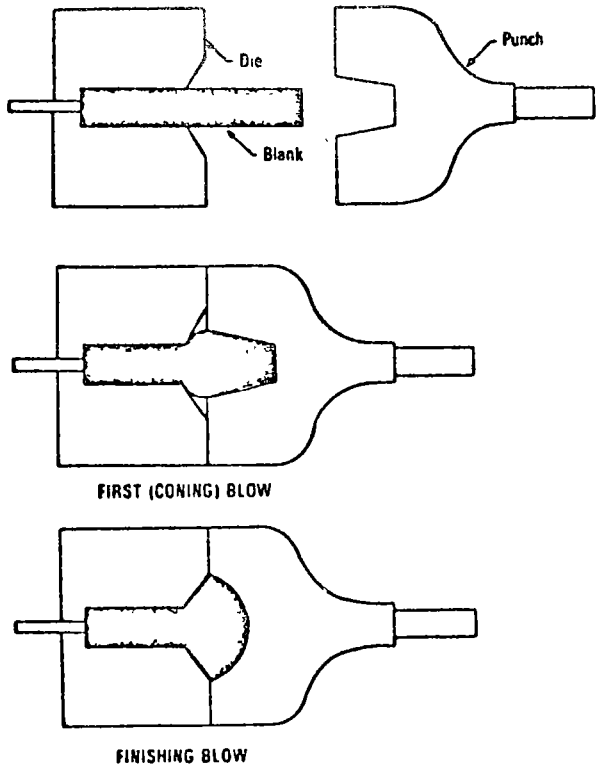


Figure 34 Two-blow heading

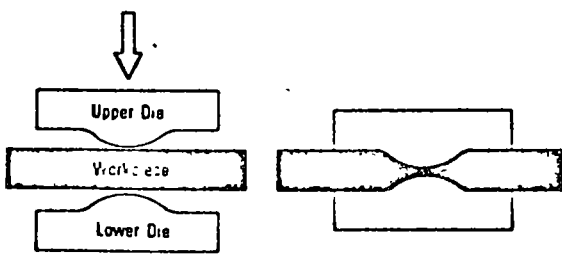


Figure 22—Fullering

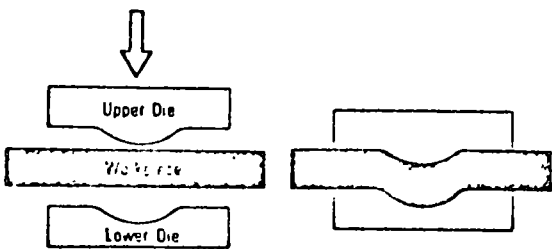


Figure 38—Bending

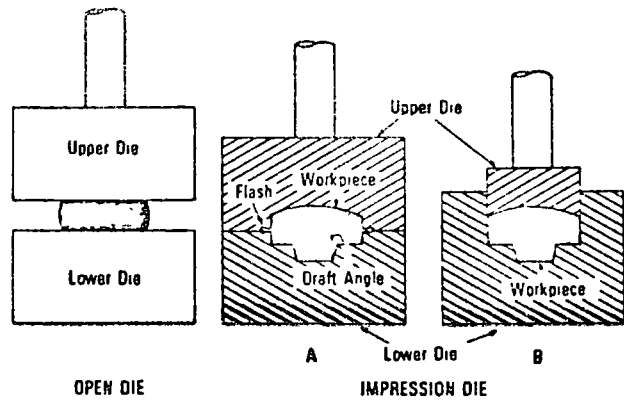


Figure 35—Open-die and impression-die forging operations. Most impression-die operations are similar to "a", flash is squeezed out between the dies as the metal fills the die pockets. Closed-die forging, as in "b", produces no flash, all of the workpiece is used to make the finished shape.

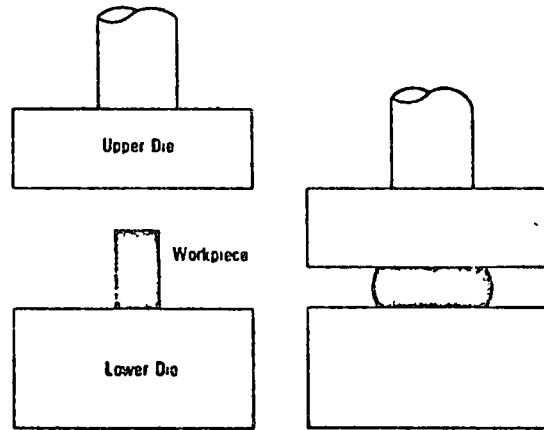


Figure 36 A pancake forging produced by upsetting a round rod between flat dies.

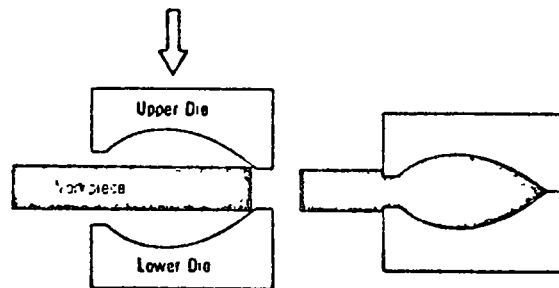


Figure 37—Edging.

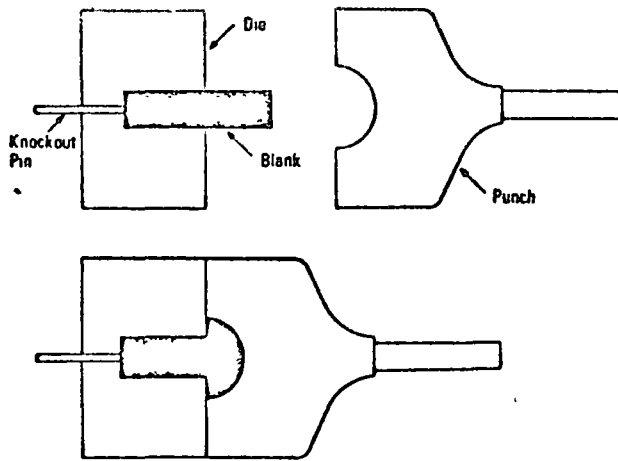


Figure 39 Single-blow heading

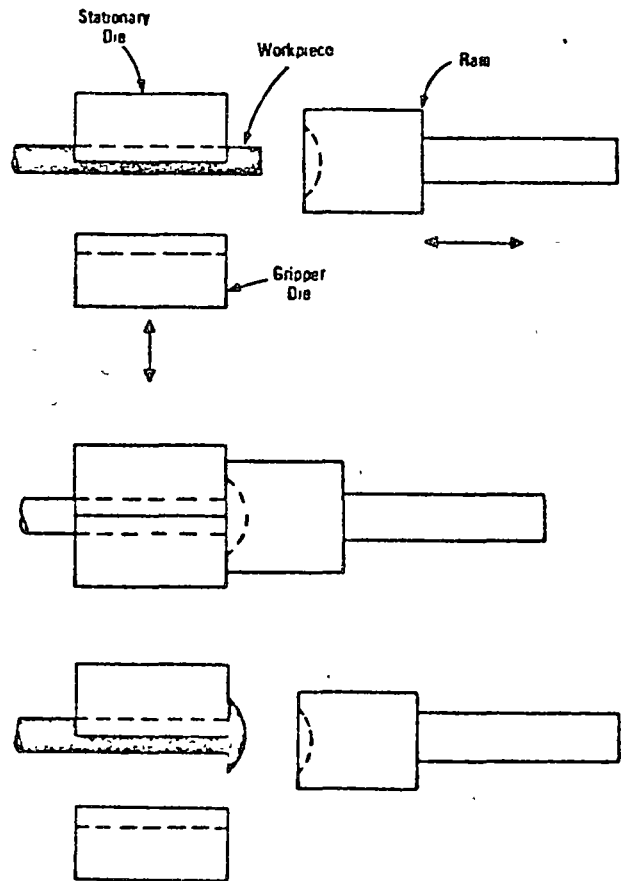


Figure 41 The forging machine (upsetter) is used to produce shapes on the end of the workpiece

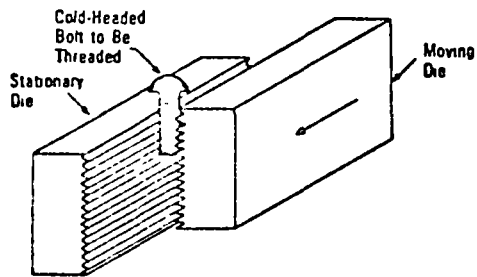


Figure 40 Thread rolling with flat dies.

# Selection of Hammers and Presses for Closed-Die Forging

SELECTION of equipment to produce a closed-die forging depends, ideally, on the type of work metal and on the design of the forging. In practice, however, selection of the size and type of equipment usually depends primarily on cost and production quantity, and also on the type and size of equipment available in a specific plant. Work metal and forging design determine machine selection only when the work-metal properties and forging shape make it difficult to forge.

## Hammer Ratings

It is difficult to relate the foot-pound energies of gravity drop hammers to the weights and dimensions of forgings they can produce, because of the limitations imposed by the forging material and the specific forging shape. In general, however, a 1000-lb board drop hammer can produce carbon and alloy steel forgings weighing up to about 3 lb. A 3000-lb board drop hammer with a potential striking force of about 14,000 ft-lb can produce forgings weighing up to about 25 lb. Board drop hammers with ratings above 3000 lb are relatively uncommon. However, a 10,000-lb board drop hammer, if available, can make conventional forgings weighing up to about 100 lb. Similar capacities can be expected of air-lift hammers with the same ratings.

In general, gravity drop hammers are best suited for producing forgings of fairly uniform cross section with low

ratios of rib height to web thickness. Gravity drop hammers are not suitable for the production of forgings that require considerable fullering, drawing, or edging.

The ratings, capacities, and operating dimensions of air-lift gravity drop hammers and power drop hammers are summarized in Table 1, based on two lines of hammer models. Note that whereas the rated sizes of the gravity drop hammers range from 1000 to 10,000 lb, the maximum energy ratings (per stroke) for these hammers range from 3850 to 52,000 ft-lb. Equivalent energy ratings expressed in meter-kilograms (mkg) are included. The rated sizes of power drop hammers in Table 1 range from 1000 to 35,000 lb, to provide maximum energy ratings of 11,100 to 425,000 ft-lb. (Power drop hammers rated at 50,000 lb have a maximum energy rating of 610,000 ft-lb.) In all such equipment, the rated energy of the hammer includes an allowance of 25% of the falling weight to correct for the additional weight of the die attached to the ram. The operating dimensions given in Table 1 are useful in approximating the sizes of forgings that can be accommodated by the equipment.

Estimating of Drop Hammer Size Requirements. A suggested method for estimating the size of power drop hammer required for a specific application is presented in Table 2. This method is based on the plan area of the finished forging, plus allowance for flash, and on a material factor reflecting range

of energy required for forging. Use of the method is illustrated as follows:

**Sample Calculation Based on Table 2.** Find the rated size of power drop hammer that is needed to forge a 4340 steel wheel 4 in. in diameter. Table 2 shows the flash allowance per side for a 4-in.-diam forging to be 1 in.; thus, the adjusted diameter of the forging is 6 in., and the plan area ( $0.7854 \times 6^2$ ) is 28.27 sq in. In the material factors listed in Table 2, the range for alloy steels (such as 4340) is 350 to 500. Because of the relatively small plan area and mass of the forging, rapid cooling can be assumed, indicating selection of the maximum factor, 500, for the material.

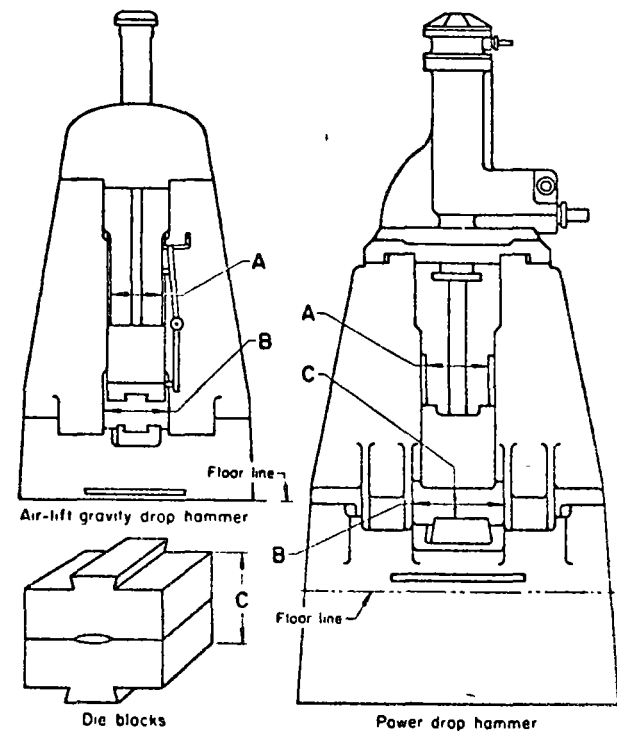
The energy requirement is, therefore:  $28.27 \times 500 = 14,135$  ft-lb. According to the data on power drop hammers in Table 1, for energy of 14,135 ft-lb a hammer rated at not less than 1500 lb will be required.

**Selection of Hammer Size.** Figure 1 shows the required rated sizes of gravity and power drop hammers for forging 0.20% carbon steel round bars in several diameter ranges at various hourly production rates. To avoid confusion, however, the size of hammer required for a given forging application should be selected on the basis of maximum energy requirements rather than rated hammer sizes. Hammer ratings are based primarily on ram weight and are not indicative of maximum energy output—the crucial factor in forging.

Thus, as shown in Table 1, a gravity drop hammer with a rated size of 1000 lb (ram weight) has a maximum energy of 3850 ft-lb per stroke, whereas a power drop hammer with the same 1000-lb rating has a maximum energy of 11,100 ft-lb (or 2.88 times the energy of the

Table 1. Ratings, Capacities and Operating Dimensions of Air-Lift Gravity Drop Hammers and Power Drop Hammers (a)

Rated size, lb	Maximum energy (b)		Ram, front to back, in.	Between guides, A, in.	Anvil cap, front to back, in.	Between frames, B, in.	Closed die height, C, in.		Maximum effective stroke, in (c)
	Pt.-lb	Mkg					Max	Min	
<b>Air-Lift Gravity Drop Hammers</b>									
1,000	3,850	533	14	17	21	21 1/4	12	6	37
1,500	5,870	812	16	18	23	22 3/4	15	8	38 1/2
2,000	8,830	1,220	20	19	26	24	16	9	42 1/2
2,500	11,320	1,570	21	20 1/2	27	25 1/4	16	9	43 1/2
3,000	14,200	1,960	23	23	30	28 1/4	17	10	45 1/2
4,000	19,400	2,690	25	25	32	30 3/4	18	11	46 1/2
5,000	24,700	3,420	27	27 1/4	36	33 1/4	19	12	47 1/2
6,000	30,000	4,160	30	28	36	35 1/2	21	13	48
8,000	41,600	5,770	33	29	40	36 3/4	22	14	50
10,000	52,000	7,230	36	30	44	38 3/4	23	15	50
<b>Power Drop Hammers</b>									
1,000	11,100	1,540	16	16	20	21 1/4	...	9	...
1,500	16,700	2,310	19	18	23	23 1/4	...	9	...
2,000	22,500	3,120	21	20	26	25 3/4	...	9	...
2,500	28,500	3,950	22	21	27	27 1/4	...	11	...
3,000	34,400	4,770	25	23	30	29 1/4	...	11	...
4,000	46,000	6,370	27	25	32	31 1/4	...	12	...
5,000	58,000	8,030	29	27	36	34	...	14	...
6,000	70,000	9,700	31	28	36	36	...	14	...
8,000	94,000	13,000	35	29	40	38	...	16	...
10,000	118,000	16,300	38	30	44	38 3/4	...	16	...
12,000	142,000	19,600	42	32	48	40 3/4	...	16	...
16,000	190,000	26,300	44	34	51	43 3/4	...	18	...
20,000	240,000	33,200	46	37	58	46 3/4	...	20	...
30,000	360,000	41,500	50	39	62	48 3/4	...	20	...
50,000	425,000	59,000	54	44	73	54 3/4	...	22	...



(a) Data originally published by Chambersburg Engineering Co. in "Guide to Die Making for Multiple Impression Closed-Die Drop Forging", by L. George Drabing, 1967. (b) Maximum energy per stroke. A meter-kilogram (mkg) is equivalent to 7.23 ft-lb. Foot-pound ratings are actual and include die weight, estimated at 25% of rated weight. (c) Setters to maximum stroke with medium die height.

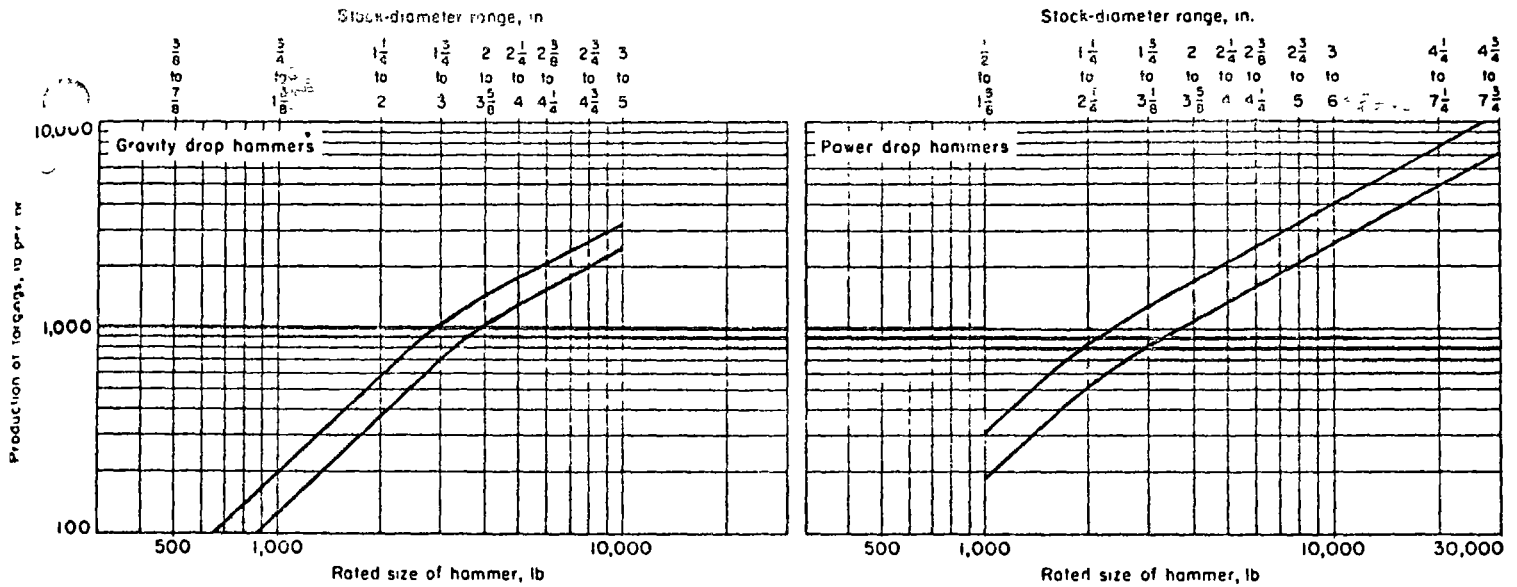


Fig. 1. Sizes of gravity and power drop hammers required for forging 0.20% carbon steel round bars in several diameter ranges at various production rates. Selection within overlapping stock-diameter ranges depends on the complexity of the forging. (Replotted from data published by Chambersburg Engineering Co.)

Table 2. Procedure for Estimating Required Size of a Power Drop Hammer

Step 1. Find the adjusted diameter, *D*, of the forging by adding to the actual diameter flash allowance per side from the list below (include flash at punchouts, if applicable):

Up to 8-in. diam	Flash per side, 1.00 in.
9 to 12 in.	1.25
13 to 16	1.50
17 to 24	1.75
Over 24	2.00

Then find the plan area, *A*, of the forging, using the formula:  $A = \pi D^2 / 4 = 0.7854 D^2$ .

Step 2. Select the appropriate factor for the work material from the list below, and multiply this factor by the plan area found in step 1, to obtain required energy in foot-pounds:

Aluminum alloys	Factor, 225 to 325
Carbon steels	250 to 350
Alloy steels	350 to 500
Stainless steels	400 to 700
Titanium alloys	600 to 900
Heat-resisting alloys	700 to 1200

Step 3. From Table 1, select the rated size of the power drop hammer according to the required energy obtained in step 2.

hammers have blow energy ratings from 3000 to 70,000 ft-lb, and die space of 14 to 36 in. square.

The capacities of six large power drop and vertical counterblow hammers, ranging in rated size from 25,000 lb to 125,000 mkg, as they relate to the production of blocker-type forgings in titanium alloys and low-alloy steels, are presented in Table 3.

The capacities of the hammers in Table 3, as measured in terms of forging plan area, would be proportionately less in producing conventional forgings requiring two sets of dies (blocker and finisher). This decrease in capacity would vary directly with hammer size, with an estimated maximum decrease of almost 70% for the largest hammer. The average decrease in plan area capacity would be about 35 to 50% for the remainder of hammer sizes.

Table 3. Capacities of Large Hammers for Producing Blocker-Type Forgings

Rated size of hammer	Maximum die dimension in Length Width		Estimated maximum plan area, sq in., of blocker-type forgings (a)	
			Titanium (b)	Steel (c)
<b>Power Drop Hammers</b>				
25,000 lb	60	42	288	350
35,000 lb	72	42	475	650
50,000 lb	80	54	700	1000
<b>Vertical Counterblow Hammers</b>				
63,000 mkg	120	58(d)	1200	1500
80,000 mkg	140	60(e)	3000	3800
125,000 mkg	200	72(f)	5000	6250(g)

(a) Blocker-type forgings are normally produced with a single set of dies. Plan areas for conventional forgings requiring two sets of dies (blocker and finisher) would be proportionately smaller. Thus, for steel forgings, the 125,000-mkg hammer could produce a conventional forging with a plan area of approximately 2000 sq in., as compared to 6250 sq in. for the blocker-type forging.

(b) Alloy Ti-6Al-4V. Minimum web thickness equivalent to  $1/2$  the web width, but not less than 0.50 in. Minimum fillet radii about one-third the rib height, but not less than 1.00 in. (c) Alloy steels such as 4340. (d) 60-in diameter for rounds (e) 65-in. diameter for rounds (f) 95-in diameter for rounds. (g) Plan areas of 6250 sq in have been produced, and larger plan areas are feasible.

Press Capacity

Because of the difference in characteristics between mechanical and hydraulic presses, their capacities cannot be directly related. For a detailed description of these machines and their characteristics, see pages 6 to 8.

Mechanical forging presses are used almost exclusively for closed-die forging and are available in capacities ranging from 300 to 8000 tons. However, it must be considered that a mechanical press develops its full rated force only at the end of the stroke, whereas in a hydraulic press full force can be developed as soon as the dies contact the work metal.

Hydraulic Presses. Figure 2 presents data on the capacities of three of the largest hydraulic presses, rated at 18,000, 35,000 and 50,000 tons. Required forging capacities, in tons per square inch, are related to empirical data on the plan areas of specific forgings of three major types—blocker, conventional, and precision—produced in one or more structural materials (aluminum, steel or titanium).

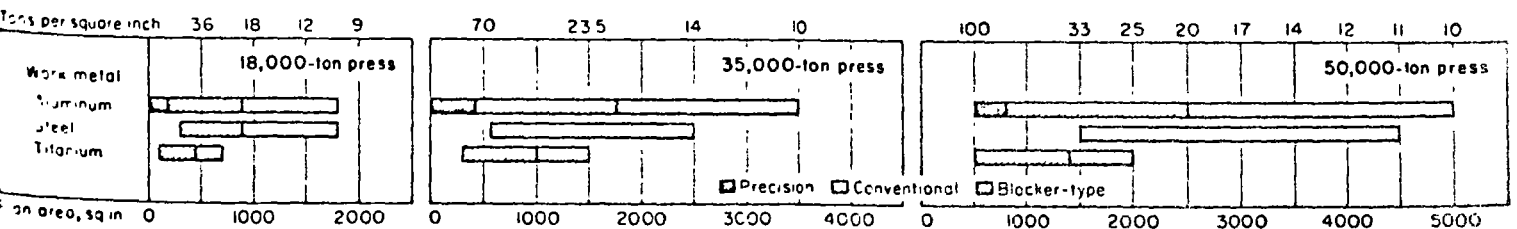


Fig. 2. Observed utilization of large hydraulic presses in forging aluminum, steel and titanium

Table 7. Compositions of Tool Steels Used for Die Blocks, Hot Die Inserts, and Trimming Tools

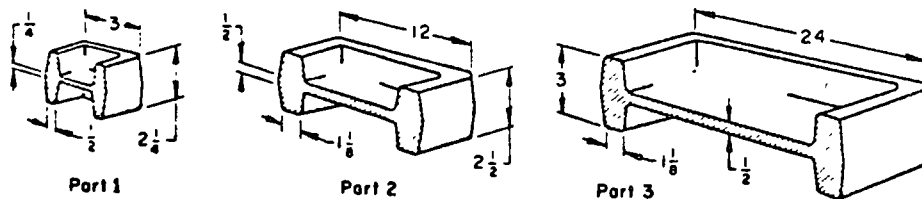
Steel	Nominal composition, %							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V
<b>AISI-SAE Tool Steel Types</b>								
O	0.40	...	...	3.25	...	2.50	...	0.40
O1	0.35	...	...	5.00	...	1.50	...	0.40
H12	0.35	...	...	5.00	...	1.50	1.50	0.40
H13	0.35	...	...	5.00	...	1.50	...	1.00
H14	0.40	...	...	5.00	...	...	5.00	...
H21	0.35	...	...	3.50	...	...	9.00	...
H26	0.50	...	...	4.00	...	...	18.00	1.00
A2	0.90	1.00	...	0.50	...	...	0.50	...
D2	1.00	...	...	5.00	...	1.00	...	...
D2	1.50	...	...	12.00	...	1.00	...	...
<b>Other Alloy Tool Steels(a)</b>								
6G	0.55	0.80	0.25	1.00	...	0.45	...	0.10
6F2	0.55	0.75	0.25	1.00	1.00	0.30	...	0.10 opt
6F3	0.55	0.60	0.85	1.00	1.80	0.75	...	0.10 opt
6F4	0.20	0.70	0.25	...	3.00	3.35	...	...
6F5	0.55	1.00	1.00	0.50	2.70	0.50	...	0.10
6F6	0.50	...	1.50	1.50	...	0.20	...	...
6F7	0.40	0.35	...	1.50	4.25	0.75	...	...
6H1	0.55	...	...	4.00	...	0.45	...	0.85
6H2	0.55	0.40	1.10	5.00	...	1.50	...	1.00

(a) AISI and SAE have not assigned numbers to these tool steels.

Table 8. Recommended Steels and Hardnesses for Die Blocks and Hot Die Inserts for Drop Hammer and Press Forging

Material to be forged	Hammer forging		Press forging	
	Total quantity to be forged 100 to 10,000	Total quantity to be forged 10,000 and over	Total quantity to be forged 100 to 10,000	Total quantity to be forged 10,000 and over
<b>For Making Parts of Severity No Greater Than That of Part 1</b>				
Carbon and alloy steels	341 to 375 Bhn*	388 to 429 Bhn*	388 to 429 Bhn*	6F3 at 369 to 388 Bhn or H12 at 388 to 405 Bhn(a)
Stainless steels and heat-resisting alloys	388 to 429 Bhn*	388 to 429 Bhn*	388 to 429 Bhn* or H26 at 514 to 577 Bhn(c)	H12 insert at 477 to 543 Bhn or H26 at 514 to 577 Bhn(c)
Aluminum and magnesium alloys	302 to 331 Bhn*	341 to 375 Bhn*	341 to 375 Bhn*	6F3 at 375 to 405 Bhn or H12 at 448 to 477 Bhn(a)
Copper and copper alloys	H11 at 405 to 433 Bhn or 341 to 375 Bhn*	H12 at 405 to 448 Bhn	H12 at 477 to 514 Bhn or 341 to 375 Bhn*	H12 at 477 to 514 Bhn
<b>For Making Parts of Severity No Greater Than That of Part 2</b>				
Carbon and alloy steels	341 to 375 Bhn*	341 to 375 Bhn*	388 to 429 Bhn*	6F3 at 369 to 388 Bhn or H12 at 388 to 405 Bhn(a)
Stainless steels and heat-resisting alloys	341 to 375 Bhn*	341 to 375 Bhn* with 6F3 insert at 405 to 448 Bhn	Parts of this severity usually are not press forged from these metals	
Aluminum and magnesium alloys	302 to 331 Bhn*	341 to 375 Bhn* or H12 at 405 to 448 Bhn(a)	341 to 375 Bhn*	341 to 375 Bhn* with 6F3 insert at 405 to 448 Bhn or H12 at 448 to 477 Bhn(a)
Copper and copper alloys	341 to 375 Bhn*	341 to 375 Bhn* or H12 at 405 to 448 Bhn(a)	341 to 375 Bhn*	H12 at 477 to 514 Bhn
<b>For Making Parts of Severity No Greater Than That of Part 3</b>				
Low-alloy and stainless steels, and heat-resisting alloys	302 to 331 Bhn*	302 to 331 Bhn* with insert of same steel at 341 to 375 Bhn	Parts of this severity usually are not press forged from these metals	
Aluminum, magnesium and copper alloys	269 to 293 Bhn*	302 to 331 Bhn*	Parts of this severity usually are not press forged from these metals	

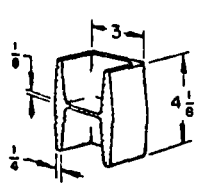
NOTE: In this table (see also continuation on next page) the term "insert" means "full insert" and "plug" means "plug-type insert"



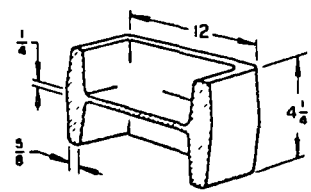
Footnotes are at end of table, on the next page.

Table 8 (continued)

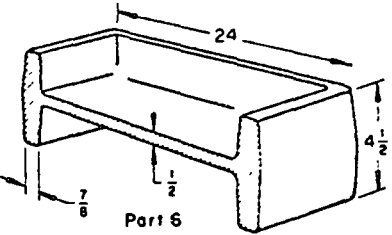
Material to be forged	Hammer forging		Press forging	
	Total quantity to be forged 100 to 10,000	Total quantity to be forged 10,000 and over	Total quantity to be forged 100 to 10,000	Total quantity to be forged 10,000 and over
<b>For Making Parts of Severity No Greater Than That of Part 4</b>				
Carbon and alloy steels	341 to 375 Bhn*, solid or with H12 plug (b) at 369 to 388 Bhn	341 to 375 Bhn* with H12 plug at 369 to 388 Bhn or H12 at 405 to 433 Bhn	388 to 429 Bhn*, solid or with H12 plug (b) at 405 to 433 Bhn	388 to 429 Bhn* with H12 plug at 405 to 433 Bhn
Stainless steels and heat-resisting alloys	341 to 375 Bhn*, solid or with H12 plug (b) at 429 to 448 Bhn	341 to 375 Bhn* with H12 insert at 429 to 448 Bhn	388 to 429 Bhn*, solid or with H12 plug (b) at 429 to 448 Bhn	341 to 375 Bhn* with H12 plug at 429 to 448 Bhn
Aluminum and magnesium alloys	341 to 375 Bhn* or H11 at 405 to 433 Bhn	341 to 375 Bhn* with H11 plug at 405 to 433 Bhn or H11 at 405 to 433 Bhn	341 to 375 Bhn* or H11 at 405 to 433 Bhn	341 to 375 Bhn* with H12 plug at 429 to 448 Bhn
Copper and copper alloys	H11 at 405 to 433 Bhn	H11 at 405 to 433 Bhn	H11 at 405 to 433 Bhn	341 to 375 Bhn* with H12 plug at 429 to 448 Bhn
<b>For Making Parts of Severity No Greater Than That of Part 5</b>				
Carbon and alloy steels	302 to 331 Bhn*	302 to 331 Bhn*, solid or with 6F3 plug (a) at 369 to 388 Bhn	341 to 375 Bhn*	6F3 at 369 to 388 Bhn with H12 plug at 369 to 388 Bhn
Stainless steels and heat-resisting alloys	302 to 331 Bhn*	302 to 331 Bhn* with H12 plug at 369 to 388 Bhn	Parts of this severity usually are not press forged from these metals	
Aluminum and magnesium alloys	269 to 293 Bhn*	269 to 293 Bhn* with plug of same steel at 302 to 331 Bhn	341 to 375 Bhn*	341 to 375 Bhn* with H12 plug (d) at 429 to 448 Bhn
Copper and copper alloys	302 to 331 Bhn*	302 to 331 Bhn* with H12 plug at 405 to 448 Bhn	341 to 375 Bhn*	H12 at 477 to 514 Bhn
<b>For Making Parts of Severity No Greater Than That of Part 6</b>				
Low-alloy and stainless steels, and heat-resisting alloys	269 to 293 Bhn(e)*	269 to 293 Bhn* with plug of same steel at 341 to 375 Bhn	Parts of this severity usually are not press forged from these metals	
Aluminum and magnesium alloys	269 to 293 Bhn*	269 to 293 Bhn*	Parts of this severity usually are not press forged from these metals	



Part 4



Part 5

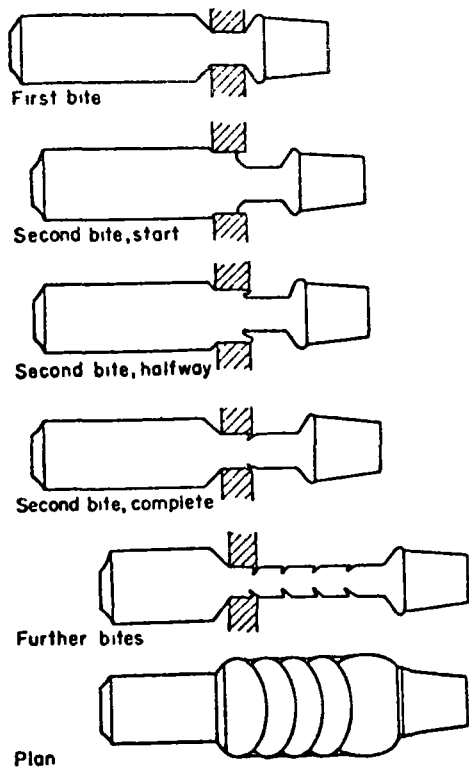


Part 6

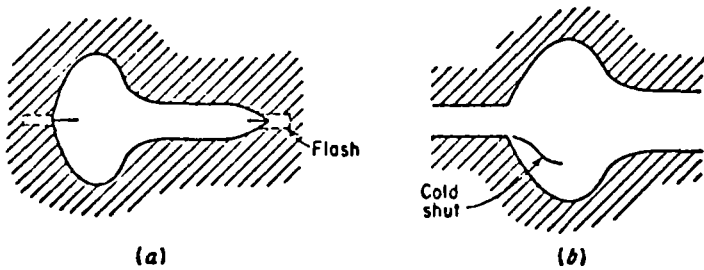
\*Either of the two lowest-alloy prehardened steels (6G or 6F2) is recommended at the hardness indicated.

(a) Recommended for long runs — for example, 50,000 forgings. (b) Recommended for 1000 to 10,000 forgings. (c) Recommended for forging the higher-alloy heat-resisting materials, such as nickel-base and cobalt-base alloys. (d) For long runs — for example, 50,000 forgings — a solid block made from H12 tool steel at 477 to 514 Bhn is recommended. (e) For quantities over 1000, plug of same material at 341 to 375 Bhn is recommended.

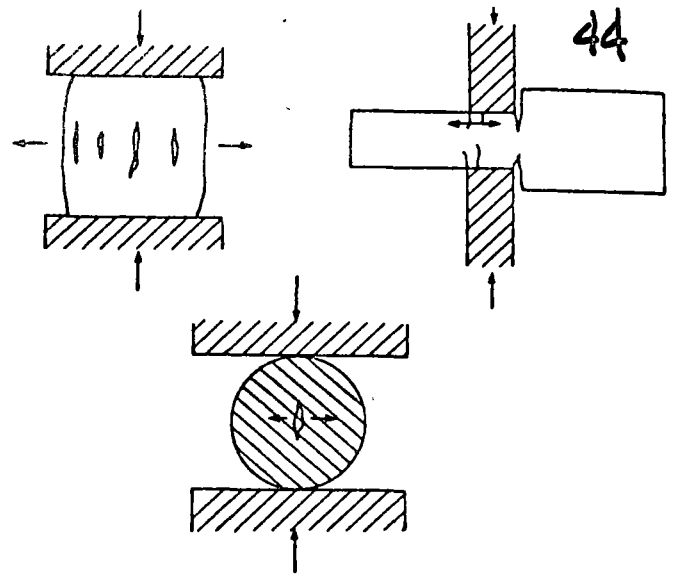




**42** Effect of forging using tools with sharp edges (Benson and Hill, J. Iron Steel Inst.)

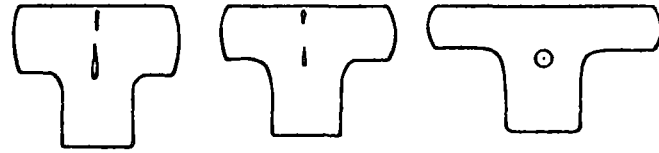
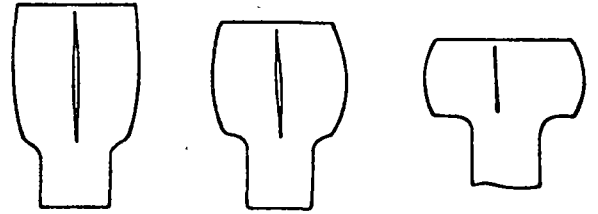


**Fig. 45.** Typical forging defects. (a) Cracking at the flash; (b) cold shut or fold; (c) internal cracking due to secondary tensile stresses.



**43** Secondary tensile stresses in forging

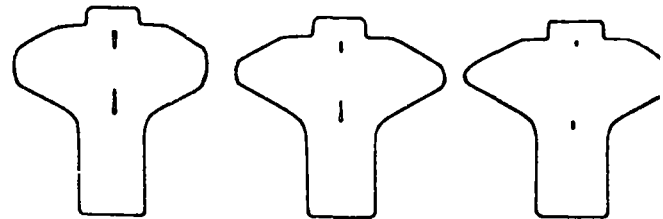
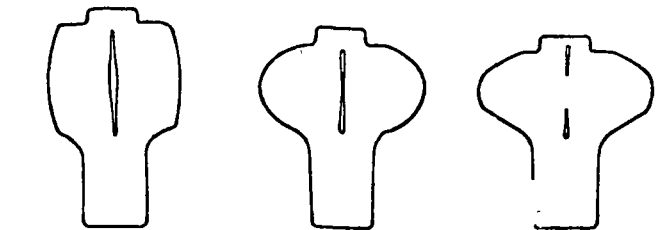
Body height (in)	5.9	4.84	3.1
$h/d$ ratio	1.44	1.12	0.57



Body height (in)	2.88	2.42	1.7
$h/d$ ratio	0.50	0.39	0.21
% closure	Heating just begun	47	100

**44** Eight-inch-long test ingots upset between flat tools showing closure of central cavity (after Tomlinson and Stringer, J. Iron Steel Inst.)

Body height (in)	4.8	3.38	3.24
$h/d$ ratio	—	—	0.84
% closure	—	—	26



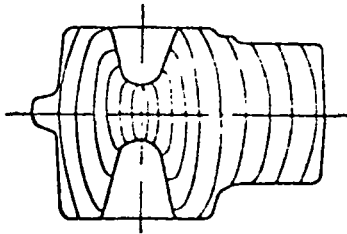
Body height (in)	3.05	3.02	2.84
$h/d$ ratio	0.74	0.72	0.65
% closure	43	55	89

**45** Eight inch long test ingots upset between dashed tools (after Tomlinson and Stringer, J. Iron Steel Inst.)

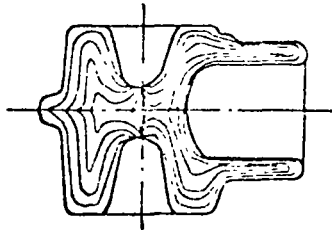


47. (a) Three-bladed propeller hub forged by the continuous grain flow process; (b) grain flow in drop forging; (c) grain flow in continuous process (Vérot, Iron and Steel Institute Special Report No. 60)

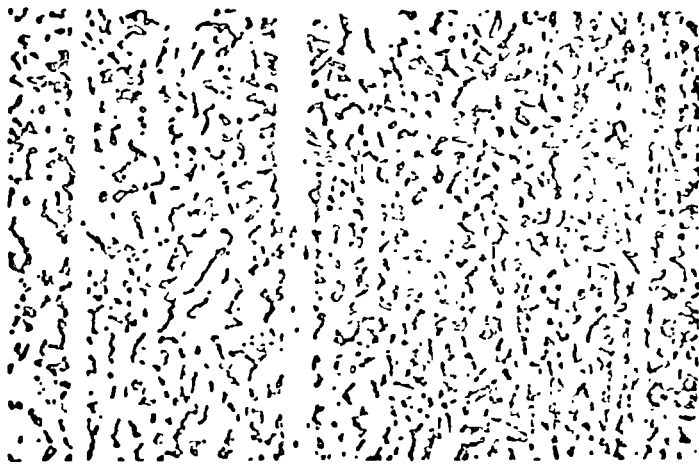
(a)



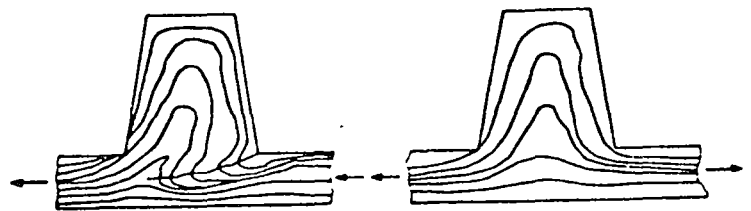
(b)



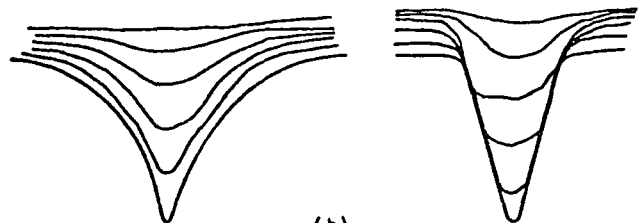
(c)



48 Banded structure in mild steel ( $\times 100$ )

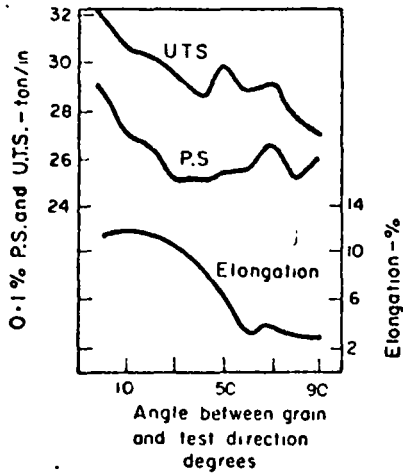
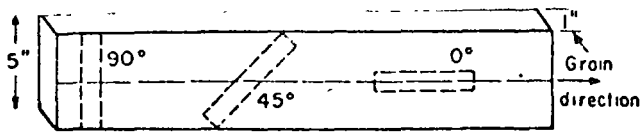


(a)

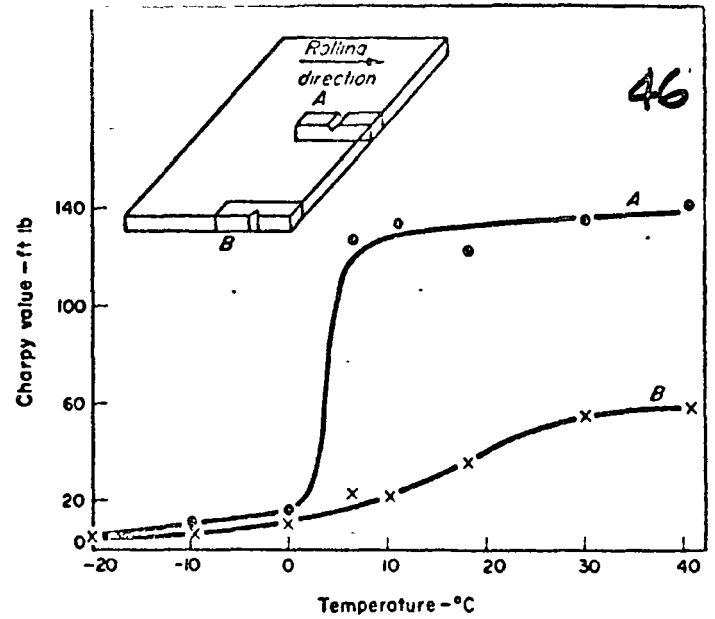


(b)

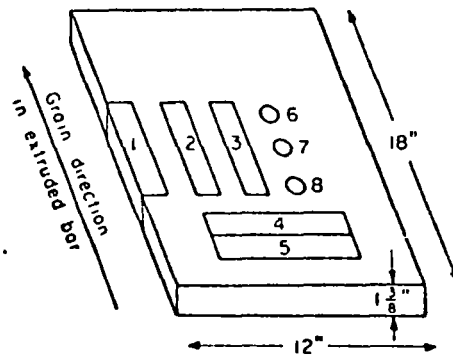
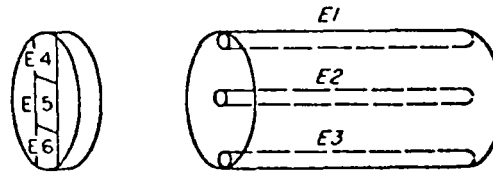
49 Flow lines in forged ribs



510 Effect of varying the angle between grain direction and axis of testpiece on tensile properties of forged Duralumin-type alloy (Edmunds and Lloyd, Institute of Metals Monograph No. 17)



511 Ductile-brittle transition curves for hot rolled mild steel plate notched in different directions



512 Positions from which tensile testpieces were taken from bar as extruded and after flattening (Edmunds and Lloyd, Institute of Metals Monograph No. 17)

TABLE 5.3

Position	Type of test	DTD 683			L 65		
		0.1% P.S. or Y.S. ton/in <sup>2</sup>	U.T.S. ton/in <sup>2</sup>	Elongation %	0.1% P.S. or Y.S. ton/in <sup>2</sup>	U.T.S. ton/in <sup>2</sup>	Elongation %
<b>Extrude</b>							
E1	L	36.3	39.2	8.5	30.4	33.4	12
E2	L	36.0	39.2	10	27.6	31.5	12
E3	L	36.2	38.0	8	30.2	31.5	12
E4	T	30.5	31.5	3	n.d.	22.5	0
E5	T	30.0	31.5	3	26.5	28.0	3
E6	T	29.0	30.0	3	21.0	22.0	2
<b>Plate</b>							
1	L	30.7	35.6	12	27.9	32.0	12
2	L	30.2	34.6	11	27.2	31.1	13
3	L	30.2	34.8	11	28.2	31.0	13
4	LT	30.7	35.2	9	26.6	30.9	10
5	LT	31.2	35.5	9	27.8	31.4	9
6	T	30.0	31.5	3	27.0	29.0	5
7	T	31.0	32.5	5	24.0	25.0	2
8	T	30.5	32.5	5	25.5	27.0	3

L = longitudinal, LT = long transverse, T = short transverse



## 1.2 Standard Mechanical Tests

### 1.2.1 Tensile Tests

The most popular mechanical test has always been the tensile test, in which a sample of the material to be tested is formed into a shape suitable for gripping in the jaws of a testing machine, and then pulled until it fractures. Although seemingly a very simple test, it is in fact quite complex and must be carefully controlled if useful results are to be obtained.

It would be useless stretching a prismatic specimen by simply gripping its ends in the jaws of the testing machine, because the local disturbance of stress caused by the jaws would inevitably cause failure to occur there, thus spoiling the test. For this reason it is essential to form the specimen so that it has enlarged ends suitable for gripping. Because the transition between the enlarged end and the reduced central portion of the test piece must be gradual, a *British Standard* (1) has been formulated to ensure that this and other requirements are met.

In theory, of course, any long prismatic specimen could be subjected to a tensile test provided it had enlarged ends, but in practice all specimens are either round or rectangular in cross-section. Frequently the rectangular cross-section is very long and narrow, when it is required to find the tensile strength of strip or sheet materials, for example. Testing machines vary enormously both in their range of loading and in their rigidity, and there exists a wide choice of extensometers suitable for measuring the elongation of the test piece. In recent years autographic recorders which will give an automatic graphical plot of load versus extension during the test have been developed.

In Fig. 1.1 are shown load-extension graphs obtained for some metals tested at slow speed at room temperature. The curve for mild steel is unusual

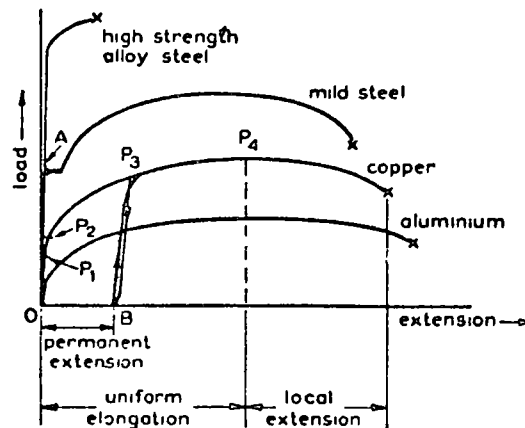


FIG. 1.1 Typical tensile test results at slow speed and room temperature

corrected by means of analysis of the state of stress in the neck.) A more extended discussion of the phenomenon of instability in tension is given in Chapter 5.

Values which are usually quoted from the results of the tensile test are as follows:

$$\text{Yield Point} = \frac{\text{Yield Load (point } A)}{\text{Original Cross-sectional Area}} \quad P_1$$

$$\text{Ultimate Tensile Stress} = \frac{\text{Maximum Load (point } P_3)}{\text{Original Cross-sectional Area}}$$

$$\text{Per cent Elongation} = \frac{\text{Total Extension}}{\text{Original Gauge Length}} \times 100$$

Per cent Reduction of Area

$$= \frac{\text{Original Area} - \text{Final Area (in the neck)}}{\text{Original Area}} \times 100.$$

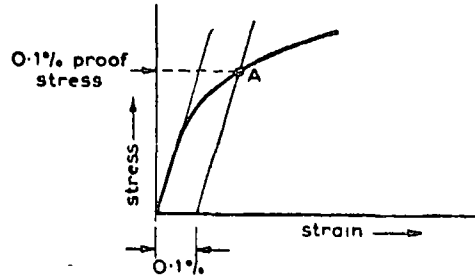


FIG. 1.2 Construction for determining the proof stress

For most metals there is no sharply defined yield point and so an arbitrary 'proof stress' is defined by the construction shown in Fig. 1.2. A stress-strain curve may be constructed from the load-extension curve, and by drawing a line at slope  $E$  parallel to the elastic part of the stress-strain curve, at a distance of 0.1, 0.2, or 0.3 per cent strain, the point of intersection  $A$  denotes the appropriate proof stress value.

It should be noted that the total elongation of the test piece is made up of two components: (a) uniform extension, which occurs up to the point  $P_4$  and is proportional to the gauge length, and (b) local extension, due to the necking. This latter component is not affected by gauge length of course, but does depend on the cross-sectional area of the specimen. Because of this it is unwise to make comparisons between elongation figures for specimens unless the gauge length/area ratio is the same.

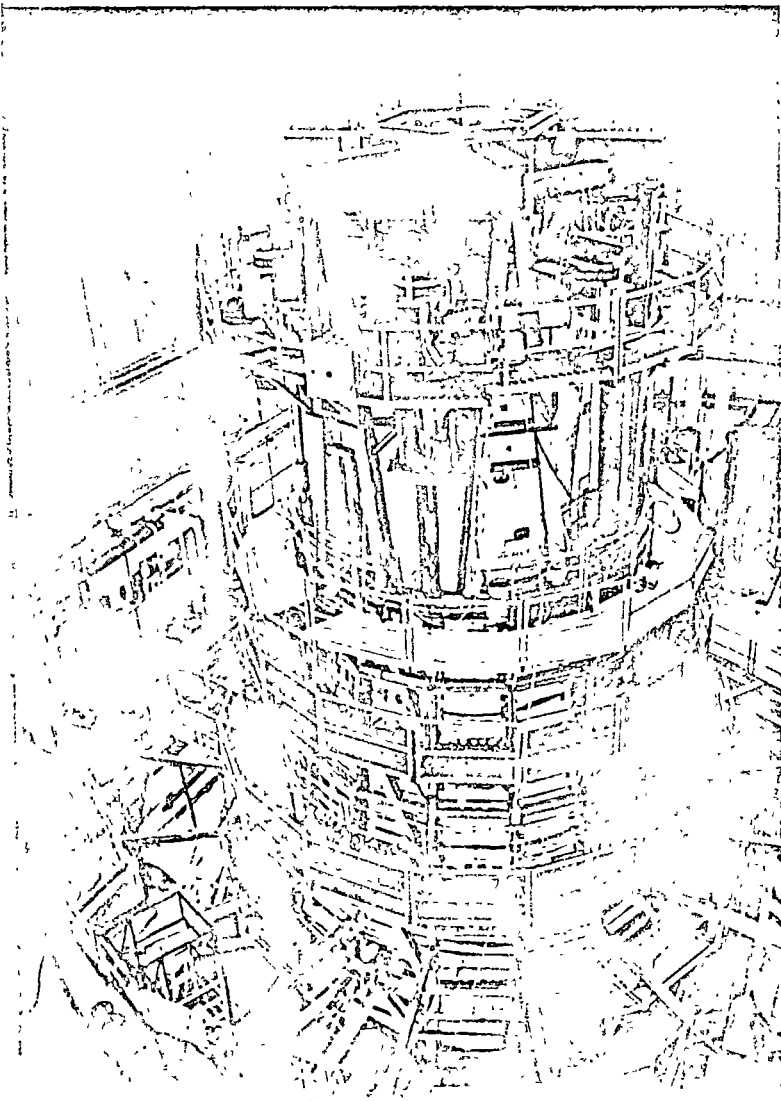
Clearly yield point, proof stress, and ultimate tensile stress are each a form of measure of the strength of a metal. Elongation and reduction of area are measures of its ductility, and their relative values depend on the rate at

## Ground Testing the Apollo Vehicle

DAVID R. REESE, Wyle Laboratories

With current interest in the Apollo program centered on the operation of the lunar module (LM) and NASA's immediate goal of a manned lunar landing, we tend to regard the rest of the Saturn-Apollo vehicle with a certain cool. But this belies the fact that less than a year ago there were serious questions about the adequacy of the structure. They were based on data obtained from the flight of Apollo 6, and cast doubts over beliefs that NASA could meet its commitment to a lunar landing before 1970. Indeed, the outlook at the time was for the program to be just now emerging from a series of tests that individuals close to the program initially estimated would take anywhere from six to 14 months to complete. Here is the story of this massive test program, completed in less than four months—a program in which they threw out the book and developed rapidly implemented lashups . . . that worked.

**DATA ACQUISITION SYSTEM.** The nature of the tests required that 1,600 channels of data, which recorded the response of the structure, be monitored while the structure was subjected to 76 controlled loads under five different test conditions.



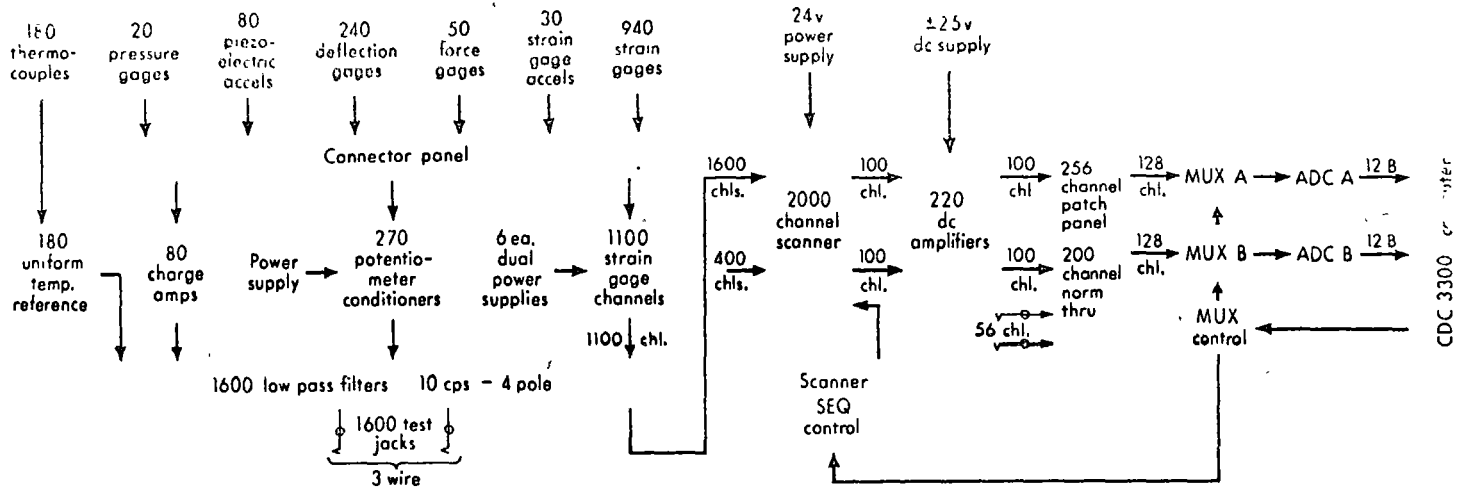
On the evening of Friday, June 14, 1968, Wyle Laboratories in Huntsville, Ala., was notified that it had been awarded a contract to carry out one of the most unusual government test programs ever conceived. On Oct. 7, less than four months later, the program was completed successfully.

Data from the Apollo 6 flight had indicated that dynamic environments encountered were above the design loads and there were indications of structural degradation. To prove the space worthiness of the top five sections, termed the short stack, of the Saturn-Apollo vehicle, NASA contracted with Wyle to perform what the space agency called the "integrated shell static structural test," the first ground test in the Apollo program to subject an assembled structure of such massive proportions to a simultaneous combination of static loads, dynamic loads, and a real-time elevated temperature profile. The overall dimensions of the assembled test specimen were approximately 55 ft high and 22 ft in diameter at the base. Most earlier tests involved panels or small sections of the system, and generally combined only two loads at a time.

The structure was subjected to 76 controlled loads under five different test conditions. A total of 1,600 channels of data were required to record the response of the structure. The tests included simulation of environments encountered during the portion of the flight in which the vehicle was accelerated from the launch pad to a speed of approximately 5,000 mph by the thrust of the S-IC stage. The two test conditions simulated "Max Q Alpha" (maximum product of dynamic pressure and angle of attack), and "end of boost," where the maximum axial acceleration and near maximum temperature occur.

The methods employed in applying the loads had to account for the unusual load interactions that could result from combinations of loads. For example, static loads are generally applied by hydraulic jacks via cabling to major weight items and interface stations. However, since this program required the addition of dynamic and static loads, it was necessary to devise a means of isolating the hydraulic jacks from the specimen so that their stiffness would not totally distort the dynamic result.

This was accomplished by application of air springs and the development of a reservoir concept for each



spring which would give sufficient dynamic isolation for the test.

The design of the air-spring system itself was complicated by the fact that the vehicle length would change several inches because of the change in loads during the test, and the fact that the entire system thus had to be self-compensating for this change if the test was to be valid.

The second major technical problem involved application of the simulated aerodynamic loading over the skin of the vehicle. In normal static testing, such loads are applied with tension straps around the vehicle or with a hydraulic "whiffle tree" system in which wires are connected to the vehicle in a closely spaced grid pattern. Because of the dynamic requirements of this program, however, these conventional means were ruled out since they could have added significant stiffness to the shells under test. Instead, a new system utilizing air bags was developed to apply the loads uniformly.

The loads included :

- A set of concentrated static axial loads to the large massive components of the vehicle to simulate the high acceleration environment.
- A set of horizontal static axial shear forces acting at the interfaces between major vehicle sections and a concentrated bending moment, applied at the top of the service module (SM). These shear and bending-moment loads simulated the inertia loads that could occur near the end of the boost flight phase.
- Horizontal and axial dynamic excitations applied to the LM, to determine, in part, the influence of vibration response on shell stability.
- A time-varying thermal environment with controlled temperature gradient through the skin, to simulate the aerodynamic heating of the vehicle.
- A set of distributed, static-pressure loads applied to the inside and outside surfaces of the shell components of the vehicle, to simulate steady-state aerodynamic loading associated with maximum angle of attack.

#### Reading it all out

The data acquisition system consisted of transducers,

signal conditioning equipment, signal switching equipment, monitoring equipment and a digital computer system.

Sixteen-hundred transducers then were wired with a quarter-million feet of special transducer cable, through 10-cps cutoff filters, to a hybrid arrangement that proved to be one of the most ingenious designs of the entire program.

Ordinarily, the cables from the filters would pass data into a bank of 1,600 amplifiers, one for each of the 1,600 channels, and thence into the computer. Unfortunately, an insufficient number of amplifiers were available from the manufacturer and there was not enough time to produce the additional ones needed.

Wyle engineers solved the apparent bottleneck by inserting into the system eight banks of miniature relays, 200 relays to a bank. These formed a mechanical scanner for a low-level, variable-speed sequencing multiplex system. A sequencer controlling the scanner called for information from each bank of relays at sampling frequencies ranging from 6 kcps to 48 kcps.

Information from the scanner was amplified and fed into the high-level input multiplexer of the computer. The computer controlled the speed of the relays—low speed for static tests (to save wear and tear on relays) and high speed for dynamic tests. Even at low speeds the relays were operated many millions of times during the course of a day's testing. The relays formed a weak point in the system, but 200 spares kept close at hand held the problem to a minimum.

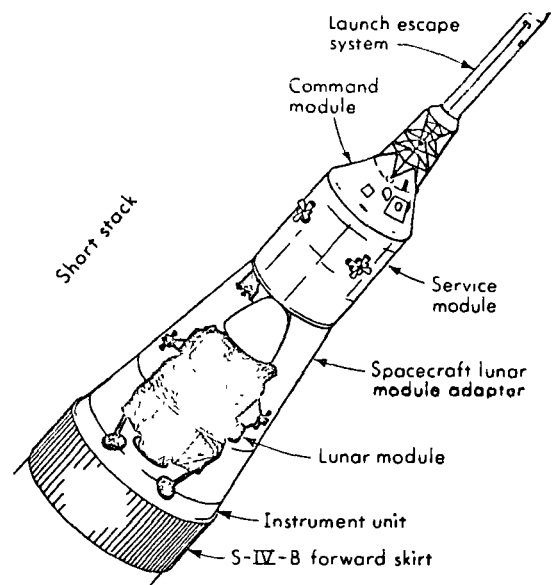
The data conversion system incorporated two high-speed, 100-channel multiplexers, each of which had a channel-sampling rate of 50,000 samples per second. The multiplexers were connected to two analog-to-digital converters that had built-in sample-and-hold amplifiers and operated at 50,000 conversions per second, each conversion having an accuracy of  $\pm 0.05$  percent. The total sampling capability of the data conversion system was 200 channels at a combined sampling rate of 100,000 samples per second.

All data was acquired on-line with a CDC Model



**READY FOR TESTING.** The short-stack test specimen was surrounded by air bladders restrained by nylon webbing (light bands). The air bladders simulated distributed air-pressure loads experienced during launch.

**APOLLO SHORT STACK** consists of all stages shown at right except the command module and launch escape system. The overall dimensions of the assembled test specimen were approximately 55 ft high and 22 ft in diameter at the base.



3300 digital computer that formulated and recorded the data on digital magnetic tape. Computer programs were developed that enabled rapid calibration and data analysis of all channels. The calibration programs measured the zero offsets and noise level of each channel, as well as calculating the channel sensitivities. The data analysis programs provided the following:

- Comparisons of calibration values with a calibration master
- Response values for each test level
- Response values vs time for quasistatic loads
- Response values vs frequency for dynamic loads
- Response values vs frequency and time for combined environments

Of primary concern was maintaining the integrity of the short-stack sections while the shell was being subjected to loads that simulated the most severe conditions imposed during launch.

With the complex test fixtures and systems completed, the malfunction of a load device could have damaged the structure and delayed the entire program. Hence, it was required that a control system be designed for maximum protection of the valuable test specimen. It was decided, before proceeding further, to apply all loads in increments and review the response data at each increment, so as to be able to evaluate both the applied load and the vehicle response. In addition, prior to the simultaneous application of all loads, each load system was applied individually both to verify its operation and to obtain influence data regarding the response of the structure to that particular load condition.

#### On-line monitoring of static test data

A CDC Model 280 recorder and display system (scope plotter) was used with the computer to monitor 20 prime channels on a real-time basis. Twenty preselected channels of response data were continuously displayed on the face of the scope plotter so that the data review team could monitor the structure's response to increasing loads. When the preselected incremental load point was reached, the computer, which was continuously recording data at the rate of

50,000 samples per second, was switched to an "intermediate data dump" mode. On this command, the computer averaged the last four data points stored for each channel, converted the raw data to engineering units, applied correction factors to account for tare weight, organized the data, and printed the resulting information at the rate of 1,000 lines per minute in a special format. The method developed for adjusting the input levels and phase relationships for dynamic load application was a departure from any previously established technique.

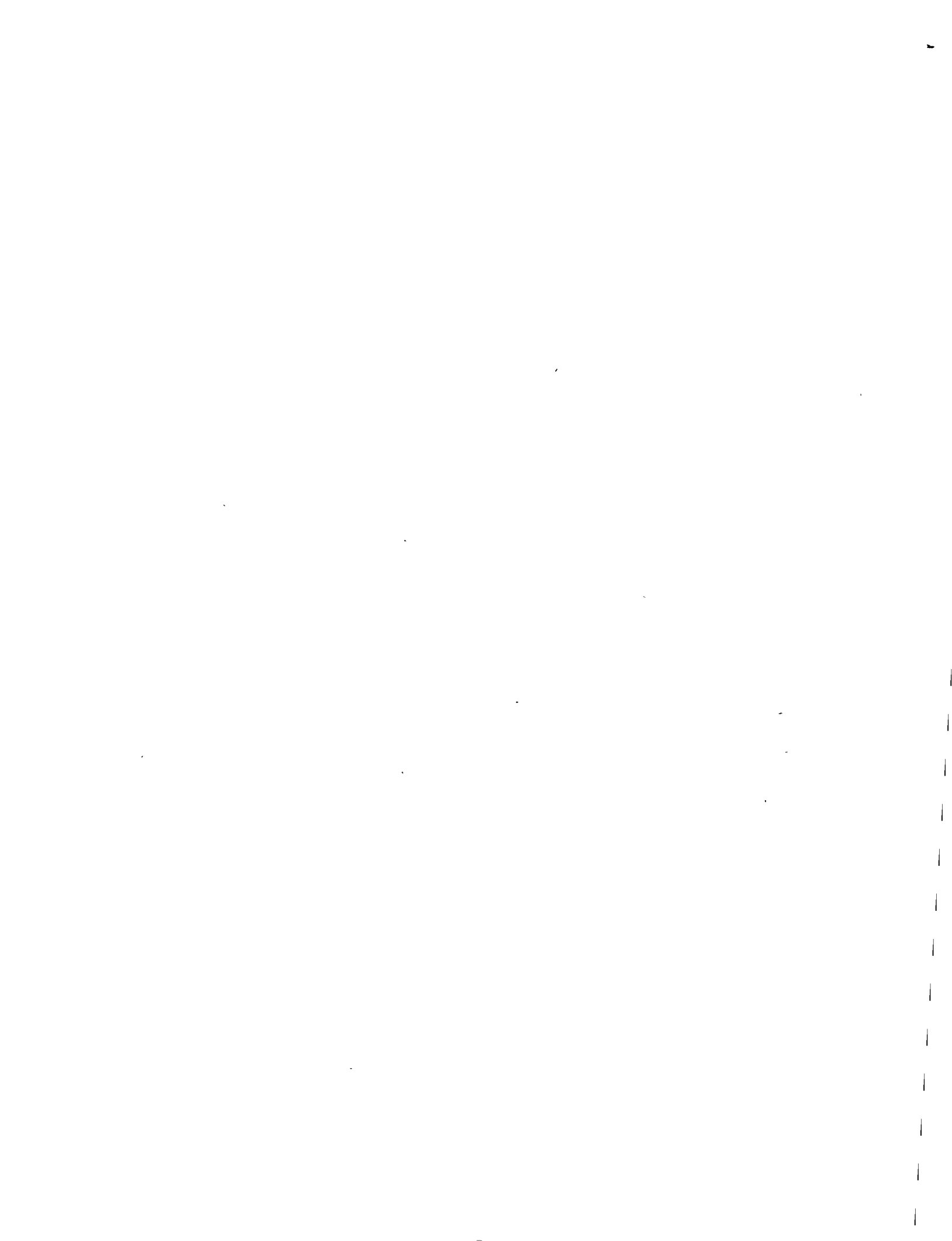
It was desired to establish the vibration modes of the LM and the frequency of excitation, and adjust the input levels and phase relationships so that the response of the LM, as determined by dynamic loads measured on the LM struts, approximated the conditions measured in flight.

Because summing the dynamic strut loads using strain-gage data was so time-consuming, it was decided to devise another method for handling the data-acquisition, calculation, presentation, and dynamic-input-adjustment operations. To accomplish these tasks a computer program was written to accept 16 channels of strain data, calculate the summation of dynamic loads in each strut (phase corrected), and sum all forces. This data then was displayed in the face of the scope plotter for immediate observation of the data review team.

Simultaneously, a closed-circuit TV system picked up the data from the scope plotter and displayed it on a TV screen mounted at the vibration control console. The engineer could then adjust the input levels and phasing to obtain the desired response of the lunar module. Finally, a complete set of test data was recorded.

#### Test results

The structure withstood all load conditions imposed without structural degradation, eloquent conformation that the assembled structural shell could fly as designed. In addition, a large volume of response data was obtained which since has assisted in achieving a more detailed understanding of the response of the structure to the extremes of flight. □



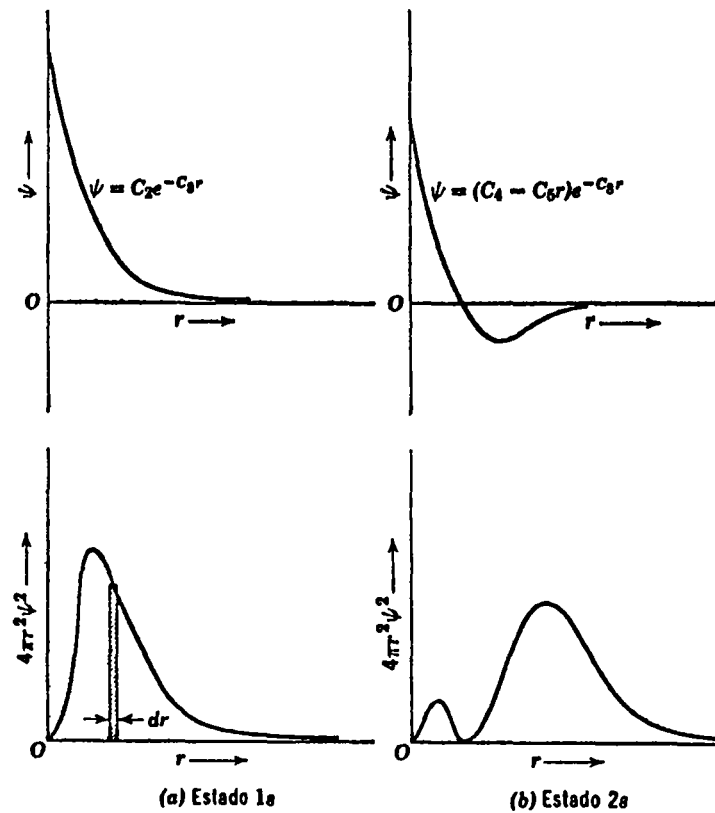


FIGURA 1.2 Curvas cualitativas de  $\psi$  y de  $4\pi r^2 \psi^2 dr$  en función de  $r$  para un solo electrón, en el estado 1s ( $n = 1$ ) y en el 2s ( $n = 2, l = 0$ ). La faja rayada en (a) tiene un área  $(4\pi r^2 \psi^2) (dr)$  y es, por lo tanto, la probabilidad de hallar el electrón entre  $r$  y  $r + dr$ . Los valores de las constantes,  $C_1$  a  $C_6$ , están determinados por las condiciones de contorno impuestas a la ecuación de ondas.



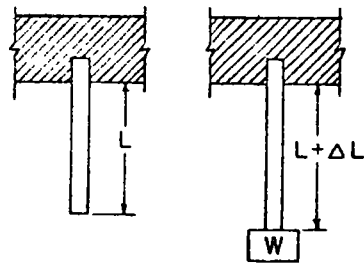


Figure 2-1. Illustration of tension loading

Properties of Materials

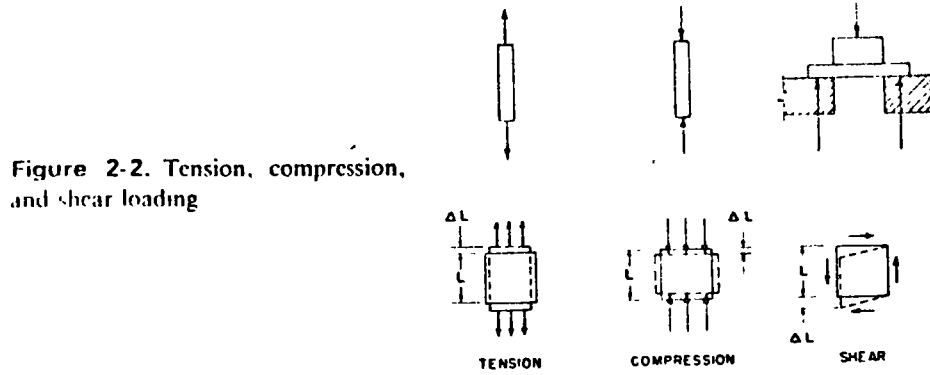


Figure 2-2. Tension, compression, and shear loading

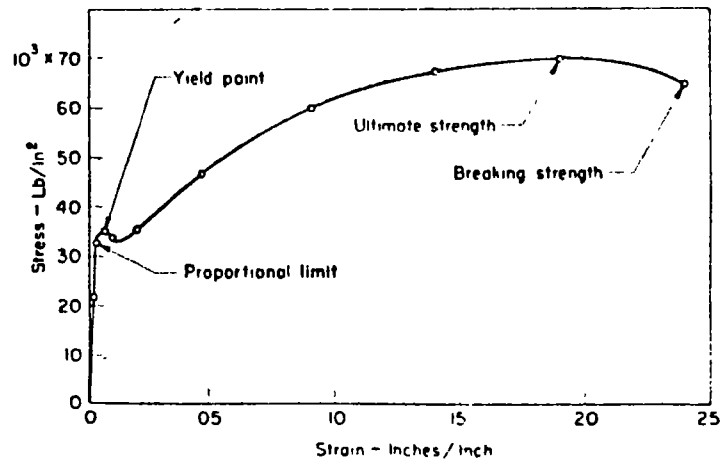


Figure 2-5. Stress-strain diagram for a low-carbon steel.

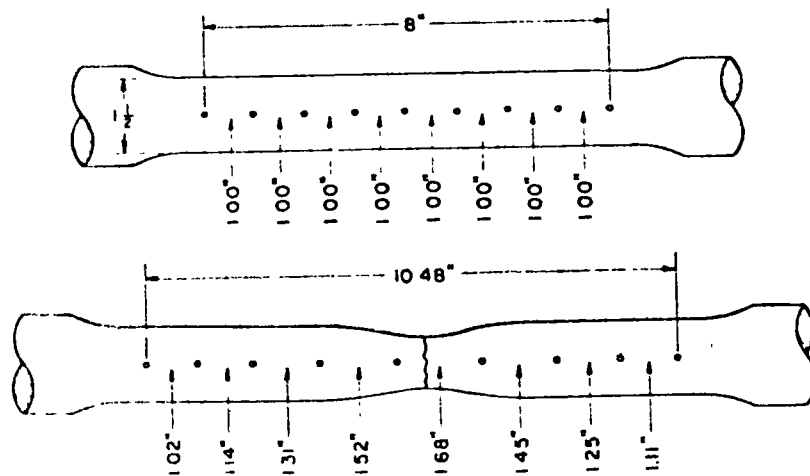


Figure 2-9. Elongation in various sections of a tensile test specimen.



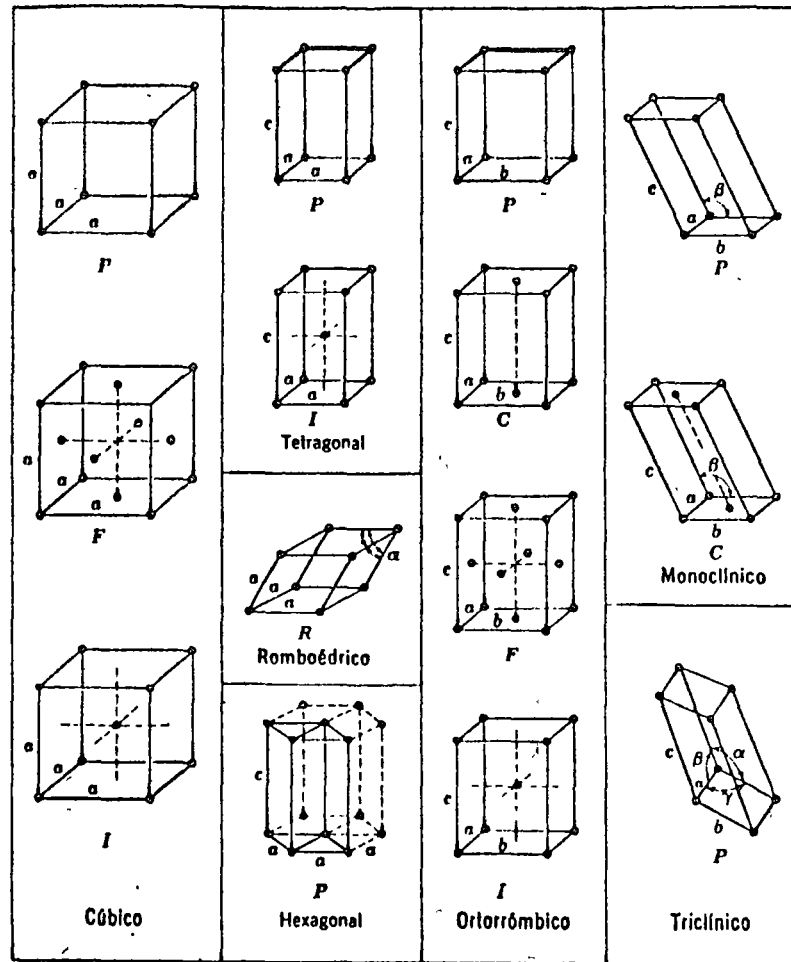


FIGURA 3.1 Celdas unitarias convencionales de las 14 redes espaciales de Bravais. Las letras mayúsculas se refieren al tipo de celdas: *P*: celda primitiva; *C*: celda con un punto reticular en el centro de dos caras paralelas; *F*: celda con un punto reticular en el centro de cada cara; *I*: celda con un punto reticular en su centro; *R*: celda primitiva romboédrica. Todos los puntos indicados son reticulares. No existe acuerdo general acerca de la celda unitaria a usarse para la red de Bravais hexagonal; algunos autores prefieren la celda *P* trazada con líneas llenas mientras que otros prefieren la *C* trazada con líneas punteadas.





# MATERIALES DE DADOS PARA FORJA

PARA DADOS PEQUEÑOS :

4150 — BUEN RESULTADO

4370 — SE PREFERE A VECES.

DUREZA DADOS ABIERTOS < DUREZA DE DADOS CERRADOS.

514 BHN ( 52-56 Rc ) ES LO MÁXIMO RECOMENDADO.

GG ó GF2 ESPECIFICADO CON BHN ~ 302 - 331.

4150 CON BHN ~ 277 - 300

ES NORMAL QUE LOS DADOS TRABAJEN ~ 600 HORAS SIN REVESTIRSE. LOS DADOS DEBEN DISEÑARSE PARA UNA VIDA TOTAL DE 4800 A 6000 HRS ES DECIR CON UNOS 8 - 10 REVESTIMIENTOS.

FACTORES EN LA SELECCIÓN DEL MATERIAL DEL DADO. —

- 1) ABILIDAD PARA ENDURECERSE UNIFORMEMENTE.
- 2) RESISTENTE A LA ABRASIÓN
- 3) RESISTENTE A ALTAS PRESIONES Y AL IMPACTO.
- 4) RESISTENTE A LA FRACTURA

EN GENERAL LA SELECCIÓN SE VE INFLUENCIADA POR :

- 1) FORMA Y DIMENSIONES DE LA PIEZA

- 2) COMPOSICIÓN DE LA PIEZA A FORJAR
- 3) TEMPERATURA DE FORJA
- 4) NÚMERO DE FORJAS.
- 5) TIPO DE EQUIPO PARA FORJA
- 6) COSTO DEL MATERIAL DEL DADO
- 7) SECUENCIA DE OPERACIONES EN LA FABRICACIÓN DEL DADO.
- 8) TOLERANCIAS DE LA FORJA.
- 9) EXPERIENCIA CON OPERACIONES SIMILARES
- 10) DISPONIBILIDAD DE EQUIPO AUXILIAR.

### REQUISITOS DEL MATERIAL PARA FORJAR

EN GENERAL BARRA Ó PALANQUILLA DE CALIDAD DE FORJA:

- + CAPAZ DE FORMARSE SIN FRACTURARSE Ó ROMPERSE
- + NO TENER EXCESIVA POROSIDAD Ó AGUJEROS
- + PREVIAMENTE NORMALIZADO Ó RECOCIDO CUANDO SE VA A FORJAR EN FRÍO, CON EL OBJETO DE INICIAR LA DEFORMACIÓN CON UNA ESTRUCTURA LO MÁS HOMOGÉNEA POSIBLE.
- + SATISFACER LAS PROPIEDADES DE RESISTENCIA UNA VEZ FORJADA.
- + BUENA CALIDAD DE SUPERFICIE
- + INSPECCIONADO CON ULTRASONIDO

## EFFECTO DE LA FRICCIÓN :

- (i) AUMENTA LA POTENCIA NECESARIA PORQUE ORIGINA FLUJO INHOMOGÉNEO.
- (ii) INFLUENCIA LA CALIDAD SUPERFICIAL
- (iii) CAUSA DESGASTE DEL DADO .

## SUPERFICIE FINAL :

- + MUY IMPORTANTE EN SU APARIENCIA .
- + DE MENOR IMPORTANCIA EN MATERIALES FORJADOS EN CALIENTE PUES LA RUGOSIDAD DE SUPERFICIE QUE SE PRODUCE POR LA DEFORMACIÓN ES MENOR QUE EL EFECTO DE OXIDACIÓN .
- + EFECTO DE LA RUGOSIDAD DEL DADO
- + EFECTO DEL LUBRICANTE .

## DEFECTOS DE FORJA :

LAS FRACTURAS SUPERFICIALES PUEDE OCURRIR COMO RESULTADO DE TENSADO EXCESIVO EN LA SUPERFICIE A MUY BAJA TEMPERATURA O COMO RESULTADO DE FRACTURA EN CALIENTE (HOT CRACKING) . UN ALTO CONTENIDO DE AZUFRE EN LA ATMOSFERA DEL HORNO PUEDE PRODUCIR FRACTURA EN CALIENTE EN ACEROS Y EN Ni . ESTAS FRACTURAS O GRIETAS SOLO SE FORMAN CON ESFUERZOS DE TENSION . ESTAS SE EVITAN CON

UN DISEÑO APROPIADO DE LOS DADOS. LA PRÁCTICA USUAL ES USAR DADOS ALGO CONCAVOS. CON DADOS CERRADOS, LAS GRIETAS TAMBIÉN DISMINUYEN POR LOS ESFUERZOS LATERALES DE COMPRESIÓN PRODUCIDOS POR EL CONTACTO ENTRE LA PIEZA Y EL DADO.

CUANDO LA HERRAMIENTA TIENE ARISTAS MUY AGUDAS O CORTANTES, SUBSECUENTES GOLPES PUEDEN DAR ORIGEN A DOBLECES QUE INTRODUCEN PEQUEÑOS OXIDOS EN ELLOS.

EL PANDEO SE PUEDE EVITAR HACIENDO QUE LA LONGITUD DE UNA PIEZA SIN SOPORTE NO SEA MAYOR QUE 2-3 VECES EL DIÁMETRO.

## ASPECTOS METALURGICOS . —

LAS FUERZAS REQUERIDAS PARA EL FORJADO SON PROPORCIONALES A LA RESISTENCIA AL FLUIDO Y ESTA EN LA ESTRUCTURA METALURGICA Y COMPOSICION DE LA ALEACION.

LA DISTRIBUCION Y PROPIEDADES DE LA SEGUNDA FASE, PRECIPITADOS O SIMPLEMENTE SOLUTO, DETERMINA LAS CARACTERISTICAS DEL TRABAJO PLASTICO:

SI SON DUCTILES — POCO EFECTO  
 SI TIENEN BAJO PUNTO DE FUSION  
 HAY PELIGRO DE EXUDACION.  
 SI SON DURAS (COMO  $Al_2O_3$  EN  $Al$ )  
 AUMENTA MUCHO EL PUNTO DE  
 FLUENCIA.

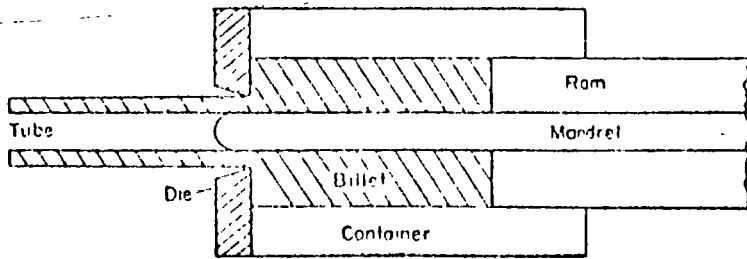
EN ACEROS: LA FORMA LAMELAR DE LA PERLITA INCREMENTA MAS EL PUNTO DE FLUENCIA QUE CUANDO LA CEMENTITA ESTA EN FORMA ESFEROIDAL, LA CUAL MEJORA LA FORMABILIDAD A LA TEMPERATURA AMBIENTE.

SIN EMBARGO HAY CASOS OPUESTOS COMO EL LATON 35-45% EN DONDE DOS FASES  $\alpha + \beta$  SE FORMAN A TEMPERATURA ELEVADA Y SOLO  $\alpha$  A TEMPERATURA AMBIENTE. COMO  $\beta$  ES MUY FRAGIL, AUMENTA EL PUNTO DE FLUENCIA AL AUMENTAR LA TEMPERATURA.

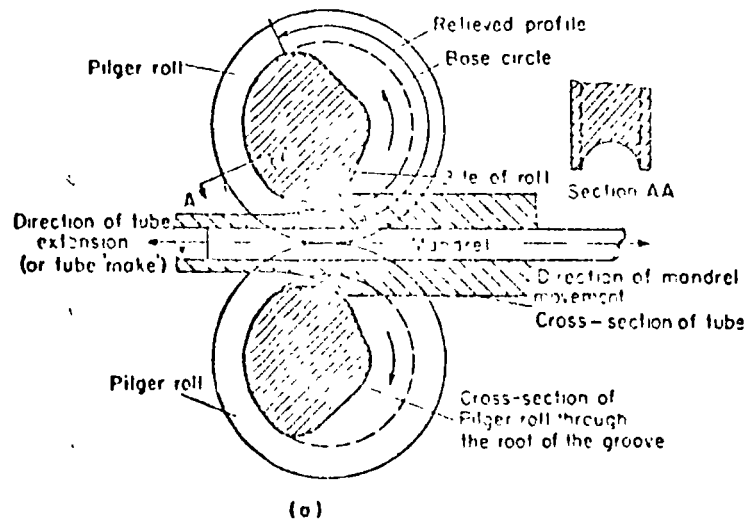
LA SEGREGACIÓN EN LOS LÍMITES DE LOS GRANOS ES UN SERIO PROBLEMA PUES PUEDE PRODUCIR FRACTURA EN LAS CERCANÍAS DEL LÍMITE DE FLUENCIA.

LA ORIENTACIÓN DE LOS GRANOS EN LA DIRECCIÓN DE MAYOR DEFORMACIÓN PRODUCE ANISOTROPÍA LLAMADA FIBRAS. ES CARACTERÍSTICO DE TODAS LAS FORMAS Y NO SE CONSIDERA COMO UN DEFEOTO AUN CUANDO LAS PROPIEDADES MECÁNICAS ( PUNTO DE FLUENCIA, RESISTENCIA A LA TENSION Y FATIGA ) DISMINUYEN EN LA DIRECCIÓN NORMAL A LAS FIBRAS. PARA BALANCEAR ESTO, LA DEFORMACIÓN SE DEBE LIMITAR A UN 50-70%.

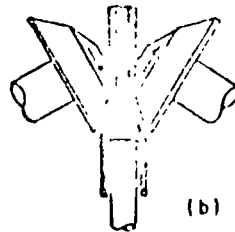
LAS TRANSFORMACIONES DE FASE ES UNO DE LOS FACTORES QUE PUEDEN CONTRIBUIR A CAMBIOS CONSIDERABLES EN LAS PROPIEDADES DE LAS PIEZAS FORJADAS. POR EJEMPLO SE PUEDEN FORMAR PRECIPITADOS, SE PUEDE SOBREENFRIAR, LA AUSTENITA PUEDE TRANSFORMARSE EN MARTENSITA, etc. etc.



4.49. Arrangement of tools for tube extrusion

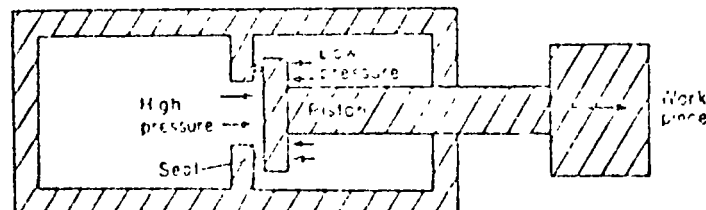


(a)



(b)

4.53. (a) Pilger mill (Alexander and Brewer, Manufacturing Properties of Materials, Van Nostrand) (b) Rotary rolling mill (Wright and Fendlater, J. Iron Steel Inst., 1933 (II), 133, 121)



4.58. Principle of Dynapak machine

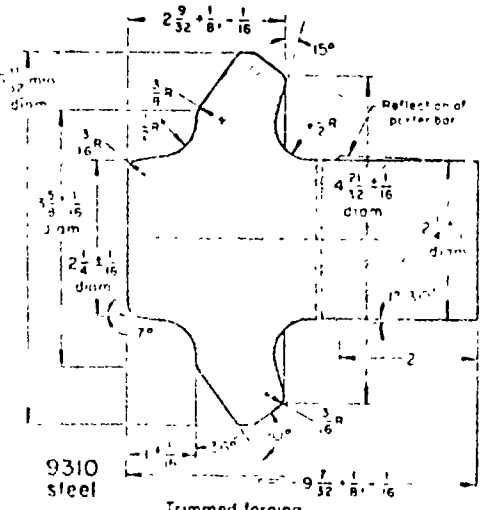
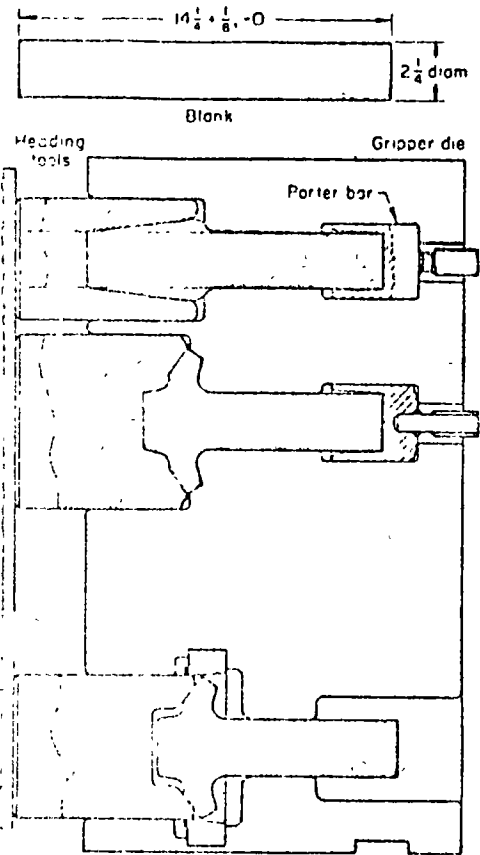


Fig 14 Tooling setup for upsetting and turning a pinion-gear blank. Two upsetting passes were necessary to prevent cold shuts (Example 74)

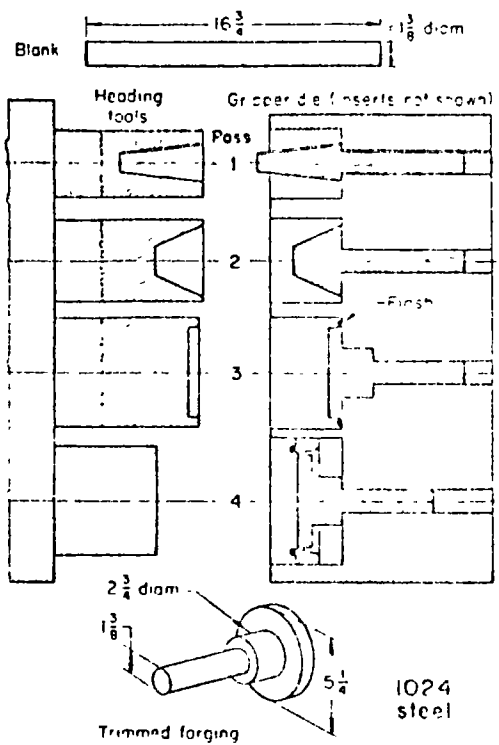


Fig 15 Tooling for upsetting and trimming a flanged forging prior to cold chiseling the stem to 1 1/8-in diam (Example 75)

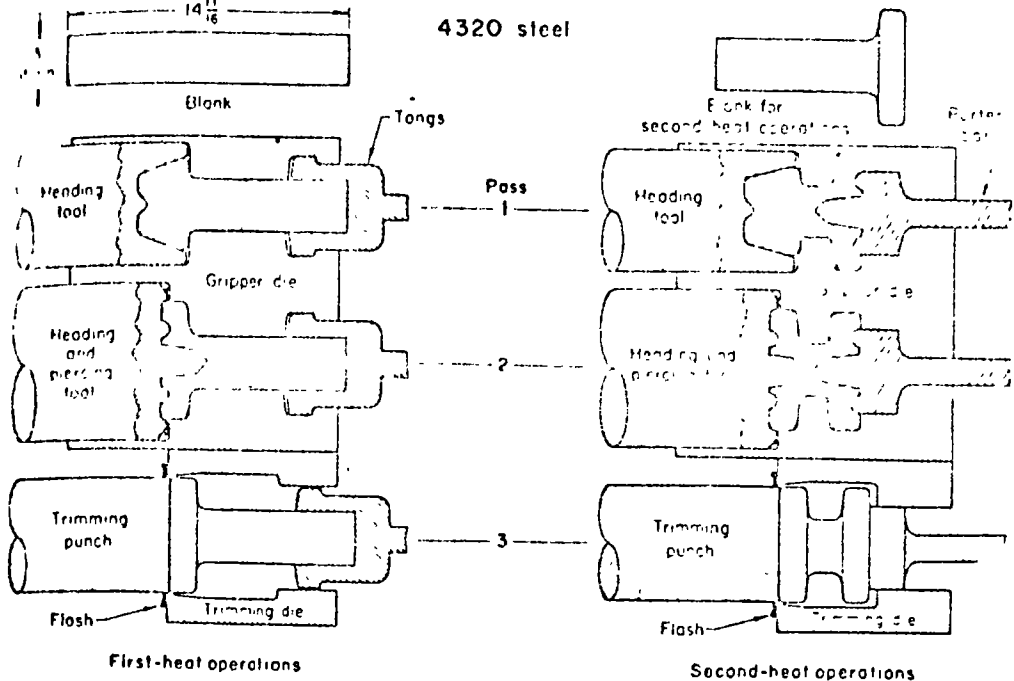
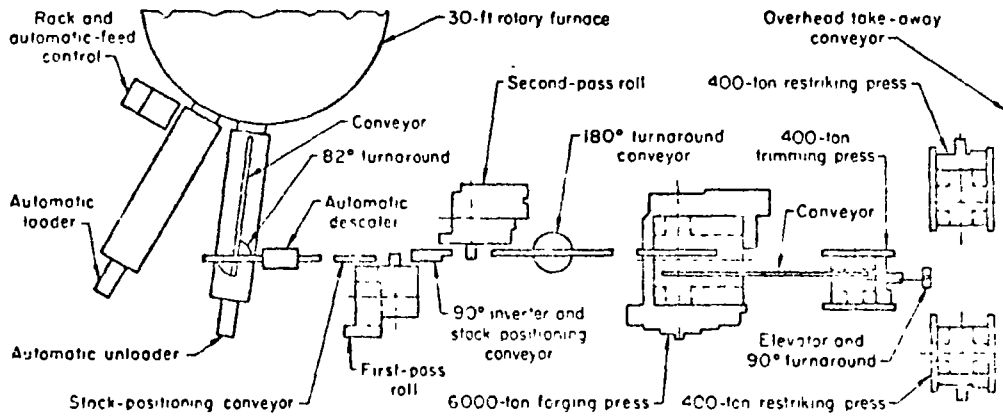
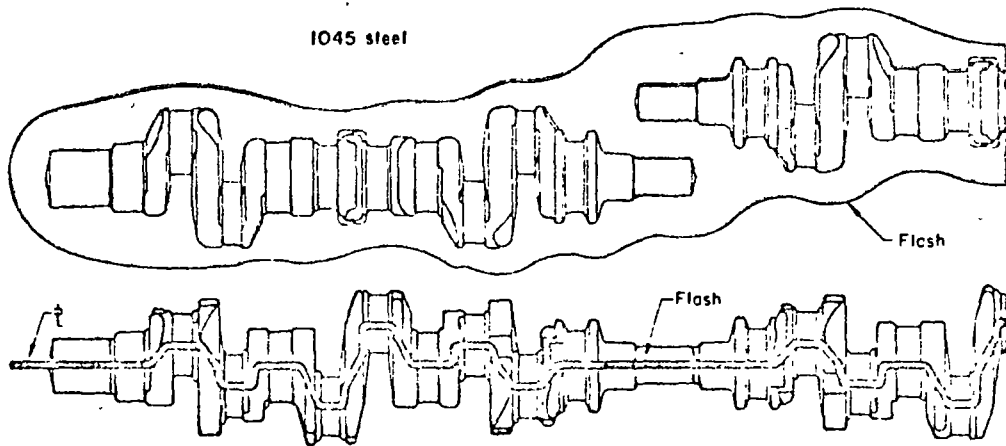


Fig 19. Tooling setup for producing a cluster-gear blank in two separate operations involving upsetting and piercing, and trimming (Example 79)

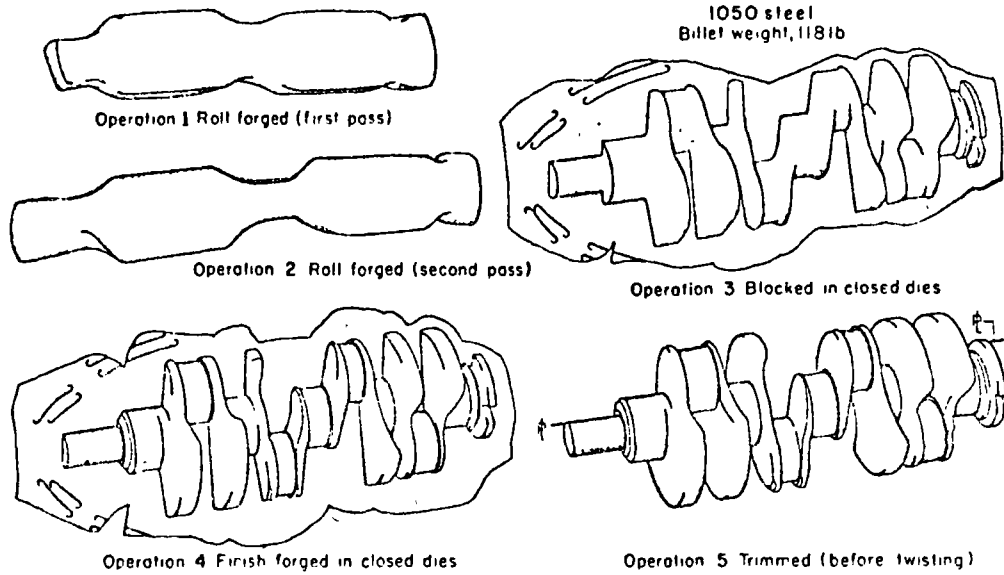




Stock preparation	Warm shearing(a)	Trimming-die material	1045 steel(e)
Shear-press capacity	700 tons	Restriking-press capacity	400 tons
Shear-blade material	S5 tool steel	Restriking-die material	.6F3 at R <sub>h</sub> 40 to 43
Stock size	3 1/4-in. round-corner square, 23 1/2 in long	Restriking-die life	200,000 forgings
Stock weight	80 lbs(b)	Setup time (all dies)	12 hr
Heating method	Oil-fired, 30-ft rotary furnace	Lubricant	Salt-soda solution
Furnace capacity	17,000 lb per hr	Tolerances:	
Heating temperature	2300 to 2400 F	Mismatch (end and side vs.)	Within 0.040 in.
Deccaling method	Water spray	Thickness	±.005 in
Preliminary operation	End for line	Straightness	Within 1/32 in
Roll-forge-die life	51,000 forgings	Production rate	250 pieces per hour
Forging-press capacity	6000 tons		
Forging-die material	.6F3 at R <sub>h</sub> 40 to 42		
Forging-die life (before resinking)	Edger(c)		
Edger(c)	200,000 forgings		
Blocker, finisher	32,000 forgings		
Trimming-press capacity	400 tons(d)		

Fig. 15. Crankshaft that was forged with throus in position (no twisting required), in high-volume equipment diagramed in lower half of illustration (Example 49)

(a) One at a time; bars were heated to 400 F before being sheared. (b) Yielded 120 pieces. (c) Minor repairs were made as needed. (d) A 200-ton press would have had enough capacity for trimming. (e) Hard faced, ground edges.



Stock preparation	Warm shearing (a)	Forging-die material	H12 inserts, R-38 to 40 (c)
Stock size	4 1/2 in sq (b), 19 1/2 in long	Forging-die life	10 000 to 12 000 pieces (d)
Heating method	Gas-fired rotary furnace	Trimming-die material	1035 steel, hard faced
Heating time	90 min	Setup time	42.4 hr per 12 000 pieces
Heating temperature	2350 F	Lubricant	Atomized salt solution
Forging-press capacity	6000 tons	Tolerance on indexing (e)	0.040 to 0.060 in.
Stroke length of forging press	18 in.	Tolerance on spacing (e)	0.012 in.
Trimming-press capacity	500 tons	Production rate (avg)	127.5 pieces per hour (f)

(a) At 500 F (b) Round-corner square bar stock (c) In cast block of 612 steel at Rockwell C 34 to 38 (d) Before major repair (e) Of counterweights (f) 21.2 pieces per man-hour.

Fig. 18. Production of a crankshaft by closed-die blocking and finish forging of a preform that was roll forged in two passes (Example 55)

DIES AND WORKPIECES IN ALL VIEWS ARE SYMMETRICAL ABOUT CENTERLINES

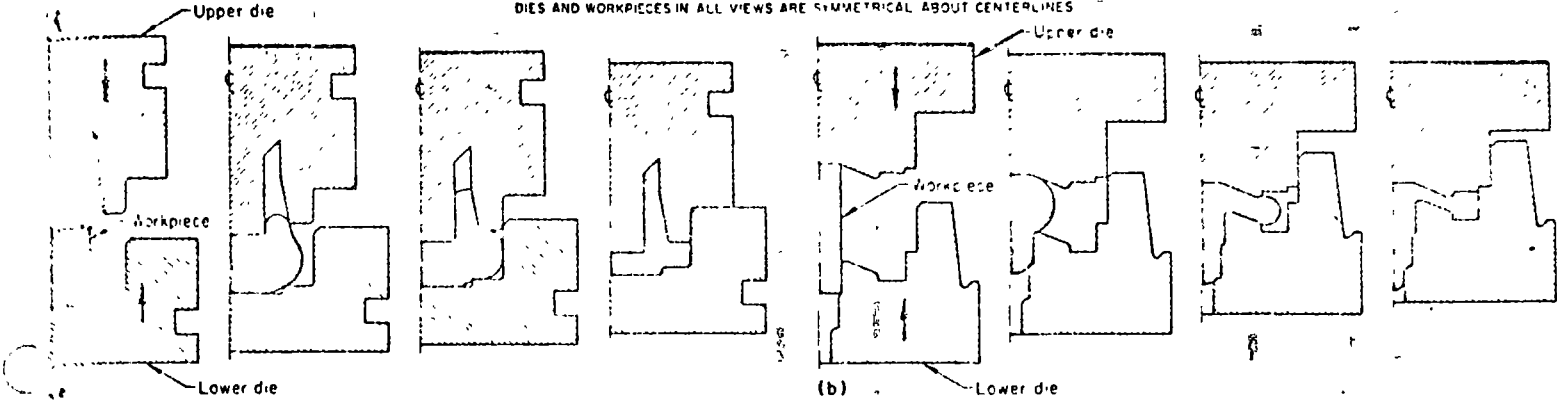


Fig. 3. Metal flow in upset: (a) upsetting and backward extruding a welding neck flange; (b) upsetting and forward extruding a gear shaft

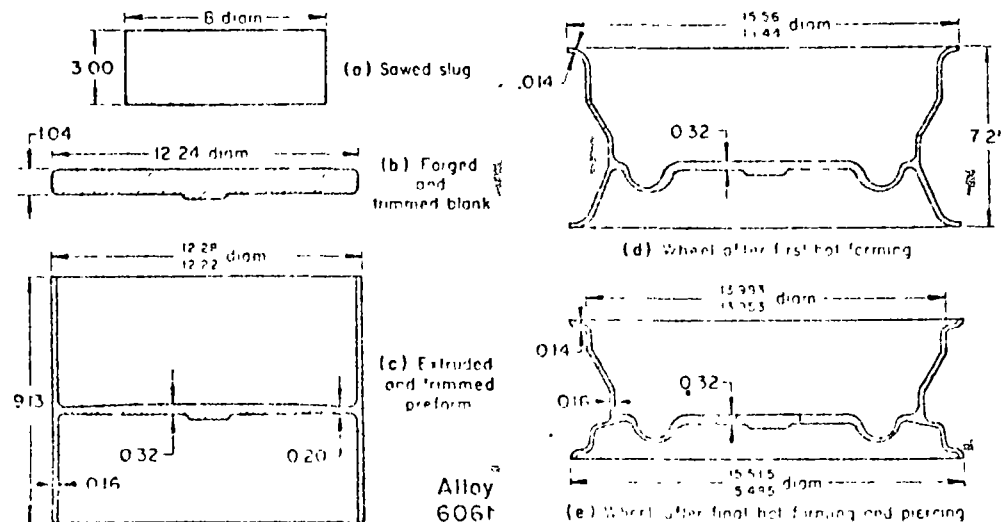


Fig. 5. Stages in the production of an automobile wheel by forging, extruding and hot forming (Example 1.31)

DESIGN  
SHOW  
FEATURE



*Update on  
Powder  
Metallurgy*

PART ONE

# An Overview of Developments in Iron-Base Powders and Processes for Forging

58

By CORNELIUS DURDALLER

The past two years have seen a considerable advance in the technology of powder forging. Powder producers are now capable of supplying low-alloy, heat-treatable steel powders of forging quality for volume applications.

Equipment manufacturers have developed full production systems for forging.

Partsmakers have brought their technology through the pilot plant and field testing stages and are preparing to go into full-scale production.

Many of the parts will replace high-quality conventional forgings. Significantly, this activity is international in scope. Japan, Australia, England, Sweden, Germany, and France are all seriously committed to making forged P/M parts.

Those in the photo on the opposite page were produced by G.K.N. Forgings Ltd. of England.

A broad base of technical development is required to establish a technology and assure its growth potential. The base must extend from fundamental research into the basic physical phenomena to continual development into new markets and applications. In 1972, metal powder forging finds itself with such a broad base of support.

Fundamental studies exist at Drexel University, Lehigh University, Carnegie Mellon University, the University of Wisconsin, and Rensselaer Polytechnic Institute. The Themis program at Drexel and the National Science Foundation grant to the Metal Forming Institute at Lehigh are especially interesting. Both programs are strongly directed toward translating fundamental research into industrial applications.

The federal government has had a reawakened interest in powder metallurgy. In addition to new support for the university programs just listed, the Frankford and Rock Island Arsenal are actively supporting work in powder forging. This effort is aimed at manufacturing military hardware, but it will greatly benefit the development of powder forging processes for non-military applications.

Independent fabricators like G.K.N. in England and Gould Inc., Federal Mogul Corp., and Burgess-Norton Mfg. Co. in this country are now able to forge commercial parts economically. The three major automotive companies in the United States are actively involved in de-

veloping applications. They expect to get into full-scale production of some parts this year.

A complete system for making forged parts is now being marketed by Cincinnati Inc. Gleason Works plans to market its system in the near future.

Powder producers have expanded their facilities to prepare for the requirements of this new industry. Hoeganaes Corp. for example, has built a new atomizing plant with a capacity in excess of 50,000 tons per year and has stepped up its research and development efforts in powders and the forging process itself.

The powder manufacturer must direct his efforts to determine the most economical means of obtaining mechanical strengths in the ranges of interest to part manufacturers. These efforts fall naturally into two general, although interrelated, areas:

powder development and forging process development. The areas are related because the mechanical properties of a powder forged part are determined by the chemical composition (powders) and the manner in which the powder is consolidated (forging process).

In general, material requirements for powders differ very little from those of non-base materials for conventional cast and wrought applications. A powder of a standard AISI low alloy composition, when consolidated properly, will give properties and structures equivalent to those of a conventional forging of the same composition and heat treatment.

The powder used for the forging however, must satisfy requirements other than purely compositional ones. This is because of its large surface area and the need for such pre-forging steps as compaction and

---

## About This Feature

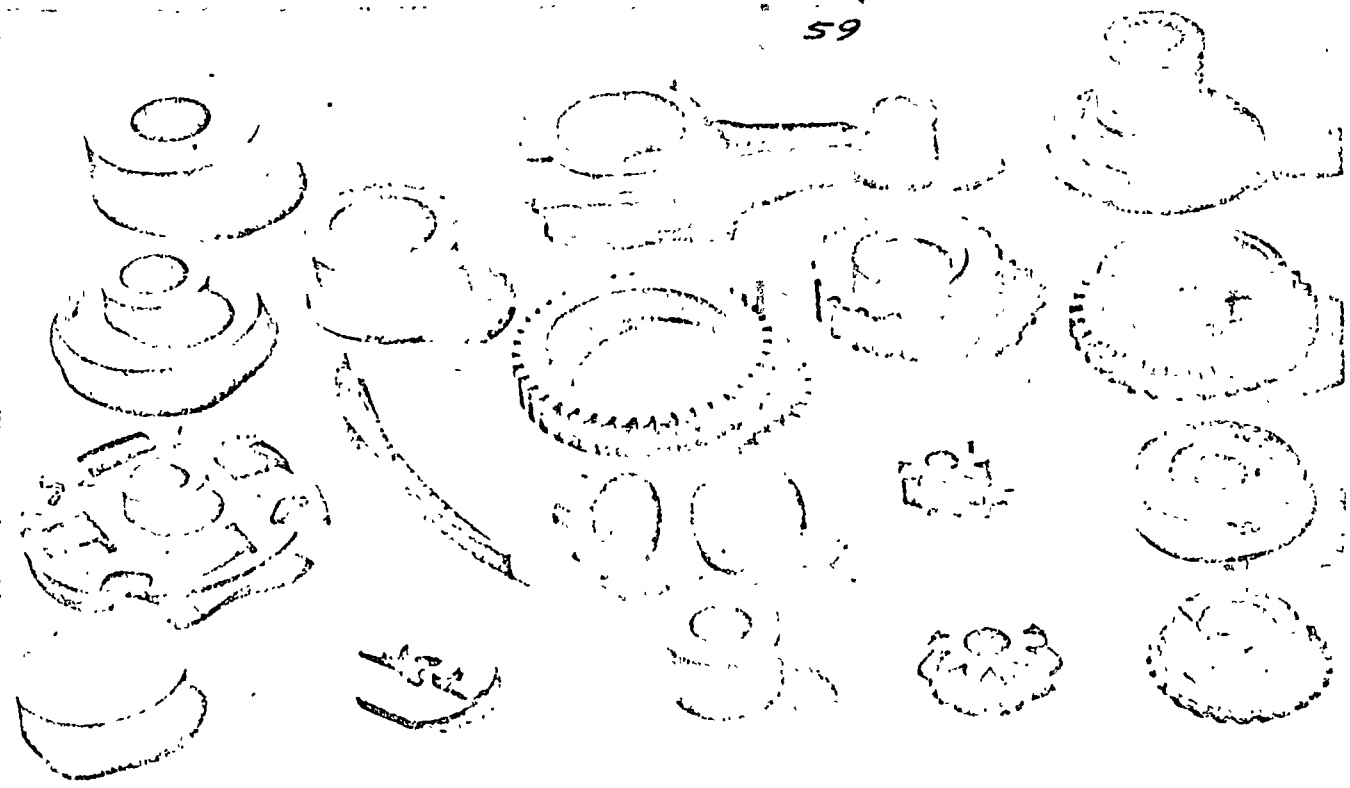
This broad-spectrum feature covering developments in materials, processes, and fabricating methods is being presented in two parts. Part II will appear in the May issue of *Metal Progress*.

Part I includes the lead article, "An Overview of Developments"; "High-Density Parts Via P/M Techniques," p. 49; "Part Not Practical Five Years Ago," p. 52; "P/M Shows Potential in Making Superalloy Parts," p. 53; "Surveying Trends in Furnace Technology," p. 58; "Material-P/M Progress Key to Dimensional Control of Bronze Parts," p. 62; and "Tin and Tin-Copper Additives Improve Properties of Sintered Iron Compacts," p. 64.

Part II will provide an authoritative look at the present and future of the P/M industry, developments in powders, applications for powders ranging from aluminum and pure copper to titanium and high-temperature alloys, trends in processing parts (including a new, belt-type sintering furnace), and a vacuum method for reclaiming carbide scrap.

---

Dr. Durdaller is director of research, Hoeganaes Corp., Riverton, N. J.



Starting from top row, reading right to left: automotive drive flange, connecting rod, gear blank; first motion gear, valve fitting, ring gear, grooved pulley, side gear, side gear blank, pump gear, pipe fittings, diffuser vane, clutch hub, synchronizer gear, bevel pinion gear, wear test piece, locking key, and extrusion blank.

sintering of blanks.

**Powder Types** — Iron powders are manufactured by three processes: electrolysis, solid-state oxide reduction using hydrogen or carbon monoxide, and by atomization. Each type of powder has its own specific characteristics useful in conventional P/M applications (70 to 85% dense).

In conventional P/M applications, alloying is normally done by mixing elemental powders. Homogeneous structures are rarely attained. The mechanical properties are satisfactory for a great many applications and they can be substantially improved by forging to higher densities.

A large market for forgings of premixed powders is expected to develop. Certainly, many parts requiring the mechanical properties typical of castings can be replaced by forged powder mixtures now.

Homogeneous alloys can be made commercially only by the atomization process. At this time, all available evidence shows that the only way a powder forging can reproduce the properties of a high quality forging is if the two are similar microstructurally. It is clear that atomized, homogeneous, low-alloy steel powders are required for the most demanding applications.

**Powder Composition** — Although nearly any metal powder composition can be produced by the atomizing process, only some are interesting economically. This is especially true of low-alloy steel powders. To a

large extent, the acceptance they receive will be based on their price.

The enormous surface area of powders makes atmosphere contamination a potential problem which persists in the part or preform owing to the porosity present until it is consolidated close to full density. This means powder composition must be limited to those alloying elements which can be protected from undesirable chemical reactions.

Oxidation is the most damaging chemical reaction although decarburization is a related and serious concern. Protective atmospheres commonly available are based upon the reduction potential of hydrogen or carbon monoxide. They are protective to iron at the temperatures used for manufacturing operations. They do not protect metals whose oxides are more stable than iron, such as chromium, manganese, vanadium, titanium, and aluminum. Powders being actively considered for most production powder forged parts do not contain these alloying elements.

The two most commonly available powders (see Table I) are based upon additions of nickel and molybdenum to achieve the hardenability required. Copper and cobalt are other

alloying elements of interest that can be easily protected from oxidation.

A second generation of powders containing manganese and chromium is under active development. Pure manganese and chromium will oxidize in commercial atmospheres. But when they are present in dilute solution in iron (less than about 1%), they can be protected from oxidation. Such additions will make it possible to produce powder forged parts having the composition of AISI grades 1500, 4000, 4100, 4300, 4600, 5600, and 9300. They comprise the bulk of alloy steel applications.

Powders with these compositions have been made and forged under very protective conditions. The forgings had mechanical properties similar to those of conventional forgings (see Table II and the Metal Progress Data Sheet on p. 67). Use of the manganese and chromium-containing low-alloy steel powders for production parts will most probably be delayed until forging processes have been established for the nickel-molybdenum powders.

Both the forging process and powder quality affect the properties of the finished part. Forging process development is an important concern

Table I — Common Commercial Low-Alloy Steel Powders

Steel Powder	Composition, %								
	C	P	Si	S	Cr	Cu	Mn	Mo	Ni
4600 Modified	0.02 max	0.02 max	0.02 max	0.02 max	0.10 max	0.10 max	0.20-0.30	0.45-0.55	1.75-1.50
Low Ni Mo	0.02 max	0.02 max	0.02 max	0.02 max	0.10 max	0.10 max	0.30-0.40	0.55-0.65	0.40-0.50

Table II — Mechanical Properties of Forged AISI Steel Powders

Steel Powder	Tensile Strength, Psi	Yield Strength, Psi	Elongation, %	Reduction in Area, %	Hardness, Rc
1040	156,000 (125,000)	120,000 (94,000)	12 (20)	35 (56)	40 (40)
4140	215,000 (187,000)	196,000 (175,000)	10 (15)	39 (52)	40 (40)
4340	203,000 (191,000)	183,000 (175,000)	12 (15)	48 (54)	42 (42)
8620	108,000 (118,000)	87,000 (78,000)	17 (22)	44 (52)	22 (22)

Note: Property values in parentheses refer to conventional cast and wrought materials.

of the powder manufacturer.

Effect of Inclusions — Inclusions in forged parts can be traced back to powder manufacture, they can also arise during the processing of the powder into parts. Figures 1A, B, and C document the effects of inclusions on the tensile strength, ductility, and impact strength of a cold forged 4630 powder.

Although an increasing percentage of inclusions seems to have little influence on tensile strength, it has a marked effect upon ductility and impact strength — and both are critical properties in forging applications.

Low inclusion levels in powders can be obtained by exercising sufficient control during their manufacture. The creation of inclusions during part manufacture is prevented by insuring that the atmospheres used are not oxidizing toward the metal powder, by protecting preforms with graphite base coatings,

and by limiting the time preforms are exposed to oxidizing conditions.

The preform is normally placed in an oxidizing atmosphere when it is transferred from the furnace to the forging die. A plot of acceptable times of exposure in air for iron-carbon sintered powder preforms as a function of the temperature of initial exposure is given in Fig. 2. "Acceptable time of exposure" in this case is the time it takes to form the

first observable oxide penetration in the preform.

Two observations are significant. Oxidation accelerates as temperature increases, and the decarburization reaction becomes important at about 1,400 F (the oxide formed by exposure is reduced by the carbon in the material). Decarburization accounts for the apparent increase in acceptable exposure times from about 1,400 to 1,800 F.

Graphite-base coatings on the preform help in extending acceptable exposure times and in preventing decarburization. The coatings give protection during practical forging cycles at temperatures at least as high as 1,800 F, even with as much as 20% porosity in the preforms.

Increasing preform density extends the acceptable exposure time. Usage of alloying elements does not appear

Fig 1 -- (A) Inclusions have some influence on the tensile strength of powder forged to full density, but their effect on ductility (B) and impact strength (C) is greater. In all instances, the powder was 4630.

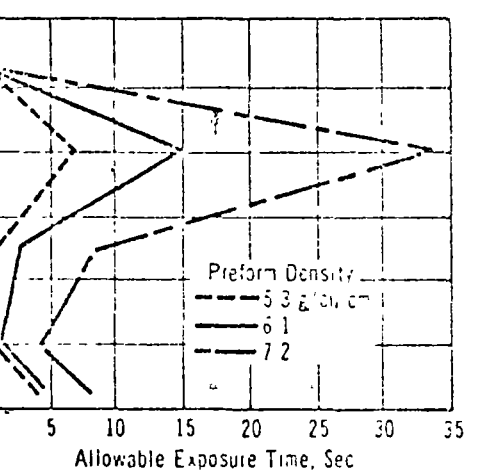
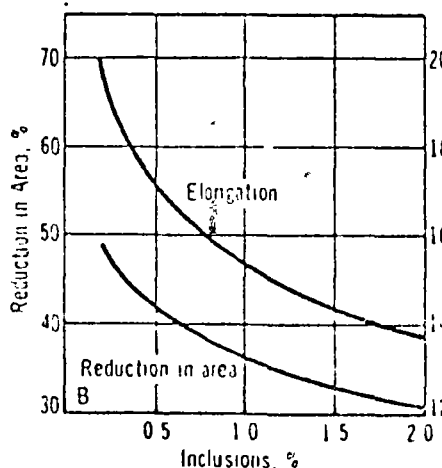
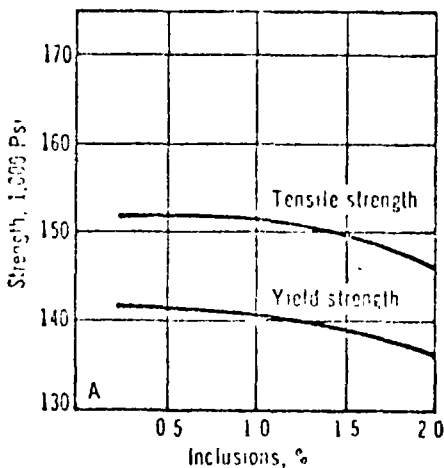
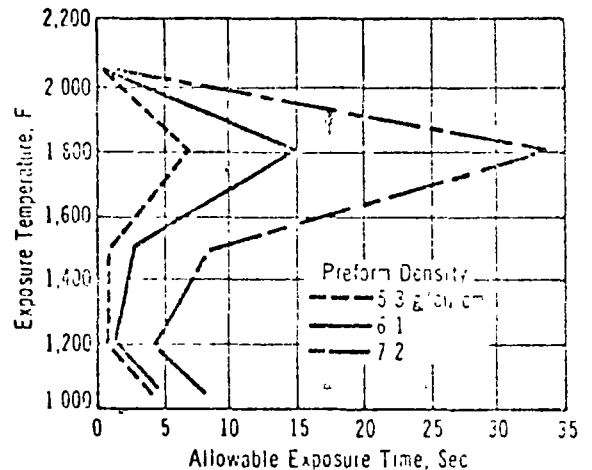


Fig. 2 — Plot summarizes the combined influence of density, temperature, and time of exposure on oxidation.



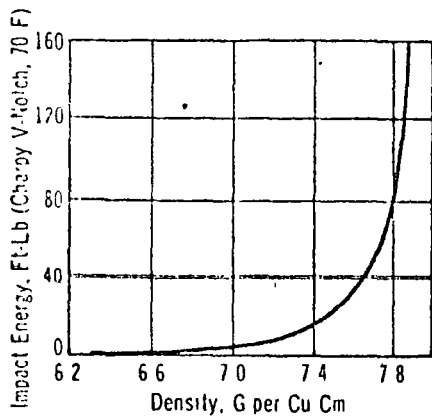


Fig. 3 — There is a marked correlation between the impact strength of a forged part and its density — in this instance, preforms had a density of 6.2 g per cu cm.

to change the basic behavior, although at temperatures above 2,000 F, alloyed powders tend to form an impenetrable oxide film on the surface of the preform.

**Deformation** — Deformation of the preform serves several functions: it gives the part its shape; it closes pores in the preform; and it provides a sufficient amount of material flow to obtain the level of mechanical properties desired. The design of the preform is critical because it determines how well these objectives are met. Part, equipment, and powder manufacturers are committed to a large development effort in preform design.

The densification of metal powder preforms has been the subject of many published investigations. Several general observations are valid:

1. The greater the strain given the preform, the higher will be the final density.
2. At a constant strain, the greater the preform density, the greater will be the final density.
3. The greater the amount of flow required, the greater will the strain be to reach any specific density.

Porous powders (sponge) require somewhat greater strains than dense powders (atomized) to reach the same density. The forging pressure required to reach a specific density is a function of the strength of the material and will naturally vary with the chemical composition of the preform.

Mechanical properties are a function of the density of the forged part. Dynamic properties like impact strength are especially sensitive to density as shown in Fig. 3. Although conventional P/M parts could be

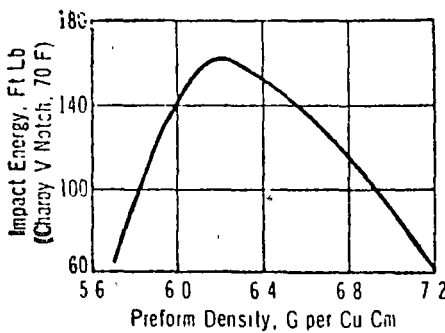


Fig. 4 — In this study, iron powder preforms of varying densities were forged to different final densities. When parts are forged to full density, maximum impact strength is obtained when the preform has a density of about 6.2 g per cu cm.

made with tensile strengths as high as 200,000 psi, they could not achieve high levels of impact strength owing to their limited density range (to about 7.5 g per cu cm). Porosity can be reduced to practically 0% by forging.

The deformation given to the preform must accomplish some material flow in addition to porosity removal to obtain dynamic property levels of conventional cast and wrought steels. This requirement was studied by forging iron powder preforms of varying densities to different final densities. Some of the results obtained are given in Fig. 4. The plot of impact strength as a function of preform density for iron powder cold forged to full density shows a maximum impact strength using preforms of about 6.2 g per cu cm. This represents the maximum flow in the preform for these forging conditions.

When higher density preforms are used, the deformation given the preform is insufficient to provide enough flow to the material. When lower density preforms are used, greater degrees of deformation are given to the material, but it appears that the effective flow is less because much of this deformation is required to close the porosity. The same effect of flow on the fatigue strength of hot repressed powder preforms has been observed.

**Looking Ahead** — These results in powder and forging process development represent the beginnings of an understanding of this new metalworking technique. The next few years will show a greatly accelerated growth in all stages of this technology.

## Update on Powder Metallurgy

# HD:P/M= High-Density Parts via P/M Techniques

By D. A. GUSTAFSON

Growing concern about a more precise way of characterizing the process by which powder preforms are converted into parts with "wroughtlike" properties is a sign of how much this technology has grown. The author is among those who feel the term "forging" should not be used because it is not technically correct.

The term "P/M forging" is somewhat misleading, and we would hope to see it dropped entirely. "Forging" should be limited to its traditional meaning in the industrial world. The process of producing competing structural parts through P/M techniques is not "forging," but hot, warm, or cold densification, sizing, restriking (or some similar process) of a P/M preform. We suggest HD P/M, which stands for high-density via P/M techniques.

Even where a wrought billet is replaced directly in conventional equipment by an HD P/M billet one might argue that since the mode of deformation changes, it ought not be termed a forging operation, but given a name which differentiates the process.

**Major Applications** — The automotive industry has been a leader in developing and testing fully dense P/M parts of carbon and low-alloy steels. Aerospace, of course, has been instrumental in the technological development of very highly alloyed full dense materials via the P/M approach, but here the costs involved and production rates achieved would never be acceptable to the mass-production industries.

The present automotive frontrun-

Mr. Gustafson is executive engineer, Mechanical Products Div., Gould Mfg. of Canada Ltd., St. Thomas, Ont.

7  
 21  
 13

space to convert to H/D:  
 tion and side gears for  
 tional applications and a  
 a ring gear. There are  
 candidates for conver-  
 auto industry. Connect-  
 been fabricated. Pump  
 raised all required tests.  
 and drive imp parts are  
 or considered for test  
 automotive activity is be-  
 pick up. Half a dozen  
 are being tested by  
 equipment manufactur-  
 have been approved for  
 etors, chain saws, and  
 ment.  
 manufacturers of hydraulic  
 are evaluating compo-  
 ned from H D T M bil-  
 to the recent economic  
 such had the effect of  
 curtailing testing and de-

velopment programs in order ser-  
 ments of industry. Most of the pro-  
 grams would be further advanced.

**Equipment** - The equipment re-  
 quirements of the industry are still  
 being defined. As each of the several  
 approaches being researched be-  
 comes better developed, equipment  
 manufacturers are going to be se-  
 verely challenged to provide depend-  
 able, economical and safe equipment  
 to all the needs of potential users.  
 Further, we do not believe there will  
 be only one approach. Several types  
 of systems will be in demand.

**Powders** - To date, materials have  
 been basically those used for similar  
 wrought parts. Carbon and low-alloy  
 steels are being widely applied.  
 Chromium and manganese are trou-  
 blesome in powder production or  
 processing (or both). Currently, they  
 are being almost avoided by many  
 producers.

The fully atomized grades of iron  
 and alloy steels are by far the most  
 popular. While we know of no such

Not Permitted From Being...

**MAN BORCHERT**

sprocket assembly for a business machine could cost  
 more if it were made by conventional machining methods  
 Two piece design saves 25% from previous P/M part.

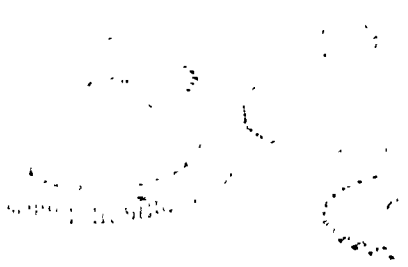
in powder metallurgy  
 constructed in a precision  
 sset assembly photo  
 American Boyer  
 business machine appli-  
 in tolerances, physical  
 methods of fabrication,  
 ing techniques employ  
 as in P/M which might  
 spected five years ago  
 a product which pro-  
 duces benefits and con-  
 sistent with any other  
 variation.

The part consists of  
 combined with a driving  
 mated by a hub and  
 two flanges brose  
 he outside diameter of  
 1.131 in. The gear is  
 1.25 with total com-  
 of 0.0023 in; tooth to-

tooth tolerance is 0.0010 in, and  
 diametral pitch is 32. There are 103  
 teeth.

The crown sprocket has 30 teeth  
 an outside diameter of 2.820 in. and  
 a pitch of 0.750 in. The hub is 1.013  
 in. long and has an outside diameter  
 of 0.910 in. The concentricity of the  
 gear with respect to the inside di-  
 ameter of the bearings in the as-  
 sembly is held to 0.002 in. The  
 rimout of the face of the gear and

P/M techniques produce cost  
 cost less than 50 cents. A  
 tions by conventional machin-





treated and burrs are removed.

Following press fitting, the two parts are bonded with Loctite adhesive. The result is a very strong assembly which will withstand torsional stresses exceeding the tooth strengths of the gear and sprocket.

The inside diameter of the gear hub is "bearingized" to 0.001 in. total tolerance; and two flanged bronze bushings are inserted into the center hole with 0.001 to 0.003 in. clearance. Again, Loctite is used to bond the assembly, and provision is made through precise fixturing to insure compliance with the 0.002 in. concentricity and 0.006 in. squareness requirements of face of bore.

Quality control requirements demand particular care in handling to protect gear teeth. Accuracy of the final assembly is measured with a Fellows #4 Red Liner gear checker.

Benefits — Consistently accurate tooth profiles are produced in volume from highly precise tools. Part-to-part variations over large quantities are a function of microscopic tool wear and readily detected.

Porosity of the material permits oil impregnation of gears, sprockets, and

bearings, providing self-lubrication for long life and wear resistance.

Steam treating furnishes high-particle hardness, increases wear resistance, and imparts some corrosion protection.

Sound-deadening results from the porous construction. Wrought materials are much noisier. This is particularly objectionable in office equipment.

Economics — The P/M method described provides assemblies costing less than \$4 each. One might expect to pay four times this amount if the part were made by conventional machining methods to the same specifications.

Also, the two-piece construction of gear and sprocket design opened up a 25% saving over an earlier P/M part, which was made from a single compact followed by machining of the hub between the gear and sprocket.

In summary, powder metallurgy made it possible to furnish a complex shape to precise tolerances, provide long life, strength, minimum wear, and low noise level at a cost that cannot be duplicated by any other method.

## P/M Shows Potential in Making Superalloy Parts

By EUGENE W. KELLEY and ROBERT H. DYER

The strength and hardness of nickel and cobalt-base alloy powders pose problems in compaction, and tolerances are inherently difficult to hold in sintering. But P/M parts with properties that compare favorably with those of castings can now be made with careful control of the entire process. Present and potential applications include wear parts, parts that must operate in erosive or corrosive environments, particularly at temperature, and parts where high temperature strength is critical.

Nickel and cobalt-base alloys are relatively costly because of the price of their constituents, and they tend to be difficult to fabricate as a consequence of their properties. Powder metallurgy techniques would appear to offer much to superalloy users. However, the less-than-excellent sinterability of these materials and the need to achieve almost theoretical densities to attain required corrosion resistance, wear resistance,

or high-temperature strength have made powder metallurgy techniques difficult to apply.

Now that powder metallurgists have learned to overcome many of these difficulties, however, progress is being made. More important, powder metallurgy now appears to offer one of the few paths open to the improvements in high-temperature capabilities that advanced technology will require. More effective techniques will be required if full advantage is to be taken of the powder metallurgy approach in the superalloy technology of the future.

Continued on p. 55



NON-FERROUS P/M MATERIALS

# KNOW-HOW!

## DO YOU NEED

High Strength?

High Ductility?

Hot Forgeability?

Zero Growth?

Detailed material specifications and technical assistance on our new materials and our complete range of Brass and Copper Powders are available from our qualified staff.

Write or call:

Paul E. Matthews  
Technical Director  
U. S. Bronze Powders, Inc.  
P. O. Box 31  
Flemington, New Jersey 08822  
201-782-5454  
212-947-7250

## Update on Powder Metallurgy

**P/M Parts**—For several years, people have tried, to produce superalloy parts with compacting and sintering methods developed for the less-demanding ferrous and nonferrous P/M technologies. Results have generally been unsatisfactory because of low sintered densities. Where the characteristics of superalloys are most useful, density is a critical factor.

Sintered densities in excess of 95% of theoretical are almost mandatory if the P/M superalloy is to exhibit desired properties. At the same time, green densities of these alloys are normally no more than 65% because of the strength and hardness of the powders.

Recent developments have shown that by careful control of the entire process superalloys can be compacted and sintered to adequate densities by more or less standard P/M techniques. Parts compare favorably with cast products. Hardness is slightly lower, but strengths are higher. Corrosion resistance and high-temperature properties are comparable to those of castings.

Table I gives comparative typical mechanical properties of three cobalt-base superalloys designed for high-temperature wear applications. Cast and P/M properties are compared in each instance. Field service evaluations also show that P/M parts are comparable to cast types in terms of wear, hot gas erosion, and corrosion considerations. After considerable testing it has been learned that minimum desired properties of P/M parts can be achieved at 95% of theoretical density. Optimum properties call for 98% density.

**Problem**—During compaction powder particles tend to act like tungsten carbide. A binder system is often necessary to obtain adequate green strength. Because of lower green density coupled with the high sintered density required, there is considerable shrinkage during the sintering cycle. Tolerance control at this stage does not compare well with that of non P/M parts, but sizing techniques make it possible to re-establish tolerances down to  $\pm 0.001$  in.

The ability of these alloys to respond to both hot and cold-sizing operations has been very encouraging. Because of the high-temperature wear resistance of these alloys, however, tool life in sizing operations is expected to be relatively short.

When machining is required, the high-density parts compare favorably with castings of the same alloy. They also tend to meet nondestructive testing specifications with ease.

**Wrought Parts**—The conventional wrought-processing techniques for many of the more complex superalloys are notably inefficient. When the alloys are cast in ingot form for subsequent deformation processing to wrought products, the material is subject to embrittling massive segregation.

Because of the relatively low hot workability of such alloys in the cast form, ingot breakdown is difficult. The segregation effects are sometimes reduced by employing small ingots, but even then the ingot-breakdown step requires considerable care. The comparative hot workability of cast and P/M ingots is shown in Fig. 1. The cast ingot has a large grain structure and massive segregation, while the P/M material is fine grained and free of massive segregation.

Large billets of the P/M product are feasible within the limitations imposed by P/M equipment. Thus, one advantage of the P/M approach is the economy inherent in the processing of large billets.

A second advantage of the P/M

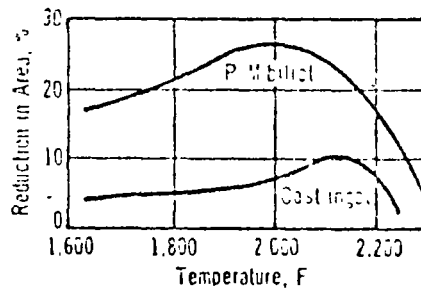


Fig. 1—Cast superalloys have relatively low hot workability. P/M billets, by comparison, are fine grained and free of the embrittlement stemming from massive segregation.

Table I—Room-Temperature Properties of Cast vs Pressed and Sintered Cobalt-Base Superalloys

Alloy	Process	Hardness, Rc	Tensile Strength, Psi	Elongation, %
A	Cast	55	60,000	0.5
	P/M	53	120,000	0.5
B	Cast	62	75,000	0.2
	P/M	59	95,000	0.2
C	Cast	31	110,000	2.0
	P/M	31	110,000	5.0

approach is that product performance can be significantly improved. This stems from the refinement of the microstructure inherent to the P/M method of manufacture. Carbide grains in wear-resistant alloy ingots, for example, tend to be large as a consequence of the slow post-solidification cooling associated with ingots. These large carbides tend to persist through processing and are present in the wrought product.

Not all properties are enhanced by grain refinement, of course. But in some alloys, product properties are significantly improved by a reduction in the size of the carbide grains in the microstructure. This is illustrated in Fig. 2.

It is difficult to quantify the performance of a wear-resistant superalloy, but in-service tests have indicated that the P/M product in this example will outlast its conventionally produced counterpart by as much as 40%. This is directly attributable to the smaller carbide structure.

**Another Area**—P/M techniques also hold much promise for high performance superalloys in high-temperature-stress applications such as those in the hot section of gas turbine engines. The conventional methods of making these parts by forging and machining are extremely costly. If the inherent advantages of powder metallurgy could be effectively applied in this area, savings in material and fabrication costs

Fig. 2—Here are the carbide grain structures of wrought steel made from cast (left) and P/M starting stock. The material is a high carbon, cobalt-base superalloy. 500X.



## Update on Powder Metallurgy

could be very significant.

Metallurgists are now searching for efficient ways to manufacture these components by powder metallurgy techniques. It is not an easy task. Stress properties required are highly critical and the P/M component must be fully dense and free of grain boundary pinning impurities.

Such P/M quality is very costly at present. Hot extrusion or hot isostatic pressing powder-consolidation techniques are probably feasible technically, but high costs make them unattractive. It is the opinion of many people working in this field that new and less costly consolidation methods must be developed if powder metallurgy is to have a serious impact on this area of superalloy technology.

## Surveying Trends in Furnace Technology

By WILLIAM C. DIMAN

Sintering equipment ranges from low-temperature types for aluminum to high-temperature types for tungsten and titanium carbide. However, more work must be done on furnaces that are a part of a P/M forging system. Three areas stand out — a need for higher sintering temperatures, better automatic atmosphere controls, and a faster method of transferring preforms to the forging operation. In conventional systems, a lot of attention is being focused on the de-lube section of furnaces because of the increasing size of compacts and demands for higher production rates.

Powder compacting presses capable of mass-producing complex shapes weighing up to 35 lb are installed in many plants.

Proven sintering equipment available to the P/M manufacturer ranges from that for low-temperature sintering of aluminum to relatively high-temperature sintering of tungsten and titanium carbides, in either controlled-atmosphere or vacuum environments.

Because of the low-temperature sintering range of aluminum, a somewhat conventional sintering furnace of the wire mesh belt type may be used. However, the specific gravity of nitrogen changes with temperature and becomes considerably lighter in weight. So the inverted con-

Mr. Diman is director of sales, C. I. Hayes Inc., Cranston, R. I.

More Potential — Present metallurgical technology appears to be quite close to the limit of progress in the improvement of high-temperature capabilities of conventionally processed superalloys. As they become more and more complex, it becomes less and less possible to process them by the conventional means. Segregation in ingots leads to almost "zero" workability. Powder metallurgy may be the only way to put such alloys together.

The dispersion-strengthening alloys provide an example. P/M techniques are generally used somewhere in their manufacturing because they can't be made any other way. More progress in the high-temperature properties of these and other P/M-processed superalloys is expected. But even then, less costly consolidating techniques will most likely be required if the alloys are to be used extensively.

tainer effect of the humpback or A-frame furnace design is more economically beneficial.

A relatively long de-lube section is desirable and is compatible with the design of the humpback or A-frame furnace because the de-lube section becomes an integral part of the front-inclined loading tunnel. They do not require any more plant real estate than the conventional straight-through horizontal sintering furnace.

At the other end of the scale is the tungsten and titanium carbide sintering furnace. Developments in this area concern both the sintering process and equipment design. A cold wall vacuum furnace with an integral hydrogen de-lube system is available.

Furnaces for P/M forging systems

are in a class by themselves. Most of those presently available are inadequate. The widely used 2,050 F sintering temperature does not give sufficient preform ductility or strength for high extrusion ratio forgings, and many oxides are left unreduced at that temperature. Much development is needed in the sintering furnace field, and it appears to be most important in the following areas:

1. Higher sintering temperatures — assuming that a majority of forgings would require 2,200 to 2,400 F treatment.

2. More refined automatic atmosphere controls to closely maintain carbon content of preforms.

3. Provisions for high production rate feeding systems to automatically take preforms to the forging dies.

Mid-Level — In between the 1,150 F aluminum sintering furnace and the 3,000 F tungsten carbide sintering furnace are the somewhat conventional sintering furnaces. Their ranges are: bronze and brass, 1,400-1,600 F; non and steel, 2,050-2,400 F; stainless steel, 2,350-2,500 F. In these areas, sintering furnaces with integral postheat sections and automatic liquid quenching facilities are in field use.

New, improved drive systems have been perfected offering longer conveyor belt life. Special forced convection cooling sections are in use. They decrease over-all length of the furnace and conserve valuable plant space, and they permit limited control of those metallurgical properties dependent upon accelerated cooling rates.

De-Lube Advance — Developments in the burn-off or de-lube process deserve special mention.

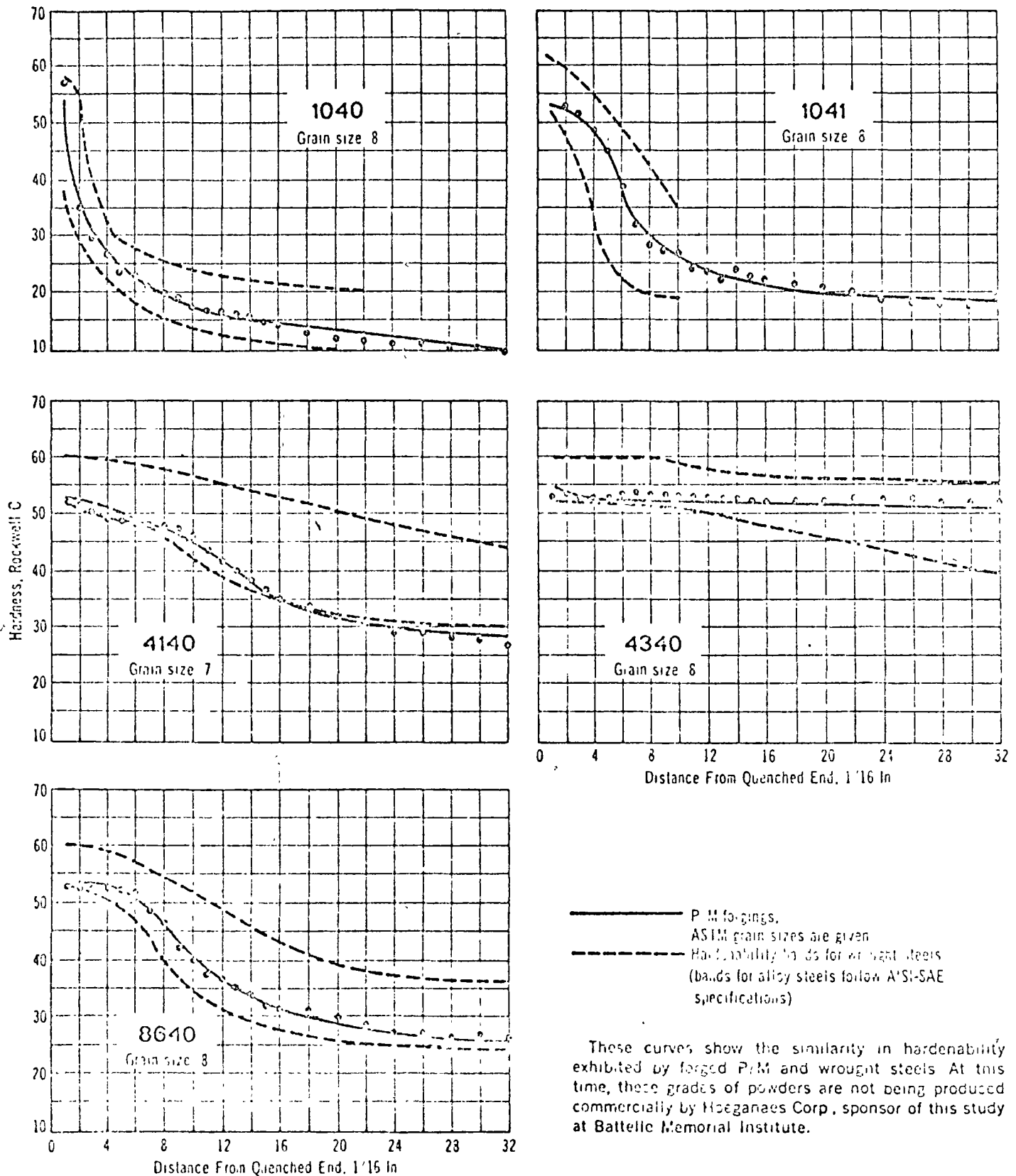
The first zone of the sintering furnace is designed to heat the green compact very slowly to a moderate temperature of around 800 F. Volatilization and elimination of the admixed lubricant usually present are the prime functions.

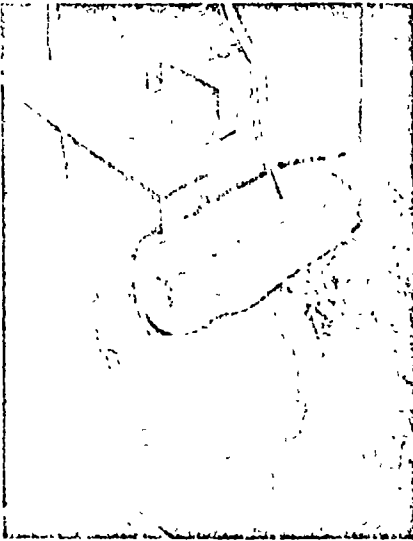
A slow rate of heating is necessary to avoid excessive pressures within the compact and possible expansion and fracturing or spalling. The length of this zone must be sufficient to allow complete elimination of the lubricant before the compacts enter the high-temperature sintering zone.

Burn off of lubricants has received the attention of the industrial furnace manufacturer, and a complete new approach to the design of an inexpensive, high-production furnace is in use.

Earlier Problem — A brief recap is pertinent at this point. The first sintering furnaces sold to P/M manu-

## Hardenabilities of P/M Forged Steels





The industry has been under pressure from several quarters including rising labor and material costs, competition from other processes (mainly welding and casting), and undercutting by overseas suppliers. To determine how these challenges are being met, MP editors surveyed forge shops, forging equipment suppliers, and steel producers. This interpretive article is based on what they found out.

“They’re taking better advantage of available technology” is perhaps the best way to characterize how forgers are fighting back.

In surveying what is being done and planned by the industry and its suppliers, Metal Progress finds that a wide variety of technology is being utilized.

For example:

- Small shops are discovering that shorter replacement cycles for hammers pay off in productivity increases.
- Medium shops are bolder when it comes to trying out new processes such as P/M forging.
- Large plants are learning that computers can cut delivery schedules and boost press production.
- Automotive forgers are finding out that transfer lines, automatic heating, and N/C die sinking are real cost cutters.
- Aerospace forgers are utilizing precision techniques in so-called commonplace applications, filling voids left by canceled defense contracts.
- Furnacemakers are developing improved heating systems and advising use of lower-temperature hot forging techniques.
- Press builders are automating forging with industrial robots and integrated billet handling mechanisms.
- Steel producers are coming up with lower cost grades and more forgeable analyses.

Those and other major activities are reported in greater detail on the following pages

### STAFF REPORT

---

## Small Shops Update . . .

---

More small forge shops are realizing that they have something in common with the big shops. Namely, their greatest potential for countering rising costs and besting competition is in modernization — by taking advantage of improved materials, better equipment, and faster work flow.

Drop Dies & Forgings Co., Cleveland, is currently testing a hot work die steel that promises better machinability and longer die life. The company is also pleased with the upgraded steels produced by techniques such as vacuum melting and continuous casting.

Drop Dies was one of the first shops to adopt EDM for processing dies. "Die-making efficiency went up 40%," reports Lawrence W. Rice, president.

This forger also feels that the industry practice of 35 to 40-year replacement cycles for hammers is unrealistic. Old board hammers are being gradually replaced — at roughly ten-year intervals — with air-operated Ceco-Drops. Reject rates with the new hammers are down to only 0.5%, and productivity has increased 25%.

Drop Dies warns small shops to take steps to eliminate costly shut-downs. Resistance heating has played an important part in speeding up this shop's production, however, gas and oil heat are also available. In addition, a backup shop is available, although one can handle current needs.

---

## Medium Shops

### Innovate . . .

---

Costs and risks involved in trying out new materials and processes are no longer scaring off medium-sized forgers. Innovative technology is leading to improved profit pictures. Suppliers are often more than willing to assist.

A shop with an employment of 120 people has 15 board and hydraulic hammers. They turn out forgings ranging from a few ounces to 15 lb. Dies are purchased and heat treating or machining is jobbed.

The firm is looking at warm churning as a way to hold closer tolerances and improve finishes on custom forgings. An experimental program on forging P/M preforms in cooperation with a powder manufacturer is underway. Management feels there's a limited but definite future for this process. Significantly, company policy is to actively seek out weldments and castings that can be economically replaced with forgings. Officials would like the industry as a whole to focus on this aspect of business building.

**New Materials** — The shop has used very little continuously cast steel to date, but management believes it to be a "coming thing," particularly in the firm's forging size range.

More economical forging steels such as the EX grades are regarded as a step in the right direction. And this shop won't buy much foreign steel unless the price of domestic materials continues to increase.

**Can't Automate** — This shop, like many others, can't afford automation because of short run restrictions, but it can and does upgrade equipment. Two recently acquired hydraulic hammers are 10 to 15% more efficient than the board hammers they replaced. If maintenance costs are low enough, more will probably be purchased.

Bugs in a year-and-a-half-old resistance heater have been worked out, and results are now highly encouraging, particularly in scale reduction.

---

## Large Plants

### Computerize . . .

---

"Commercial and custom forgings are suffering from overcapacity. There is little shipbuilding in progress; and heavy machinery business has been down, with the exception of electrical equipment. Foreign competition is of minor importance only in commercial forgings. The reason is logistical — customers want delivery faster than overseas producers can presently provide."

These comments by Charles W. Finkl, president, A. Finkl & Sons Co., Subs. of Republic Steel Corp., Chicago, summarize the dilemma facing today's major forger. Finkl is

fighting back with a three-pronged program aimed at even shorter delivery times, diversification into new markets, and quality improvements.

**Computerized Forging** — Large presses have been computerized to reduce the length of forging cycles. For example, upsetting and drawing out in one heat is possible on Finkl's computerized 5,000 and 3,000-ton presses.

The 5,000-ton press can also be used for compacting centers of large ingots and for upsetting small ingots to get large cross-sectional areas. Computerization improves quality, substantially reduces delivery times, and ultimately lowers costs.

A computerized production control system keeps track of orders, expedites passage through plant check points, and improves delivery schedules.

**Diversification** — Finkl's new products include electric and gas turbine components, giant forgings, stainless steel forgings, and most recently, hardened forged rolls.

Major diversification programs require careful planning and money. Finkl has made sizable investments in new equipment over the past few years that are now beginning to pay off. These include the production version of the firm's vacuum arc degassing (VAD) unit and an Aus-Quench machine with the ability to heat and quench rolls in one setup.

Other new equipment includes a liquid nitrogen deep-freeze unit, an oil tempering bath, and a multidirectional furnace. Use of the new equipment has improved quality and contributed to a roll delivery time of about eight weeks compared with the previous schedule of 18 to 20 weeks.

---

## Automotive

### Forgers Mechanize . . .

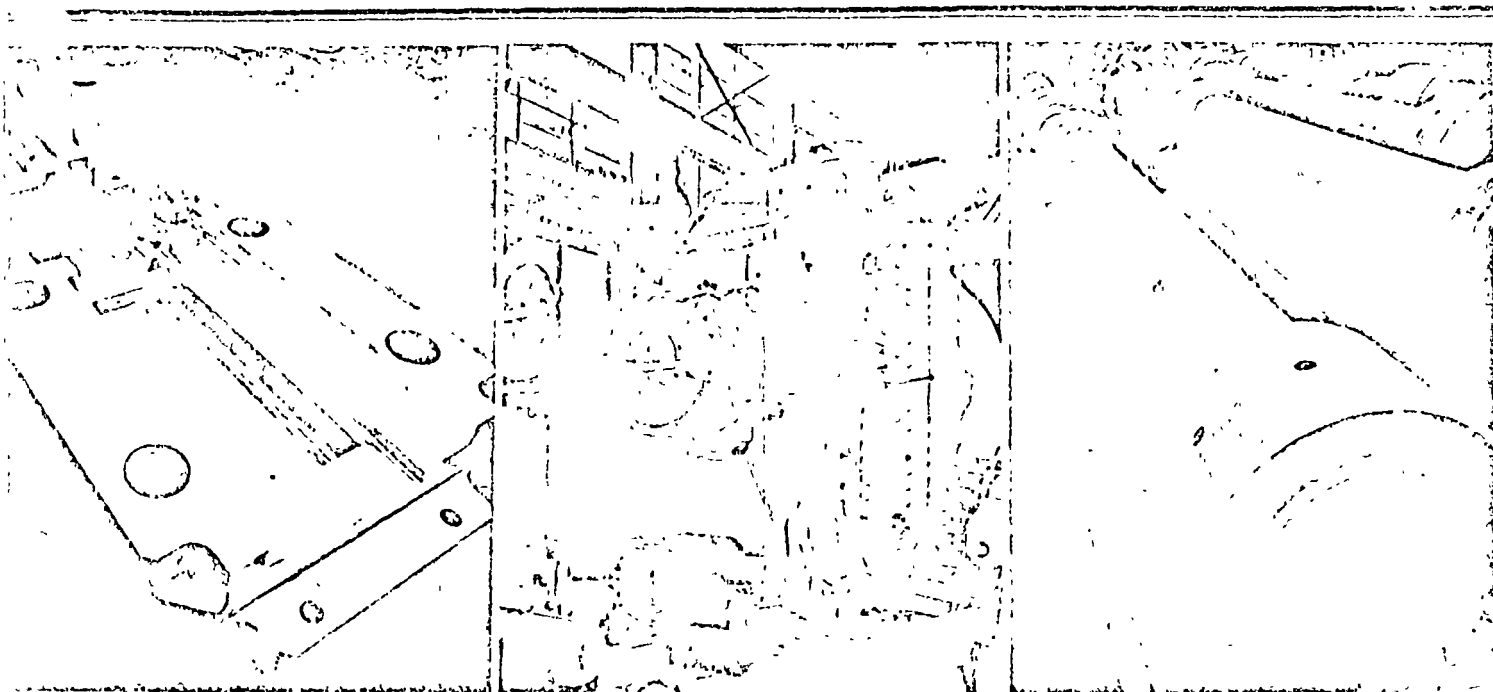
---

Captive forgers such as Chrysler's Detroit forge plant are under constant pressure to hike productivity. Improving the efficiency of one step in a manufacturing operation isn't enough, the entire partsmaking process must be reviewed.

Here's an example.

Chrysler is developing an induction heat treating process for hardening front suspension torsion bars.

Continued on p. 44



**Giant Press for Giant Parts** — This summer the 12,000-ton mechanical forging press shown above, center, will begin producing massive and complex hubs, discs, blades, and other components for the aircraft and steam turbine powerplant industries.

Built for TRW Equipment's Tapco Plant, Cleveland, by Erie Foundry Co., Erie, Pa., the giant press will forge parts with a single blow that would

require multiple hammerings on smaller presses, and the Erie press is faster. In addition, precision forging techniques improve material utilization and reduce machining operations.

Each of the press' die fixtures — forged, heat treated, and machined from Ni-Cr-Mo-V steel by Bethlehem Steel Corp., Bethlehem, Pa. — weighs more than 27 tons — each one started

as a 103-ton vacuum-degassed ingot. The fixtures are pictured at top, left.

Four carbon steel tie-rods hold together the upright, bed, and column sections. The rods (at right), also forged by Bethlehem, are 366 in. long by 30 in. in diameter and weigh nearly 73,000 lb. apiece.

Installed, the press rises 27 ft above TRW's shop floor and extends 13 ft below it.

Currently, bars are heated to 1,600 F in atmosphere-controlled furnaces and oil quenched; cycle time is approximately 1 hr. The induction process will decrease cycle time to about 3 min, lower processing costs, and reduce maintenance requirements.

To keep up with an increased heating capacity, Chrysler will have to speed up bar end forging. Ends are presently produced one at a time in conventional headers. Preliminary studies indicate that automatic forging on a transfer line is both a feasible and practical means of improving over-all productivity.

**Resistance Heating** — Other forging operations are being reviewed with new applications of electrical resistance heating in mind. A study comparing resistance systems with conventional gas-fired furnaces is underway.

"Regardless of the outcome of these investigations, quality and prod-

uction requirements will make development of improved billet heating systems mandatory," predicts plant manager John M. Bruce.

**N/C Die Sinking** — In the die-room, circular dies are being made on numerically controlled lathes in approximately one-fourth the time required by conventional lathes.

Productivity of the N/C machines has been further improved by installing a remote time-sharing terminal which allows quick (sometimes less than 15 min) modifications to existing tapes via a special-purpose computer program.

Another high-interest area at Chrysler is the forging of P/M pre-forms. Preliminary surveys indicate that substantial reductions in material costs are possible with equivalent reductions in machining and other finishing costs. Prototype components will be made this year.

However, to maximize process advantages, it's necessary to match ma-

terial characteristics with product requirements. This is the first step in a program that will eventually lead to full production of forged powder metal products.

**Cold Forging** — Plant management also respects the high-production capabilities of cold forging. A new press with built-in transfer will form and pierce 1,400 front suspension struts per hour — far faster than conventional manually controlled forging equipment.

---

### *Aerospace Forgers Branch Out . . .*

---

Traditionally, most major aerospace engine and structural components have been forged of aluminum, steel, or titanium.

A problem arose when specifiers were forced, by end-product per-

formance demands, to call for more complicated and unfortunately less forgeable alloy systems. The additional time and money required to develop new forging techniques made these parts more expensive.

Another complication is that the allowable transition time between the development of a new alloy and its use in production has been shortened. A third all-too-obvious element is the current low-level demand for aerospace hardware.

Meeting the problem head-on, aerospace forgers have tightened their belts and reduced operating costs at every level. At the same time, they have increased efforts to solve technical problems that have the greatest potential for cutting total costs.

The focus is on:

- Isothermal forging.
- "Warm" forging.
- Adapting conventional forging techniques to new alloys.
- Powder metal technology.
- Property improvements through processing.
- Forging combined with diffusion bonding.
- New markets.

**Isothermal Forging** — Forging with dies at higher-than-normal temperatures (about 2,000 F) is receiving increased attention. Work is being stepped up with substantial government support providing the impetus.

The bottleneck to more widespread acceptance is that isothermal processing requires tooling, perhaps five times more expensive than conventional types. Aircraft purchasing quantities and practices can't support the higher costs.

Significant advances have been made in metal removal techniques. This means that the total cost of a given design using isothermal forging must be compared with that of a less costly forging procedure combined with machining. There are no significant data yet, but if isothermal forging is shown to be the most economical production method in a specific application, customer buying philosophies must change and provisions be made to provide the required, albeit expensive, tooling.

Forging with the temperatures of about 1,500 F — somewhat hotter than conventional forging — is also being studied. The niche for these "warm" techniques may be in forging

certain age-hardenable superalloys that don't lend themselves to the isothermal method.

**Re-Applied Technology** — By adapting special insulation, surface protection, and other innovative techniques, some forgers are using conventional technology to work newer materials such as Rene 95. Basically conventional methods have also been employed to forge IN-100, the strongest turbine alloy known.

Forging of powder is another approach to making parts from superalloys such as IN-100. The drawback: Will the price of titanium and superalloy powders stabilize at some reliable, more economical level? Today's \$12 to \$20 per lb is too high.

**Fracture and Fatigue** — Evident in all specifications for new aircraft components is the mounting emphasis on second-tier properties such as fracture toughness and low-cycle fatigue life.

This places extra responsibility on both designers and forgers. Forgers are answering their challenge by building upgraded properties into

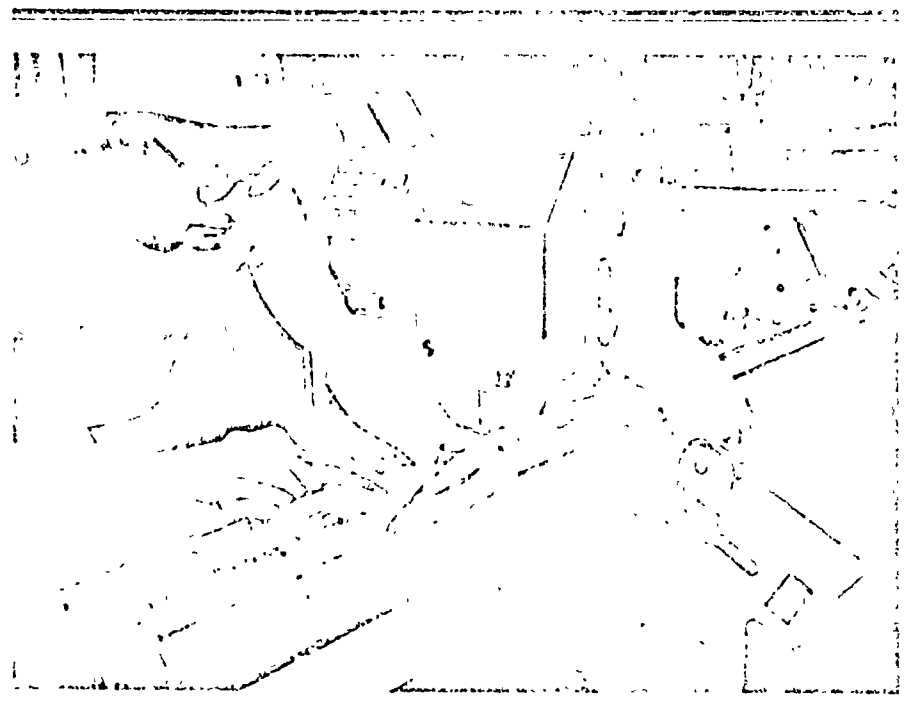
parts — witness improved fracture toughness values in alloys such as Ti 6246, Ti 11, and Ti 17 developed through process refinements.

Beta forging enhances the fatigue strength of titanium. A number of beta-forged titanium hubs for helicopters (see Fig. 1) were produced in 1971. Judging by their performance, this should be an expanding market.

**Bonding Plus Forging** — Diffusion bonding and the combination, forging plus bonding, have potential in fabricating titanium parts. Applications with other materials should also be explored.

Experts feel that bonding-plus-forging offers attractive advantages, such as reduced material requirements due to less scrap. Up to now there has been little acceptance, but it's predicted that a number of applications will be found in the B-1 program.

There's still substantial competition from weldments in this area. Part of the problem is that many companies — prospective customers for forgings — have substantial capi-



**Automated Forge Plant** — A forged railroad axle gets a micrometer check after finish-machining. It was produced at Standard Steel, Div. of BLH, Advanced Forging and Machining (AFM) facility, Burnham, Pa. The customer is an Eastern high-speed transit company.

The AFM facility is an automated, in-line setup designed for forging, cutting, heat treating, and machining railroad axles. Operation hinges on an Austrian GFM machine which automatically forges axles to 65% tighter tolerances than the open-die hammers formerly used.



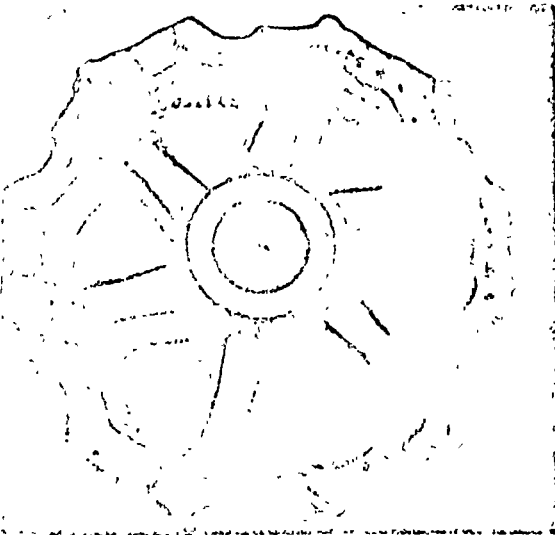


Fig. 1 — This 54 in. in diameter, Ti 6Al 4V helicopter rotor hub was beta forged at 1,900 F in a 50,000-ton hydraulic press. The 2,100 sq in. plain view area part was made by Wyman-Gordon Co., Worcester, Mass., for Sikorsky's S-65 (USMC CH-53D) assault transport.

tal invested in welding equipment. But where large, intricate components are required in complex alloy systems, forgings are holding their own because of a lack of reliable inspection methods for welded joints of this type.

**New Markets** — Aerospace forgers are countering the slump in aircraft and defense spending by branching out into new markets such as nuclear powerplant components and piping. Large stainless steel valves are now being forged instead of cast, and as size requirements increase and reliability and performance specifications tighten, it's possible that pump casings will follow.

One forger has a foot in the auto component market. He has added a sizable induction heating unit to improve scale control and cut costs, permitting more forging line automation. A unique addition is an on-line friction welder for attaching tong holds to forgings.

New applications in the marine field include operating rods for submarine torpedo doors (stainless steel) and propellers for high-performance naval craft. Aerospace forgers are also pushing development work on forging plastics and scrap reclamation techniques.

### Furnacemakers Offer Practical Advice . . .

Heating is an important part of the forging process. Manufacturers of gas and oil-fired furnaces, resistance heaters, and induction heaters offer a variety of equipment, each with their own special application areas.

But reports Selas Corp. of America, Dresher, Pa., modifications of existing techniques can often provide advantages equivalent to those obtained by investing in new equipment. Of course, the cost is lower.

Example: faster heating cycles for high-volume operations, which incorporate short soaking times at lower-than-normal temperatures. Burning and overheating are eliminated. Fuel and maintenance costs are reduced and quality is improved.

Other advantages of this low-temperature hot forging technique include:

- Increased productivity.
- Elimination of descaling.
- Reduced billet weight (lowering material costs).
- Improved die life.
- Better as-forged surfaces.

**Common Error** — "Developing maximum forgeability by heating and soaking at excessively high temperatures — frequently in the overheating or occasionally in the burning range — is a common error," states Charles

A. Turner Jr., chief metallurgist for Selas.

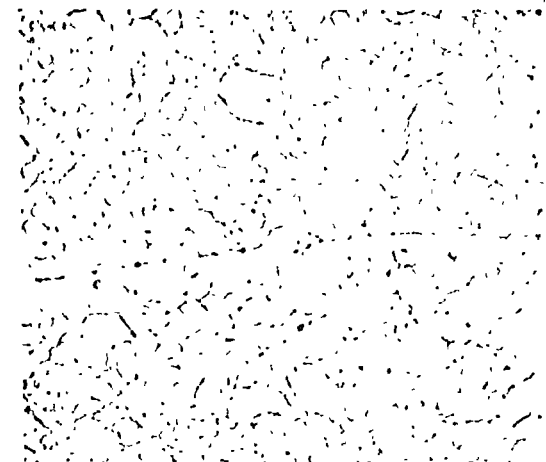
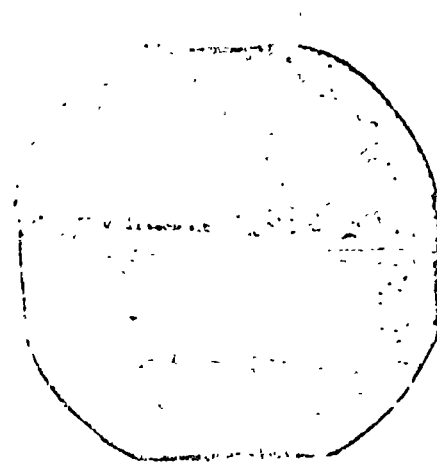
A rule-of-thumb is often used: if the billet's oxide scale is melting during transfer to the work station, the "correct" temperature has been reached. However, heating at these elevated temperatures in oxidizing atmospheres promotes oxygen penetration and oxide formation along austenite grain boundaries.

Oxides increase resistance to deformation and offset any ductility improvements gained by elevated-temperature processing. In extreme cases, burning or metal rupture results when the grain boundary oxides melt.

Slight overheating can be tolerated, but severe overheating coupled with insufficient forging reductions to break up oxide plates of weakness can give low ductility in finished forgings. Evidence of this can be found in tensile specimen fracture surfaces or in-service failure surfaces as random coarse grains or facets (Fig. 2, left). Under magnification (Fig. 2, right), the facets are revealed as oxides in prior austenite grain boundaries formed during heating for forging.

**Lower Temperatures** — A solution to oxidation problems is to heat and forge at lower temperatures where slightly higher yield strengths are encountered but grain boundary oxidation is eliminated. The table on p. 51 gives process parameters for steel pipe ends closed-die forged in three

Fig. 2 — Hot ductility gained by soaking at elevated temperatures and extended times can be offset by deleterious oxidation effects. Facet-like fracture surfaces (left) are characteristic. The 1 1/2 in. diameter AISI 4340 bar was heated and soaked for 1/2 hr at 2,350 F. The photomicrograph at right (250X, zirconium chloride etch) shows oxides in prior austenite grain boundaries, formed during heating for forging.



Comparison of Conventional and Low-Temperature Hot Forging Practices

	Conventional Hot Forging	Low Temperature Hot Forging
Billet size		
Diameter, in.	3¼	3¼
Length, in.	9	9
Billet weight, lb	21	19.5
Furnace temperature, F	2,400	2,100
Billet temperature, F	2,250	1,815
Heating time, min	22	16
Descal	Required	Not required
Press load, tons		
Upset	200	—
Block	900	800
Finish	1,900	1,300

Note: 1½ in. in diameter, 90°, steel pipe ends

operations — upsetting, blocking, and finishing — by this low-temperature technique. Data for the former, higher temperature method are also presented. Heating was done in a rotary furnace and two, 1½ in. in diameter, 90° rolls were forged from each billet.

### Press Manufacturers Offer New Technology . . .

The press manufacturers' stake in a healthy forging industry is high. Their developments reflect where help is needed.

For example, the Die Forger-Unimate system (Fig. 3) from Chambersburg Engineering Co., Chambersburg, Pa., is a programmed forging hammer combined with a modified Unimate robot in place of the hammerman. Initial applications have been with hammers ranging from 1,000 to 4,000 lb falling weight and are keyed to the robot's manipulative capacity.

Production rates are comparable to those of very efficient, manual hammers. Cassette storage of job programs gives the system a "memory."

Mechanization doesn't stop at the forging press. Secondary operations such as hot trimming are being automated with industrial robots. A special forging press being built for an automaker requires two operators but it combines forging and trimming. This system is attractive because it has two key advantages over an automated operation — it costs less

but production is higher.

The Payoff — The secret to more efficient production can often be found in improved or modified equipment, tailored to the forger's requirements. For example, one forger might find mechanical transfer mechanisms economical. For another, they wouldn't be cost effective.

Chambersburg's Impacter was designed for incorporating stock handling mechanisms on the machine structure — most of the ground shocks and vibrations associated with conventional anvil type forging hammers have been eliminated.

More multiples per platter can be forged because work is oriented vertically between the dies, eliminating problems of "droop" and stock location encountered with horizontally held hot bars.

But there can be no denying that automatic handling can be efficient. In an example cited by Robert P. Scott, vice president Ajax Mfg. Co., Cleveland, a forger boosted productivity nearly 300% by replacing his manual press with a slightly larger one equipped with automatic handling equipment.

Essential to most of these systems is automatic induction or resistance heating combined with steady delivery of these uniformly heated bars

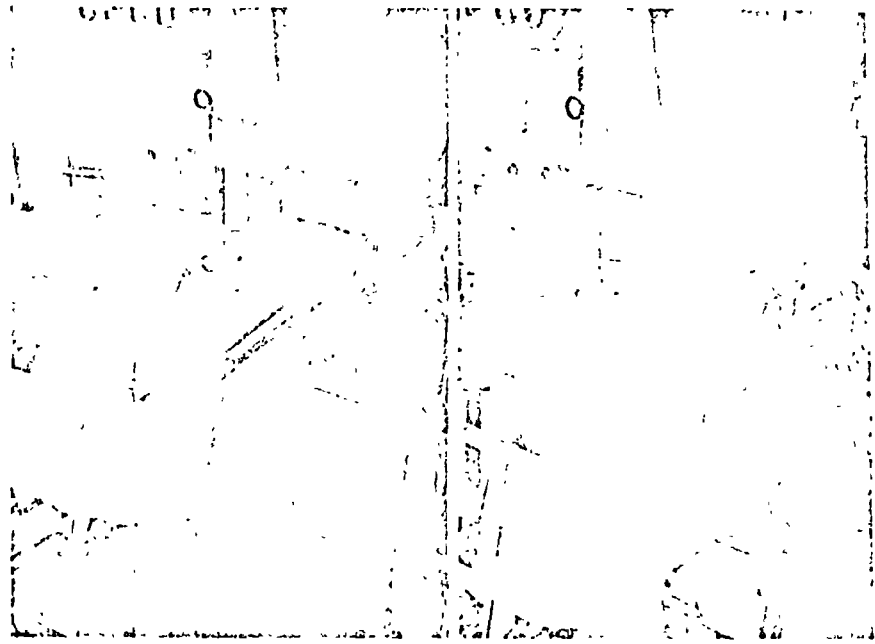


Fig. 3 — Arm of a Unimate Mark II robot is positioning heated bar stock in the die impression of a Chambersburg No 8 Die Forger (left). After positioning, the robot's circuitry signals for a rapid sequence of blows (right)

to the press.

Concern With Safety — Equipment makers have an added challenge imposed by recent pollution control, safety, and health legislation. In the near future, it's likely that shops will be obliged to isolate workers from machinery to protect them from noise, heat, and fumes. New equipment will have to be developed to meet these needs.

Application Assistance — New applications for forging are actively sought by the equipment manufacturer. Here are two examples supplied by George J. Ott, an Erie Foundry Co., Erie, Pa., specialist in forging application engineering.

- A round automotive part was machined from a 2½ in. in diameter bar weighing 2.6 lb. The part will soon be forged from 15 oz of material at a higher production rate.

- Bearing races were machined from expensive tubing. They're now forged from less expensive bar stock. The tubing method required 2 lb of material for a typical bearing, forging requires only 1¼ lb. For another development in forged bearings, see the box on p. 52.

These examples point up the relatively undramatic, but nevertheless important evolution that has occurred in forging technology — scale and tolerances can now be controlled to

levels where forgings can economically replace machined components.

**P/M Equipment Critical**— Elsewhere in this report, the high-interest P/M forging technology has been commented on. "The success of P/M forging," believes Joseph A. Geuss, systems engineer for Erie Foundry, "will probably hinge on coordinated tool, press, and sintering furnace designs. Powder specifications must also be taken into account."

What's needed is an integrated production line incorporating powder storage, quality control, and automatic production of preforms. Induction sintering with controlled atmosphere capability and mechanical loading and unloading of the forging press are essential.

Tooling is important. If fewer multiple motions were required, press and material handling costs would be reduced and productivity increased. Toolmakers and press manufacturers should also be able to come up with ways to economically modify existing presses to meet P/M requirements.

---

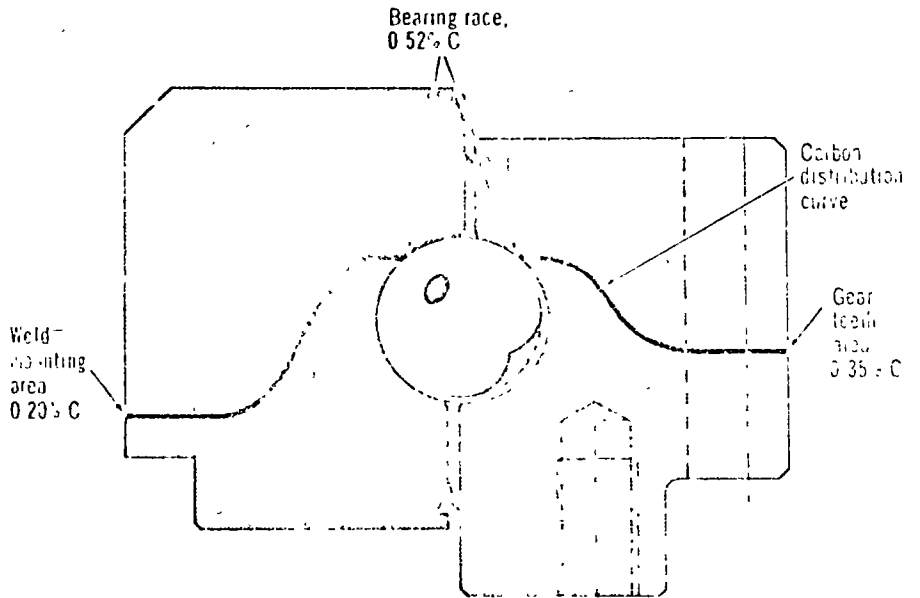
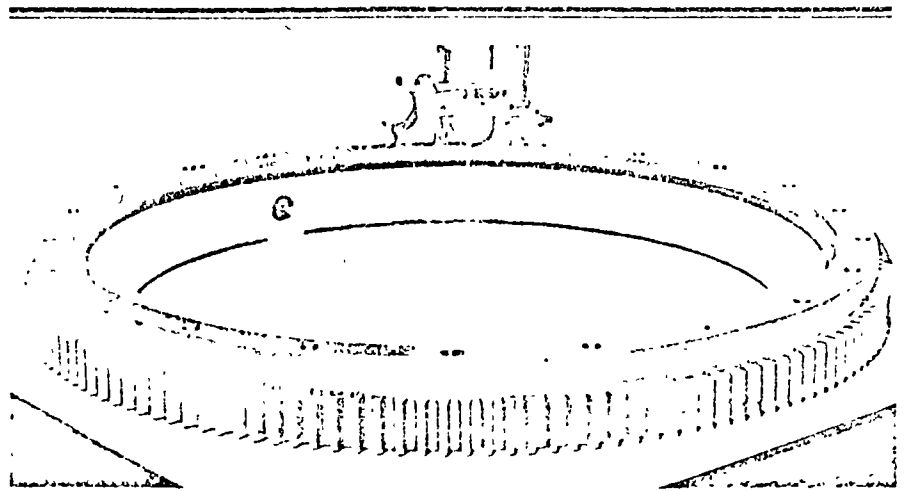
**Steel Producers Offer Economical Grades ...**

---

Forgers need steels that are more economical and have improved surface quality.

Greater use of eddy current inspection in steel mills is helping in the quality area. And lower cost grades are being developed. For example, Republic Steel Corp.'s CA and RSC series steels have properties similar to those of standard triple alloy steels. Robert S. Spears, manager of sales for Republic's Hot Rolled Bar & Semi-finished Products Div., also points out that "certain alloys offer the additional benefit of improved die life."

Forgers are also seriously considering benefits of switching from conventional to continuously cast steel. In 1967, less than 5 million tons of steel were continuously cast in the United States. "Present industry capability is up to more than 75 million tons per year. Of this, 18 million tons could be in billet form for use as cast or for rolling into bars for hot forging," reports John L. Vensel, president, Roblin Steel Co., Div. Roblin Industries Inc., North



**Graded Carbon Improves Bearings**— Large diameter bearings such as those used in power shovels and dockside cranes are frequently plagued with problems involving gear tooth breakage and weld cracking. Tooth breakage comes about by compromising ductility for bearing raceway hardness. Mild steel weld bands, such as the one shown on the inner periphery of the antifriction bearing at top, make for a dissimilar metal combination and are often the culprits in cracking.

Formmet Corp., Subs. of Sifco In-

dustries Inc., Cleveland, has reportedly solved both problems by producing forged bearings with graded carbon contents.

Bearing race regions (see schematic drawing) have high carbon contents to minimize wear and fatigue, gear tooth areas contain less carbon to maximize toughness, and mounting areas contain even less carbon than tooth areas for weldability. The proprietary steelmaking and forging process used can also produce rings with varying concentrations of other alloying elements.

Tomawanda, N. Y.

**Continuous Casting**— The strand casting process is relatively easy to control, and end-product quality is very uniform because of the single step from molten steel to cast shape.

Advantages to continuously cast billets include uniform chemistry and

superior surface quality. Billet size can also be controlled within strict tolerances. And bars rolled from these billets have excellent surfaces.

Future possibilities for continuously cast steel in forging are intriguing. strand-cast forging preforms are an example. ⊕

# Cold Forging of Alloy Steels

J. L. Hurley, A. L. Kitchin, and R. R. Crawford

LABORATORY HEATS of carburizing steels were compression tested in the hot rolled, normalized and annealed conditions. The quantitative effect of each alloy element on resistance to deformation was then established for the annealed condition using compressive stress at 0.2 strain as the criterion. Carbon increased stress most markedly, followed in decreasing order by silicon, manganese, molybdenum, chromium and nickel.

Subsequently, commercial heats were subjected to cold forging by backward extrusion and compression tests. The five carburizing steels cold-forged readily. One of the two high carbon steels, EX-2, could be forged with acceptable punch stresses, but the other, 52100, required excessively high punch stresses. A comparison of backward extrusion and laboratory compression tests showed that the pressures needed to extrude steels were proportional to compressive stress at 0.2 strain when an adjustment was made for differences in work hardening exponent.

## Introduction

The cold forging process offers large potential savings by reducing the amount of steel needed to manufacture a component as well as by minimizing conventional machining (1). These economies will be realized only if the forging stresses are low enough for satisfactory tool and die life. If the only consideration is minimum forging stress, then the softest possible steel with low carbon and alloy content should be chosen. Such a steel, however, is unsuitable for applications involving heavy loads such as a transmission gear or a roller bearing race. For these applications, the steel must have a satisfactory cold forging response plus enough alloy content to permit heat treatment to a satisfactory combination of strength, toughness and wear resistance.

The purposes of this investigation were: (1) to study variables, particularly composition, that affect cold forging stresses in low alloy steels; (2) to study the relative cold forgeability of several commercially available steels as a basis for evaluating new cold forging steels; and (3) to establish the relationship between static compression tests performed in the laboratory and actual cold forging operations on production presses, as a means of predicting cold forging pressures.

## Experimental Procedure

### Laboratory Studies of Cold Forgeability

Laboratory melted carburizing steels, numbering 25, were used to determine the effect of composition on compressive strength. These were air induction melts, final deoxidized with aluminum. Steels 1 through 9, listed in Table 1, are laboratory versions of commercial grades. The remaining 16 steels, experimental grades, were devised for

constant hardenability so that the effect of composition could be studied independent of hardenability effects. The hardenability selected corresponds to the middle of the Jominy band shared by several popular grades such as 4118, 4620 and 5120 (2). These grades have the same minimum J distance to Rc30 of  $2\frac{1}{2}$  sixteenths in.

Target composition levels for the 16 experimental steels included: 0.20 and 0.23% C, 0.06% Si, 0, 0.55 and 0.85% Ni; 0.28, 0.55 and 0.80% Cr, and 0.07, 0.11, 0.15, 0.20 and 0.30% Mo. Manganese was varied from 0.32 to 0.62% to develop the desired constant level of hardenability. Silicon was limited to 0.06% because exploratory research indicated that it was a particularly potent hardener.

Specimens were annealed in a box filled with cast iron chips by austenitizing at 1,600 F for 1 hr, furnace cooling to 1,400 F, and then cooling to 1,000 F at 25 F per hr. Normalizing when employed consisted of austenitizing at 1,600 F followed by individually air cooling the specimen blanks.

Cylinders, 0.700 in. in diameter by 1.000 in. high were used for static compression testing, the ends being ground flat and parallel. To minimize friction, ends were lubricated with lead foil and a H.E. fluorocarbon spray. During testing, the load was measured when the specimen was compressed to predetermined strains. A micrometer was used to measure the level of strain. Duplicate specimens were run to check reproducibility.

Table 1. Compositions of Laboratory Melts of Commercial Grades

Steel	Composition, %					
	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo
1 (4077)	0.25	0.80	0.30	—	—	0.25
2 (4118)	0.22	0.71	0.20	—	0.51	0.10
3 (4620)	0.22	0.46	0.26	1.90	—	0.25
4 (4626)	0.27	0.44	0.20	0.95	—	0.25
5 (5120)	0.22	0.63	0.30	—	0.80	—
6 (5620)	0.22	0.73	0.27	0.60	0.50	0.21
7 (4720)	0.21	0.56	0.32	1.10	0.47	0.21
8 (4320)	0.22	0.50	0.30	1.88	0.50	0.26
9 (4718)	0.19	0.79	0.29	1.12	0.47	0.35

### Production Cold Forging of Commercial Steels

The cold forgeability of commercial heats was evaluated with backward extrusion tests of 1 in. diameter bars, performed on a Verson 400 ton mechanical press. Because this press operates at 20 strokes per min, strain rates are much higher than in the laboratory compression test. Contact velocity was in the 49 to 33 ft per min range.

Five heats of carburizing steels were tested as well as two high carbon steels, 52100 and EX-2. (Compositions are listed in Table 2.) Normalized bars of the carburizing steels were annealed at 1,400 F for  $1\frac{1}{2}$  hr, furnace cooled

Messrs. Hurley and Kitchin are associated with International Nickel Co., New York, and Mr. Crawford formerly with International Nickel Co., is with National Lead Co., New York.

EXTRUSION RATIO, R

$$R = \frac{A_0}{A_f}$$

REDUCTION OF AREA, R OF A (%)

$$R \text{ of } A = \frac{A_0 - A_f}{A_0} \times 100$$

MAX. PRESSURE, P

$$P = \frac{\text{Max. Load}}{A_0}$$

MAX. PUNCH STRESS, Q

$$Q = \frac{\text{Max. Load}}{A_p}$$

SPECIMEN:

Cylinder 1" Diameter

HEIGHT VARIED WITH EXTRUSION RATIO

R	1.43	2.00	2.30	3.33	4.00	5.00
Ht (inch)	1-1/4	1	3/4	3/4	1/2	1/2

LUBRICANTS:

Phosphate + Bonderlube 235

MAXIMUM LOAD:

Measured with Calibrated Strain Gages  
on Punches

RECORDER:

Offner Electronics Type R Dynograph

Max. Deflection - 50mm

Chart Speed - 10 inch/sec.

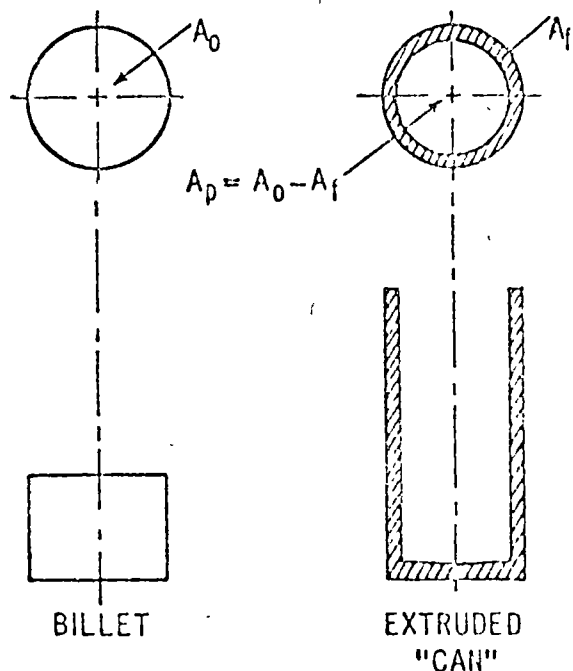


Fig. 1. For a typical test, a can was backward extruded from a cylinder, 1 in. in diameter. Test data are shown with the diagram.

to 1,200 F, and held at temperature for 1 hr. All the 4620 and a portion of the 8620 were further annealed for 2 hr at 1,275 F. (The portion of 8620 that was given the additional anneal, which lowered the hardness to 142 Bhn, is designated 8620B in the remaining portion of this paper.) The two high carbon steels were tested in the commercially spheroidize annealed condition.

Tests were run at reductions of area of 30, 50, 65, 70, 75 and, with most steels, 80%. In terms of extrusion ratio, these are 1.42, 2.00, 2.86, 3.33, 4.00 and 5.09, respectively. Details of the experimental procedure are presented in Fig. 1. Both the maximum pressure (P) to extrude the billet and the maximum punch stress (Q) were calculated for each test. The maximum pressure (P) is important because it, together with the billet's section size, determine the press capacity needed. The maximum punch stress (Q) is important because punch life will be uneconomically low if the stresses are too high. Data for 200R were not included because of eccentric "ears" produced by an off-center punch.

## Results and Discussion

### Laboratory Studies of Cold Forgeability

Effects of hardness, strength and work hardening in carburizing steels are covered first. A plot of the compressive stresses at 0.2 true strain against initial Brinell hardness number for each of the 25 laboratory steels and the effect of heat treatments in Table 3 is shown in Fig. 2. It discloses that the resistance to compressive deformation increases linearly with initial hardness.

Annealing to reduce hardness is an effective way of reducing stress as shown in Table 3. Higher stresses are needed to deform the steels that are more highly alloyed for higher hardenability. But with steel in the annealed condition, this increase in stress is not as large as for steel in the hot rolled or normalized conditions.

Differences in work hardening rate might cause two steels which are similar in strength at one strain, such as 0.2, to have different strengths at higher strains. This sug-

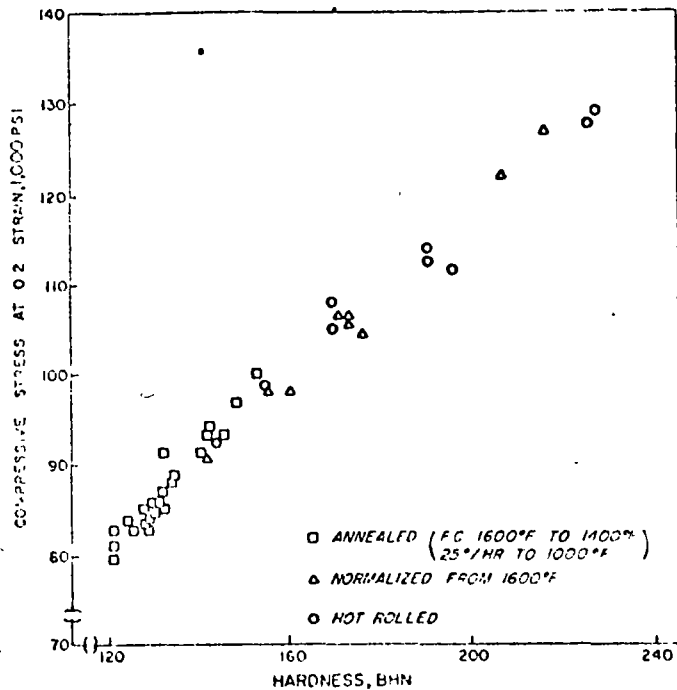


Fig. 2. In general, compressive stresses vary linearly with hardnesses, the type of processing having little effect.

Table 2. Compositions and Annealed Hardness of Commercial Heats

Steel	Composition, %						BHN
	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	
4118	0.20	0.80	0.30	0.05	0.50	0.15	149
4620	0.18	0.57	0.27	1.73	0.13	0.23	158
4626	0.28	0.55	0.29	0.90	0.12	0.19	142
5120	0.19	0.74	0.25	0.09	0.80	0.03	131
8620	0.21	0.87	0.28	0.45	0.15	0.18	155
8620B*	0.21	0.87	0.28	0.45	0.15	0.18	142
52100	1.03	0.41	0.30	—	1.52	—	193
EX 2	0.69	0.35	0.28	0.69	0.21	0.11	176

\* Portion of the 8620 which received an additional anneal of 2 hr at 1,775 F

gested the possibility of selecting compositions that have low work hardening rates, and consequently require lower compressive stresses at high strains.

The 16 experimental steels were compression tested to strains up to 0.8. Their stress-strain data are presented graphically in Fig. 3. Apparently, differences in work hardening rate among these steels had little effect since the range of stresses for the 16 steels was small—equaling  $8.8 \times 10^4$  psi at 0.2 strain and  $8.5 \times 10^4$  psi at 0.8 strain. In addition, the steels tend to maintain their relative positions with the same two heats being softest and hardest at both 0.2 and 0.8 strain. It is a significant point, the stresses fall within a narrow range in spite of variations in manganese, nickel, chromium and molybdenum content. This finding demonstrates that these elements will have little effect on cold forging pressures (except for their effect on initial strength).

Table 3. Resistance to Deformation of Steels in the Hot Rolled, Normalized and Annealed Conditions

Steel	Hot Rolled		Normalized		Annealed	
	Stress at 0.2 Strain 1,000 psi	BHN	Stress at 0.2 Strain 1,000 psi	BHN	Stress at 0.2 Strain 1,000 psi	BHN
<b>Low Hardenability</b>						
1 (4027)	105.2	169	106.0	171	91.2	136
2 (4118)	92.5	143	90.6	141	86.0	135
3 (4620)	111.5	168	104.0	177	93.1	146
4 (4626)	107.5	170	97.5	160	88.3	133
5 (5120)	99.1	154	98.0	155	91.8	132
<b>Intermediate Hardenability</b>						
6 (8620)	109.0	196	106.0	170	93.6	142
7 (4720)	111.5	191	105.5	172	94.0	143
<b>High Hardenability</b>						
8 (4320)	128.5	228	127.0	217	100.0	156
9 (4718)	127.1	226	122.2	207	97.2	149

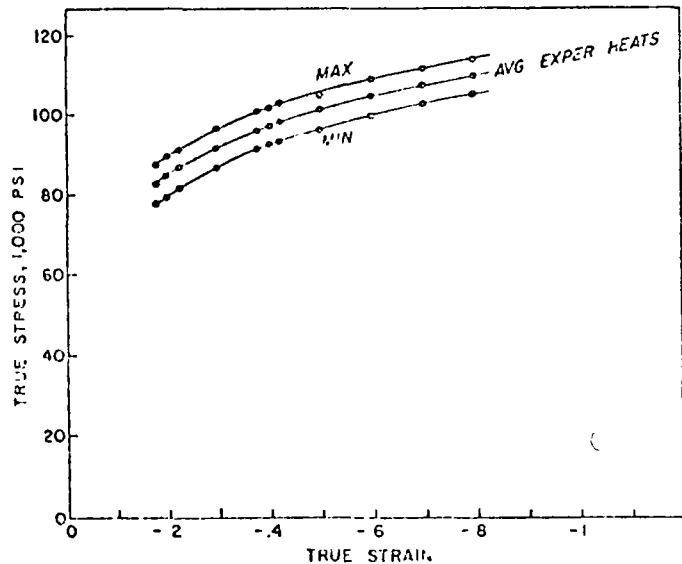


Fig. 3. Result of compression tests for 16 experimental heats of steel demonstrate that differences in work hardening rates have little effect on relations between stress and strain.

The average curve from the 16 experimental heats in Fig. 3 was replotted in Fig. 4 on a log-log scale. (Also included are the laboratory heat of 8620 and the two high carbon steels.) In each instance, a straight line was obtained over the range of strains from 0.18 to 0.8. Since  $n$  in the relationship  $S = K\epsilon^n$  is the work hardening exponent and is actually the slope of these straight lines, a comparison of the slopes demonstrates the effect of work hardening exponent on compressive stress. Note that the curves are nearly parallel. In this instance differences in work hardening exponents of the steels are less important in reducing compressive stresses than is the initial strength, as manifested by the location of curves above the abscissa. This is true even when the data are extrapolated to the strains encountered in cold forging.

Effects of composition on compressive stresses in carburizing steels are now considered. A multiple linear regression analysis of the composition and compression stress data of all 25 laboratory-mixed steels provides a quantitative mea-

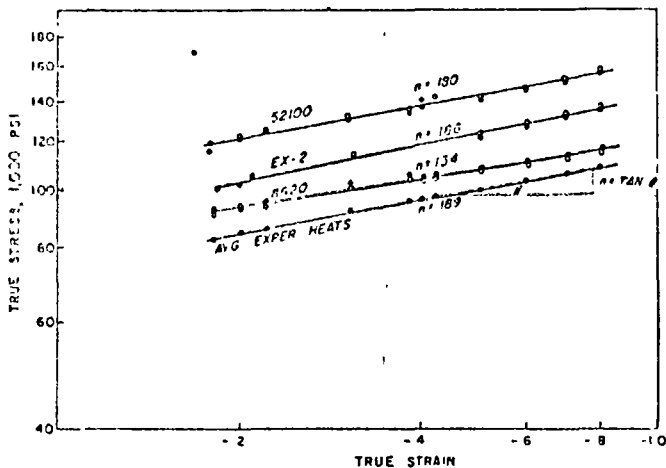


Fig. 4 Log log plot of the data of Fig. 3 show that the steels have similar work hardening exponents ( $n$ , indicated by the line slopes).

sure of the effect of the individual alloying elements upon cold forging pressures, using compressive stress at 0.2 strain as the criterion. The results of this multiple linear regression are tabulated below:

$$\text{Stress at 0.2 strain (10}^3 \text{ psi)} = 47.8 - 70.0C + 30.5Si + 16.2Mn + 11.2Mo + 8.1Cr + 6.5Ni$$

Standard Error of Equation,  $1.1 \times 10^3$  psi

Multiple Correlation, 0.98

"F" Value for Regression, 74.8

"t" Values for Individual Coefficients, 3.07 to 8.75

All the individual coefficients are statistically significant at the 99% confidence level in the Student  $t$  test.

It is clear that for equal weight percent additions, carbon is the most detrimental element, followed in decreasing order by silicon, manganese, molybdenum, chromium and nickel. Nickel, of the elements studied, therefore has the least detrimental effect per weight percent upon cold forging response.

This equation can be used to consider two ways to reduce forging stress while maintaining adequate hardenability. First, significant improvements appear possible by choosing, whenever possible, heats from the lean side of a composition range. For example, the formula was used to calculate the stresses for two hypothetical heats of 8620, at the minimum and maximum sides of its composition range. The minimum heat would require a stress 16,000 psi below the other. While this is admittedly an extreme instance, the difference in stress was also large.

Carbon and silicon are prime candidates if the modification of carburizing steels is considered. Low silicon appears promising. The situation is not as straightforward with carbon because lower carbon will require a substantial counterbalancing alloy addition (above the amount needed to maintain hardenability) to maintain the same level of core hardness after heat treatment. Some further reduction in forging stress could be achieved by varying the proportions of the alloying elements. This is not necessary, however, because subsequent work has demonstrated that existing grades are readily cold forged.

In determining the effects of composition on compressive stresses in high carbon steels, two high carbon steels in the commercially spheroidize annealed condition were also tested. Compositions of the steels, 52100 and EX-2, are

given in Table 2; stresses at 0.02 strain ( $10^{-3}$  psi) are 121.3 for 52100 and 103.5 for EX-2. The EX-2 steel is clearly easier to deform than the 52100 steel, as also shown in Fig. 4.

### Production Cold Forging Evaluation of Commercial Steels

Results of backward extrusion tests for the five carburizing steels (plus 8620 with a second heat treatment) are presented in Fig. 5. The maximum pressure on the billet is plotted versus the logarithm of the extrusion ratio ( $\ln R$ ). (The natural logarithm of the extrusion ratio was chosen because it corresponds to the strain in backward extrusion if all the deformation is homogeneous.)

If the five carburizing steels (plus 8620 with a second heat treatment) were plotted together their curves would fall into a surprisingly narrow band with an average width of 8% in the maximum pressure. Furthermore, these steels would lie within the low, middle and high side of the band in accord with their hardnesses (Table 2). The heat of 5120 offers the least resistance to deformation, the 4118, 4626, 8620B fall in the middle of the band; and the 4620 and 8620 lie on the high side of the band.

It is evident that composition within the narrow ranges of this investigation, affects cold forging pressure primarily to the extent that it affects the hardness of the annealed billet. This is borne out with 8620 heat treated to different hardnesses. The extra softening treatment received by the 8620B (142 Bhn versus 155 Bhn) moves it from the high side of the range to somewhat below the average, demonstrating that lower hardness, in spite of the same composition, reduces cold forging pressures.

Curves for maximum punch stress ( $Q$ ) versus extrusion ratio (or reduction of area) of the carburizing steels are presented in Fig. 6. All lie well below a maximum stress of 400,000 psi. Stresses in excess of 400,000 psi cause uneconomical punch life.

The maximum pressure on the billet and the maximum punch stress for 52100 and EX-2 are presented in Fig. 7, where they are compared with previously determined curves for 8620. The curves for 52100 and EX-2 are similar to those for 8620 except that, as expected, they lie at higher stresses. It is particularly significant that the maximum punch stress to backward extrude EX-2 is below or near the 400,000 psi level. Stresses for the heat of 52100, however, are clearly too high.

### Relationship Between Laboratory Test and Production Press

The relationship between laboratory compression tests and backward extrusion on 400-Ton production press is established by setting the work in the compression test equal to the work needed to backward extrude an equal volume of metal. Laboratory test data can be used to calculate the work done in compression. Furthermore, the work to extrude a unit volume of metal is equal to  $P$ , the extrusion pressure. This leads to the following equation which compares two steels A and B extruded at the same ratio:

$$\frac{P_B}{P_A} = \frac{S_B}{S_A} \left( \frac{\epsilon_t}{0.2} \right)^{n_B - n_A} \frac{n_A + 1}{n_B + 1}$$

Here,  $P$  = pressure in backward extrusion on production press,  $S$  = compressive stress at 0.2 strain,  $n$  = work hardening exponent, and  $\epsilon_t$  = equivalent compressive strain at each extrusion ratio.

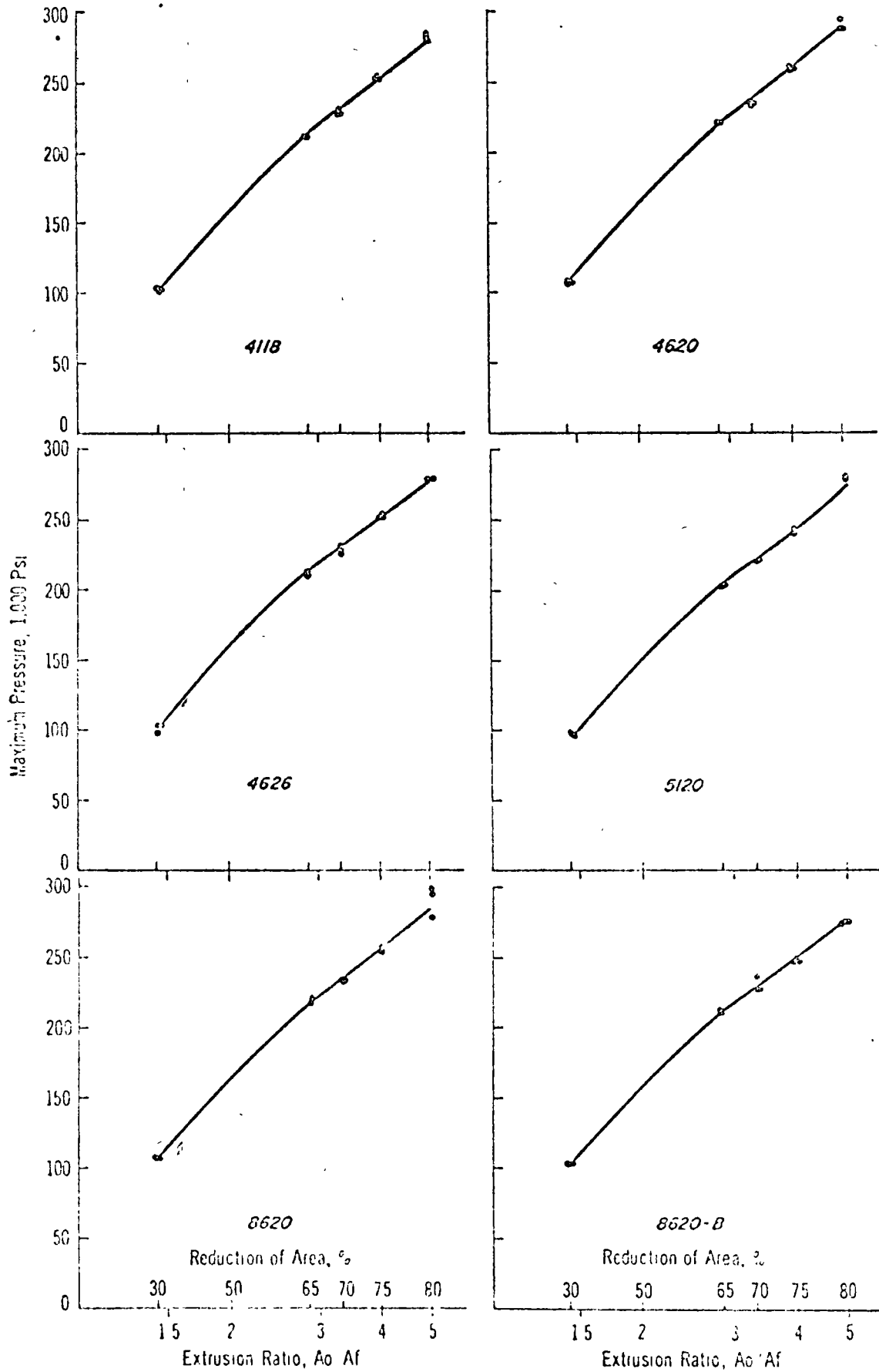


Fig. 5 In backward extrusion, maximum pressures generally rise directly with the extrusion ratio.



A close approximation to this equation that is simpler can also be written.

$$\frac{P_B}{P_A} = \frac{S_B}{S_A} [1 + f(n_B - n_A)]$$

The value for  $f$  will be somewhat different at each extrusion ratio as is shown below.

R	1.42	2.80	3.33	4.00	5.00
f	0.8	1.3	1.4	1.5	1.6

However, the variation in  $f$  is modest over most of the range. For most practical purposes a typical value for  $f=1.4$  should be satisfactory.

The validity of this relationship was checked by determining the average extrusion pressure for each of the steels studied, and plotting this against compressive stress. The average backward extrusion pressure for a steel is simply the sum of the values for the five extrusion ratios divided by five. Results up to and including  $R=4$ , 75% reduction of area, were included. The results for  $R=5$ , 80% reduction of area, were not included because these data were not collected for 52100 and 1X-2. The effect of differences in work hardening exponent was checked by assigning a typical value  $n_A=0.17$  to one of the exponents. Thus the term  $(n_B - n_A)$  becomes  $(n_B - 0.17)$ .

Table 4 contains a summary of the results. Figure 8 shows the average extrusion pressure plotted against compressive stress, ignoring differences in work hardening exponent between the steels. If the extrusion pressure is di-

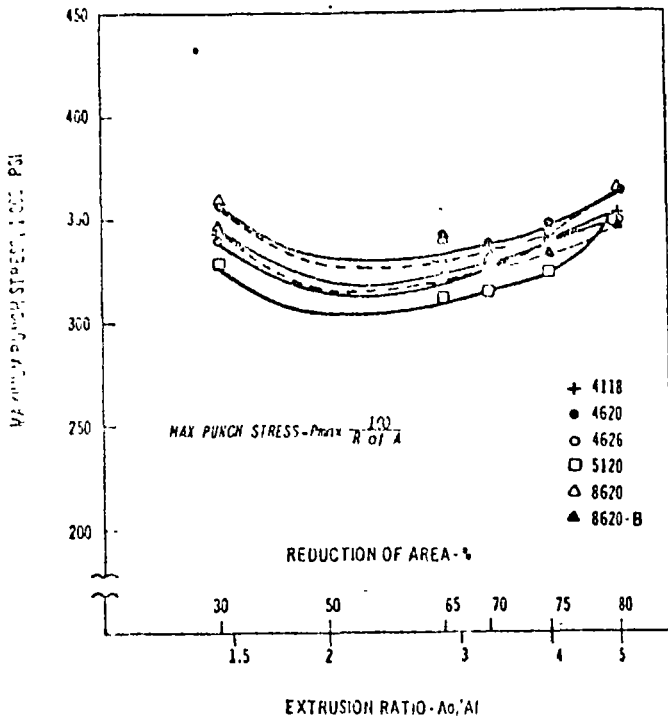


Fig. 6. Maximum punch stresses dip, then rise as reductions of area rise.

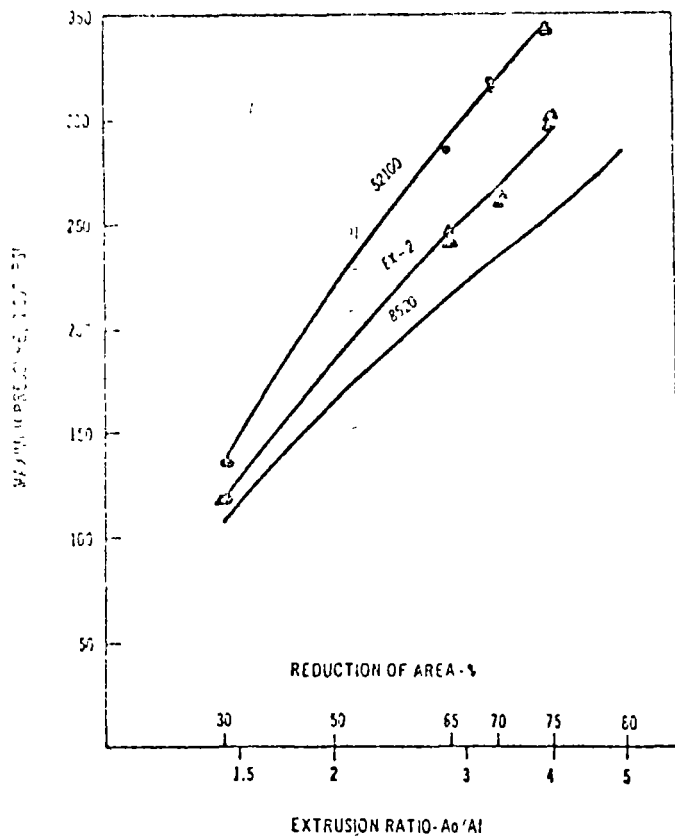
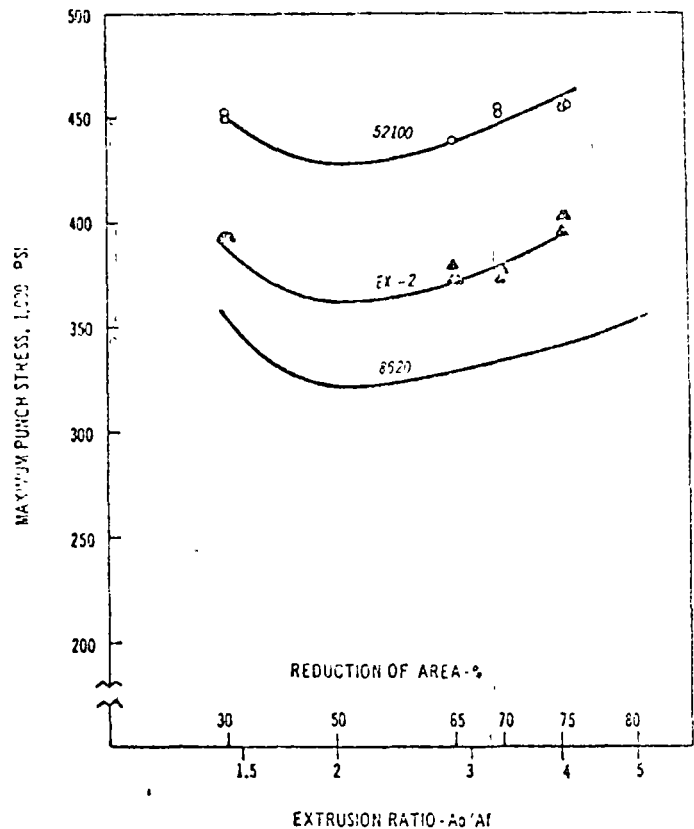


Fig. 7. Given the same extrusion ratios, maximum pressures and punch stresses for 52100 and EX-2 are higher than for 8620, which contains less carbon.



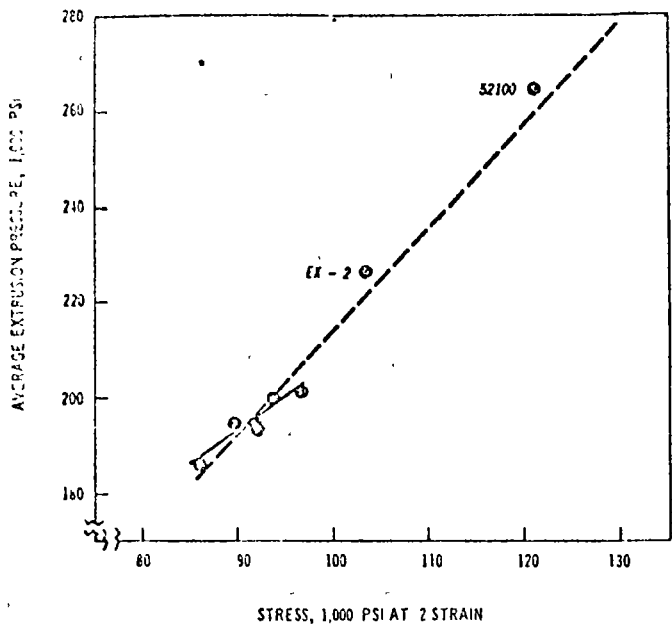


Fig. 8. When differences in work hardening exponents are not considered, data representing the carburizing steels do not correspond to data for 52100 and EX-2. Compare with Fig. 9.

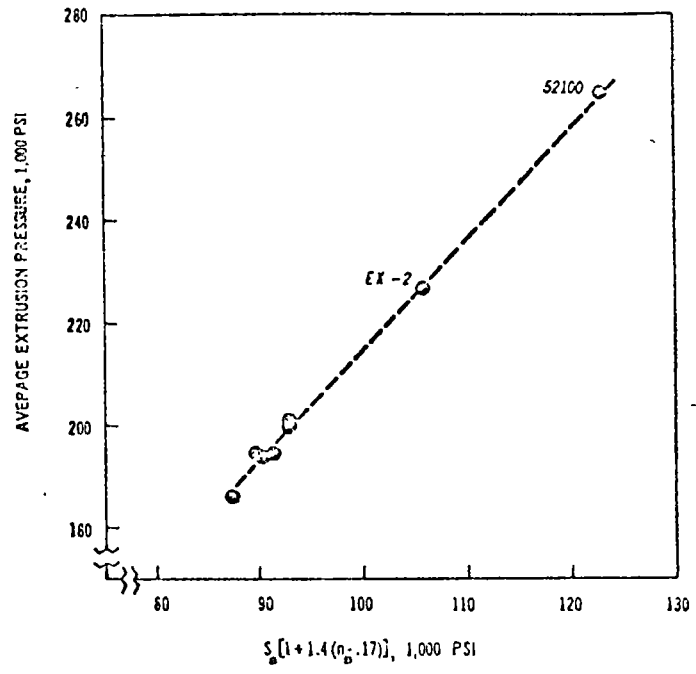


Fig. 9. When differences in work hardening exponents are considered, data for all tested steels fall on the same line. See Fig. 8.

Table 4. Average Extrusion Pressure for Commercial Heats and Corresponding Compression Test Results

Steel	Stress at 0.2 Strain, 1,000 psi	n	$S_R [1 + 1.4(n_R - 0.17)]$ , 1,000 psi	Avg Ext. Pressure R = 1.43 to 4.00 1,000 psi
4118	91.7	0.167	91.3	194.5*
4620	96.6	0.143	92.9	201.0*
4626	89.6	0.171	89.7	194.2*
5120	86.0	0.181	87.3	186.1*
8620	93.7	0.164	92.9	199.8*
8620B	92.0	0.155	90.1	193.5*
52100	121.3	0.180	123.0	264.5**
EX-2	102.5	0.186	105.8	226.4**

\* Run 1, \*\* Run 2

rectly proportional to compressive stress at 0.2 true strain, then the data points should fall on a straight line which intersects both axes at their origin. The dotted line in Fig. 8 is drawn through the points representing all of the steels. Although the points are reasonably close to the dotted line, those for the carburizing steels as a group appear to be related to a line having a different slope. The reason for this is that the differences in work hardening exponent obviously affect the relationship.

When these differences are taken into account, the compressive stresses and average extrusion pressures for the carburizing steels and the high carbon steels fall on a straight line as shown in Fig. 9. This demonstrates that the average extrusion pressure is directly proportional to  $S_R [1 + 1.4(n_R - 0.17)]$ . The validity of this relationship is further evidenced by the fact that the straight line relationship will intersect the y-axis at an approximately zero.

The equation can be used to predict the pressure ( $P_R$ ) to backward extrude a steel if its compressive stress ( $S_c$ )

and work hardening exponent ( $n_p$ ) are known. Also required are the compressive stress ( $S_c$ ), work hardening exponent ( $n_c$ ), and backward extrusion pressure ( $P_A$ ) of a standard steel at the extrusion ratio of interest.

Experimental variability is reduced by choosing an average stress and work hardening exponent for the carburizing steels in Table 4. This stress is  $91.6 \times 10^3$  psi and  $n$  is 0.164. These values were adjusted to have  $S_A = 90 \times 10^3$  psi and  $n_A = 0.17$ . Thus,

$$P_R = \frac{S_R}{90} [1 + 1.4(n_R - 0.17)] P_A$$

Corresponding values for  $P_A$  are listed below:

R	1.42	2.00	2.86	3.33	4.00	5.00
$P_A \times 10^3$ psi	102	154	211	227	250	280

(The 2.00 R value, 154, is based upon a typical value of  $\epsilon_c$ .)

With this information it is only necessary to supply the compression test results,  $S_R$ , and  $n_R$ . For example, compression test results for 4620 were used to predict an extrusion pressure of  $230 \times 10^3$  psi when  $R = 5$ . This compares well with the  $290 \times 10^3$  psi stress measured on the billet. Considering 52100, a steel dissimilar from the ones used for the standard, the predicted cold extrusion pressure is  $341 \times 10^3$  psi at  $R = 4$  and the measured value  $343 \times 10^3$  psi.

Summary

A study of laboratory-produced carburizing steels showed that annealing was quite effective in lowering the compressive stress needed to deform these steels. Its usefulness increased in the more highly alloyed grades where the improvement was particularly needed. The quantitative effects of alloying elements in carburizing steels, as

annealed, showed carbon to be the most potent strengthener. This was followed in decreasing order by silicon, manganese, molybdenum, chromium and nickel. The relationship between stress and composition shows that substantial reductions in stress appear possible when lean heats are chosen.

The extrusion response was measured on commercial heats of five carburizing steels and two high carbon steels. All the carburizing steels could be backward extruded readily. One of the high carbon steels, EX-2, showed promise. The heat of 52100, however, required excessive punch stresses.

A relationship has been established between the laboratory compression test and the pressures needed to back-

ward extrude billets on a commercial press. Extrusion pressures (at a given extrusion ratio) are proportional to compressive stress at 0.2 strain when an adjustment is made for differences in work hardening behavior.

#### REFERENCES

1. J. D. Crawford, R. G. Dunn, J. H. Humphrey, "The Influence of Alloying Elements on the Cold Deformation of Steel," *Metals Engineering Quarterly*, V. 14, No. 4, 1964.
2. SAE Handbook 1964, Society of Automotive Engineers, pp. 54 to 61.
3. J. D. Budrean, Private Communication, Verson Allsteel Press Co., Chicago.

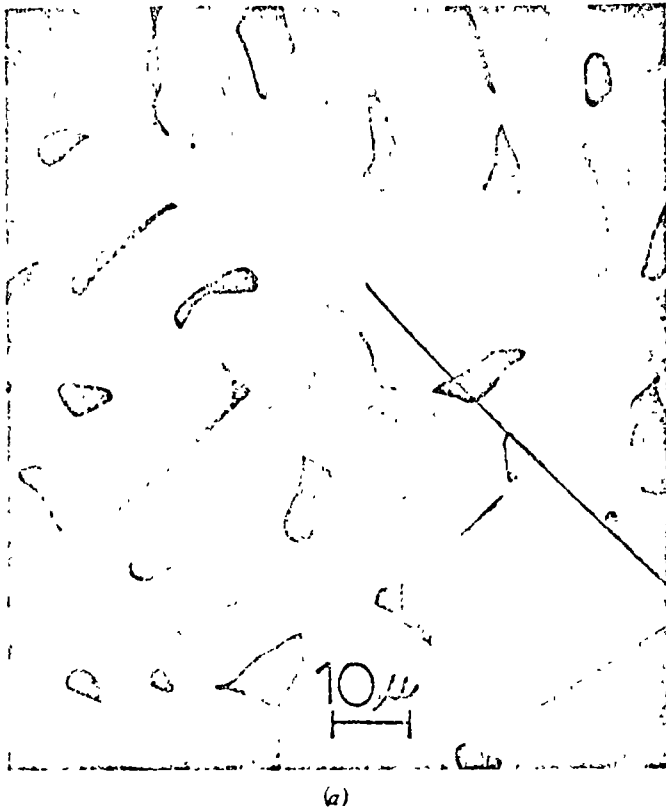


Fig. 5—Structure of vacuum-annealed iridium: (a) Scanning electron microscope image of sheet surface showing crystalline sintered-like appearance. (b) Field ion microscope image of single-crystal wire section after evaporating 100 atom layers from the surface. In the latter, the image asymmetry is due to etching irregularities. Bright spots are attributed to interstitial impurities.

#### ACKNOWLEDGEMENTS

The support of this work by the Office of Naval Research under contract N00014-67-X-0269-0010, NR031-735 is gratefully acknowledged.

#### REFERENCES

- 1 I. E. Marr, *Electron Optical Applications in Materials Science*, McGraw-Hill Publishing Co., Inc., New York, 1970.
- 2 B. I. Mordike and C. A. Brookes, *Platinum Metals Rev.*, 1960, vol. 4, p. 94.
- 3 J. C. Casson, *Platinum Metals Rev.*, 1965, vol. 9, p. 51.
- 4 M. A. Lottis and B. Bilsa, *Metall. A.*, 1967, vol. 15, p. 707.
- 5 G. Rauscher, *Z. Metall.*, 1967, vol. 58, p. 531.
- 6 C. A. Brookes, J. H. Greenwood, and J. L. Routhbort, *J. Appl. Phys.*, 1968, vol. 39, p. 2791.
- 7 I. E. Marr and O. F. Inoué, *J. Vac. Sci. Technol.*, March/April, 1971.
- 8 I. E. Marr, R. J. Horvick, and W. N. Lin, *Scr. Metall.*, 1970, vol. 3, p. 347.
- 9 I. E. Marr, *Société Française de Microscopie Electronique Paris*, 1970, vol. II, p. 315.
- 10 I. E. Marr, R. J. Horvick, and W. N. Lin, *Phil. Mag.*, 1970, vol. 22, p. 515.
- 11 C. A. Brookes, J. H. Greenwood, and J. L. Routhbort, *J. Inst. Metals*, 1970, vol. 98, p. 27.
- 12 R. J. Bivusick and R. J. Goodrich, *Surface Sci.*, 1970, vol. 23, p. 225.
- 13 E. W. Hall, ed., *Low Temperature Microscopy: Principles and Applications*, American Elsevier Publishing Co., Inc., New York, 1969.

## The Effect of Density on Impact Properties of Iron P/M Forgings

KENNETH H. MOYER

Using plane strain deformation, researchers forged, at room temperature, sintered atomized iron preforms ranging in density from 5.7 to 7.2 g per cu cm to a range of densities from 7.2 to full density, 7.8 g per

KENNETH H. MOYER is Group Manager, R & D, Hoechst Corp., Riverton, N. J. This paper was presented at the 1971 Materials Engineering Conference, part of a series sponsored by the American Powder Metallurgy Institute. All papers from these sessions have been published as Conference Proceedings by the Institute, 201 E. 42nd St., New York, N. Y. 10017.

cu cm. Room temperature impact properties were determined with standard Charpy "V" notch impact specimens excised from the forgings.

For all preform densities, impact strength rose with increased preform density. However, for the highest preform density (7.2 g per cu cm) forged to intermediate and full density, impact properties varied over a wide range for a given preform density. Furthermore, a change in fracture mode was observed for specimens forged to the same density in the same forging. These data are explained in terms of material flow relative to specimen location in the preform.

Table I. Powder Properties of Atomized Iron Powder

Me h-pct retained	
60	0.0
80	0.7
100	6.1
140	21.6
260	23.9
210	8.2
325	17.2
-325	22.3
Apparent density, g/cm <sup>3</sup>	2.96
Flow, sec/50g	25.4
Compressibility at 60,000 psi, g/cm <sup>3</sup> (1 pct Zinc Stearate as lubricant)	6.80
Green strength at 6.7 g/cm <sup>3</sup> , psi (1 pct Zinc Stearate as lubricant)	1300

Table II. Chemical Analysis of Atomized Steel Powder

Element	Pct
Fe	99.3
C	<0.015
H <sub>2</sub> Loss	0.12
Insoluble	0.15
S	0.01
P	<0.01
Mn	0.23
Cu	0.066
O <sub>2</sub>	0.145

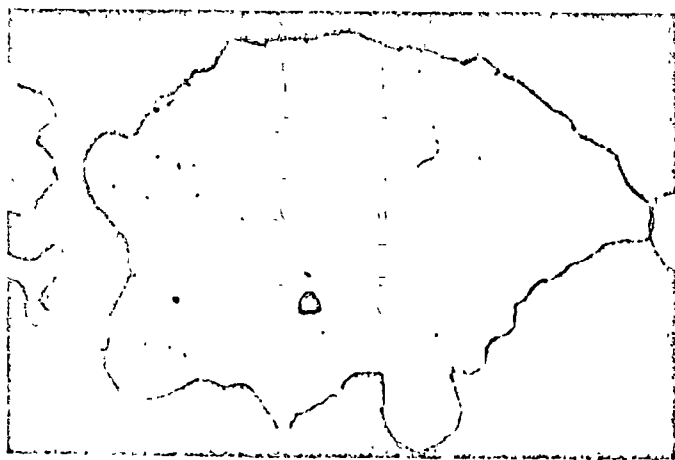


Fig. 1—Cross section of atomized iron particle. Magnification 100 times.

## INTRODUCTION

It has been reported that the impact strengths of hot forged preforms of atomized iron powder remain at relatively low values with increasing density until a forged density of approximately 7.8 g per cu cm is approached, and then impact strength increases almost asymptotically.<sup>1</sup> The preform density used for the work was approximately 6.5 g per cu cm,<sup>2</sup> but there was no information concerning the effect that preform density may have on the impact strength. Therefore, this study was initiated to determine the importance of preform density and the naturally related phenomenon of flow on the impact properties of P/B forged preforms of atomized iron.

Table III. Program for Cold Deformation of Billets

5.7 g/cm <sup>3</sup> Preform			
7.2 g/cm <sup>3</sup>	7.5 g/cm <sup>3</sup>	7.6 g/cm <sup>3</sup>	7.8 g/cm <sup>3</sup>
As Forged	As Forged	As Forged	As Forged
6.2 g/cm <sup>3</sup> Preform			
7.2 g/cm <sup>3</sup>	7.7 g/cm <sup>3</sup>	7.8 g/cm <sup>3</sup>	
As Forged	As Forged	As Forged	
6.7 g/cm <sup>3</sup> Preform			
7.3 g/cm <sup>3</sup>	7.5 g/cm <sup>3</sup>	7.7 g/cm <sup>3</sup>	7.8 g/cm <sup>3</sup>
As Forged	As Forged	As Forged	As Forged
7.2 g/cm <sup>3</sup> Preform			
	7.6 g/cm <sup>3</sup>	7.8 g/cm <sup>3</sup>	
	As Forged	As Forged	

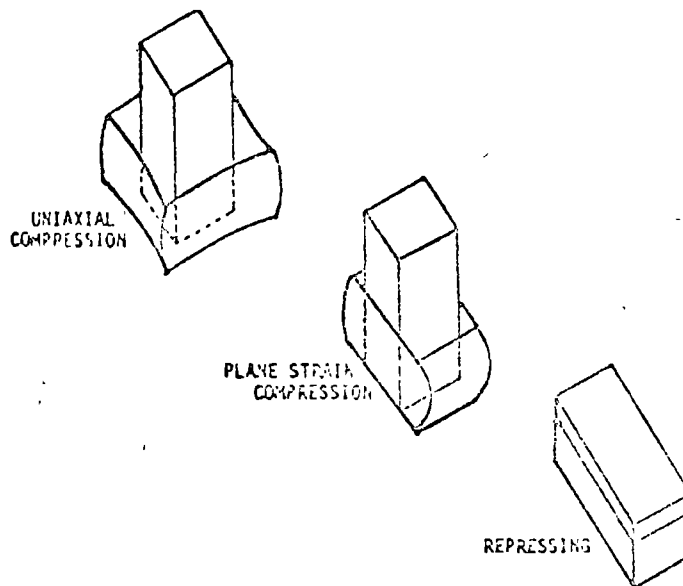


Fig. 2—Diagram of plane strain deformation.

## ATOMIZED IRON POWDER

Properties of atomized iron powder used in this study are shown in Table I, and the chemical composition, in Table II. The powder also had high compressibility and purity. Fig. 1 shows a cross-section of a typical atomized particle. No inclusions are visible within the irregular, fine-grained particles, and no visible oxide surrounds them. This finding was confirmed by the scanning electron microscope, which revealed no evidence of inclusions within the matrix or at the grain boundaries at X1000.

## PREFORMS

Preforms (2 by 2 by 5 in.) were pressed to four densities (5.7, 6.2, 6.7, and 7.2 g per cu cm) using die wall lubrication. Billets were sintered in dissociated ammonia at 2050 F for 30 to 60 min at temperature. Then, billets were cold-deformed in plane strain to densities shown in Table III. In plane strain deformation, Fig. 2, the preform is compressed in the axial direction and constrained in one lateral direction by the die wall. Therefore, flow occurs in only

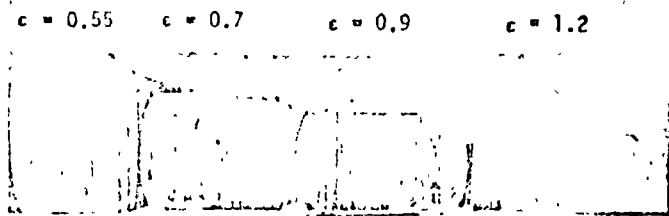


Fig. 3—Plane strain deformation of atomized iron preform.

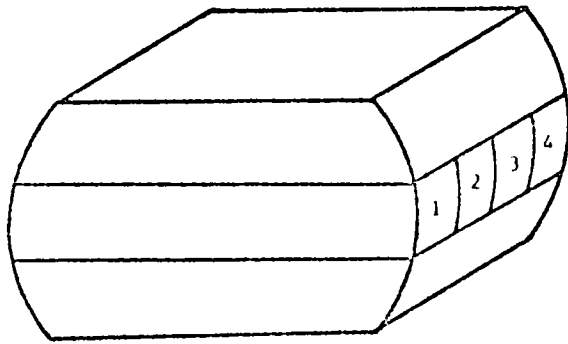


Fig. 4—Powder preform forging showing specimen location.

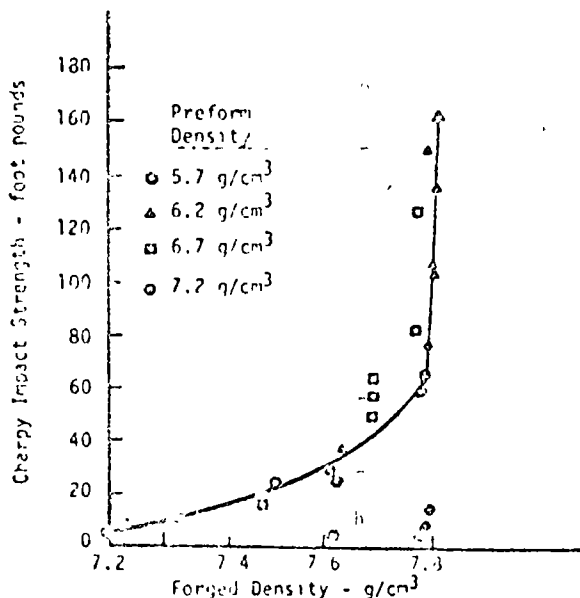


Fig. 5—Forged density vs impact strength of atomized iron preforms.

one lateral direction. Fig. 3 illustrates a series of preforms formed in this manner. The deformed preforms were resintered at 2050°F for 30 min at temperature in dissociated ammonia, and sectioned to obtain four impact specimens from the centers. Fig. 4.

#### FACTORS AFFECTING IMPACT STRENGTH

In general, impact properties rose gradually with increasing density up to a density of 7.7 to 7.8 g per cu cm. At about 7.8 g per cu cm then, there was a rapid increase in impact strength, Fig. 5 and Table IV.

For 6.2 g per cu cm preform forgings, the highest impact strengths varied from 75 to 160 ft-lb. In

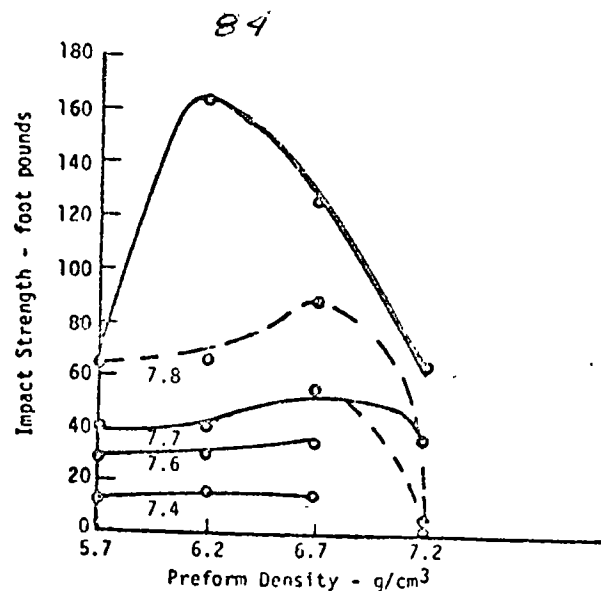


Fig. 6—Preform density vs impact strength at constant forged density.

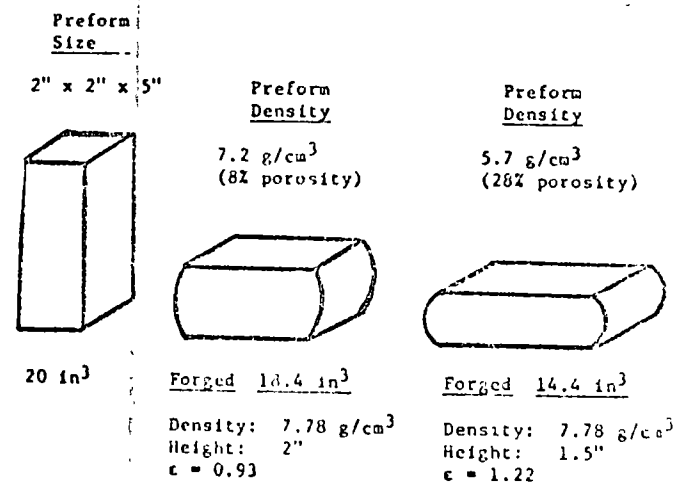


Fig. 7—Diagram showing deformation of 5.7 and 7.2 g per cu cm preforms.

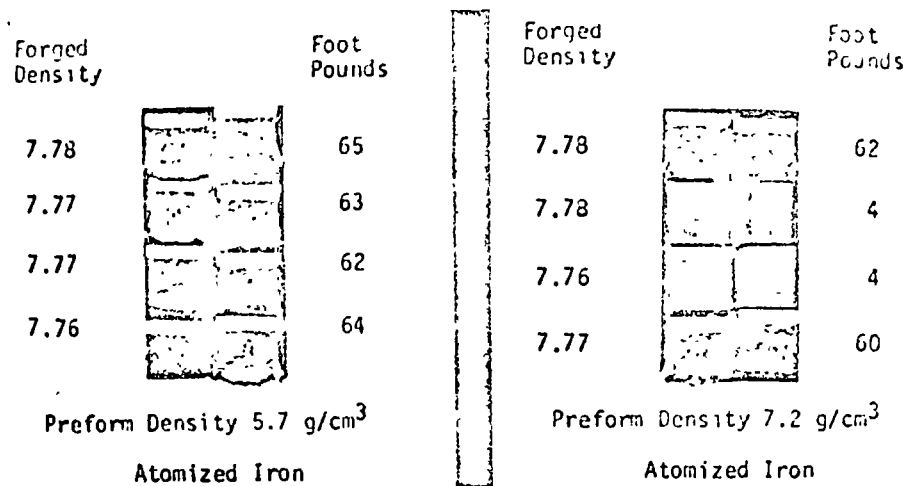
general, specimens machined from the outer extremities of forgings had higher impact strengths than those machined from the central areas. As a suggested explanation, the outer extremities were worked more than the central areas.

The 6.7 and 5.7 g per cu cm preforms had lower maximum impact strengths than did the 6.2 g per cu cm preforms. One of the specimens machined from the outside of the 6.7 g per cu cm forging had an impact strength of 135 ft-lb, while the rest had impact strengths ranging from 80 to 85 ft-lb. Had the 6.7 g per cu cm preforms been worked more, their impact strengths might have been equivalent to those of the 6.2 g per cu cm forged preforms.

The 5.7 g per cu cm forged preforms (full density) had impact strengths of 60 to 65 ft-lb. As an explanation, the work needed to densify these preforms was used mostly to close pores, leaving little work for flow.

The 7.2 g per cu cm preforms, forged to full density, had impact strengths less than 25 ft-lb, except that two specimens from the outer sections of the forging achieved an impact strength of 60 ft-lb. This result further points out the necessity for flow within

Fig. 8—Fracture surfaces of 5.7 and 7.2 g per cu cm preforms.



Forged Density, g/cm <sup>3</sup> mm	Charpy Impact Strength, ft lb			
	Outside	Center	Center	Outside
<b>5.7 g/cm<sup>3</sup> Preforms</b>				
7.19	70	60	60	60
7.52	25.0	22.0	22.0	25.0
7.62	30.0	29.0	28.0	30.0
7.77	65.0	63.0	62.0	64.0
<b>6.2 g/cm<sup>3</sup> Preforms</b>				
7.25	6.5	6.5	6.5	5.5
7.67	39.5	35.0	35.5	36.5
7.78	77.0	76.5	77.5	150.0
7.81	162.5	108.5	103.0	136.5
<b>6.7 g/cm<sup>3</sup> Preforms</b>				
7.33	100	100	100	100
7.49	160	150	150	150
7.69	59.0	55.0	50.0	64.0
7.77	82.0	79.0	85.0	127.0
<b>7.2 g/cm<sup>3</sup> Preforms</b>				
7.62	28.0	4.0	3.0	25.0
7.77	62.0	4.0	4.0	60.0
7.78	9.0	1.5	1.0	15.5

the preform to achieve maximum impact properties.

The impact strength is plotted in Fig. 6 as a function of preform density for constant forged densities.

Solid lines represent impact strengths of specimens from surface areas of forged billets and dashed lines, impact strengths of specimens from central sections.

At the lower forged densities (7.1 and 7.6 g per cu cm), the preform density has little influence on impact strength. At a forged density of 7.7 g per cu cm, the importance of flow becomes evident for the highest preform density (7.2 g per cu cm). The impact strength of outer specimens was 36 ft-lb and the impact strength at center sections was 6 ft-lb. This phenomenon is even more evident when the preforms were cold forged to 7.8 g per cu cm, with the exception of the 5.7 g per cu cm preforms, test bars from preforms forged to 7.8 g per cu cm density had higher impact strength when they were cut from the surface

region than when cut from the center. Impact strengths of the 6.2 g per cu cm preforms ranged from 60 to 160 ft-lb, but most were greater than 100 ft-lb. Only one value of the forged 6.7 g per cu cm preforms was 125 ft-lbs; the bulk of the forgings had impact strength of 80 ft-lb.

All of the forged preforms could probably achieve high impact strength if sufficient flow occurred during forging. It appears, however, that it may be easier to attain the proper flow for good impact properties when the preform density is about 6.2 g per cu cm.

A comparison of the impact properties of the 5.7 g per cu cm preforms with those of a 7.2 g per cu cm preform, when both are forged to the same density, will illustrate the importance of flow during forging. As Fig. 7 shows, the strain required to densify the 5.7 g per cu cm preform to 7.78 g per cu cm was 1.22 while the strain required to forge the 7.2 g per cu cm preform to the same density was only 0.93.

Fractured impact specimens are shown in Fig. 8. Note that impact strengths of the forged 5.7 g per cu cm preforms was greater than 60 ft-lb uniformly throughout the forged billet, and that all fracture surfaces are ductile. In contrast, the 7.2 g per cu cm forged preform has impact strength of greater than 60 ft-lb at the extremities of the forging, but the center section has impact strength of 4 ft-lb. Transition from ductile to brittle failure is seen in the outer 7.2 g per cu cm specimens while brittle failure is evident in specimens from the center. It is clear that the amount of work given the 5.7 g per cu cm preform provided uniform properties throughout the forging, but that the amount of work given the 7.2 g per cu cm preform was not sufficient to do this.

This study demonstrates that flow is an important consideration for forging P.M. preforms. It was found that an intermediate preform density (6.2 g per cu cm) provided the optimum impact properties. Because higher preform densities require less strain to achieve full density, additional work is required to produce the flow necessary to promote strong bonding at interfaces resulting from pore closure. For low density preforms, most of the work initially is spent collapsing porosity. Although the amount of deformation

given the forging is severe, little flow or shear occurs within the deformed preforms. Once again, additional flow is required to promote strong bonding across interfaces caused by the pore closure.

The work was concerned with plane strain deformation which causes external flow. In P/M forging, flow can also occur internally such as in hot repressing. Work is in progress to determine the internal flow that is required to achieve acceptable impact properties in hot repressing.

- 1) The amount of flow or strain given a preform is important for achieving high impact strength.
- 2) Highest impact strength was achieved with a preform density of 6.2 g per cu cm.

1. J. S. Hirschhorn and R. B. Bargannier, *The Forging of Powder Metallurgy Preforms*, *Journal of Metals*, September 1970, pp. 21-29
2. R. Huseby, *Forging P/M Preforms*, *ASM Powder Metallurgy Conf.*, Chicago, February 16-18, 1970.

## Machining Boron-Epoxy Composites

JAY H. DORAN and FISKE HANLEY

THE hard, abrasive nature of boron-epoxy composite and the dissimilar machining characteristics of the two materials composing boron-epoxy/titanium laminate require new cutting tools and machining methods. This paper discusses six commonly performed material removal operations: drilling, reaming, counter-sinking, routing, milling, and sawing. General machining problems and specific problems encountered during machining tests are covered. (Because drilling is the most commonly performed composite machining operation, the program as well as the paper emphasize drilling studies.) Based on project results, recommendations for cutting tool designs and machine tool operation are presented. Realistically achievable tool lives and typical operation costs for drilling are obtained.

Proposed research for establishing specifications for portable equipment for drilling boron-epoxy/titanium is briefly discussed. The effort involves cutting force analysis and design of a high pressure, through-the-tool coolant system.

### BACKGROUND OF THE STUDY

The high strength-to-weight and stiffness-to-weight ratios exhibited by fibrous reinforced plastics are contributing to increasing usage of advanced composite materials for aircraft structures. Boron-epoxy, one of the earliest of these new engineering materials, has been of interest to aerospace engineers for more than five years.

Boron-epoxy composite is composed of 0.004 in. diam filaments of boron coated on a 0.0005 in. diam tungsten substrate. These filaments are placed parallel to one another in an epoxy resin system to form a tape, 3 in. wide by 0.005 in. thick, 11 x 1. Multilayer structures with various strength characteristics can be designed by varying the orientation of the fibers.

The extreme hardness (9.5 Mohs Scale) and abrasiveness of boron-epoxy make it difficult to machine.

The problem is compounded when boron-epoxy is bonded in a multilayer structure with a metal, such as a titanium alloy. The dissimilar machining characteristics of the composite and the metal require that compromise cutting tools and techniques be used.

Because of increasing use of composites in aircraft structures and because of the need for new material removal technology, the Air Force Materials Laboratory awarded a boron-epoxy machining program to the Fort Worth operation of the Convair Aerospace Division. This program was directed at improving production tools and techniques for machining boron-epoxy and boron-epoxy/titanium laminate. Operations of principal interest were drilling, reaming, counter-sinking, routing, milling, and sawing. The original program was completed in July 1971, but additional research is anticipated.

Workpieces selected for material removal studies were 0.08 and 1.00 in. thick boron-epoxy and 1.00 in. thick boron-epoxy/titanium laminate — Types A, B, and C in Fig. 2. The original laminate consisted of two layers of boron-epoxy and two layers of Ti-6Al-4V, annealed. Because of new trends in design concepts, laminate design was later changed to multilayer, 1 in. thick materials. The three new designs (types D, E, and F in Fig. 2) consisted of layer thicknesses of 0.04, 0.06, and 0.08 in.

Material removal parameters of principal interest

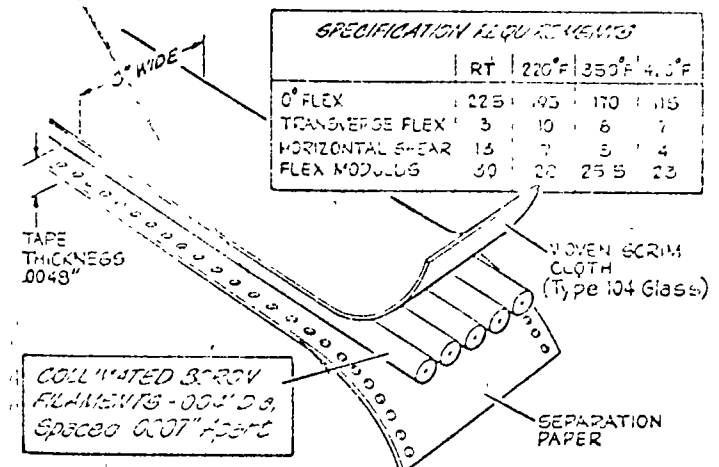


Fig. 1—Boron composite tape.

JAY H. DORAN and FISKE HANLEY are Manufacturing Research Engineers and Manufacturing Research Supervisor, General Dynamics Corp., Convair Aerospace Div., Fort Worth Operation, Fort Worth, Texas. This paper was presented at the Third Air Force Metalworking Technology Conference, March 13-17, 1972, Los Angeles, Calif.



## How Strand and Ingot-Cast Alloy Steels Compare

By JAMES A. ECKEL,  
GEORGE T. MATTHEWS,  
and JOSEPH G. MRAVEC

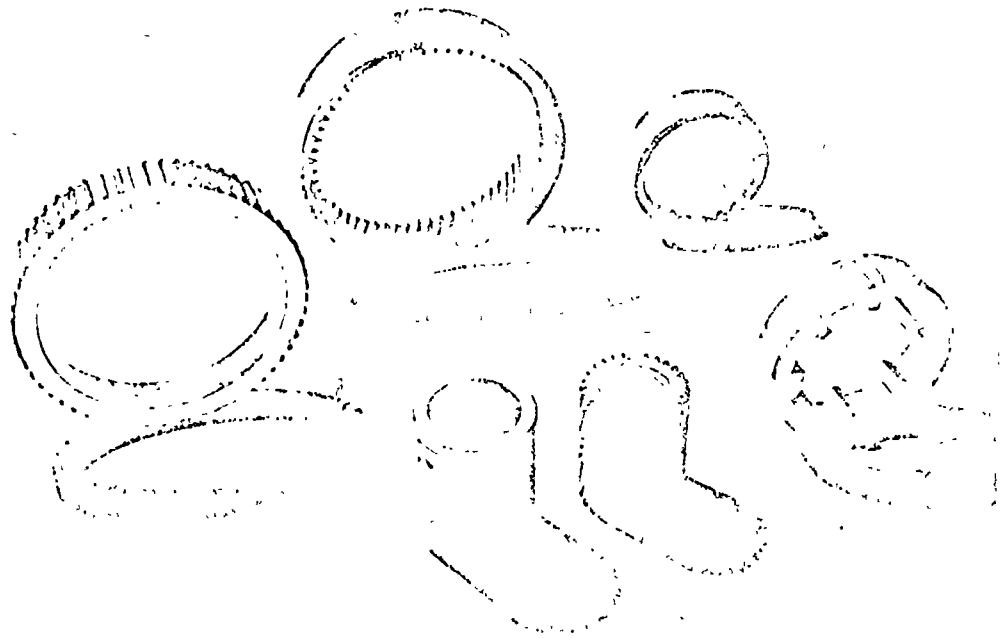
In investigating many heats of SAE 4027, 4140, 5160, and 8620 produced over the last three years, the authors determined that strand and ingot cast steels were equivalent in many respects. In terms of uniformity in carbon content, surface quality, and transverse impact strength, strand cast steel was consistently better.

Test data on commercial quality alloy steels made by strand casting and ingot casting practices demonstrate that the products are comparable in macroetch ratings, non-metallic inclusion ratings, hot workability, longitudinal mechanical properties, and relative bending fatigue. However, the strand cast material is superior in control, surface quality, and transverse impact strength. Also, because of these properties, strand cast alloy steels have many applications now being served by ingot cast grades. In the past three years, and of course, for many years, in automobile trucks and similar equipment.

### Three Years in Production

Back in December 1966, our strand casting machine, on a strand of only one year's practical operation, cast the first casting heats of

Mr. Eckel is applications metallurgist, Mr. Matthews is full metallurgist, and Mr. Mravec is process metallurgical engineer, Steel Operations, Timken Co., Canton, Ohio.



Strand cast tubing is used for stressed components such as these

more than 100 tons, this machine is equipped with an electrically heated tundish to minimize temperature losses. During the casting, all possible precautions are taken to protect the liquid metal from contacting air.

All Timken steels, whether ingot or strand cast, are produced in basic electric furnaces with capacities of 60, 100, and 150 tons. Strand cast steels are carbon deoxidized and vacuum degassed prior to casting. Also, unless specified otherwise, all are treated with aluminum to control grain size. Processed from 9 $\frac{1}{2}$  by 12 in. as-cast strands, maximum product sizes are 4 $\frac{1}{4}$  in. squares, 4 $\frac{3}{4}$  in. rounds, and 6 in. (outside diameter) tubing.

### Developing Casting Practices

When the strand casting unit began operating, an extensive period of time was spent training personnel and developing processing practices to consistently produce a product that was comparable in quality to that obtained with ingot casting practice. Progress was based on evaluation studies of routine tests, including determinations of chemical composition, grain size, end-quench hardenability, billet and bar surface and macroetch quality, and non-metallic inclusion ratings.

Four common commercial quality steels—SAE 4027, 4140, 5160 and 8620—were chosen for the compar-

Continued on p. 88

Table I—Typical Properties of Strand and Ingot Cast Steel

Steel	Casting Method	Yield Strength, Psi	Tensile Strength, Psi	Endurance Limit, Psi
4027	Strand	152,000	169,400	27,300
	Ingot	157,700	162,500	27,000
4140	Strand	134,900	145,000	24,000
	Ingot	133,100	143,400	22,000

Heat treatments: 4027 austenitized at 1,500 F, quenched in water, and tempered at 300 F; 4140 austenitized at 1,525 F, quenched in oil, and tempered at 1,100 F.

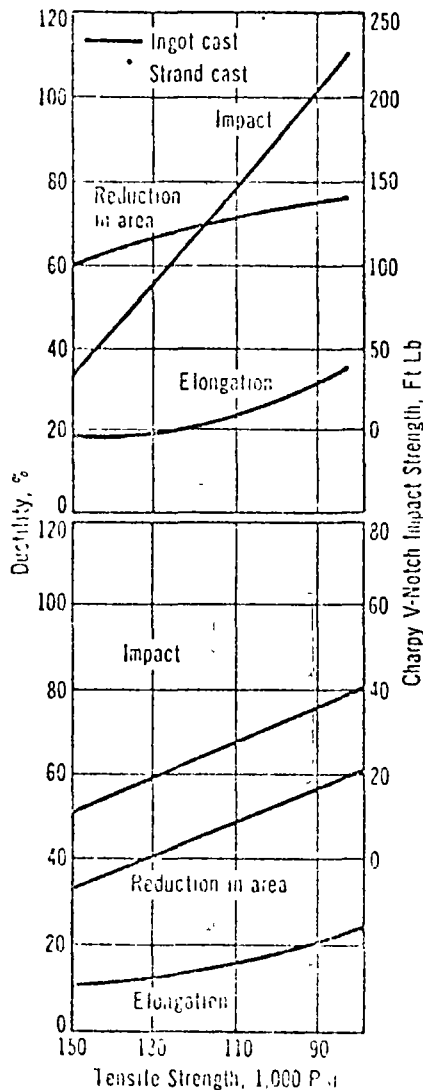
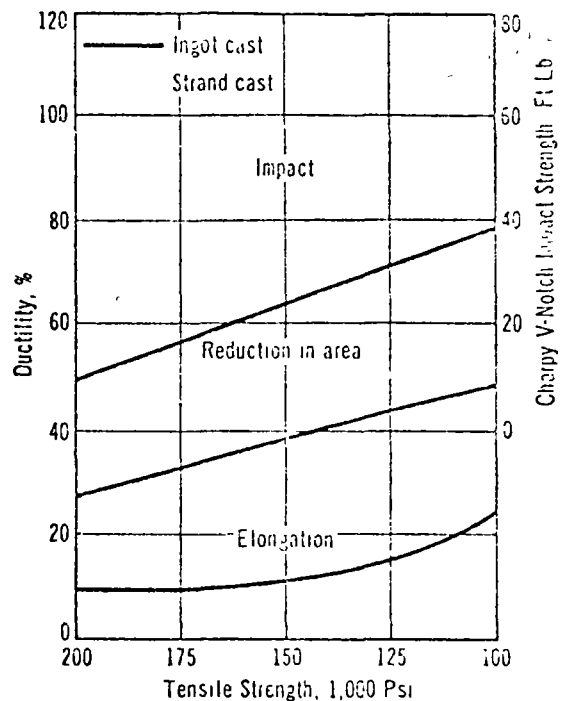


Fig. 1 — (Top) Longitudinal tests of 8620, heat treated, indicate that ductility and impact strength of strand and ingot cast material are virtually equivalent. (Bottom) Though transverse ductilities are practically the same, the transverse impact strength of strand cast material is appreciably higher, particularly at greater strengths.

son, which could supply design engineers with information needed to assign strand cast steel to old and new applications. In the comparison was included "surface quality" for forging applications, "hot torsion data" for hot workability, "tensile test data" for strength characteristics, "impact transition curves" to show ductile-brittle behavior, and "rotating bending fatigue data" for cyclic applications.

Discussions of individual tests follow.

Fig. 2—Transverse properties of 4140 are, in general, higher for strand cast stock than for ingot cast material.



• **Macroetch Tests** — Macroetching of transverse sections is one of the most common ways to evaluate internal quality. All of our strand cast steels are macroetch tested in billets, bars, or tubing. Thousands of macroetch tests have proved that the over-all quality of strand cast product is comparable to that of ingot product.

• **Carbon Control** — Of all the elements added to steel, carbon has the greatest effect on hardness and hardenability. Therefore, uniformity of carbon content is essential to assure close control of hardness, hardenability, and mechanical properties.

In our study, we determined carbon contents of blooms from beginning to end of cast, representing 300 strand cast and 300 ingot cast heats. We found variations of 0.02% or less for 95% of the bloom carbon analyses, and 0.03% or less for 99.7%

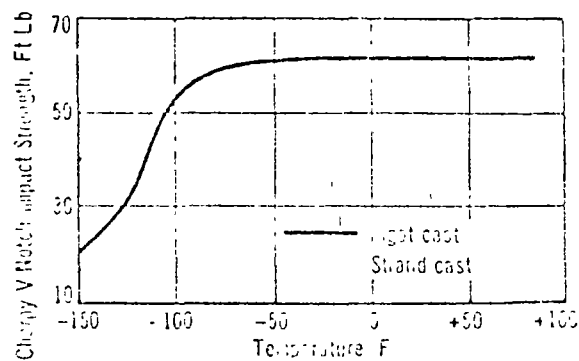
of them. Comparable figures for the ingot cast heats are 55.3% and 95.3%, respectively. Blooms of strand cast heats show more carbon uniformity and less segregation because of their smaller as-cast cross sections and faster freezing rate. Hardenability and grain size control on strand cast material are equivalent to those of ingot cast material.

• **Nonmetallic Inclusion Ratings** — Tested by the SAE J122a method, microcleanliness ratings were determined on 15 heats each of strand and ingot cast alloy steels containing 0.20 and 0.40% C. Ratings are essentially equivalent as shown below.

Process	Carbon, %	Sulfides	Oxides
Strand	0.20	3.4	2.7
Ingot	0.20	3.4	3.0
Strand	0.40	3.5	3.1
Ingot	0.40	4.0	3.4

• **Surface Quality** — One of the

Fig. 3 — Determined by Charpy V-notch tests at different temperatures, transition temperatures of strand and ingot cast 4140 are equivalent. This property varies chiefly with the grade and heat treatment, it is independent of the casting method.



advantages of strand cast steel is its better surface quality. The use of water-cooled copper molds causes the steel to solidify more rapidly, forming a tough homogeneous skin and short columnar crystals. Both conditions help to lessen the formation of surface tears and seams during subsequent re-rolling. Our studies show that the rejection rate of strand cast piercing mill billets for surface seams is about 70% of that for ingot cast material.

• **Hot Workability** — To compare the forgeability (or pierceability) of the two types of steel, two grades (4140 and S620) were subjected to a series of hot twist tests. These tests were performed on  $\frac{5}{8}$  in. diameter samples, 34 in. in length at temperatures ranging from 1,900 to 2,400 F in 50 F increments. Both series of tests show that the hot working characteristics of strand cast material are equivalent to those of ingot material.

• **Mechanical Properties** — Figure 1 shows ductility (elongation and reduction in area) and impact energy as plotted against the tensile strength of S620 steel, quenched and tempered. Longitudinal mechanical properties (Fig. 1, top) are essentially equivalent to those of ingot material. Figure 1, bottom indicates that the transverse ductilities are equivalent, but that the transverse impact strength of strand cast S620 is superior. Similar results were experienced for strand and ingot cast 4140, as shown by Fig. 2. Mechanical properties of 4027 and 5160, not given here, exhibited the same trends.

• **Impact Transition Properties** — Impact transition curves (Charpy V-notch) were determined for strand and ingot cast SAE 4027, 4140, 5160 and S620 steels, quenched and tempered. Shown in Fig. 3 are the results for 4140, demonstrating equivalency of the two casting methods. The ductile-brittle transition behavior of alloy steel depends primarily on composition and heat treatment, and is unaffected by the casting method.

• **Fatigue Strength** — Because 4027 and 4140 are often used in cyclic bending applications, they were chosen to be compared by the bending fatigue method. Using the stress-rain method of testing cycle-to-cycle monotone loading, we determined the endurance limits, as shown in Table I. In both instances, the endurance limit is approximately the same percentage of the tensile strength for strand and ingot cast steels. □

**THIS  
WAS A  
PROBLEM  
PART.  
SEE HOW  
PITTSBURGH  
MADE IT RIGHT.**

This swing bolt was designed to perform a critical function on aluminum pot lines.

The original design was converted by our customer to a steel welded assembly (sketch above) which resulted in some manufacturing problems.

Pittsburgh Forgings with its diversified metalworking facilities was called in to re-design the part. Our engineers came up with a one piece steel drop hammer forging for optimum strength and reliability.

With a length of  $9\frac{1}{2}$ ", shaft diameter of  $1\frac{1}{8}$ " and weighing 5.3 lbs., the part was machined, drilled and threaded in Pittsburgh's in-plant facilities, complete and ready for installation.

If you have parts problems, get to know Pittsburgh. We supply impression die forgings along with fabricated assemblies at any stage of finish you specify, all under one roof. Call or write our forging engineers.

NEW—16 page illustrated brochure on our diversified metalworking facilities including a wide range of parts we are now forging. Send for your free copy.

**Pittsburgh Forgings Co.**

P.O. Box 307, Coraopolis, Pa. 15103  
PLANTS: Coraopolis, Pa. and Jackson, Mich.



# EFFECTOS QUE PRODUCEN LOS ELEMENTOS DE ALEACION SOBRE LAS PROPIEDADES DE LOS ACEROS

ING. VICENTE NACHER T.

ELEMENTO	DUREZA	RESISTENCIA	LIMITE ELASTICO	ALARGAMIENTO	REDUCCION DE AREA	IMPACTO	ELASTICIDAD	ESTABILIDAD A ALTAS TEMPERATURAS	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO	CARBIDE FORMACION	RESISTENCIA AL DESGASTE	FORJABILIDAD	MAQUINABILIDAD	FORMACION DE ESCAMA	INTRUIRABILIDAD	RESISTENCIA A LA CORROSION	HISTERESIS	PERMEABILIDAD	FUERZA COERCITIVA	REMANENCIA	PERDIDAS DE WATT
Si	↑	↑	↑↑	↓	~	↓	↑↑↑	↑	↓	↓	↑↑↑	↓	↓	↓	↓	—	↑↓	↑↑	↑↓	—	↑↓
Mn EN ACEROS PERLITICOS	↑	↑	↑	~	~	~	↑	~	↓	~	↑↓	↑	↓	~	~	—	—	—	—	—	—
Mn EN ACEROS AUSTENITICOS	↓↓↓	↑	↓	↑↑↑	~	—	—	—	↓↓	—	—	↓↓	↓↓	↓↓	—	—	NO MAGNETICO				
Cr	↑↑	↑↑	↑↑	↓	↓	↓	↑	↑	↓↓	↑↑	↑	↓	—	↓↓	↑↑	↑↑↑	—	—	↑	↑↑	—
Ni EN ACEROS PERLITICOS	↑	↑	↑	~	~	~	—	↑	↓↓	—	↓↓	↓	↓	↓	—	—	—	—	↑↑	↑↑	—
Ni EN ACEROS AUSTENITICOS	↓↓	↑	↓	↑↑↑	↑↑	↑↑↑	—	↑↑↑	↓↓	—	—	↓↓	↓↓	↓↓	—	↑↑	NO MAGNETICO				
Al	—	—	—	—	↓	↓	—	—	—	—	—	↓↓	—	↓↓	↑↑↑	—	—	—	↑↑	↑↑	—
W	↑	↑	↑	↓	↓	~	—	↑↑↑	↓↓	↑↑	↑↑↑	↓↓	↓↓	↓↓	↑	—	—	—	↑↑↑	↑↑↑	—
V	↑	↑	↑	~	~	↑	↑	↑↑	↓↓	↑↑↑	↑↑	↑	—	↓	↑	↑	—	—	—	—	—
Co	↑	↑	↑	↓	↓	↓	—	↑↑	↑↑	—	↑↑↑	↓	—	↓	—	—	—	↑↑	↑↑↑	↑↑↑	—
Mo	↑	↑	↑	↓	↓	↑	—	↑↑	↓↓	↑↑↑	↑↑	↓	↓	↑↑	↑↑	—	—	—	↑	—	—
Cu	↑	↑	↑↑	~	~	~	—	↑	—	—	—	↓↓	~	~	—	↑	—	—	—	—	—
S	—	—	—	↓	↓	↓	—	—	—	—	—	↓↓	↑↑↑	—	—	↓	—	—	—	—	—
P	↑	↑	↑	↓	↓	↑↑↑	—	—	—	—	—	↓	↑↑	—	—	—	—	—	—	—	—

↑ = INCREMENTO ↓ = REDUCE ~ = CASI CONSTANTE — = NO AFECTA O SE DESCOLORE  
 VARIAS FLECHAS = EFECTO MAS INTENSO

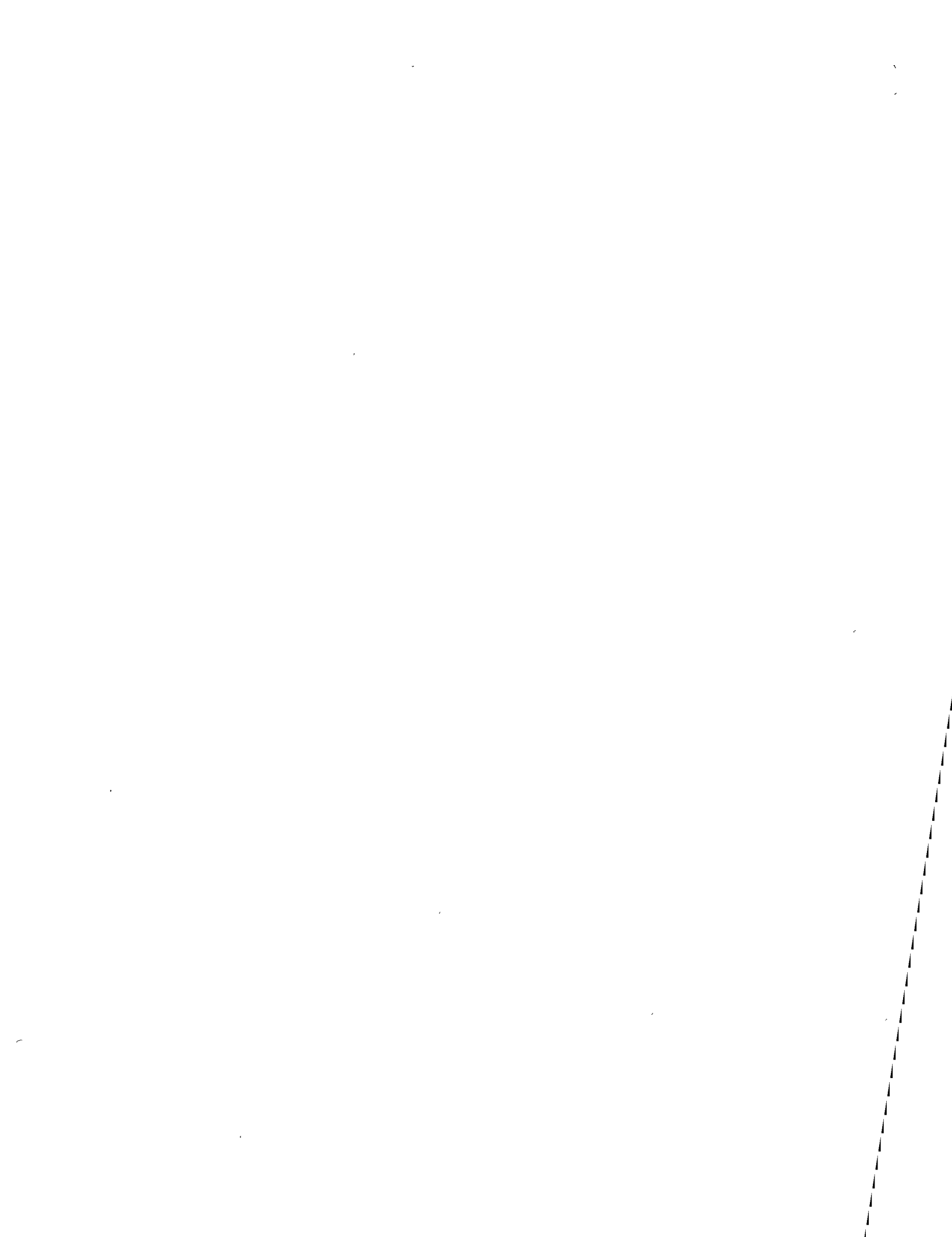


CLASE DE DEFECTO	PRESENTACION DEL DEFECTO, POSIBLE ASPECTO, CARACTERISTICAS	ATRIBUIBLES A					
		ESPAÑOL	DISEÑO	MODELO	INFLUENCIA AL MOLDEO	COMPOSICION ACERO	CONDICION METODOS TEMP.
		FRANCES	TRACE	MODELE	OUTILLAGE	COMPOSITION DU METAL	Fusion
		ALEMAN	ENTWURF	MODELL	FORMKASTEN	ZUSAMMENSETZUNG DES STAHL	SCHLUPFRAND
		Inglés	Design	Pattern	Flask-Rigg	Steel Composition	Melting
Italiano	Disegno	Modello	Utillagio	Composizione del Acciaio	Fusione		
Poros	Pueden ser aislados o en concentración. Superficie brillante y lisa. Oclusion de gases.	○				■	+ +
Pequeños Poros Superficiales	A muy corta distancia de la superficie, suelen no ser visibles hasta no pasar por el chorro de arena la pieza					■	+ +
Rechufe, CAVIDAD, DEPRESION	CAVIDAD DE FORMA IRREGULAR, ALGUNAS VECES NO VISIBLE	+	○			○	○ ○
GRIETAS DE CONTRACCION VISIBLES	DESGARRE Y FALTA DE CONTINUIDAD DEL MATERIAL SUPERFICIE OXIDADA POR PRODUCIRSE AUN CALIENTE.	■	○		○		○ ○
Costuras de Acero (DART) POR EROSION	SUPERFICIE Y PROTUBERANCIAS DE ACERO QUE SUSTITUYO A PARTE DE LA ARENA DEL MOLDE ARRANCADA.	+			○		+
id id id. POR EXPANSION	id. id. id. DE DESPRENDIMIENTOS DE ARENA.	○			○		○
DESGARRE Y AGRIETAMIENTOS INTERNOS	GRIETAS INTERNAS QUE SOLO APARECEN DURANTE EL MECANIZADO.	+	○		○	○	+
ARRASTRE DE ARENA	INCLUSIONES DE ARENA EN EL ACERO QUE LA APRISIONO AL SOLIDIFICAR.	○	○		○		○
HUNDIMIENTO DE ARENA	PORCIONES DE ARENA DESPRENDIDA MEZCLADA CON ACERO.	○	○		○		○
MAL LLENADO O PLEGUES	PIEZA SIN TERMINAR DE LLENAR EN PARTES, O CON PLEGUES, SUPERFICIE RUGOSA.	○	○		○		+ ■
ALABEADO O TORCEDURAS	PIEZA QUE POR DESIGUAL CONTRACCION DEJA DE CONSERVAR LA FORMA DEL MODELO.	+	○		○	○	○
INCLUSIONES NO METALICAS	ARRASTRE DE ESCORIAS O ARENA QUE QUEDA APRISIONADA EN LA MASA METALICA.	○				■	○ +
SUPERFICIE RUGOSA O SIN LLENAR	MAL COPIADA LA SUPERFICIE O DETALLES DE LA PIEZA POR NO LLEGAR EL METAL CALIENTE.	○	○		○		■
PENETRACION DE METAL	REBARBAS PRODUCIDAS POR LLENADO DEL ACERO DE LAS GRIETAS DE LA ARENA.	○	○		○		+
FUSION DE LA ARENA	ESCORIFICACION QUE EMPEORA EL ASPECTO, DENOTANDO RUGOSIDAD.	○					○ ■
HINCHAMIENTO DEL MOLDE	DEFORMACION DE LA PIEZA POR CEDER LA ARENA DEL MOLDE	○	○		○		○ ○
CAMBIO DE MACIOS O MOVIDOS	DIMENSIONES O ESPESORES INCORRECTOS. VARIACIONES.	○	○		■		○
REPARACION DE ARENA SUELTA	REPARACION PARCIAL DE DESPRENDIMIENTO DE ARENA QUE NO SE ADHIERE.	○	○		○		
FUGAS DE MOLDE O MACHO	REBARBAS PRODUCIDAS POR SEPARACION O AGRIETAMIENTO DEL MOLDE O MACHO		○		○		○
DEFERENCIA DE V. AL SITUACION	NO CONSECUCION DEL EFECTO DEBIDO POR EL LLENAMIENTO PREVISTO						

POSIBLE ○

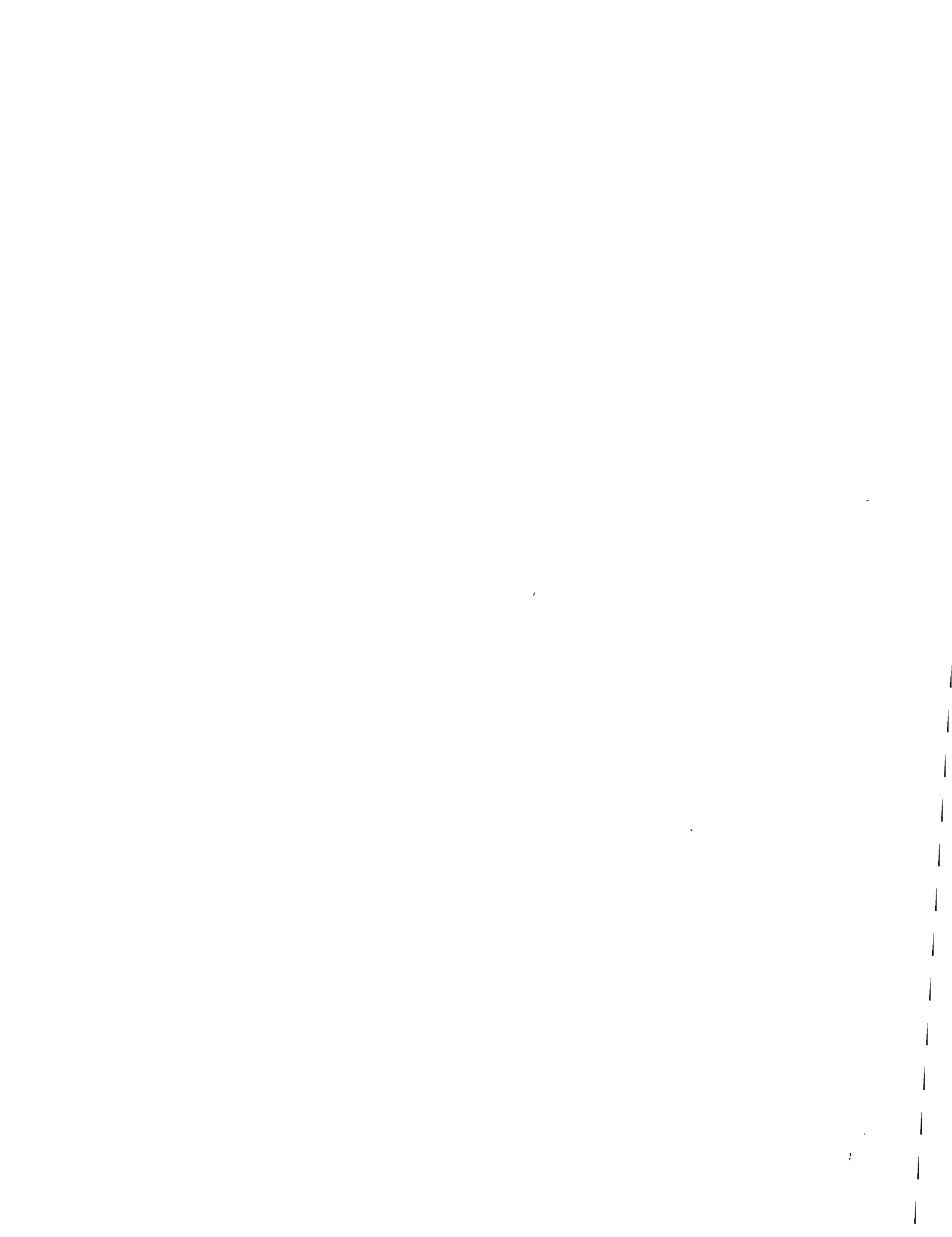
PROBABLE +

SEGURO ■





LAS SIGUIENTES POSIBLES CAUSAS										
SISTEMA COLADA	DEBERO	MAZAROTA	ARENA	MACHO	ATACADO	SISTEMA MOLDEO	FRANCS	ALEMAN	Ingles	Italiano
SISTEME DE COULÉE	ATTQUES	WASSLOITZ	SABLE	NOYAU	SERRAGE	SISTEME DE MOULAGE	GENRE DE DÉFAUT	FEHLER-ARTEN	Type of defect	Tipi di difetti
PIESSVIER-IAHLEN	ANSCHNITT-TECHNIK	STEIGER	FORMSAND	KERNE	STAMPFEN	FORMDRAXIS				
Coreling System	Galing	Risering	Sand	Cores	Ramming	Moulding practice				
Sistema di colata	Colatoio	Moterozze	Sabbia	Anima	Fornolo	Sistema di formatura				
+	0		+	+	+	0	DOROSITE BOULLONNEMENT	BLASEN	Blows. Gas hole	Soffiature
+	0		+	+	+	0	PICURES DE SURFACE	GASEINSHLOSS	Pin holes	Soffature superficiali
☐	0	☐				+	RETASSURES	SCHRUMPLUNG LUNKER	SHRINKAGE	Cavità di Ritiro
☐	+	+	+	+	0	0	TAPURES CRIQUES DE SOLIDIFICATION	WARMERISSE	Hot tears Cracks	Cricche di Contrazione
☐	0		☐	+	+	+	DARTRE OU GALE FRANCHE	SCHUPPEN EROSION	Erosion scabs	Tacconi
+	0		☐	☐	+	+	DARTRE VOLANTE	SCHUPPEN EXPANSION	Expansion scabs	Espansione Silicea
☐	+	☐		+	0	0	CASSURE. CRIQUES DE RETASSURE	RISSE	Shrinkage cracks	Cricche di Ritiro
+	+		☐	☐	+	+	EROSION SOULÈVEMENT	OBERFLACHE-NAUF-REISSUNG	Sticker rot	Erosione
	+		☐	+	+	+	CHUTE DE SABLE	TROPFEN	Drops	Caduta di terra
☐	+		+	+	0	0	REPRISE OU MAL VENU	KALTSCHWEISSE FEHLGUSS	Coldshut Misrum	Riprese getto mancanze
+	0	0	0	0	0	0	DEFORMATION	VERZOGEN	Warped	Deformazione
+	0	0	0		0	+	INCLUSIONS SABLE OU LAITIER	EINSCHLÜSSE	Inclusions	Inclusioni
☐	0		+	+	+	+	DEFECTUEUSE DE SURFACE	RAUHE OBERFLACHE	Rough Surface	Superficie ruvida
+	0	+	☐	☐	+	+	GERCES	EINDRIGEN VON METALL	Metal Penetration	Penetrazione di metallo
+	0	0	☐	☐	+	0	VITRIFICATION SCORIFICATION	SCHMELZEN DES SANDES	Fusion of sand	Vittrificazione
+	0		☐	☐	☐	+	FORGAGE	GETRIEBEN	Swells	Gonfiamento
+	+			+	0	0	VARIATION DE NOYAU OU MOULE	SCHICHTEN	Shifts Cross Joint	Spostamenti
	0		☐			+	ABREUVAGE	AUSWASCHUNG	Washes Ramoff	Riparazione difettosa della forma
+	0		☐	+	☐	+	BARBE	AUSLAUFEN	Bon-ouls Bleeders	Bava
+						☐	REFROIDISSEURS MAL PLACE	UNZWECKMASSIGE KÜLLEN	Improper chills	Difetto nei raffreddatori



CURSO DE PROCESOS DE MANUFACTURA

TRATAMIENTOS TERMICOS

DRA DORA M. K DE GRINBERG

7 y 9 DE FEBRERO DE 1973

1 - Diagrama de equilibrio Fe-C.

Los aceros son aleaciones de Fe-C, y si no tienen agregado ningún aleante especial, son llamados aceros al carbono. Tales aceros comprenden el extremo rico en Fe del diagrama Fe-C hasta un 2%. Por encima de 2% y hasta 6.67% C, están comprendidas las fundiciones de Fe.

Veamos en la Fig. 6.1 un diagrama desde 0% a 6.67% C. En el extremo izquierdo del diagrama hay una descomposición peritética a 1493°C que da origen a la fase  $\gamma$ , que es una solución sólida de C en Fe con una solubilidad máxima de 2% a 1129°C. Esta temperatura coincide con una reacción eutéctica, teniendo el eutéctico una composición de 4,3% C. Es decir, por encima de 1129°C y entre 2% y 6.67% C tendremos una mezcla de fases sólida y líquida. A medida que disminuimos la concentración de C por debajo del 2% C la temperatura a la cual comienzan a fundir las aleaciones va aumentando según la línea JE.

La temperatura de 723°C marca una reacción eutéctica con una concentración eutéctica de 0.8% C. Como esta reacción es la descomposición de una fase sólida  $\gamma$  en dos fases sólidas nuevas, se la llama reacción eutectoide.

1.1 - Estructuras metalográficas.

La Fig. 6.2 muestra las distintas zonas en que se divide el diagrama Fe-C. La fase  $\delta$ , de alta temperatura tiene muy poca importancia industrial. La zona de solución sólida  $\gamma$ , llamada también austenita, desaparece por debajo de 723°C en los aceros al carbono pero puede ser retenida por el agregado de aleantes. Su aspecto metalográfico en aceros aleados es mostrado en la Fig. 6.3. Sin embargo si enfriamos lentamente una aleación desde el rango austenítico, es decir desde una temperatura por encima de las 11-

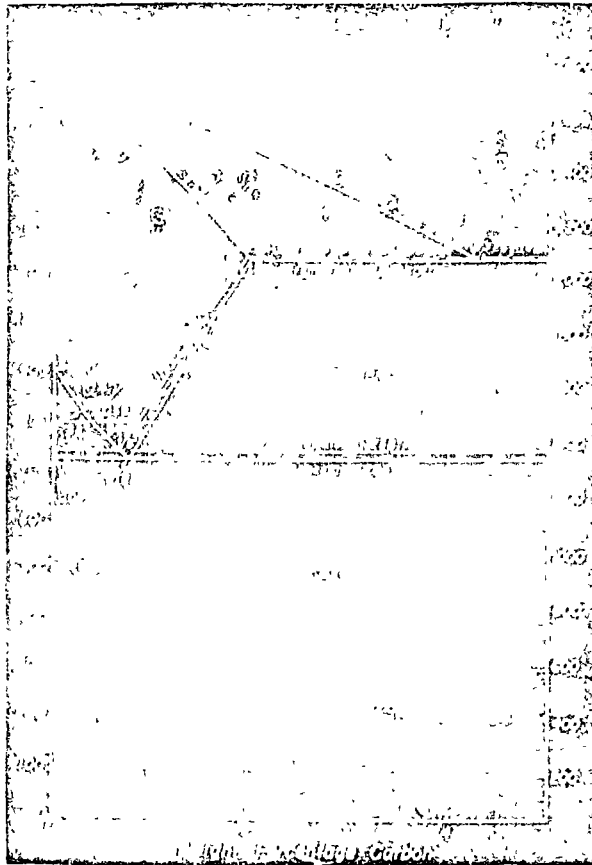


Fig. 6.1

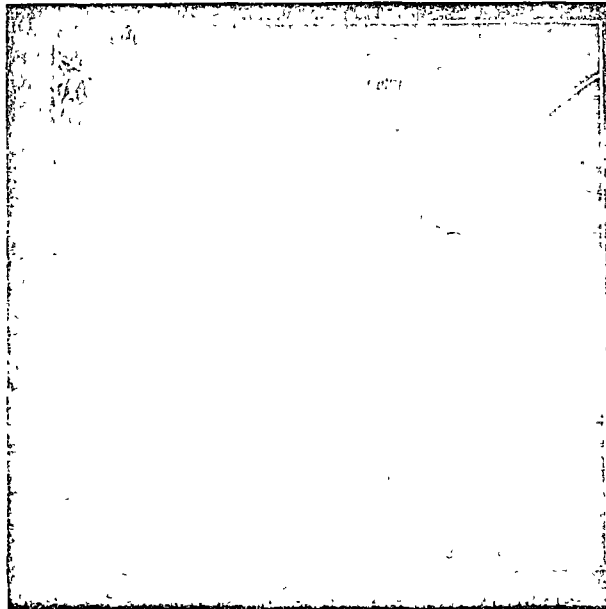


Fig. 6.2

neas GSE, esta austenita se descompone en cristales primarios y eutectoide, según su composición química. Por debajo de la línea PS y su prolongación, hasta alcanzar la composición del intermetálico ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), todas las aleaciones tendrán presente un eutectoide llamado perlita si es que el enfriamiento se ha hecho lo suficientemente lento.

El eutectoide es una mezcla de cristales de solución sólida con concentración máxima de C en solución de 0.025%, llamada ferrita, y de cristales de intermetálico con 6.67% C llamado cementita o carburo de hierro ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). La Fig. 6.4 muestra el aspecto metalográfico de un acero de composición hipoeutectoide (1018), la Fig. 6.5 otro de composición eutectoide (1086), y la Fig. 6.6 un acero de composición hipereutectoide (1095). De las microfotografías anteriores y de su comparación con las fases del diagrama de aceros, diremos que los cristales primarios de la Fig.6.4 son de ferrita y a veces se la llama ferrita proeutectoide para diferenciarla de la ferrita eutectoide que forma la perlita. Por otro lado, en la Fig.6.6 los cristales primarios son de cementita proeutectoide.

Si hacemos ensayos de dureza de las distintas fases que aparecen en los aceros veremos que sus valores son bien diferentes:

Ferrita	0 Rc
Perlita	20 Rc
Austenita	40 Rc
Cementita	> 60 Rc

Veamos como varía la dureza de los aceros con el agregado creciente de carbono. Todos los aceros aquí registrados han sido calentados hasta la temperatura en que la estructura es completamente austenítica y luego enfriados lentamente. Llama-

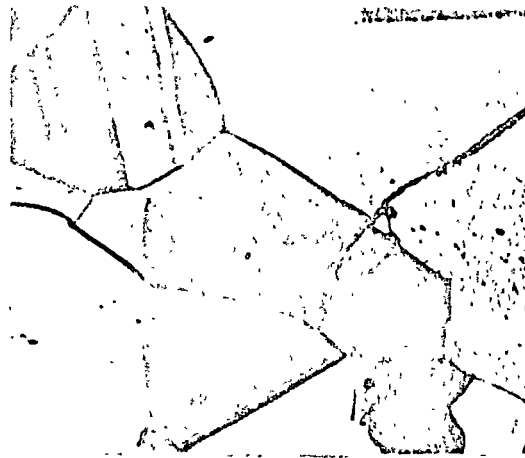


Fig. 6.3

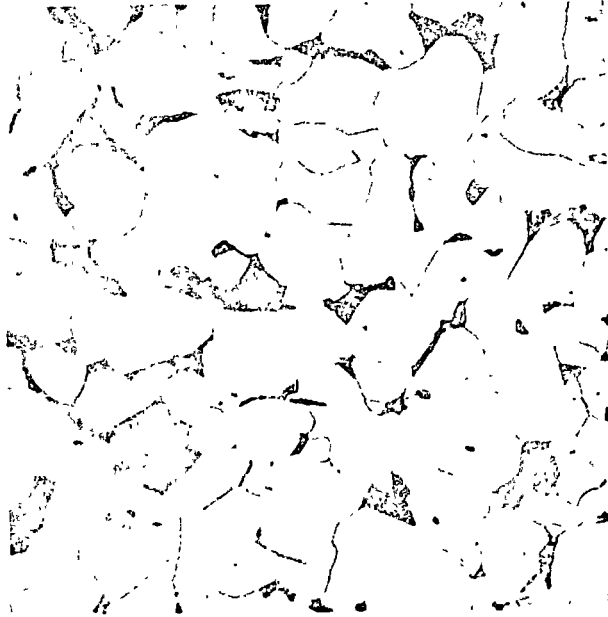


Fig. 6.4



Fig. 6.5



Fig. 6.6

remos a este tipo de tratamiento normalización o normalizado y a los aceros así tratados los llamaremos aceros normalizados.

0.01% C	90 Bhn
0.20% C	120 Bhn
0.40% C	165 Bhn
0.60% C	220 Bhn
0.80% C	260 Bhn
1.00% C	295 Bhn
1.20% C	315 Bhn
1.40% C	300 Bhn

1.2 - Clasificación de aceros al carbono.

De todas las normas para clasificar aceros, tal vez la más empleada y sobre todo más clara son las normas SAE ya que sólo emplean cuatro números para la identificación de los aceros. Los dos primeros indican el tipo de acero y los dos últimos expresan el contenido de carbono del acero, multiplicado por 100.

1010	0.80 - 0.13% C	0.30 - 0.60% Mn	0.04% P	0.05%
1015	0.13 - 0.18% C	" "	"	"
1020	0.18 - 0.23% C	" "	"	"
1025	0.22 - 0.28% C	" "	"	"
1030	0.28 - 0.34% C	0.60 - 0.90% Mn	"	"
1035	0.32 - 0.38% C	" "	"	"
1040	0.37 - 0.44% C	" "	"	"
1045	0.43 - 0.50% C	" "	"	"
1055	0.50 - 0.60% C	" "	"	"
1060	0.55 - 0.65% C	" "	"	"
1065	0.60 - 0.70% C	" "	"	"
1070	0.65 - 0.75% C	" "	"	"
1075	0.70 - 0.88% C	0.50 - 0.80% Mn	"	"
1080	0.75 - 0.88% C	0.60 - 0.90% Mn	"	"
1085	0.80 - 0.93% C	0.70 - 1.00% Mn	"	"
1090	0.85 - 0.98% C	0.60 - 0.90% Mn	"	"
1095	0.90 - 1.03% C	0.30 - 0.50% Mn	"	"

Las concentraciones de P y S en la tabla son concentraciones



máximas.

### 1.3 - Líneas de temperaturas críticas.

Supongamos, como lo hemos hecho hasta ahora, que los calentamientos y los enfriamientos en los aceros son realizados lentamente como para que no se retengan fases. De esa manera la estructura resultante será siempre la de equilibrio.

Industrialmente se conoce como  $A_3$  la línea que marca el comienzo de la descomposición austenítica en los aceros hipoeutectoides, mientras que la línea  $A_{cm}$  (esta denominación proviene de la separación de cementita) es el comienzo de la descomposición de la austenita en los aceros hipereutectoides.

La línea que marca el final de la descomposición austenítica se llama  $A_1$ .

En todas las transformaciones que suceden en las aleaciones cuando están solidificadas, hay una diferencia entre las líneas  $A_3$ ,  $A_{cm}$  y  $A_1$ , según que éstas sean determinadas por calentamiento o por enfriamiento. Así, la Fig. 6.7 muestra como pueden variar estas líneas, según las condiciones en que son determinadas. Las líneas obtenidas por calentamiento agregan a su denominación una *c* (Chauffage, en francés calentamiento), y las determinadas por enfriamiento agregan una *r* (Refroidissement en francés enfriamiento). Así  $A_{c3}$ ,  $A_3$  y  $A_{r3}$ ;  $A_{ccm}$ ,  $A_{cm}$  y  $A_{rcm}$ ; y  $A_{c1}$ ,  $A_1$  y  $A_{r1}$ , es decir tenemos tres líneas por cada línea del diagrama. Las curvas de calentamiento están siempre por encima de las curvas de equilibrio mientras que las de enfriamiento están siempre por debajo de las de equilibrio.

### 2 - Tratamientos térmicos.

Casi todos los tratamientos térmicos de aceros comienzan

con un tratamiento térmico de austenitización, es decir, calentándolos hasta una temperatura superior a la crítica para que su estructura sea completamente austenítica.

La velocidad de calentamiento desde la temperatura ambiente hasta la temperatura de austenitización no tiene gran efecto sobre la estructura final, pero hay que tener cierto cuidado en el caso de materiales que han sido deformados previamente en frío, ya que para evitar fisuras es necesario calentarlos más lentamente que los materiales que no han sido endurecidos por trabajado mecánico, ya que un calentamiento rápido puede liberar tensiones en forma rápida y no homogénea y producir dichas fisuras. En términos generales podemos decir que cuanto más lento y uniforme es el calentamiento menor será el daño que puede sufrir el material.

La temperatura de austenitización varía con la concentración de carbono del acero, pero como regla general se elige la temperatura a  $50^{\circ}\text{C}$  por encima de la temperatura crítica correspondiente a la aleación. El tiempo de duración de la austenitización varía con la temperatura elegida y con la concentración de carbono ya que la austenita resultante debe ser homogénea en concentración.

Cuando el material es tratado a temperaturas de austenitización bajas no es posible borrar completamente la diferencia de concentración que corresponde a las primitivas fases ferrita (0.025% C) y cementita (6.67% C). Para formar la austenita el carbono debe migrar de las zonas que eran cementita hacia las zonas que fueron ferrita.

Las curvas de la Fig. 6.8, muestran el efecto del tiempo y la temperatura de austenitización para un acero 1086 y nos pue-

de servir para fijar un criterio de austenitización.

La primera curva de la derecha marca el límite de aparición de la fase austenita. La segunda curva en cambio marca la desaparición de la perlita y dentro de ese rango de temperaturas y tiempo tenemos austenita no homogénea y carburos no disueltos. La tercera curva y la cuarta marcan una zona de austenita no homogénea pero con carburos disueltos, mientras que a partir de la cuarta curva se extienden las condiciones de tiempo y temperaturas para que la austenita sea homogénea, es decir, las condiciones de austenitización. Para un acero 1086, temperaturas de  $780^{\circ}\text{C}$  significan tiempos de austenitización de 10,000 segundos (alrededor de 3 horas), mientras que a  $840^{\circ}\text{C}$  es de 600 segundos (10 minutos).

La curva de la Fig. 6.9, muestra el efecto de la temperatura de austenitización sobre el tamaño de grano de la austenita para aceros de distintas concentraciones de carbono. Siguiendo con nuestro ejemplo de un acero 1086, vemos que el efecto de la temperatura puede ser importante recién por encima de  $900^{\circ}\text{C}$ , es decir, por debajo de esta temperatura podemos elegir cualquier temperatura de austenitización y en general elegiremos aquella que nos asegure la homogeneización más rápida.

Los aceros pueden ser separados, en aceros que tienen tendencia a mantener el tamaño de grano austenítico pequeño y los que aumentan el tamaño de grano muy fácilmente en las mismas condiciones de austenitización. Esto está determinado por el desoxidante empleado en la elaboración del acero. Los aceros desoxidados con Fe-Mn, o con Fe-Mn y Fe-Si tienen tendencia a desarrollar granos grandes, mientras que los desoxidados con Al, o que contienen V, Mo y Ti tienen tendencia a mantener su

grano austenítico pequeño. Esto no quiere decir que los aceros de grano fino siempre tendrán grano pequeño sino que para hacer crecer el grano debemos llevarlo a temperaturas más altas que los que tienen tendencia a desarrollar granos grandes.

Es importante respetar las temperaturas y los tiempos de austenitizado ya que de él dependerá la distribución de las fases de baja temperatura y por lo tanto las propiedades finales del acero. Tamaño de grano austenítico grande no modificará mucho la resistencia a la tracción del acero, ni la dureza, pero reducirá mucho la resistencia al impacto. Por otra parte un acero hipoeutectoide austenitizado a temperaturas muy por encima de A3 precipitará ferrita con estructura de Widmastätten (Fig. 6.10), por enfriamiento posterior, lo que reduce la resistencia al impacto. Los aceros sobrecalentados están caracterizados por una fractura de grano grueso ya que la fractura pasa a lo largo de los límites de grano. Si el grano es pequeño, la fractura dará una estructura de grano fino.

### 2.1 - Descomposición de la austenita.

La austenita se descom<sup>m</sup>pone por debajo de la temperatura crítica, dando el eutectoide perlita, cuando se ha alcanzado un cierto grado de subenfriamiento, es decir, cuando la muestra alcanza una temperatura inferior a  $723^{\circ}\text{C}$ .

Dado que la austenita de composición inicial  $c_0$  se descompone en cristales de ferrita de composición  $0.025\%$  C y cristales de cementita de  $6.67\%$  C, el acero debe permanecer cierto tiempo para que el carbono que está uniformemente repartido en la austenita se concentre en algunas zonas para formar cementita y abandone otras para que éstas se conviertan en ferrita.

A cada temperatura (inferior a  $723^{\circ}\text{C}$ ), el tiempo necesario

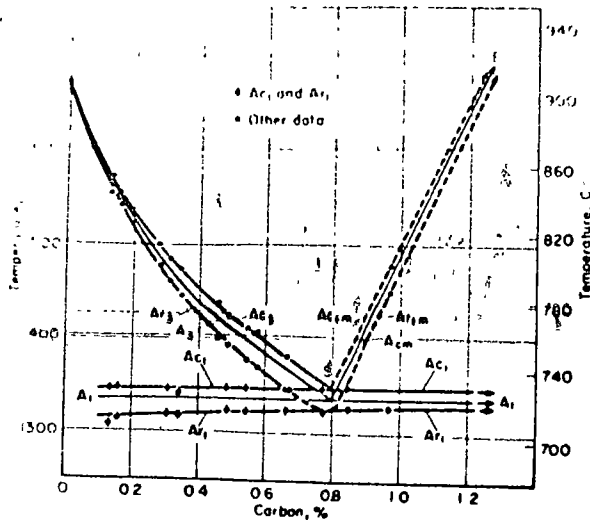


Fig. 6.7

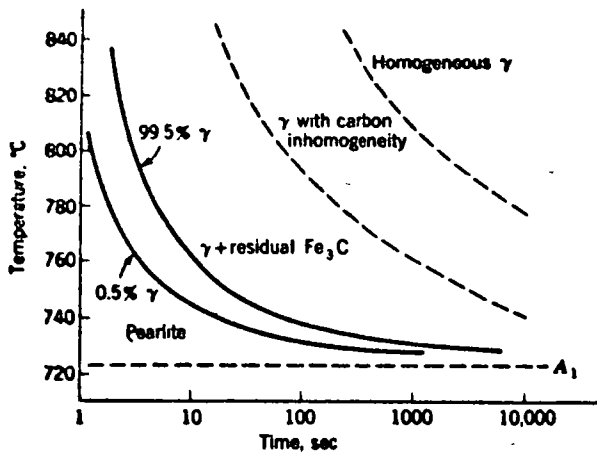


Fig. 6.8

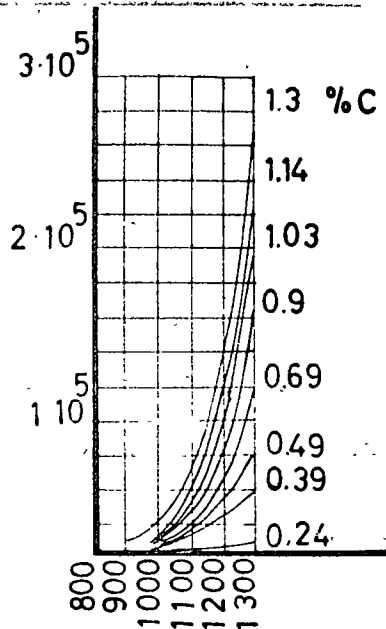


Fig. 6.9

para que comience a formarse perlita y para que toda la perlita precipitable aparezca, varía con la concentración de carbono, con la presencia de aleantes, con el tamaño de grano austenítico y con la temperatura.

## 2.2 - Construcción del diagrama TTT.

Supongamos tener una serie de muestras de un acero a la temperatura de austenitización  $T_1$  y tenemos un baño de tratamiento térmico a la temperatura  $T_2$ . Las muestras para este ensayo son agujereadas como para pasarles un alambre que nos permita colgarlas y sacarlas del horno de austenitización y sumergirlas rápidamente en el baño de tratamiento. Las muestras son retiradas del baño de tratamiento a tiempos crecientes y templadas inmediatamente en agua y hielo como para detener y congelar la reacción. Las muestras son pulidas y atacadas y por observación al microscopio se determina que porcentaje de perlita se formó por permanencia en el baño de tratamiento, en cada una de las muestras. Fig. 6.11 a.

La forma para determinar el porcentaje de perlita formada es fotografiar la muestra pulida y atacada y sobre una copia de esta fotografía se recorta la perlita y se la pesa en una balanza analítica. Lo mismo se hace con la foto completa.

Si hacemos la relación:

$$\frac{\text{Peso de perlita} \times 100}{\text{Peso de la foto completa}} = A\% \text{ de perlita formada.}$$

Por la regla de la palanca podemos saber el porcentaje de perlita que debe formarse a esa temperatura y concentración; digamos que ésta sea  $B\%$ . Haciendo la relación:

$$\frac{A}{B} \times 100 = \% \text{ de reacción.}$$

Si hacemos esto con todas las muestras podemos construir un gráfico, representando en el eje vertical el % de reacción y en el eje horizontal los logaritmos de los tiempos. El objeto de usar el logaritmo en lugar de los tiempos mismos es que de esa manera los intervalos de tiempo cortos nos quedan más extendidos. La curva resultante tiene la forma de la Fig. 6,11b. Esta curva es llamada curva de tratamiento isotérmico (iso:igual, térmico: temperatura) ya que todas las muestras fueron tratadas a la misma temperatura (temperatura  $T_2$ ) durante tiempos diferentes.

Si repetimos el mismo procedimiento a otras temperaturas obtendremos una serie de curvas parecidas, desplazadas en el eje de los tiempos. De esta serie de curvas tomamos tres valores:  $t_1$  que es el tiempo en que comienza a aparecer la perlita,  $t_2$ , el tiempo en que precipita el 50% de la perlita precipitable y  $t_3$  que es el tiempo al que se ha separado el 100% de perlita.

Representemos ahora un gráfico en el cual el eje vertical representa las temperaturas  $T_2, T_3, T_4$ , etc. y para cada una de ellas hemos encontrado  $t_1, t_2, t_3$ , etc. Llevemos al gráfico, sobre las líneas que representan las temperaturas, los valores hallados y unimos los puntos  $t_1$  entre sí, los  $t_2$  entre sí y los  $t_3$  de la misma manera. El gráfico resultante es llamado diagrama de descomposición isotérmica o diagrama TTT (Tiempo-Temperatura-Transformación).

Existe un diagrama tal para cada tipo de acero y dichos diagramas son la base fundamental para planear los tratamientos térmicos.

Si observamos dichas curvas veremos que la mayoría de los aceros presentan curvas de forma de C. Veamos que zonas están comprendidas entre las curvas: Entre la primera curva y el eje

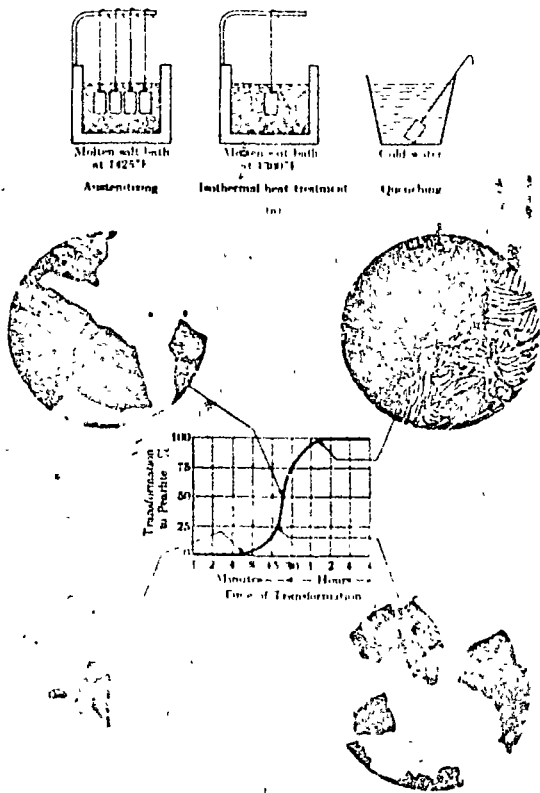


Fig. 6.11 a

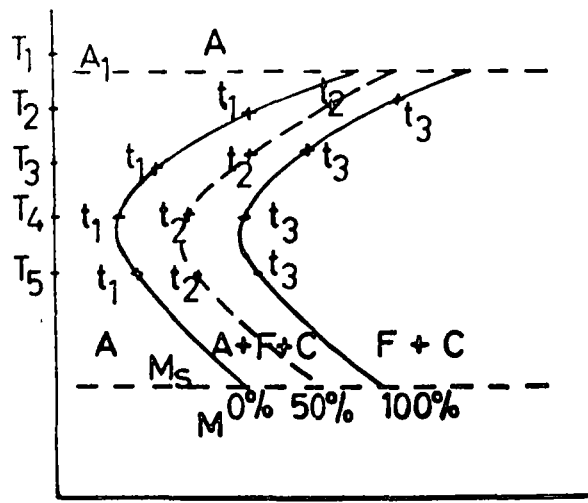
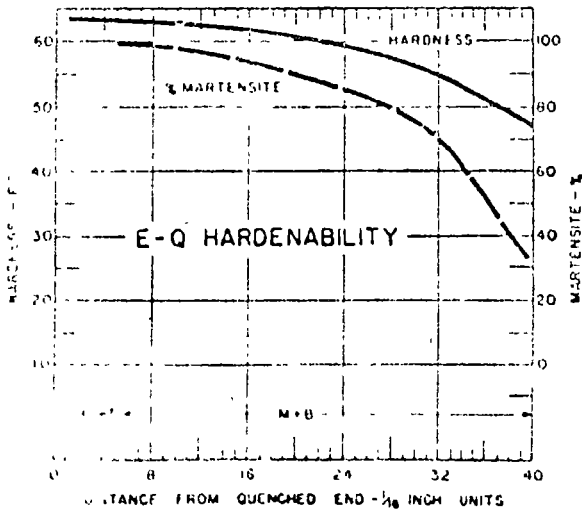
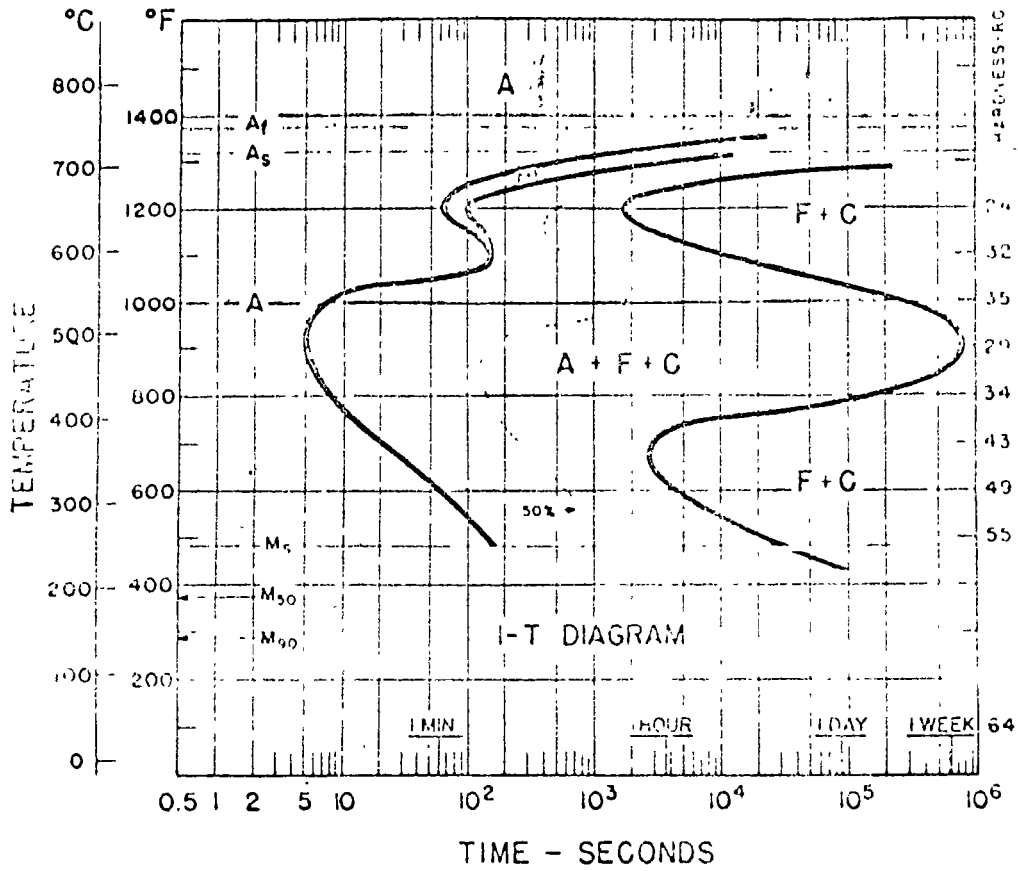


Fig. 6.11 b





8660

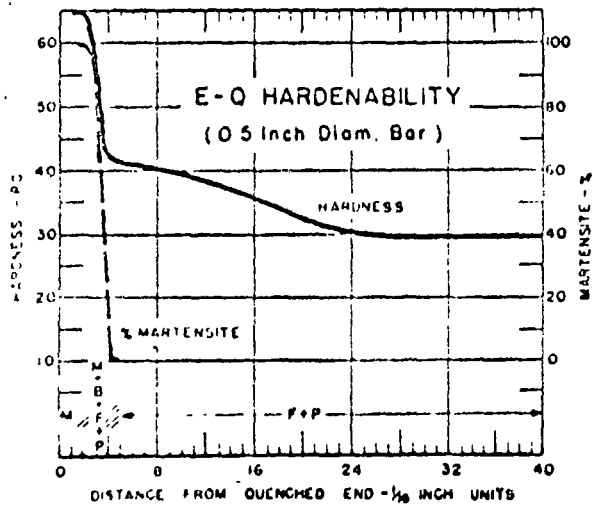
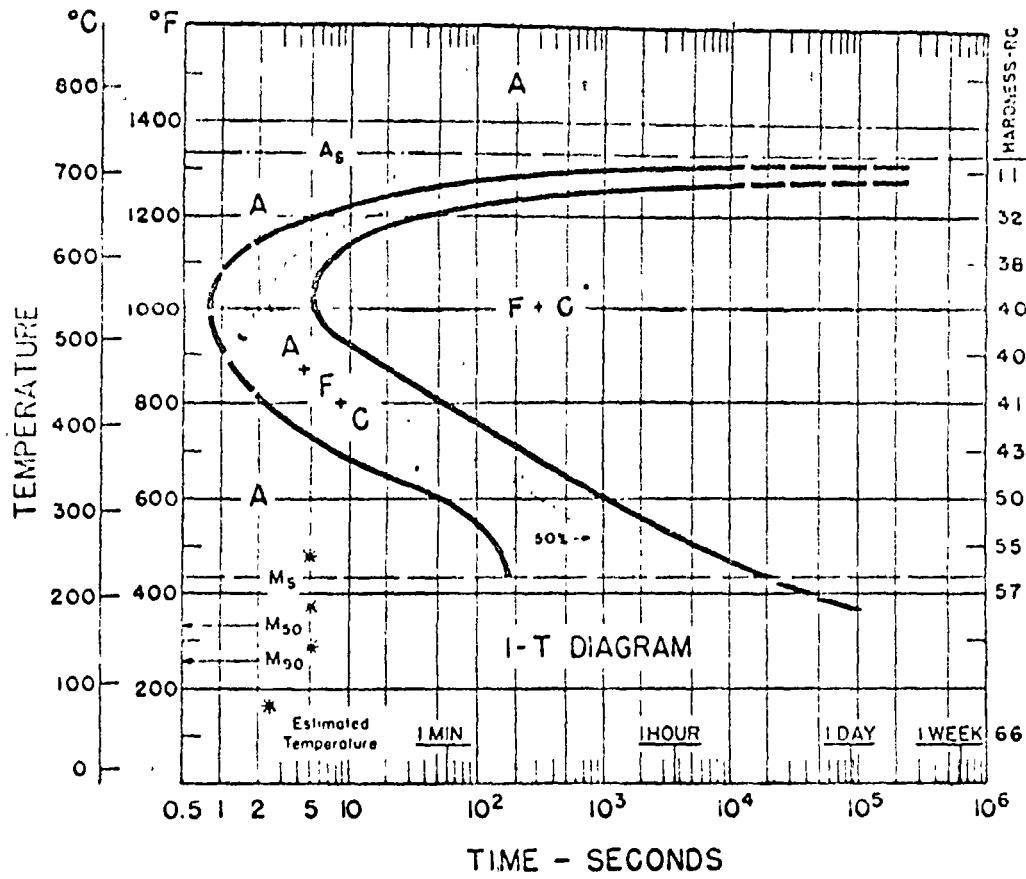
C 0.59 Mn-0.89  
 Ni-0.53 Cr-0.64  
 Mo-0.22

Austenitized at 1550°F

Grain Size: 8

LEGEND

A = Austenite    M = Martensite  
 F = Ferrite      B = Bainite  
 C = Carbide      P = Pearlite



1080

C-0.79

Mn-0.76

Austenitized at 1650°F

Grain Size: 6

**LEGEND**

- A = Austenite
- F = Ferrite
- C = Carbide
- M = Martensite
- B = Bainite
- P = Pearlite

de temperaturas, la única fase existente es austenita ya que la primera curva marca el comienzo de la precipitación de la perlita; la segunda curva es la de terminación de la precipitación de la perlita, por lo tanto la zona comprendida entre las curvas consiste en austenita no transformada todavía, ferrita y cementita, mientras que después de la curva hay sólo ferrita y cementita. En la parte superior del gráfico completamos nuestro diagrama agregando la línea de temperatura crítica Acl.

Por debajo del diagrama trazamos otra recta a la temperatura a que comienza a aparecer una nueva fase que todavía no hemos estudiado llamada martensita.

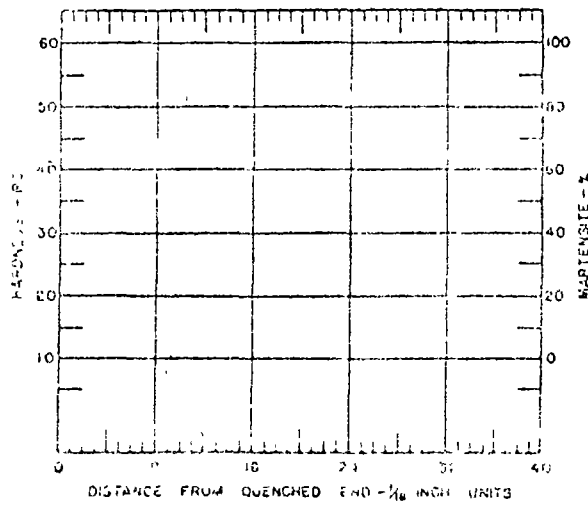
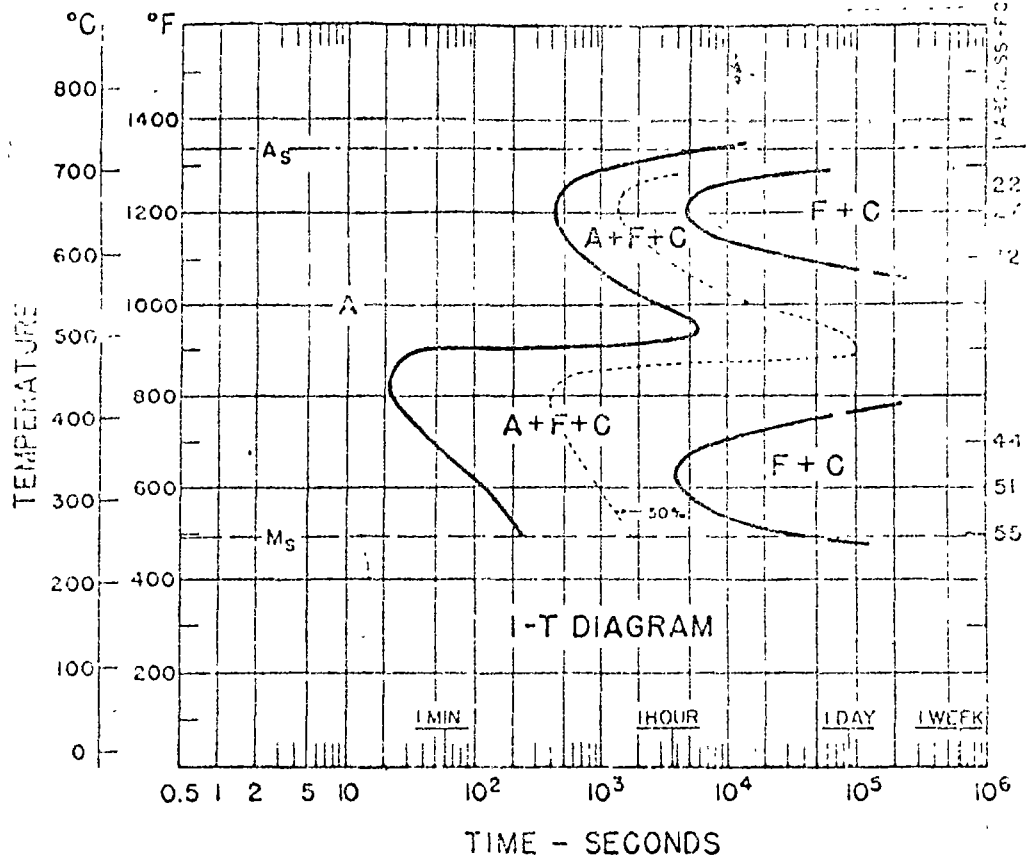
### 2.3 - Martensita.

Si hacemos un enfriamiento muy rápido desde la temperatura de austenitización se formará una nueva fase, en forma de agujas, llamada martensita. (Fig. 6.12). La martensita aparece porque los tiempos de enfriamiento son tan cortos que el carbono de la austenita no tiene tiempo para migrar, de manera de formar ferrita y cementita.

La martensita confiere al acero alta dureza, no sólo porque la estructura es muy dura, sino porque como las agujas crecen en direcciones fijas y deforma la austenita que la rodea. La cantidad de martensita que se forma depende exclusivamente de la temperatura del baño de temple.

De la misma forma que hicimos las curvas de tratamiento isotérmico para la perlita, podemos hacer una curva para la formación de martensita. En esta curva (Fig. 6.13), representamos en el eje vertical la temperatura de temple, es decir la temperatura del baño en el cual sumergimos las muestras luego

9860



9860

C-0.57 Mn-0.82

Ni-1.16 Cr-1.07

Mo-0.26

Austenitized at 1700°F

Grain Size: 4½

**LEGEND**

- |               |                |
|---------------|----------------|
| A = Austenite | M = Martensite |
| F = Ferrite   | B = Bainite    |
| C = Carbide   | P = Pearlite   |

de austenitizadas, y en el eje horizontal representamos el porcentaje de martensita formada. De esta curva podemos sacar el valor  $M_s$ : comienzo de la formación de martensita;  $M_{50}$ : 50% de martensita formada y  $M_{100}$ : 100% de martensita producida. Estos valores los representamos en el gráfico del diagrama TTT.

La martensita es una fase metaestable ya que al ser calentada se transforma en ferrita y cementita que son las fases estables de baja temperatura. La austenita por otro lado es solo estable a altas temperaturas y al ser enfriada en condiciones de equilibrio pasa a formar ferrita y cementita.

#### 2.4 - Bainita.

Los tratamientos isotérmicos inmediatamente por debajo de la línea  $A_1$  nos dará como resultado una perlita gruesa, entendiéndose por tal una estructura de láminas bastante separadas.

En cambio los tratamientos isotérmicos que se hagan a la temperatura de la nariz de la curva nos dará un acero con perlita fina, es decir, láminas muy próximas unas a otras. Temperaturas de baño de tratamiento entre ambos valores producirán una perlita media.

Si la temperatura del baño se elige entre la nariz de la curva y la línea  $M_s$ , aparecerá una nueva fase conocida como bainita. A temperaturas próximas y por debajo de la nariz, la nueva fase tendrá la forma de plumas de eutectoide y a grandes aumentos es posible reconocer la cementita y la ferrita que la forman. Es decir, esta bainita, llamada habitualmente bainita superior no es más que una perlita de forma especial. (Fig. 6.14).

Si el tratamiento isotérmico se hace próximo al rango de formación de la martensita, la bainita tendrá la forma de agu-

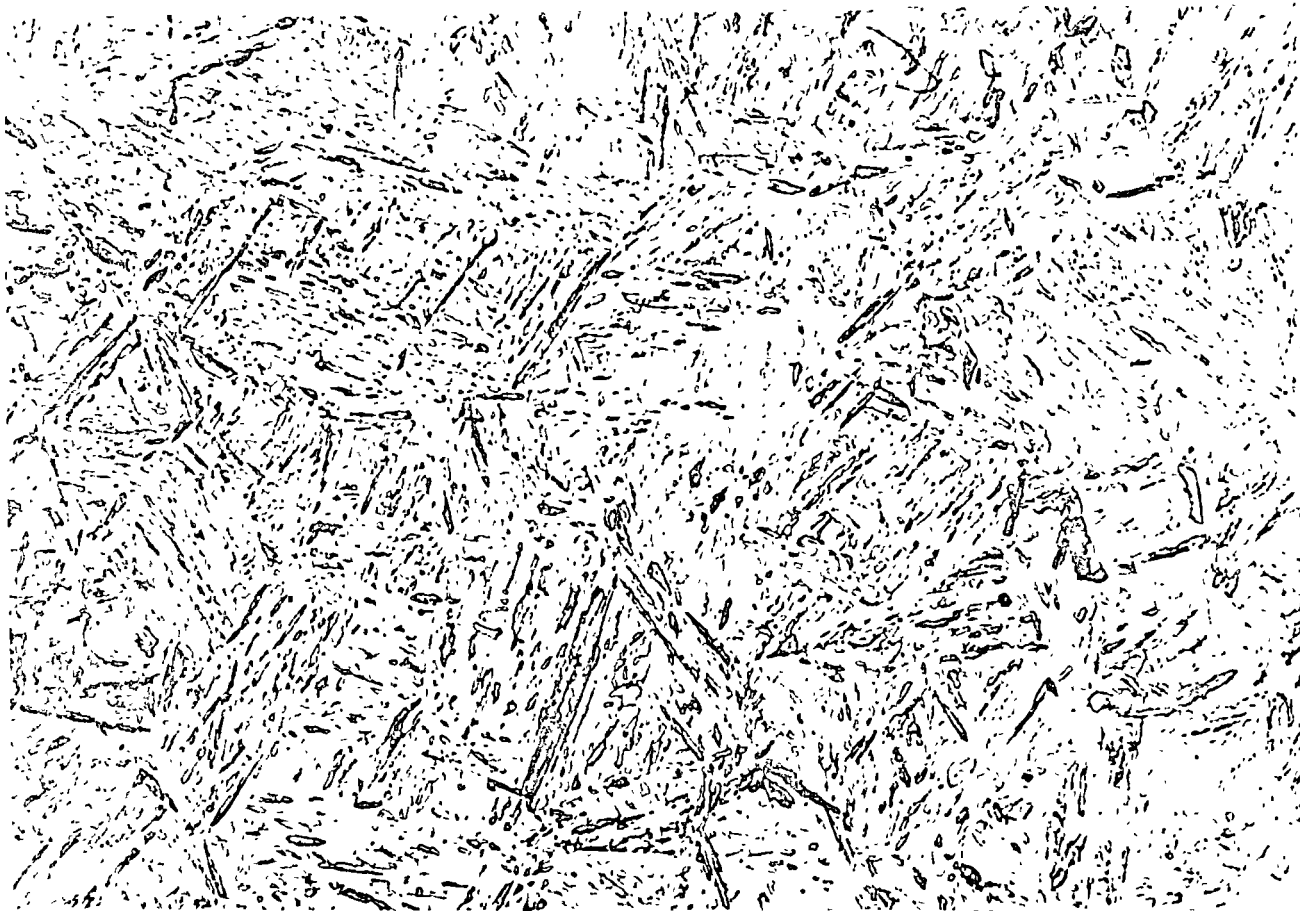


Fig. 6.12 Acero 1035 templado 900x

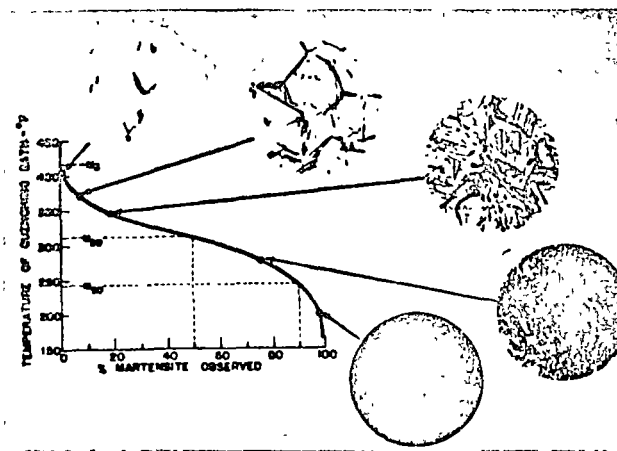


Fig. 6.13

jas y se la llama bainita inferior o acicular y es todavía reconocible su estructura eutectoide muy fina, lo que le da un aspecto oscuro y grueso que permite diferenciarla de la martensita. (Fig. 6.15).

El aspecto metalográfico y la dureza de muestras de un acero eutectoide que ha sufrido distintos tratamientos isotérmicos es mostrado en la Fig. 6.16.

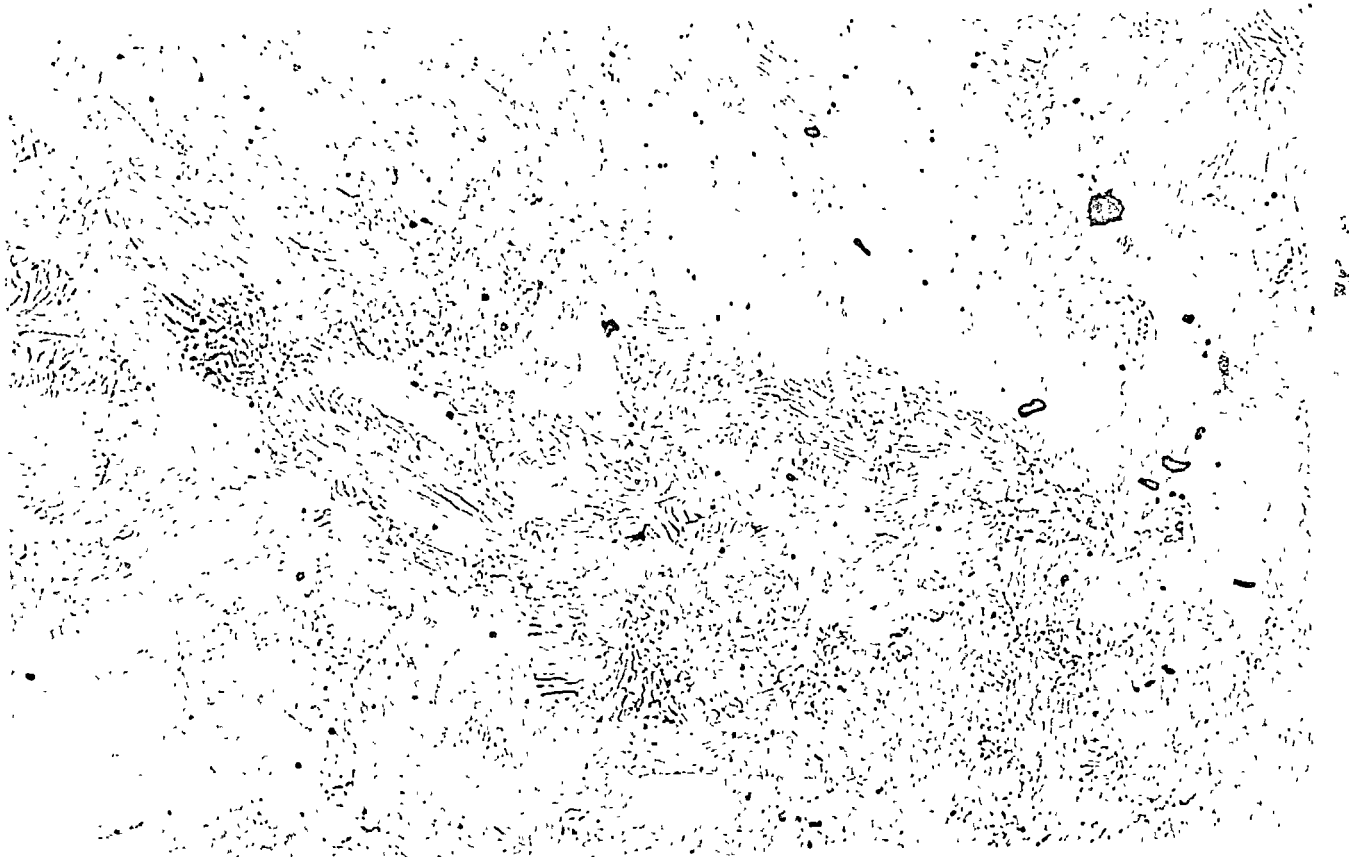
### 3.1 - Empleo de los diagramas TTT.

Industrialmente puede ser más cómodo, en lugar de hacer tratamientos isotérmicos luego de la austenitización, hacer enfriamientos continuos en distintos medios: dentro del horno, al aire, en aceite, en agua. La velocidad de enfriamiento varía con el ambiente o baño.

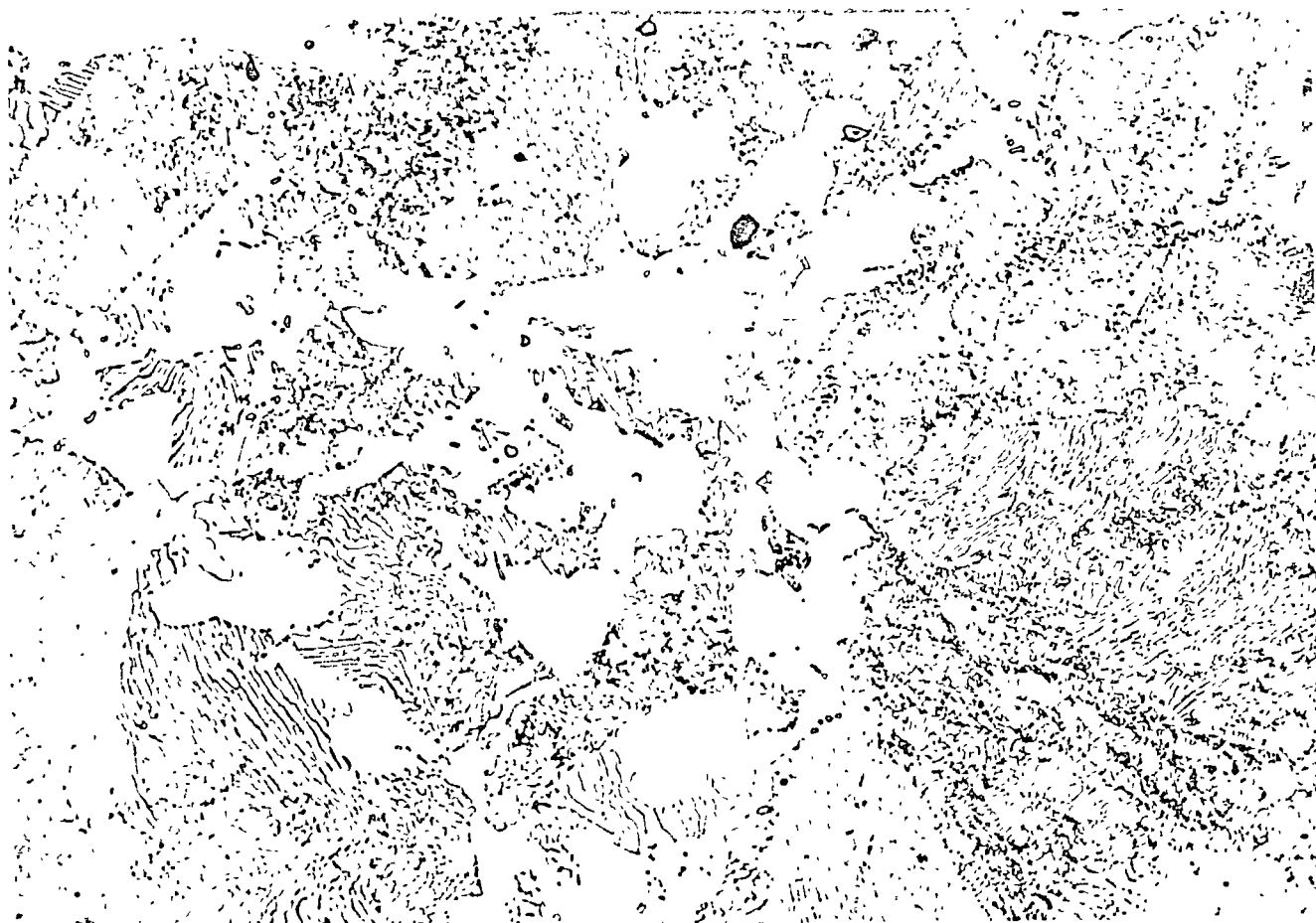
Los medios más empleados y la velocidad de enfriamiento para muestras de acero inoxidable de media pulgada de diámetro y 2.5 pulgadas de longitud, cuando se enfrían desde 815°C en distintos medios están presentados en la tabla siguiente:

	a 705°C	a 650°C
Aire en reposo	2.8°C/seg.	2.2°C/seg.
Aceite soluble	20 "	20 "
Aceite	20 "	16.7 "
Aceite de temple	44.4 "	94.5 "
Sales fundidas	90 "	72.2 "
Agua	112 "	124 "
Salmuera	212 "	212 "

De la tabla anterior se ve que los distintos medios no retiran el calor en forma uniforme sino que la mayoría hace que la temperatura caiga muy rápidamente primero, y luego se va haciendo menos enérgica la extracción de calor. Supongamos que representamos sobre nuestro gráfico original las velocidades de enfriamiento de los distintos medios: en horno, aire, acei-



Acero 1080 - Normalizado. Perlita fina. 900x



Acero 1035 - Recocido completo. Perlita gruesa. 900 x



## Table of Contents

Introduction .....	5
Index and Table of Compositions .....	6
Isothermal Transformation Diagrams	
Section I Carbon Steels.....	11
Section II Manganese Steels.....	23
Section III Nickel Steels.....	31
Section IV Chromium Steels.....	41
Section V Molybdenum Steels.....	51
Section VI Silicon Steels.....	67
Section VII Copper Steels.....	77
Section VIII Vanadium Steels.....	81
Section IX Steels with Several Principal Alloying Elements..	93
Section X Boron Steels.....	123
Section XI USS Trade Name Steels.....	137
Section XII Alloy Comparisons at the .2C Level.....	143
Section XIII Special Comparisons.....	155
Appendix	
Significance of the Isothermal Transformation Diagram.....	162
Shape and Position of Curves of the I-T Diagram.....	163
Explanation of a Typical Page in the Atlas.....	163
Microstructure.....	173
Application of I-T Diagram to Heat Treatment.....	174
Transformation on Continuous Cooling.....	178

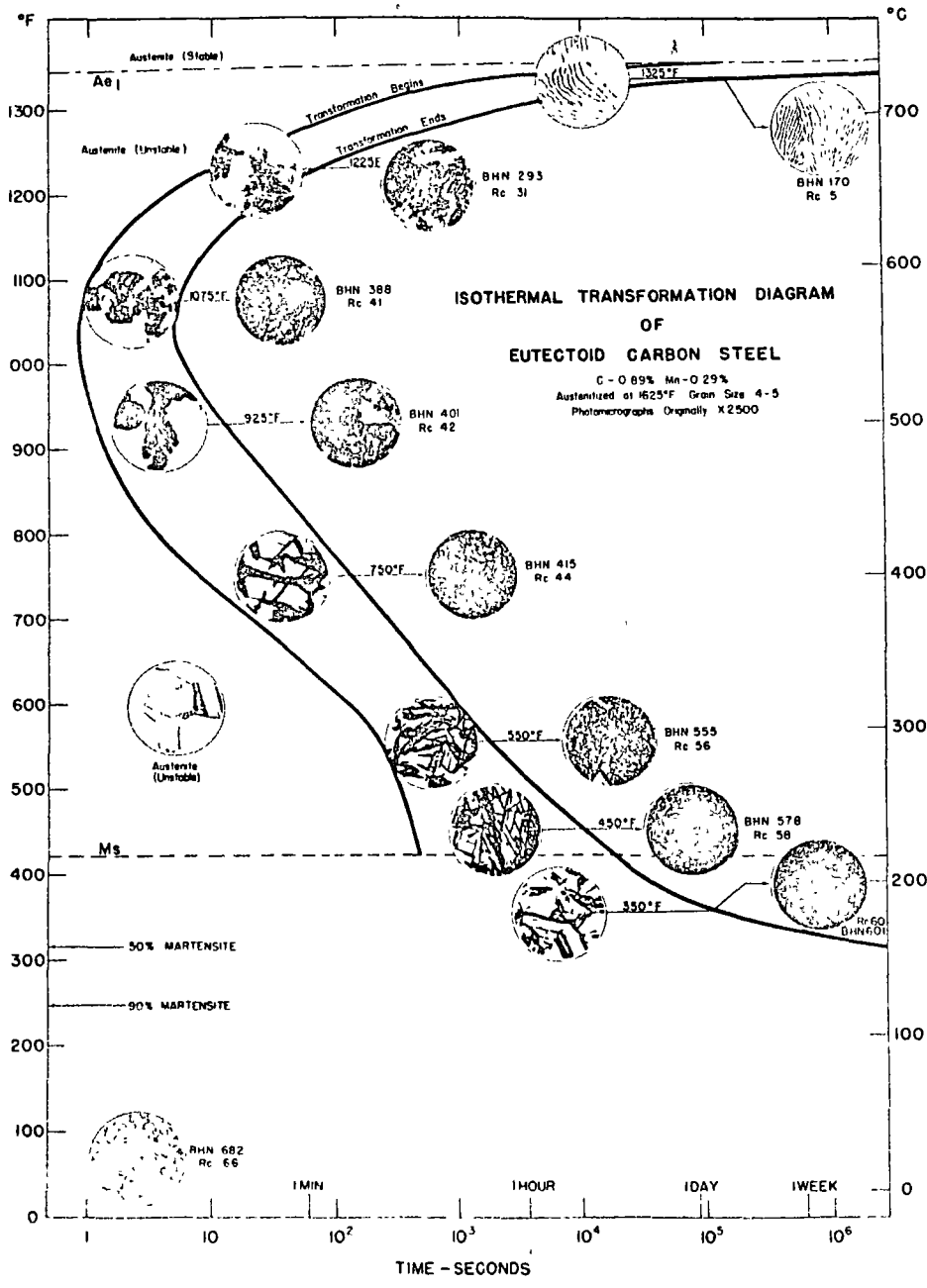




Fig. 6.14



Fig. 6.15

te, agua y un enfriamiento muy enérgico, del orden de  $500^{\circ}\text{C}/\text{seg}$

El enfriamiento en el horno nos intersectará las curvas del diagrama TTT a la altura de producir perlita gruesa. Este tipo de tratamiento nos dará un producto muy blando, libre de tensiones y muy uniforme en estructura. Este tratamiento es conocido industrialmente como recocido.

La curva siguiente corresponde a un enfriamiento en aire quieto y al intersectar las curvas a distintos niveles de temperatura, según que entre o salga de la zona A + F + C. La primera perlita que se forma será más gruesa que la que se formará al final. Como hemos atravesado toda la zona F + C toda la muestra tendrá estructura perlítica, acompañada con ferrita o cementita según que el acero sea hipo o hipereutectoide respectivamente. Este tratamiento se llama industrialmente normalizado.

En el caso de un enfriamiento más enérgico, de manera tal que la curva de enfriamiento no toque la nariz de la curva antes de haber entrado a la zona  $M_s$  nos producirá martensita, en algunos casos acompañada de austenita retenida, y dicho tratamiento se llama industrialmente temple.

Supongamos que aplicamos la misma serie de tratamientos de enfriamiento continuo a un acero 4340. Enfriamientos lentos como en baño de aceite darán estructura completamente martensítica, y un enfriamiento al aire (normalizado) dará un 25% de transformación perlítica, mientras que el resto es convertido en martensita.

Esto nos sugiere algo que es muy importante en el temple de los aceros. Cuanto más alejada está la nariz de la curva del eje de las temperaturas, más fácilmente será convertida nuestra muestra en martensita completa. Además es posible obtener en

esas condiciones un material que sea 100% martensítico sin grandes velocidades de enfriamiento. Si el enfriamiento es muy enérgico se pueden producir contracciones de la capa superficial sobre las interiores y esto generará fisuras que serán aumentadas cuando la capa interior se contraiga al enfriarse. Por lo tanto si queremos obtener productos de alta dureza sin peligro de fisuras convendrá elegir convenientemente nuestro acero tal que pueda transformarse en martensita sin grandes velocidades de enfriamiento.

Si deseamos que las curvas sean desplazadas hacia la derecha en forma tal que sea posible enfriamientos lentos, deberemos aumentar el contenido de carbono y de aleantes en el acero.

Hasta ahora no hemos definido el tratamiento de templeado, pero de lo dicho se deduce que el templeado es un enfriamiento lo suficientemente rápido a partir del rango austenítico como para precipitar martensita.

Sin embargo, los tratamientos de temple de aceros no dan estructura martensítica completa sino que siempre resta algo de austenita retenida. Cuanto mayor es el contenido de carbono, más austenita será retenida. A más baja velocidad de enfriamiento por debajo del punto  $M_s$  de martensita más austenita será retenida en el acero endurecido. Si se mantiene al acero a una temperatura constante por debajo de  $M_s$ , la austenita no transformada será estabilizada.

Los diagramas que poseen forma de C muestran que es imposible obtener por enfriamiento continuo estructuras bainíticas. Para obtenerla, en esta clase de diagramas es necesario hacer un tratamiento isotérmico a la temperatura correcta y este tratamiento se llama industrialmente austempering. Sólo en curvas

que presentan doble nariz, con la segunda nariz más próxima al eje de temperaturas, se podrá obtener bainita por enfriamiento continuo.

### 2.5 - Templabilidad de los aceros.

Como durante el templado, el calor es extraído de la pieza templada por la superficie de la misma, ésta se enfría mucho más rápidamente que el centro. Si la pieza tiene un diámetro apreciable y según la velocidad de enfriamiento, un anillo externo de la pieza estará templado (martensítico), mientras el interior puede estar normalizado (perlítico). El espesor de este anillo está dado por la temperatura del baño de temple, del tipo de baño, de la composición química del acero y de las condiciones de austenitización.

Se llama templabilidad de un acero en ciertas condiciones de temple a la profundidad de la estructura martensítica. Es decir, un acero tiene alta templabilidad si hay un disco grueso de martensita en su entorno. Si un acero tiene mayor templabilidad que otro, será mayor el anillo de martensita formado en el primero, en las mismas condiciones de temple. Esto no tiene nada que ver con el grado de dureza (número de dureza) que adquiera, sino con la penetración del temple. (Fig.6.17)

Los aceros tendrán mayor templabilidad si sus curvas en el diagrama TTT están desplazadas hacia la derecha.

La templabilidad y el grado de dureza son criterios muy importantes para seleccionar un acero en muchas aplicaciones industriales.

Para medir la templabilidad se emplea el método de Jominy. En este método se preparan muestras de dimensiones standards de 1 pulgada de diámetro por 3 pulgadas de longitud. Luego de



Fig. 6.17

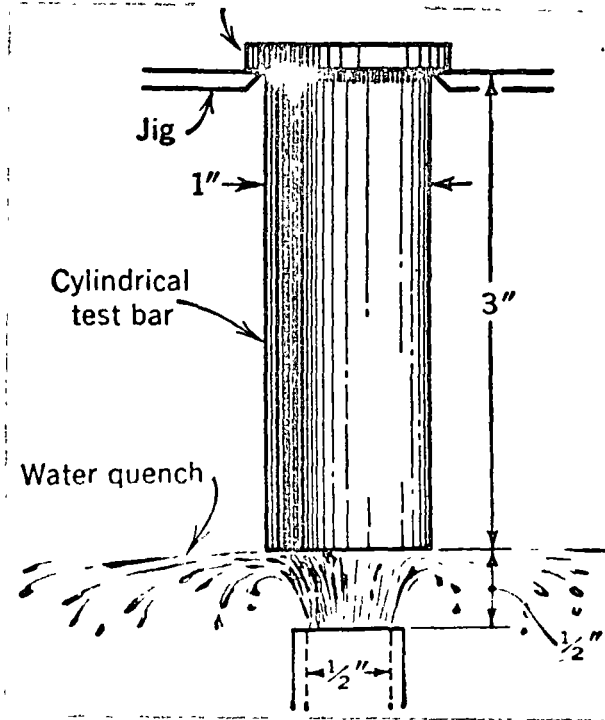


Fig. 6.18

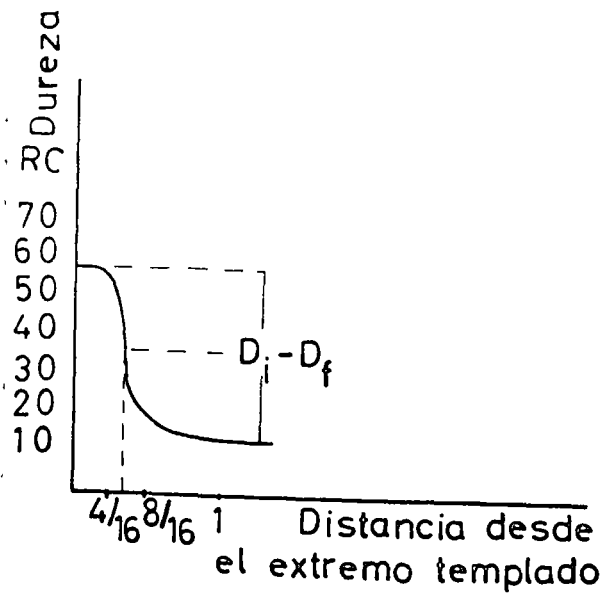


Fig. 6.19

austenitizadas, las muestras son llevadas a un soporte especial (Fig.6.18). Desde abajo se les inyecta agua contra la superficie inferior con una manguera de 1/2" de diámetro que arroja un chorro de agua de 65 cm. de altura. El extremo inferior es así templado en agua en agitación, mientras que el extremo superior es enfriado al aire. (Un extremo es templado en agua agitada y el otro es normalizado, habiendo entre ellos todos los estados intermedios de tratamiento). Se cepilla un costado de la probeta de Jominy y sobre esta nueva superficie expuesta se hacen ensayos de dureza a partir del extremo templado.

La templabilidad Jominy se define como la distancia a partir del extremo templado a la zona que tenga la mitad de la dureza promedio (Fig. 6.19).

La templabilidad de un acero estará afectada por tres factores diferentes:

1) - El tamaño de grano austenítico.

Ya que la perlita se comienza a formar a los límites de grano de la austenita, la austenita de grano fino formará perlita más rápidamente que la de grano grueso. Es decir, los aceros de grano fino tienen menor templabilidad que los de grano grueso, para la misma composición del acero.

2) - La homogeneidad de la austenita.

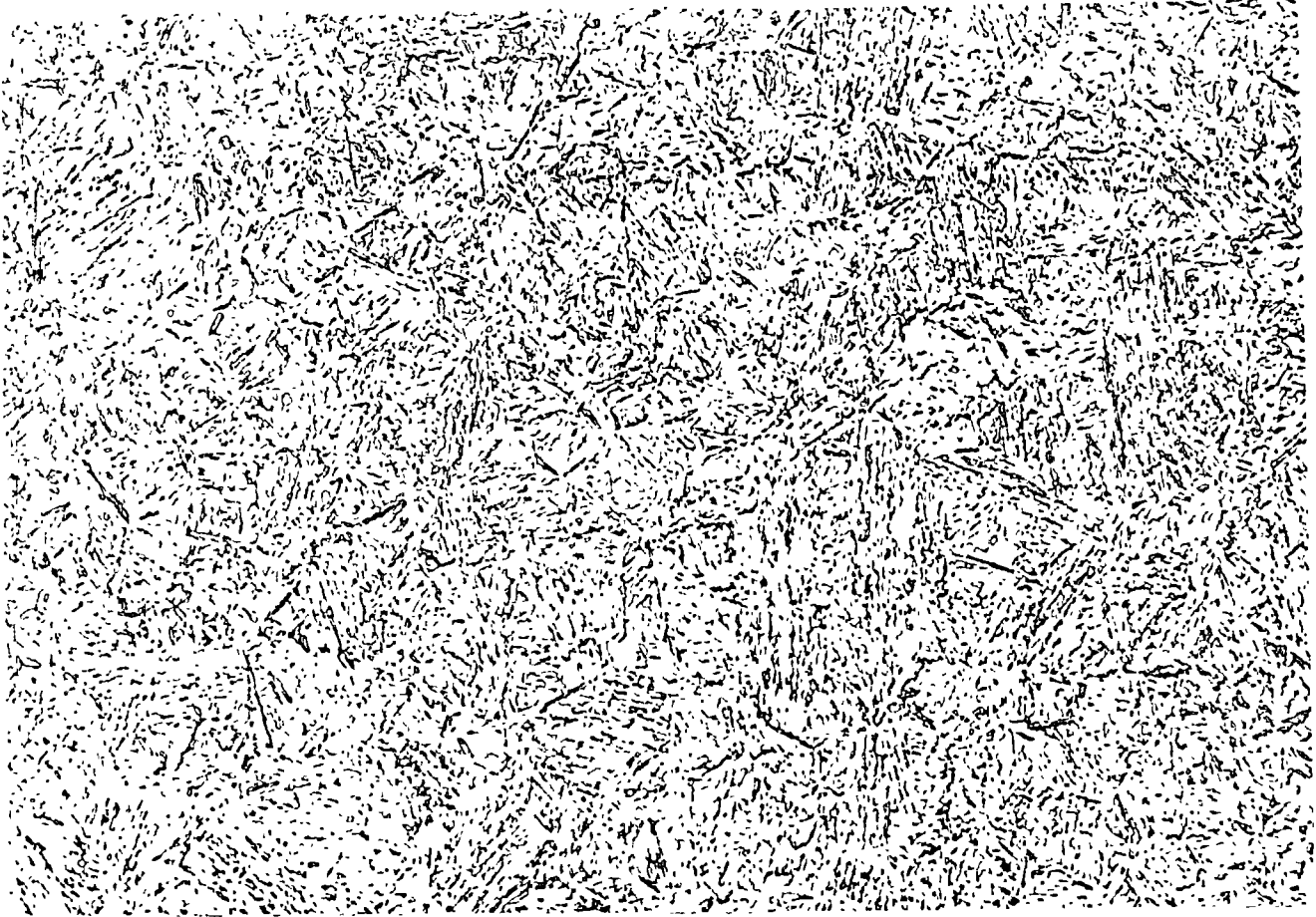
Si la austenita no es homogénea en composición, la formación de perlita será acelerada, es decir, temperaturas de austenitización más elevada, que dé grano más grande y austenita más homogénea, producirá mayor templabilidad.

3) - Composición de la austenita.

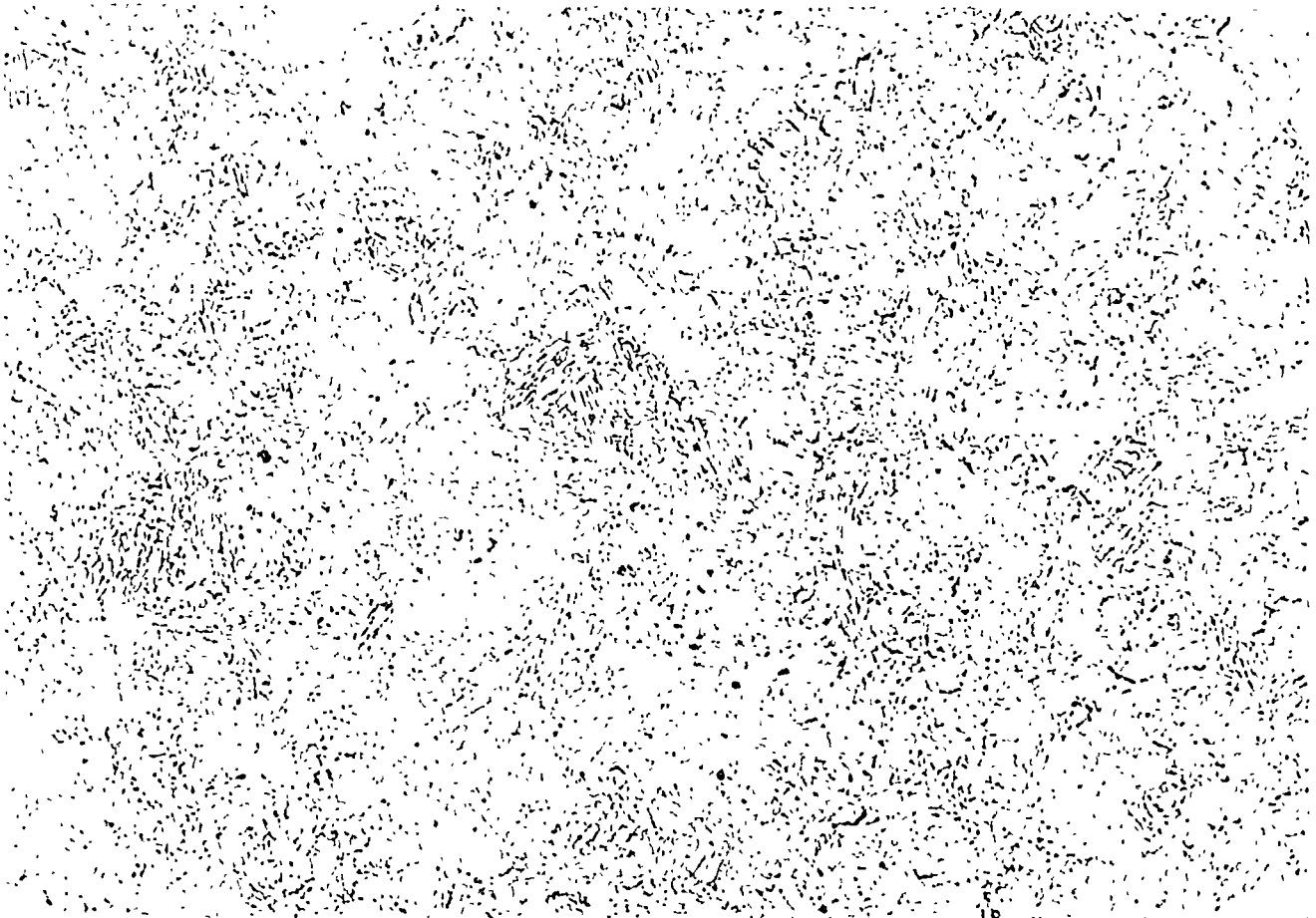
Los aleantes al disolverse en la austenita disminuyen la velocidad de migración del carbono y por lo tanto, disminuyen



Acero 1035 - Templado. 350 x.



Acero 1035 - Templado y revenido 2 horas a 600°C. 350 x.



la velocidad de formación de la perlita, por lo que aumentan la templabilidad de los aceros. Por ejemplo, un acero al carbono es templable en agua sólo si las piezas son muy delgadas. El agregado de unos pocos porcientos de Mn, Cr o Ni desplazan las curvas C hacia la derecha lo que los hace templables en aceite. El agregado de mayor cantidad de estos elementos o V ó Mo disminuye tanto la velocidad de formación de perlita que los aceros pasan a ser templables en aire.

La importancia de que un acero sea endurecible por temple en aire es que la aparición de fisuras son menos probables.

#### 2.6 - Revenido de aceros.

El revenido es un proceso de calentamiento de un acero templado, a una temperatura por debajo de la temperatura crítica, seguido de un enfriamiento a una velocidad conveniente.

El objeto del revenido es reducir la dureza, y relajar tensiones internas producidas durante el temple, así como llevar la pieza a una estructura que presenta mayor resistencia al impacto.

Si se halla presente austenita retenida en el acero endurecido, el revenido servirá para producir una descomposición isotérmica de la austenita a estructura bainítica.

En general podemos decir que dentro del amplio intervalo de temperaturas de revenido, a medida que aumenta la temperatura, disminuye la dureza y aumenta la tenacidad.

Podemos separar las temperaturas de revenido en varios rangos:

Una temperatura de revenido comprendida entre  $38^{\circ}$  y  $200^{\circ}\text{C}$  produce una precipitación de un carburo de transición, ( $\text{Fe}_2\text{C}$ ), lo que hace que haya un pequeño aumento de la dureza, particu-

larmente en aceros de alto carbono.

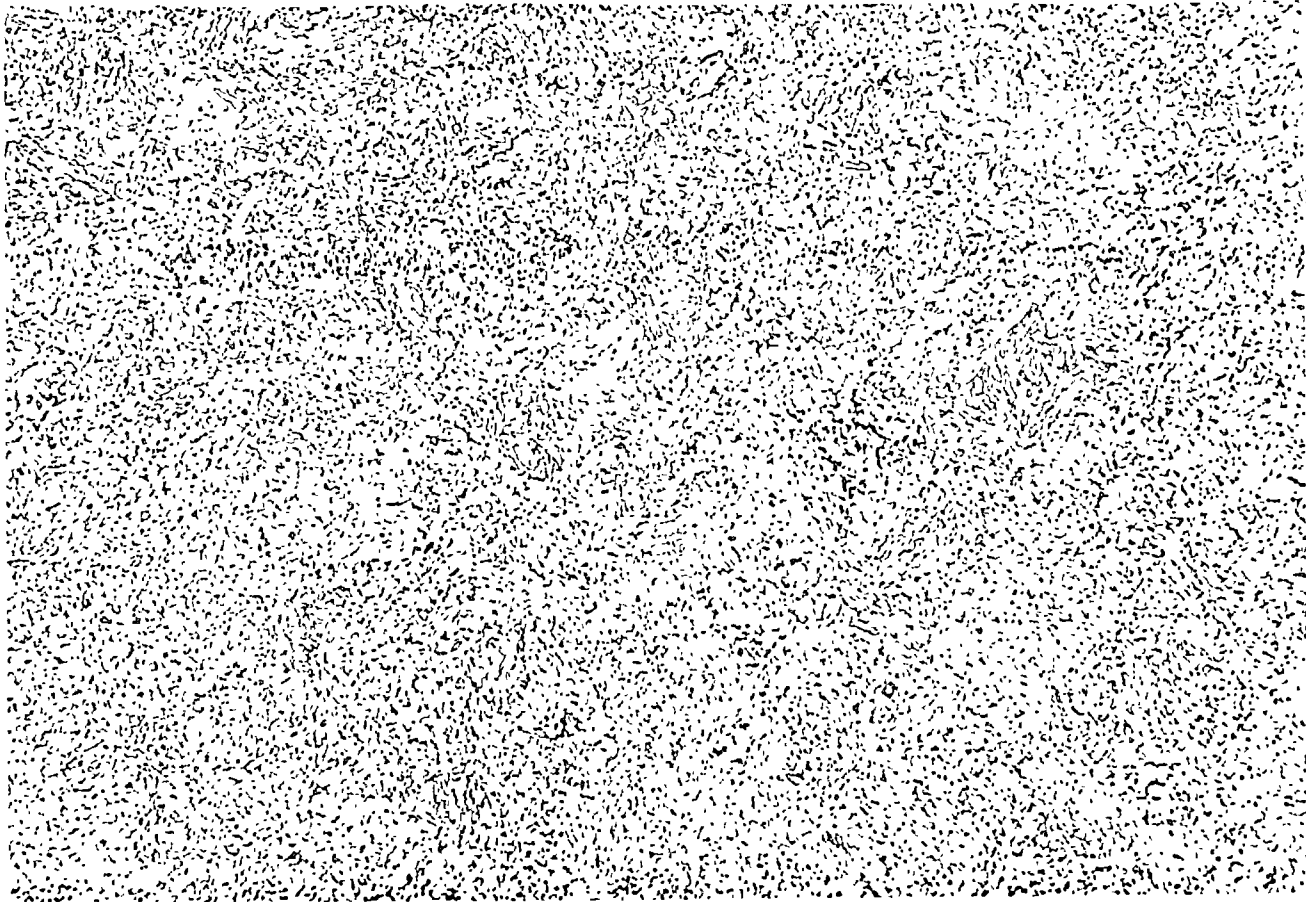
En el intervalo entre  $232^{\circ}$  y  $400^{\circ}\text{C}$  continúa la precipitación y el crecimiento del carburo de transición, a la vez que se transforma la austenita retenida que pudiera existir en la estructura del acero, a bainita inferior. Los carburos que se forman, debido a su pequeño tamaño, no son reconocibles por medio del microscopio óptico, pero dan a la estructura atacada un color oscuro muy intenso. Antiguamente se decía que esta estructura estaba constituida por troostita. Sin embargo, si se la observa a 9000 aumentos (microscopio electrónico) el carburo precipitado se ve claramente. Parte de los carburos han precipitado en los bordes de las agujas de martensita originales.

Un revenido entre  $400^{\circ}$  y  $650^{\circ}\text{C}$  se caracteriza por la transformación del carburo de transición en cementita, al mismo tiempo que continúa el crecimiento de los carburos. Esta aglomeración de las partículas de carburo permite observar la matriz ferrítica más limpia, por lo que las estructuras atacadas tienen un color más claro. Esta estructura se conocía antiguamente como sorbita y los carburos pueden ser reconocibles a la observación microscópica a 500 aumentos.

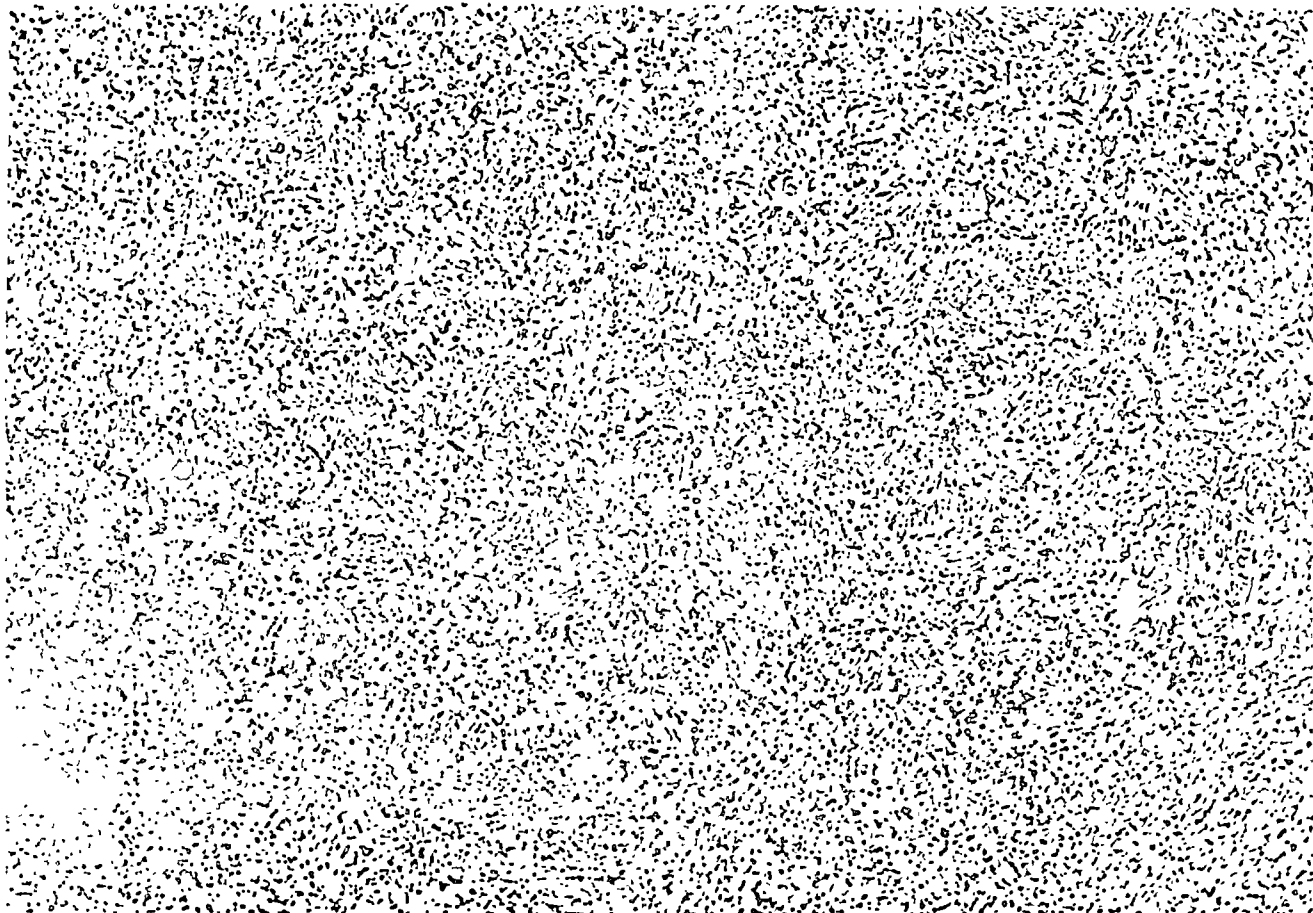
Si se eleva la temperatura de revenido más aún, en el intervalo entre  $650^{\circ}$  y  $725^{\circ}\text{C}$  se produce la formación de grandes partículas de cementita globular. Esta estructura es muy blanda y tenaz y es similar a la estructura formada por cementita esferoidal, obtenida directamente a partir de la perlita en un revenido de globulización.

Durante muchos años los metalurgistas dividieron el proceso de revenido en etapas perfectamente delimitadas, recibiendo las

Acero 1035 - Templado y revenido 4 días a 600°C. 350 x.



Acero 1035 - Templado o revenido 8 días a 660°C. 350 x.



microestructuras que se formaban los nombres de troostita y sorbita. Sin embargo, las variaciones en la microestructura tienen lugar de una manera tan gradual que parece más lógico llamar a los productos que se obtienen por revenido a cualquier temperatura simplemente martensita revenida.

¡Tengamos presente que el mismo tipo de estructuras pueden ser obtenidos a distintas temperaturas seleccionando convenientemente los tiempos.

Uno se podría preguntar porque es necesario obtener una estructura completamente martensítica y luego revenirla cuando se desea obtener ciertas propiedades, si la misma resistencia podría alcanzarse con menos dificultades que en el temple, con una estructura formada por una mezcla de martensita y bainita o de martensita y perlita. Sin embargo, si tomamos como ejemplo un acero aleado de aproximadamente 0.3% de carbono y se seleccionan tres muestras, cada una de las cuales seguirá un tratamiento diferente, : 1ª se temple de manera de obtener una estructura totalmente martensítica, la 2ª se la transforma en un tratamiento isotérmico parcialmente en bainita y a continuación se la temple para obtener una estructura final formada por bainita y martensita y la 3ª se la transforma también por un tratamiento isotérmico en austenita y perlita y luego se la temple para obtener una estructura formada por perlita y martensita, se ve que las tres muestras revenidas a continuación como para obtener la misma resistencia a la tracción, no presentan las mismas propiedades mecánicas. La muestra que fué totalmente martensítica y que luego se la revino, presentó el límite elástico práctico más elevado, mayor ductilidad y resistencia a la fatiga a la par que una tenacidad más grande.

La velocidad de enfriamiento luego del revenido tiene un gran efecto sobre las tensiones residuales. Cuanto más pequeña sea la velocidad de enfriamiento, menores serán las tensiones residuales presentes. Un enfriamiento rápido en agua a partir de 600°C producirá tensiones de un valor muy próximo a las producidas directamente por temple. Un enfriamiento en aire luego del revenido, producirá 7 veces menos de tensiones que las obtenidas por un enfriamiento en agua, mientras que en aceite dará 2.5 veces menos de tensiones que en el agua. Así, piezas de formas complicadas, de aceros al carbono o alca- dos, deben ser enfriados lentamente luego del revenido a tem- peraturas elevadas para prevenir la aparición de nuevas tensio- nes.

## TRATAMIENTOS TERMICOS DE ACEROS

### 1 - AUSTENITIZACION.

Para la mayor parte de las aplicaciones, la velocidad de calentamiento hasta la temperatura de austenitización es menos importante que otros factores en el proceso de endurecimiento tales como:

- a) la temperatura máxima alcanzada a través de la sección,
- b) la uniformidad de la temperatura,
- c) el tiempo de permanencia a dicha temperatura,
- d) la velocidad de enfriamiento.

La conductividad térmica del acero, la naturaleza de la atmósfera del horno (sea oxidante o no) y el espesor de la sección influyen en el comportamiento de una pieza de acero según la velocidad de calentamiento.

Uno de los problemas en los tratamientos prácticos es la diferencia de temperaturas que surgen en piezas de sección delgada, que varían en su sección transversal. Sin embargo, algunas medidas pueden ser tomadas para retardar el calentamiento de secciones delgadas a fin de minimizar las tensiones térmicas y la distorsión.

Cuando la uniformidad de temperaturas es el objetivo último de un ciclo de calentamiento, es más conveniente llegar a la temperatura deseada por un calentamiento lento que por un calentamiento rápido. Por otro lado, la temperatura máxima en el rango austenítico no puede ser excedida de la necesaria para asegurar la solubilización de los carburos. Las temperaturas de las Tablas Nº 1 y 2 cumplen con estos requisitos.

La oxidación, la decarburización y otras reacciones superficiales indeseables, relacionadas con el calentamiento en el

horno, dependen de la atmósfera del horno. Si estas reacciones tienen que ser minimizadas o evitadas, los hornos de calentamiento deben trabajar en atmósfera protectora.

## 2 - NORMALIZACION DE ACEROS.

El normalizado es definido como un calentamiento a una temperatura conveniente, por encima del rango de transformación, y su enfriamiento en el aire hasta una temperatura suficientemente por debajo del rango de transformación.

Así una buena práctica para la normalización requiere:

a) que la pieza tratada sea calentada uniformemente a una temperatura suficientemente alta para alcanzar la transformación completa de la ferrita y cementita a austenita.

b) que permanezca a esta temperatura un tiempo suficientemente largo para alcanzar uniformidad de temperatura a través de toda su masa.

c) que se permita el enfriamiento en aire quieto de manera uniforme.

El enfriamiento uniforme requiere la libre circulación del aire entorno a cada pieza, tal que no haya áreas en las cuales el enfriamiento sea restringido o acelerado. Una disminución en la velocidad de enfriamiento convertirá un tratamiento de normalización en un tratamiento de recocido. El aumento en la velocidad de enfriamiento cambia el tratamiento de normalización en un tratamiento de temple.

En general un endurecimiento al aire no es llamado normalización debido a que no pone al acero en su condición perlítica normal que caracteriza al acero normalizado. A veces sin embargo, cuando la velocidad de enfriamiento en el aire, en la operación de normalizado, es intencionalmente acelerada para pro-



Table 1. Austenitizing Temperatures for Direct-Hardening Carbon and Alloy Steels (SAE)

Steel	Temperature, F	Steel	Temperature, F	Steel	Temperature, F	Steel	Temperature, F	Steel	Temperature, F	Steel	Temperature, F
<b>Carbon Steels</b>		<b>Alloy Steels</b>		<b>Alloy H Steels</b>		<b>Alloy H Steels</b>		<b>Alloy H Steels</b>		<b>Alloy H Steels</b>	
1025	1575-1650	1065	1475-1550	50B40	1500-1550	8630	1525-1600	1345H	1550	5132H	1800
1030	1550-1600	1070	1475-1550	50B44	1500-1550	8637	1525-1575	3140H	1550	5135H	1800
1033	1525-1575	1074	1475-1550	5046	1500-1550	8640	1525-1575	4037H	1550	5140H	1550
1035	1525-1575	1078	1450-1500	50B46	1500-1550	8642	1500-1575	4042H	1550	5145H	1550
1036	1525-1575	1080	1450-1500	50B50	1475-1550	8645	1500-1575	4047H	1550	5147H	1550
1037	1525-1575	1084	1450-1500	50B60	1475-1550	86B45	1500-1575	4063H	1550	5150H	1550
1038	1525-1575	1085	1450-1500	5130	1525-1575	8650	1500-1575	4130H	1600	5155H	1550
1039	1525-1575	1086	1450-1500	5132	1525-1575	8655	1475-1550	4135H	1550	5160H	1550
1040	1525-1575	1090	1450-1500	5135	1500-1550	8660	1475-1550	4137H	1550	51B60H	1550
1041	1475-1550	1095	1450-1500*	5140	1500-1550	8740	1525-1575	4140H	1550	6150H	1600
1042	1475-1550			5145	1500-1550	8742	1525-1575	4142H	1550	81B45H	1550
1043	1475-1550	<b>Free-Cutting Carbon Steels</b>		5147	1475-1550	9254	1500-1650	4145H	1550	8630H	1600
1045	1475-1550	1132	1525-1575	5150	1475-1550	9255	1600-1650	4147H	1550	8637H	1550
1046	1475-1550	1137	1525-1575	5158	1475-1550	9260	1600-1650	4150H	1550	8640H	1550
1048	1475-1550	1138	1500-1550	5160	1475-1550	94B30	1550-1625	4161H	1550	8642H	1550
1050	1475-1550	1140	1500-1550	5168	1475-1550	94B40	1550-1625	4337H	1550	8645H	1550
1052	1475-1550	1141	1475-1550	5180	1475-1550	9840	1525-1575	4340H	1550	86B45H	1550
1055	1475-1550	1144	1475-1550	5188	1475-1550	<b>Alloy H Steels</b>		E4340H	1550	8650H	1550
1060	1475-1550	1145	1475-1550	5190	1425-1475†	1330H	1600	4520H	1700	8655H	1550
1064	1475-1550	1146	1475-1550	5192	1425-1475†	1335H	1550	50B40H	1550	8660H	1550
		1151	1475-1550	5195	1500-1550	1340H	1550	50B44H	1550	8740H	1550
				5198	1500-1550			5046H	1550	8742H	1550
				5199	1500-1550			50B46H	1550	9260H	1600
				5200	1425-1475†			50B50H	1550	94B30H	1600
				5201	1425-1475†			50B60H	1550	94B40H	1550
				5202	1425-1475†			5130H	1600	9840H	1550

\*This temperature range may be employed for 1095 steel that is to be quenched in water, brine or oil. For oil quenching, 1095 steel may alternatively be austenitized in the range 1500 to 1600 F. †This range is recommended for steel that is to be water quenched. For oil quenching, steel should be austenitized in the range 1500 to 1600 F.

Table 2. Reheating (Austenitizing) Temperatures for Hardening of Carburized Carbon and Alloy Steels (SAE)

Steel	Temperature, F	Steel	Temperature, F	Steel	Temperature, F	Steel	Temperature, F	Steel	Temperature, F	Steel	Temperature, F
<b>Carbon Steels</b>		<b>Alloy Steels</b>		<b>Alloy H Steels</b>		<b>Alloy H Steels</b>		<b>Alloy H Steels</b>		<b>Alloy H Steels</b>	
1010	1400-1450	1115	1400-1450	4615	1500-1550	4617	1475-1525	8627	1550-1600	4028H	1600
1012	1400-1450	1117	1400-1450	4617	1500-1550	4820	1475-1525	8720	1550-1600	4032H	1600
1015	1400-1450	1118	1400-1450	4620	1500-1550	8115	1550-1600	8822	1550-1600	4815H	1550
1016	1400-1450	1119	1400-1450	4621	1500-1550	8615	1550-1600	9310	1450-1525	4817H	1550
1017	1400-1450	1120	1400-1450	4628	1500-1550	8617	1550-1600			4820H	1550
1018	1400-1450	<b>Free-Cutting Carbon Steels</b>		4718	1500-1550	8620	1550-1600	<b>Alloy H Steels</b>		8625H	1600
1019	1400-1450	1108	1400-1450	4720	1500-1550	8622	1550-1600	3310H	1550	8627H	1600
		1109	1400-1450	4815	1475-1525	8625	1550-1600	4027H	1600	9310H	1550

TABLE No 1 y 2

Table 1. Effect of Mass on Hardness of Normalized Carbon and Alloy Steels (a)

Steel	Normalizing temperature, F	Brinell hardness number			Carbon Steel — Carburizing Grades	Carbon Steel — Direct-Hardening Grades	Alloy Steel — Carburizing Grades	Alloy Steel — Direct-Hardening Grades
		1/2	1	2				
1015	1700	126	121	116	116	116	116	
1020	1700	131	131	126	121	126	121	
1022	1700	143	143	137	131	143	131	
1117	1650	143	137	137	126	143	131	
1118	1700	156	143	137	131	156	143	
<b>Carbon Steel — Direct-Hardening Grades</b>								
1030	1700	156	149	137	137	156	149	
1040	1650	183	170	167	167	183	170	
1050	1650	223	217	212	201	223	217	
1060	1650	229	229	223	223	229	223	
1080	1650	293	293	285	269	293	285	
1095	1650	302	293	269	255	302	293	
1137	1650	201	197	197	192	201	197	
1141	1650	207	201	201	201	207	201	
1144	1650	201	197	192	192	201	197	
<b>Alloy Steel — Carburizing Grades</b>								
3310	1630	269	262	262	248	269	262	
4320	1640	248	235	212	201	248	235	
4620	1650	192	174	167	163	192	174	
4820	1580	235	229	223	212	235	229	
8620	1675	197	183	179	163	197	183	
9310	1630	285	269	262	255	285	269	
<b>Alloy Steel — Direct-Hardening Grades</b>								
1340	1600	269	248	235	235	269	248	
3140	1600	302	262	248	241	302	262	
4063	1600	285	285	285	277	285	285	
4130	1600	217	197	167	163	217	197	
4140	1600	302	302	285	241	302	285	
4150	1600	375	321	311	293	375	321	
4340	1600	388	363	341	321	388	363	
5140	1600	235	229	223	217	235	229	
5150	1600	262	255	248	241	262	255	
5160	1575	285	269	262	255	285	269	
8630	1600	201	187	187	187	201	187	
8650	1600	363	302	293	285	363	302	
8740	1600	269	269	262	255	269	269	
9255	1650	277	269	269	269	277	269	

(a) Single-heat data; Modern Steels and Their Properties, 6th ed, Bethlehem Steel Co., 1961.

vocar la formación de algo de martensita, el proceso es llamado de normalizado a pesar del enfriamiento acelerado y el endurecimiento parcial.

Un normalizado puede ablandar, endurecer o relevar tensiones en un acero, dependiendo esto de la condición del material antes del normalizado. Así, las funciones del normalizado pueden superponerse y a veces confundirse con las del recocido, el endurecimiento y el relevado de tensiones. Por ejemplo: un acero que ha sido endurecido por temple en agua o trabajado en frío, será ablandado por normalizado, mientras que un acero recocido será endurecido por normalizado.

#### 2.1 - Empleo del normalizado.

Un normalizado puede ser empleado en cualquiera de las siguientes funciones:

- a) Refinar el grano y homogeneizar la microestructura para mejorar la respuesta del acero en una operación de endurecimiento.
- b) Mejorar las características de maquinabilidad del acero.
- c) Modificar y refinar las estructuras dendríticas de colada.
- d) Proveer las propiedades mecánicas deseadas.

El normalizado puede aplicarse a aceros al carbono o aleados ya sean de colada o aquellos en los cuales la estructura de colada ha sido destruída por laminado o swaging. Aunque el procedimiento se aplica para mejorar las propiedades mecánicas, el normalizado de aceros hipereutectoides puede inducir la formación de cementita a los límites de grano, causando un deterioro en las propiedades mecánicas.

Según las propiedades mecánicas requeridas, el normalizado

puede sustituir a un endurecimiento convencional cuando el tamaño y forma de las piezas a tratar son tales que un temple en un líquido puede producir fisuras, distorsión o cambios dimensionales excesivos. Así, piezas que cambian abruptamente de sección o de formas complejas pueden ser normalizadas y revenidas para adquirir propiedades aceptables.

Debido a diferencias en las velocidades de solidificación y enfriamiento, las piezas de colada y de colada con estructura destruída son frecuentemente poco uniformes en microestructura. Esta falta de uniformidad es a menudo disminuída por normalización. Esto lleva aparejado una mejora en las características de maquinabilidad.

La Tabla N<sup>o</sup> 3 muestra el efecto de la masa sobre la dureza en aceros al carbono y aceros aleados normalizados.

## 2.2 - Normalización de aceros al carbono.

La Tabla N<sup>o</sup> 4 presenta las temperaturas de normalización para algunos grados comunes de aceros al carbono. Estos valores pueden ser interpolados para obtener las temperaturas de normalización para los rangos intermedios de contenido de carbono.

Aceros que contengan menos de 0.20% de carbono no son tratados generalmente por normalización. Sin embargo, los aceros de medio y alto carbono son a menudo revenidos luego de normalizados para obtener propiedades específicas tales como baja dureza, o para ser sometidos a un estiramiento o laminado o maquinado. Que el revenido sea deseable o no depende primordialmente del contenido de carbono y del tamaño de la sección. Un acero de bajo o medio carbono, de sección delgada, puede ser más duro luego del normalizado que un acero de alto carbono de sección grande sometido al mismo tratamiento.

TABLA N<sup>o</sup> 4

TEMPERATURAS DE NORMALIZACION TIPICAS PARA VARIOS  
ACEROS AL CARBONO

Acero	Temperatura de normalización (°F)	Acero	Temperatura de normalización (°F)
1015	1650 a 1700	1045	1550 a 1600
1020	1650 a 1700	1050	1550 a 1600
1035	1600 a 1650	1060	1500 a 1550
1040	1550 a 1600	1095	1500 a 1550

Nota: Los datos de esta Tabla están basados en experiencia de producción; las temperaturas indicadas pueden variar hasta en 50° F por debajo y hasta en 100° F por encima de los valores dados. El acero debe ser enfriado desde las temperaturas indicadas en aire quieto.

TABLA N<sup>o</sup> 5

**Table 4. Typical Normalizing Temperatures for Standard Alloy Steels**  
Based on production experience, normalizing temperatures may vary as much as 50 °F below and 100 °F above the temperatures listed.

Steel	Temperature, F	Steel	Temperature, F	Steel	Temperature, F	Steel	Temperature, F	Steel	Temperature, F	Steel	Temperature, F
1330....	1650	4130....	1650	4718....	1700	5155....	1600	8645....	1600	50B40....	1600
1335....	1600	4135....	1600	4720....	1700	5160....	1600	8650....	1600	50B44....	1600
1340....	1600	4137....	1600	4815....	1700	6118....	1700	8655....	1600	50B46....	1600
3135....	1600	4140....	1600	4817....	1700	6120....	1700	8660....	1600	50B50....	1600
3140....	1600	4142....	1600	4820....	1700	6150....	1650	8720....	1700	60B60....	1600
3310....	1700	4145....	1600	5046....	1600	8617....	1700	8740....	1700	81B45....	1600
4027....	1650	4147....	1600	5120....	1700	8620....	1700	8742....	1600	86B45....	1600
4028....	1650	4150....	1600	5130....	1650	8622....	1700	8822....	1700	94B15....	1700
4032....	1650	4320....	1700	5132....	1650	8625....	1650	9260....	1650	94B17....	1700
4037....	1600	4337....	1600	5135....	1600	8627....	1650	9262....	1650	94B30....	1650
4042....	1600	4340....	1600	5140....	1600	8630....	1650	9310....	1700	94B40....	1650
4047....	1600	4520....	1700	5145....	1600	8637....	1600	9840....	1600		
4063....	1600	4620....	1700	5147....	1600	8640....	1600	9850....	1600		
4118....	1700	4621....	1700	6150....	1600	8642....	1600				

### 2.3 - Normalización de aceros aleados.

La normalización de aceros aleados de forja, de laminación o de colada se usa como un acondicionamiento previo al tratamiento térmico final.

Las temperaturas de normalización son generalmente de alrededor de  $55^{\circ}\text{C}$  por encima de la temperatura superior de transformación ( $A_3$  o  $A_{cm}$ ) del acero particular.

El normalizado sirve también para refinar las estructuras de forja, de laminación o de colada que han sido enfriados de manera no uniforme desde altas temperaturas.

Los aceros 3310 y 4320 para carburización son normalizados a temperaturas superiores a las de carburización para minimizar la distorsión en la carburización y para mejorar las características de maquinado. Para disminuir aún más la distorsión, la serie 3300 es a veces normalizada dos veces. Estos aceros son revenidos alrededor de  $650^{\circ}\text{C}$  por intervalos de hasta 15 horas para reducir la dureza por debajo de 223 de dureza Brinell para maquinado. Los aceros de las series 4300 y 4600 pueden ser normalizados a durezas que no superen 207 Brinell y por lo tanto no necesitan de un revenido para mejorar su maquinabilidad.

Los aceros aleados de la serie 52100 son normalizados para eliminar total o parcialmente la red de carburos y así producir una estructura que es más susceptible de un 100% de esferoidización. Las estructuras esferoidizadas, en aceros hipereutectoides proveen mejor maquinabilidad y una respuesta más uniforme al endurecimiento.

La Tabla N<sup>o</sup> 5 resume las temperaturas de normalización típicas para aceros de aleación standards.

Es práctica general normalizar secciones gruesas a tempera-

turas más altas que las usadas para secciones delgadas. Basándose en la experiencia, las temperaturas de normalización pueden variar hasta  $30^{\circ}\text{C}$  por debajo y  $55^{\circ}\text{C}$  por encima de las temperaturas anotadas en la tabla anterior.

#### 2.4 - Normalización de piezas forjadas.

Cuando las piezas forjadas son normalizadas antes de la carburización o del endurecimiento y revenido, se usan los valores superiores del rango de temperaturas anotadas. Sin embargo, cuando el normalizado es el tratamiento térmico final se usan las temperaturas más bajas.

Las piezas forjadas con un contenido de carbono de hasta 0.25% o menos no son casi nunca normalizadas ya que sólo un severo temple a partir de la temperatura de austenitización tendría un efecto significativo sobre su estructura y dureza.

Las diferencias en las propiedades mecánicas obtenidas por normalización y revenido de las obtenidas por temple y revenido son el resultado del empleo de diferentes velocidades de enfriamiento a partir de la temperatura de austenitización, y por lo tanto son función de la templabilidad del acero y del tamaño de la sección de las piezas a tratar. Un aumento en el tamaño de la sección requiere un contenido de aleante más alto para compensar la disminución en la templabilidad que se produce en un enfriamiento en el aire comparado con un temple en líquido. Aunque la dureza superficial y la resistencia a la tracción son más o menos las mismas, la resistencia a la fluencia, la elongación y la reducción de área serán menores en el normalizado y revenido que las que se obtiene por temple y revenido.

#### 2.5 - Normalización de barras.

Frecuentemente los estados finales de los productos de un

tren de laminado en caliente, empleado en la fabricación de barras o tubos, tienen propiedades cercanas a aquellas obtenidas en la normalización. Cuando esto ocurre no es necesario un normalizado y aún no es admisible.

Cuando los productos son terminados en frío, en una secuencia de reducciones en frío con recocidos subcríticos altos entre pasos, algo de esferoidización ocurre. En tales casos el producto es a veces normalizado antes de la reducción final. La normalización elimina la esferoidización que los primeros pasos y recocidos han generado y restaura la estructura perlítica benéfica para la maquinabilidad en aceros al carbono de bajo y medio carbono y en aceros aleados.

Es más fácil normalizar tubos que barras de diámetros equivalentes debido a que las menores secciones permiten un calentamiento más rápido, menores tiempos de normalizado y un enfriamiento más rápido. Estas condiciones ayudan a minimizar la decarburización y producen una estructura más uniforme en los tubos.

La normalización de barras o tubos de aceros aleados es la misma que para aceros al carbono aunque la aplicación de estos principios no es tan simple.

Algunos grados requieren calentamientos más cuidadosos para evitar fisuras generadas por shock térmico, así como tiempos de normalizado más largos debido a las bajas velocidades de austenitización y solubilización que presentan.

En muchos aceros aleados, la transformación durante el enfriamiento ocurre a bajas temperaturas, de ahí que las velocidades de enfriamiento en aire deben ser cuidadosamente controladas. En algunos casos para alcanzar propiedades específicas en estos aceros aleados el enfriamiento se realiza en aire for-

zado, durante el enfriamiento. En un sentido estricto esto no es un tratamiento de normalización.

### 2.5 - Normalización de piezas de colada.

En la práctica industrial las piezas de acero coladas son normalizadas en hornos continuos o discontinuos. El mismo tipo de tratamiento se aplica a cada tipo de horno.

#### La carga.

Los hornos son cargados en forma tal que todas las piezas reciban un calentamiento adecuado y uniforme. Esto se logra colocando las piezas en orden regular o intercalando piezas grandes y pequeñas de manera tal que la concentración de carga en cualquier punto no sea excesiva. Como a la temperatura de austenitización la resistencia mecánica de los aceros es altamente reducida, las secciones inhomogéneas pueden distorsionarse si no se les provee de un soporte conveniente. Para ello se acomodan las piezas coladas pequeñas y grandes en forma de que se soporten mutuamente.

#### Temperatura de carga.

Cuando las piezas coladas son cargadas, la temperatura del horno debe ser tal que el shock térmico no produzca fallas en el material. Para los aceros de alta aleación tales como el G<sub>5</sub>, C<sub>12</sub>, y W<sub>C9</sub>, un rango de temperaturas de carga seguro es de 330 a 440°C. Para los grados de menor contenido de aleante la temperatura de carga puede ser 660°C. Los aceros al carbono y los aceros de bajo contenido de carbono y aleación pueden ser cargados a la temperatura de normalización.

#### Calentamiento.

Luego de que el horno ha sido cargado, la temperatura debe ser elevada a una velocidad de alrededor de 220°C/hora hasta al-



canzar la temperatura de normalización. Según la composición del acero y la configuración de las piezas coladas, puede ser necesario disminuir la velocidad de calentamiento hasta  $50^{\circ}\text{C}/\text{h}$ . para evitar fisuras.

#### Cocido.

Una vez alcanzada la temperatura de normalización, las piezas coladas son cocidas a esta temperatura durante un tiempo que asegure la austenitización completa y la solubilización de los carburos. La duración del cocido debe ser determinada por el examen de muestras mantenidas distintos tiempos a la temperatura de normalización.

#### Enfriamiento.

Luego las piezas son descargadas y se las deja enfriar en aire quieto. El uso de sopladores de aire o ventiladores destinados a acelerar el enfriamiento deben ser descartados.

#### 2.6 - Normalización de láminas y hojas.

Las hojas de acero laminadas en caliente, de alrededor de 0.10% de carbono, pueden ser normalizadas para refinar el tamaño de grano, minimizar las propiedades direccionales y desarrollar propiedades mecánicas convenientes.

Por laminado en caliente a temperaturas por encima de la temperatura superior de transformación, las láminas presentan granos de ferrita equiaxiales y uniformes. Sin embargo, si parte de la operación de laminado en caliente se realiza cuando el acero se ha transformado parcialmente en ferrita, los granos de ferrita ~~deformados~~ ~~recristalizarán~~ y formarán zonas de ferrita de grano grueso anómalos, durante el autorecoccido inducido por el bobinado o apilamiento a temperaturas de  $650$  a  $730^{\circ}\text{C}$ . También material delgado, laminado en caliente, si inadvertidamente se

lo termina por debajo de la temperatura superior de transformación y son bobinados o apilados muy fríos, para su autorecoccido, pueden poseer propiedades direccionales de trabajado en caliente.

Estas condiciones son indeseables para algunos tipos de estampado severo y deben ser corregidos por normalización.

La normalización también puede ser usada para desarrollar gran resistencia en aceros aleados de suficiente contenido de carbono y aleantes, para permitirles transformarse a perlita fina o martensita cuando se los enfria al aire a partir de la temperatura de normalizado. En general el material endurecido es revenido para alcanzar condiciones óptimas de resistencia y ductilidad.

La Tabla N° 6 muestra las propiedades mecánicas típicas de un acero 4130 normalizado, de un 4335 modificado normalizado y de un 4340 modificado.

### 3.- RECOCIDO DE ACEROS.

Los aceros son recocidos con el fin de reducir la dureza, mejorar la maquinabilidad, facilitar el trabajado en frío, producir una deseada microestructura u obtener propiedades mecánicas, físicas o químicas deseadas.

En el caso de las aleaciones ferrosas se entiende por recocido, cuando no se hacen otras aclaraciones, a un recocido completo. Se define como recocido completo a una austenitización seguida de un enfriamiento lento a través del rango de transformación.

Cuando uno quiere significar otra cosa que un recocido completo, es necesario agregar términos específicos a la palabra

**Table 5. Typical Mechanical Properties of Normalized Alloy Steel Sheet**

Steel	Thick-ness, in.	Tensile strength, psi	0.2% yield strength, psi	Elonga-tion in 2 in., %	Rock-well C hard-ness
4130	0.193....	121,000	85,000	14	25
4335 (a)	0.180....	250,000	180,000	8	48
4340 (a)	0.080....	270,000	195,000	7	50

(a) Modified: 0.40% Mo, 0.20% V

Tabla № 6

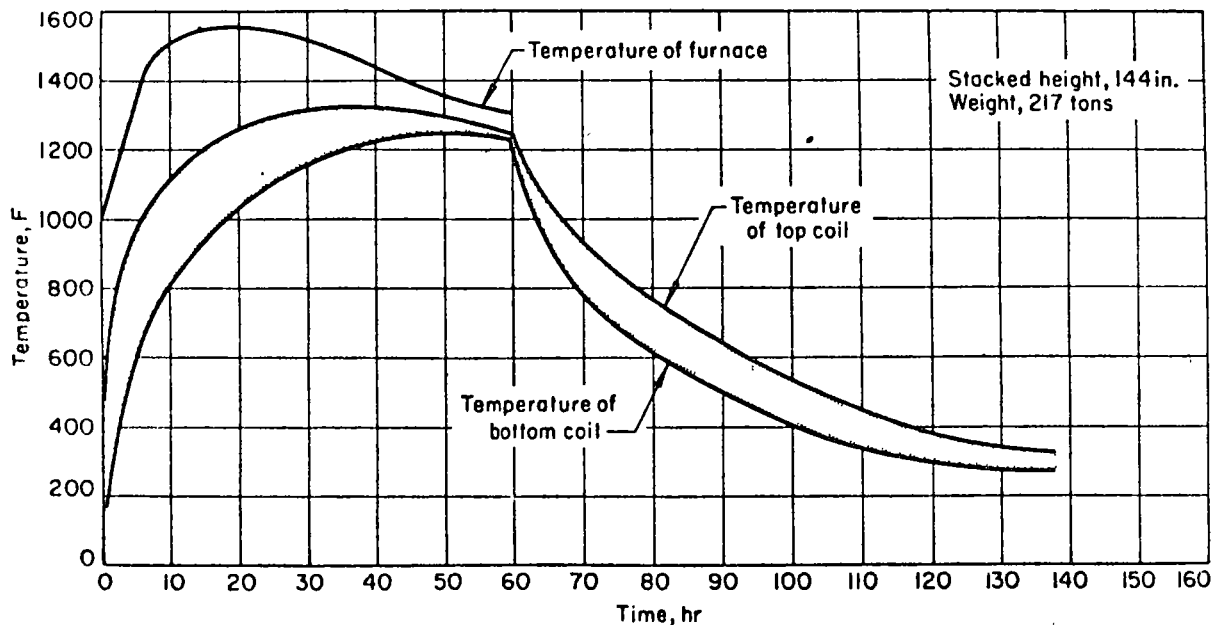


Fig. 1. Heating and cooling cycle for the process annealing of a 217-ton load of coiled low-carbon sheet (H. H. Ascough)

Fig. № VII,1

recocido para indicar el método de recocido o la condición del material luego del tratamiento. Así, tenemos: recocido negro, recocido azul, recocido en caja, recocido brillante, recocido a la llama, recocido intermedio, recocido isotérmico, recocido de recristalización, recocido de ablandamiento, recocido de terminación, recocido de esferoidización.

### 3.1 - Condiciones para un recocido completo conveniente.

Los recocidos dependen casi enteramente de dos factores:

- a) la formación de la austenita,
- b) la subsecuente transformación de la austenita a altas temperaturas subcríticas.

Cuanto más cuidadosamente se controlan estos factores mejor resulta el recocido.

La formación de la austenita es relativamente simple. Los aceros forjados o laminados consisten casi exclusivamente de ferrita y carburos en mezclas, que varían mucho según la composición del acero, la temperatura final y las condiciones de enfriamiento. Todas estas estructuras pueden ser convertidas en austenita, calentando el acero a una temperatura por encima de la temperatura crítica. Esta temperatura es llamada de austenitización.

#### Temperatura de austenitización.

Aunque la austenita comienza a formarse tan pronto como se alcanza la temperatura crítica, la estructura del acero no es inmediatamente completamente austenítica. A temperaturas de austenitización bajas la estructura consiste en austenita más carburos o ferrita o aún ambos, dependiendo de la composición del acero, del tiempo de austenitización y de la temperatura.

En los aceros hipoeutectoides los carburos se disuelven rá-

pidamente en la austenita a temperaturas relativamente bajas.

En los aceros hipereutectoides los carburos no se disuelven a bajas temperaturas de austenitización sino que tienden a aglomerarse.

Cuando se eleva la temperatura de austenitización la estructura se hace más homogénea, más ferrita es convertida en austenita en los aceros hipoeutectoides y más carburo se disuelve en la austenita en los aceros hipereutectoides. Sin embargo, en algunos aceros hipoeutectoides como el acero inoxidable 430 y en muchos aceros hipereutectoides tales como los aceros de alta velocidad, la estructura nunca es completamente homogénea sino que está formada siempre por austenita y ferrita o austenita y carburos.

Cuanto más homogénea es la estructura del acero austenitizado más completamente laminar será la estructura del acero recocido e inversamente, cuanto más inhomogénea es la estructura del acero en el estado austenitizado, más completamente esferoidal será la estructura de recocido.

La austenita formada a partir de la ferrita y el carburo, cuando el acero es calentado por encima de su temperatura crítica, se transforma de nuevo en ferrita y carburo cuando el acero es enfriado por debajo de la temperatura crítica. Esta transformación es un proceso relativamente lento a algunas temperaturas y puede ser muy rápido a otras.

El producto de la transformación, es decir la mezcla de ferrita y carburo que resulta de la transformación de la austenita, y que constituye la estructura final del acero recocido, depende de la temperatura a la cual la austenita se transforma:

Si la austenita se transforma a temperaturas justo por debajo de la temperatura crítica, digamos del orden de  $15^{\circ}\text{C}$  por debajo, el producto será carburos esferoidales gruesos o perlita laminar gruesa, dependiendo de la composición del acero y la temperatura a la cual la austenita fué calentada. Así, a temperaturas justo por debajo de la crítica, una austenita homogénea se transformará en una estructura perlítica gruesa y una austenita heterogénea se transformará en una estructura esferoidal gruesa.

El producto formado a temperaturas justo por debajo de la crítica son muy blandos. El tiempo requerido por la austenita para transformarse a esa temperatura es habitualmente largo, digamos días o semanas.

Cuando la austenita se transforma a temperaturas entre  $30$  y  $50^{\circ}\text{C}$  por debajo de la crítica, el producto de transformación es más duro, menos grueso que el anterior y el tiempo necesario para completar la transformación es más corto.

A temperaturas más bajas los productos de transformación de muchos aceros de baja aleación presentan una gran tendencia a ser laminares y no esferoidales, aún cuando la austenita no sea homogénea antes de la descomposición.

En muchos aceros el tiempo requerido para completar la transformación disminuye con la disminución de la temperatura a un mínimo alrededor de  $50$  a  $90^{\circ}\text{C}$  por debajo de la temperatura crítica, y aumenta nuevamente a temperaturas más bajas. En otros, particularmente en aceros al carbono, en aceros de alto Mn o de alto Ni, la temperatura a la cual la transformación es más rápida es alrededor de  $200$  a  $250^{\circ}\text{C}$  por debajo de la temperatura crítica.

Debido a que el tiempo para que se realice la transformación completa a temperaturas menores que  $50^{\circ}\text{C}$  por debajo de la crítica, pueden ser muy largos, permítase que la mayor parte de la transformación se realice a temperaturas altas, a la que el producto blando se forma y que termine a una temperatura más baja en donde el tiempo y la completitud de la transformación es más corta.

Luego que el acero ha sido austenitizado a una temperatura de alrededor de  $50^{\circ}\text{C}$  por encima de la crítica y ha sido enfriado hasta una temperatura de transformación de habitualmente  $50^{\circ}\text{C}$  por debajo de la crítica, muy pocos cambios pueden tener lugar en la estructura del acero durante el enfriamiento, en un rango de alrededor de  $90^{\circ}\text{C}$ .

En los aceros hipoeutectoides, algo de ferrita se separa de la austenita durante el enfriamiento lento a la temperatura de transformación antes de que la ferrita y el carburo se separen. Esta ferrita habitualmente aparece en bandas pero puede aparecer como redes a los límites de grano de austenita. Desde el punto de vista de la maquinabilidad, la presencia de una gran cantidad de ferrita en los aceros recocidos es habitualmente indeseable y debe ser mantenida a un mínimo.

Los aceros hipereutectoides pueden separar carburos durante el enfriamiento entre la temperatura de austenitización y de transformación, pero ordinariamente esto no ocurre.

Dado que nada de importancia sucede en la operación de recocido durante el enfriamiento entre la temperatura de austenitización y la de transformación, conviene enfriar el acero desde la temperatura de austenitización tan rápido como sea posible a fin de disminuir el tiempo total de recocido.

Si se usara un horno de mufla, sería suficiente para enfriar el acero, cortar la alimentación del horno. En un horno continuo, es posible mover la carga desde la zona que está a la temperatura de austenitización, a la zona que está a la temperatura de transformación o aún a un baño de sales a la temperatura de transformación. No hay razones metalúrgicas para enfriar lentamente desde la temperatura de austenitización a la temperatura de transformación. Luego que la estructura ha sido completamente transformada, nada puede sucederle al acero durante su enfriamiento posterior. Enfriamientos extremadamente lentos pueden producir una aglomeración de los carburos y consecuentemente un ligero ablandamiento del acero, pero este es despreciable en comparación con los resultados obtenidos durante la transformación a alta temperatura.

En muchas operaciones de recocido puede ser posible, durante el enfriamiento desde la temperatura de transformación hasta la temperatura ambiente, cortar la alimentación del horno, o abrir las puertas o quitar el sombrero de tal manera de dejar la carga en el piso del horno hasta que el acero se ha enfriado lo suficiente como para manejarlo. En los hornos continuos se puede transferir la carga desde la temperatura de transformación a la zona más fría y aún templarla en agua.

#### Velocidad de enfriamiento.

En muchas ocasiones el enfriamiento a partir de la temperatura de austenitización y de transformación puede ser hecho rápidamente con un ahorro considerable en el tiempo total de recocido. En otros casos, sin embargo, dicho enfriamiento no puede hacerse rápidamente ya sea porque la masa de acero a ser recocido es muy grande o porque el tamaño de las piezas es muy



grande. Esto no puede ser modificado, principalmente debido a que el calor no puede ser disipado rápidamente desde dentro de la carga.

#### Uniformidad en la temperatura.

Una posible falla en la operación de recocido, es la falta de conocimiento en la distribución de las temperaturas en el interior de la carga del horno. En hornos de recocido grandes, es difícil establecer y mantener condiciones de temperatura uniforme en la carga de acero y más difícil es que la carga de acero mantenga su temperatura correcta ya sea durante el calentamiento o el enfriamiento. Fig. VII,1.

Los termopares del horno indican generalmente la temperatura por debajo, por encima o al costado de la carga de un horno, pero la temperatura leída por estos termopares puede ser hasta 30°C diferente de la temperatura del acero, especialmente cuando la carga, ya sea en forma de tubos, barras o cintas, esté empacadas muy compacta, en una atmósfera quieta. Cuando estas condiciones existen es conveniente establecer la temperatura a través de la carga, colocando termopares entre la carga de manera que la regulación del horno se haga sobre la temperatura indicada por los termopares de la carga y no con los termopares del horno.

#### 3.2 - Factores que controlan la microestructura.

Para la mayoría de las operaciones de maquinado en aceros recocidos de medio carbono, una estructura laminar es siempre preferible. Ocasionalmente una estructura esferoidal es requerida en estos aceros. Hemos visto que para la mayoría de los aceros, la producción de estas estructuras depender de la temperatura de austenitización.

En algunos aceros de alta aleación, tales como aceros para trabajo en caliente, aceros para dados o aceros de alta velocidad, en los cuales hay muchos carburos residuales aún a temperaturas de austenitización altas, una estructura laminar no puede ser producida. Por otro lado, en muchos aceros de baja aleación y medio contenido de carbono, la producción de una estructura esferoidal requiere un cuidado especial.

#### Estructuras esferoidales por precalentamiento.

En aquellos aceros para los cuales es difícil obtener una estructura completamente esferoidal por un procedimiento regular un precalentamiento puede ser útil.

Esto es fundamentalmente aplicado a aceros hipoeutectoides pero resulta también útil para aceros hipereutectoides de baja aleación.

El precalentamiento consiste en calentar el acero a una temperatura entre 15 y 50°C por debajo de la temperatura crítica antes de que el acero sea austenitizado. Dicho calentamiento puede ser seguido de un enfriamiento a temperatura ambiente antes de la posterior austenitización pero obviamente es más económico mantener el acero a la temperatura de precalentamiento y luego levantar la temperatura hasta la temperatura de austenitización.

El objetivo del precalentamiento es aglomerar los carburos en el acero tal que puedan ser más resistentes a la disolución durante el subsecuente calentamiento. La presencia de carburos no disueltos o gradientes de concentración en la austenita conduce a la producción de estructuras esferoidales más que a estructuras laminares, cuando la austenita se transforme.

Se ha encontrado que este tipo de tratamiento es útil para

TEMPERATURAS DE RECOCIDO RECOMENDADAS PARA ACEROS ALEADOS  
( ENFRIAMIENTO EN EL HORNO)

Acero	Temperatura de recocido, °F	Bhn. max.
1330	1550 a 1650	179
1335	1550 a 1650	187
1340	1550 a 1650	192
1345	1550 a 1650	...
3140	1500 a 1600	187
4037	1500 a 1575	183
4042	1500 a 1575	192
4047	1450 a 1550	201
4063	1450 a 1550	223
4130	1450 a 1550	174
4135	1450 a 1550	...
4137	1450 a 1550	192
4140	1450 a 1550	197
4145	1450 a 1550	207
4147	1450 a 1550	...
4150	1450 a 1550	212
4161	1450 a 1550	...
4337	1450 a 1550	...
4340	1450 a 1550	223
50B40	1500 a 1600	187
50B44	1500 a 1600	197
5046	1500 a 1600	192
50B46	1500 a 1600	192
50B50	1500 a 1600	201
50B60	1500 a 1600	217
5130	1450 a 1550	170
5132	1450 a 1550	170
5135	1500 a 1600	174
5140	1500 a 1600	187
5145	1500 a 1600	197
5147	1500 a 1600	197
5150	1500 a 1600	201
5155	1500 a 1600	217
5160	1500 a 1600	223
51B60	1500 a 1600	223
50100	1350 a 1450	197
51100	1350 a 1450	197
52100	1350 a 1450	207
6150	1550 a 1650	201
81B45	1550 a 1650	192

Acero	Temperatura de recocido, °F	Bhn. max.
8627	1500 a 1600	174
8630	1450 a 1550	179
8637	1500 a 1600	192
8640	1500 a 1600	197
8642	1500 a 1600	201
8645	1500 a 1600	207
86B45	1500 a 1600	207
8650	1500 a 1600	212
8655	1500 a 1600	223
8660	1500 a 1600	229
8740	1500 a 1600	202
8742	1500 a 1600	...
9260	1500 a 1600	229
94B30	1450 a 1550	174
94B40	1450 a 1550	192
9840	1450 a 1550	207

Tabla Nº 7

Table 2. Recommended Annealing Temperatures of Alloy Steels (for Furnace Cooling)

Steel	Annealing temperature, F	Bhn. max	Steel	Annealing temperature, F	Bhn. max	Steel	Annealing temperature, F	Bhn. max
1330	1550 to 1650	179	50B40	1500 to 1600	187	6150	1550 to 1650	201
1335	1550 to 1650	187	50B44	1500 to 1600	197	81B45	1550 to 1650	192
1340	1550 to 1650	192	5046	1500 to 1600	192	8627	1500 to 1600	174
1345	1550 to 1650	...	50B46	1500 to 1600	192	8630	1450 to 1550	179
3140	1500 to 1600	187	50B50	1500 to 1600	201	8637	1500 to 1600	192
4037	1500 to 1575	183	50B60	1500 to 1600	217	8640	1500 to 1600	197
4042	1500 to 1575	192	5130	1450 to 1550	170	8642	1500 to 1600	201
4047	1450 to 1550	201	5132	1450 to 1550	170	8645	1500 to 1600	207
4063	1450 to 1550	223	5135	1500 to 1600	174	86B45	1500 to 1600	207
4130	1450 to 1550	174	5140	1500 to 1600	187	8650	1500 to 1600	212
4135	1450 to 1550	...	5145	1500 to 1600	197	8655	1500 to 1600	223
4137	1450 to 1550	192	5147	1500 to 1600	197	8660	1500 to 1600	229
4140	1450 to 1550	197	5150	1500 to 1600	201	8740	1500 to 1600	202
4145	1450 to 1550	207	5155	1500 to 1600	217	8742	1500 to 1600	...
4147	1450 to 1550	...	5160	1500 to 1600	223	9260	1500 to 1600	229
4150	1450 to 1550	212	51B60	1500 to 1600	223	94B30	1450 to 1550	174
4161	1450 to 1550	...	50100	1350 to 1450	197	94B40	1450 to 1550	192
4337	1450 to 1550	...	51100	1350 to 1450	197	9840	1450 to 1550	207
4340	1450 to 1550	223	52100	1350 to 1450	207			

Tabla Nº 8

un cierto número de aceros al carbono y para aceros de baja aleación con un contenido de carbono entre 0.40 y 0.80%.

### 3.3 - Temperaturas de recocido.

Para muchos fines se especifica que el acero sea enfriado en el horno desde la temperatura de recocido. Las temperaturas y las durezas Brinell asociadas, en aceros al carbono en un recocido sencillo están dadas en la Tabla N<sup>o</sup> 7, mientras que la Tabla N<sup>o</sup> 8 indica las temperaturas y durezas para aceros aleados.

El ciclo de calentamiento que emplea temperaturas de austenitización en la parte superior del rango dado en la Tabla N<sup>o</sup> 8 conduce a estructuras perlíticas. Las estructuras esferoidales son obtenidas cuando la temperatura de austenitización baja se emplea.

La Tabla N<sup>o</sup> 9 presenta ciclos típicos para aceros aleados cuando estructuras específicas se necesitan. En esta tabla se especifica la velocidad de enfriamiento del horno.

### 3.4 - Recocido para maquinabilidad.

Diferentes combinaciones entre microestructura y dureza son importantes si se quiere obtener buena maquinabilidad. Por ejemplo, un acero 5160 parcialmente esferoidizado produce mejores superficies maquinadas que el mismo acero en una condición de estructura perlítica y de gran dureza. Fig. VII,2.

Basada en muchas observaciones, la estructura óptima para maquinar aceros de diferentes contenidos de carbono es como sigue:

<u>% de carbono</u>	<u>Estructura óptima</u>
0.06 - 0.20%	Estructura de laminado (más económica)
0.20 - 0.30%	Hasta 3" de diámetro: normalizada. más de 3" de diámetro: laminada.
0.30 - 0.40%	Recocida para dar perlita gruesa y un mínimo de ferrita.
0.40 - 0.60%	Perlita laminar gruesa a carburos esferoidizados gruesos.

0.60 - 0.80%

100% de carburos esferoidizados gruesos y finos.

El tipo de operación de maquinado puede ser un factor importante. Por ejemplo, estructuras semiesferoidizadas, pueden ser obtenidas por una temperatura de austenitización más baja y a velocidades de enfriamiento más lentas que aquellas usadas para alcanzar una estructura perlítica.

La estructura semiesferoidizada de un acero 5160 mencionado antes es obtenida a 780°C y enfriado a 28°C/h hasta 150°C. Para este acero la temperatura de austenitización de 774°C, produce más esferoidización y menos perlita.

Los aceros de medio carbono son mucho más difíciles de esferoidizar completamente que los aceros de alto carbono, tales como el 1095 y el 52100.

### 3.5 - Recocido de aceros forjados.

En muchas piezas forjadas de acero es posible desarrollar una estructura conveniente para su posterior maquinado, transfiriendo directamente las piezas forjadas desde la operación de forja, al horno calentado a una temperatura de transformación conveniente, mantenerlos allí a esa temperatura el tiempo necesario para permitir que toda la austenita se transforme y luego enfriarlos en aire.

En esta operación la temperatura de austenitización efectiva es la temperatura de terminación del forjado y no la temperatura de calentamiento. Si la forma de la pieza es sencilla se puede esperar una estructura uniforme. Sin embargo, en piezas forjadas de forma irregular, tal que algunas partes terminarán más frías que otras, la estructura no será uniforme debido a que las características de los productos de transformación dependen de la temperatura de austenitización.

Obviamente, una estructura laminar no se obtiene a partir

Table 3. Recommended Temperatures and Time Cycles for Annealing Alloy Steels

Steel	Austenitizing temperature, F	Cooling method			Bhn, approx	Steel	Austenitizing temperature, F	Cooling method			Bhn, approx				
		Conventional(a) From, F	To, F	Rate, °F/hr				Conventional(a) From, F	To, F	Rate, °F/hr		Isothermal(b) Cool to, F	Hold for, hr		
<b>To Obtain a Predominantly Pearlitic Structure(c)</b>						<b>To Obtain a Predominantly Ferritic and Spheroidized Carbide Structure</b>									
1340	1525	1350	1130	20	1150	46	183	1320(d)	1480	.....	.....	1200	8	170	
2340	1475	1210	1030	15	1100	6	201	1340	1380	1350	1130	10	1180	8	174
2345	1475	1210	1020	15	1100	6	201	2340	1320	1210	1030	10	1125	10	192
3120(d)	1625	.....	.....	.....	1200	4	179	2345	1320	1210	1020	10	1125	10	192
3140	1525	1350	1200	20	1225	6	187	3120(d)	1450	.....	.....	1200	8	163	
3150	1525	1300	1190	20	1225	6	201	3140	1370	1360	1200	10	1225	10	174
3310(e)	1600	.....	.....	.....	1100	14	187	3150	1380	1300	1180	10	1225	10	187
4042	1525	1370	1180	20	1225	45	197	3310(g)	1400	.....	.....	.....	.....	.....	.....
4047	1525	1350	1170	20	1225	6	197	4042	1400	1370	1180	10	1225	8	179
4082	1525	1350	1170	15	1225	6	197	4047	1380	1360	1170	10	1225	10	197
4130	1575	1410	1230	25	1250	4	174	4082	1380	1380	1230	10	1250	8	163
4140	1550	1390	1230	25	1250	5	197	4130	1380	1380	1230	10	1250	9	179
4150	1525	1370	1240	15	1250	6	212	4140	1380	1380	1230	10	1250	10	197
4320(d)	1625	.....	.....	.....	1200	8	223	4150	1380	1370	1240	10	1250	10	197
4340	1525	1300	1050	15	1200	6	187	4320(d)	1425	.....	.....	1200	8	187	
4620(d)	1625	.....	.....	.....	1200	6	187	4340	1380	1300	1050	6	1200	12	197
4640	1525	1320	1110	15	1150	8	197	4620(d)	1425	.....	.....	1200	8	170	
4820(d)	1525	.....	.....	.....	1125	4	192	4640	1370	1320	1110	10	1150	12	183
5045	1525	1390	1230	20	1225	45	192	4820(d)	1370	.....	.....	1125	8	179	
5120(d)	1625	.....	.....	.....	1275	4	179	5045	1400	1390	1230	10	1225	8	179
5132	1550	1390	1240	20	1250	6	183	5120(d)	1380	.....	.....	1275	8	174	
5140	1525	1360	1240	20	1250	6	187	5132	1475	1380	1240	10	1250	10	174
5160	1525	1300	1200	20	1250	6	201	5140	1380	1300	1200	10	1250	10	187
52100(f)	.....	.....	.....	.....	.....	.....	.....	5160	1460	1380	1250	10	1275	16	187
6150	1525	1400	1250	15	1250	6	201	52100	1400	1400	1250	10	1250	10	192
8620(d)	1625	.....	.....	.....	1225	4	187	6150	1450	.....	.....	1225	8	174	
8630	1550	1350	1180	20	1225	6	192	8620(d)	1380	1340	1180	10	1225	8	183
8640	1525	1340	1180	20	1225	6	197	8630	1380	1290	1210	10	1200	10	207
8650	1525	1310	1200	15	1200	8	212	8640	1450	.....	.....	1225	8	174	
8660	1525	1290	1210	15	1200	8	229	8650	1380	1330	1170	10	1225	10	207
8720(d)	1625	.....	.....	.....	1225	4	187	8660	1400	1400	1300	10	1225	10	212
8740	1525	1340	1190	20	1225	7	201	8720(d)	.....	.....	.....	.....	.....	.....	.....
8750	1525	1330	1170	15	1225	7	217	8740	1370	1280	1180	10	1200	10	192
9260	1575	1400	1300	15	1225	6	229	8750	1370	1290	1190	10	1200	12	207
9310(e)	1600	.....	.....	.....	1100	14	187	9260	.....	.....	.....	.....	.....	.....	.....
9840	1525	1280	1180	15	1200	6	207	9310(e)	.....	.....	.....	.....	.....	.....	.....
9850	1525	1290	1190	15	1200	8	223	9840	.....	.....	.....	.....	.....	.....	.....
								9850	.....	.....	.....	.....	.....	.....	.....

(a) The steel is cooled in the furnace at the indicated rate through the temperature range shown. (b) The steel is cooled rapidly to the temperature indicated and is held at that temperature for the time specified. (c) In isothermal annealing to obtain a pearlitic structure, steels may be austenitized at up to 125 °F higher than temperatures listed. (d) Seldom annealed; structures of better machinability are developed by normalizing or by transforming isothermally after rolling or forging. (e) Annealing is impractical by the conventional process of continuous slow cooling; the lower transformation temperature is markedly depressed, and excessively long cooling cycles are required to obtain transformation to pearlite. (f) Predominantly pearlitic structures are seldom desired in this steel. (g) Spheroidized most readily by long-time (12-to-18-hr) tempering at subcritical temperature.

Tabla No 9

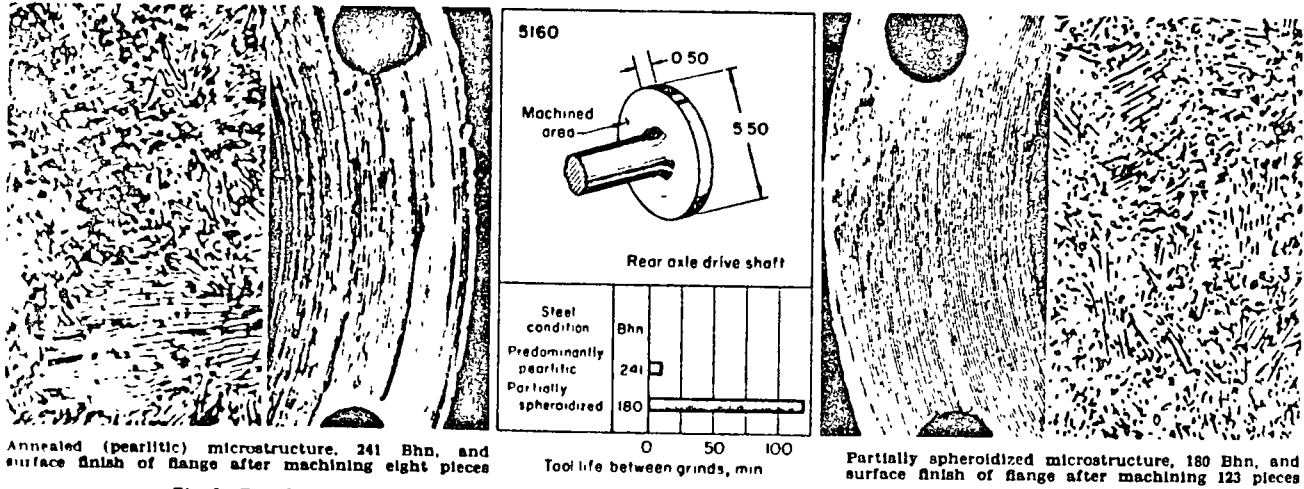


Fig. 2. Correlation of annealing practice with surface finish and tool life in subsequent machining of 5160 steel

Fig. No VII,2

de un procedimiento tal en aceros de alta aleación que contengan grandes cantidades de elementos formadores de carburos. Sin embargo, cuando una estructura laminar es conveniente para un maquinado posterior, la transformación directa de la pieza de forja puede disminuir costos, reduciendo el tiempo de procesado y manejado.

Las piezas forjadas, transformadas a partir de la temperatura de transformación, especialmente las de alto carbono, serán más duras que las piezas de forja recocidas por el procedimiento habitual, debido a la mayor efectividad de la temperatura de transformación. Por esta razón el tratamiento de transformación directa del acero así como viene de la operación de forja en caliente, es a veces útil usarlo como un paso preliminar en el ciclo de recocido usual. Esto es particularmente útil en aceros de alta templabilidad sensibles a fisuras cuando se los enfría en aire luego de la forja o el laminado.

Las piezas pequeñas de aceros al carbono forjadas, con secciones de hasta 3" de espesor son completamente recocidas a las temperaturas correspondientes de la Tabla N° 7. El tiempo de tratamiento es de 1 hora de tratamiento hasta 1" de sección. Por encima de 1" de espesor son calentadas agregando 30 minutos por cada pulgada de espesor adicional.

### 3.6 - Recocido de piezas de colada.

El recocido es habitualmente el único tratamiento que se da a muchos aceros colados. Los aceros de baja aleación son mucho menos frecuentemente recocidos que los aceros al carbono.

La Tabla N°10 presenta las temperaturas de recocido y la dureza Brinell para aceros al carbono y de baja aleación.

Las temperaturas de recocido son de 50 a 130°C más altas



Table 5. Annealing of Carbon and Low-Alloy Steel Castings (a)

Steel (Specification and class)	Annealing temperature, F	Brinell hardness
<b>Carbon Steel Castings</b>		
ASTM A27-60		
N-2, N-3, U-60-30,		
60-30, 65-30, 65-35,	1650 to 1750	110 to 150
70-36, 70-40		
ASTM A148-60	1600 to 1700	150 to 175
80-40, 80-50		
ASTM A216-60T	1650 to 1750	120 to 150
WCA, WCB		
SAE		
0022, 0030	1650 to 1750	110 to 150
080	1600 to 1700	150 to 175
AAR M201-53		
A, B	1650 to 1750	120 to 150
American Bureau of Ships		
1, 2, Hull	1650 to 1750	120 to 150
Lloyds		
A	1650 to 1750	120 to 170
Federal QQS-681d		
65-35, 70-36	1650 to 1750	120 to 150
80-40, 80-50	1600 to 1700	150 to 175
0050A	1600 to 1700	160 to 190
Military MIL-S-15083 A (Ships)		
B, A-10	1650 to 1750	120 to 150
A-80	1600 to 1700	150 to 175
<b>Low-Alloy Steel Castings</b>		
ASTM A148-60		
90-60	1650 to 1800	175 to 200
105-85	1650 to 1800	200 to 230
120-95	1650 to 1800	230 to 260
150-125	1650 to 1800	290 to 330
175-145	1650 to 1800	340 to 380
ASTM A217-60T		
WC1	1650 to 1800	125 to 150
WC4, WC5, WC6,		
WC9	1650 to 1800	135 to 160
C5, C12	1650 to 1800	175 to 200
Federal QQS-681d		
90-60	1650 to 1800	175 to 200
105-85	1650 to 1800	200 to 230
120-95	1650 to 1800	230 to 260
150-125	1650 to 1800	290 to 330
175-145	1650 to 1800	340 to 380
Military MIL-S-15083 A (Ships)		
A-90	1650 to 1800	175 to 200
A-100	1650 to 1800	190 to 220

(a) Annealing procedure is as follows: Heat to annealing temperature and hold at temperature for sufficient time to insure that section is heated through, cool in furnace at 50 to 100 F per hr until austenite is completely transformed (usually, below 850 F); remove from furnace and cool in air.

Tabla № 10

Table 6. Typical Process Annealing Cycles for Cold Rolled Low-Carbon Steel Sheet and Strip

Type of surface finish	Minimum thickness, in.	Annealing temperature, F	Annealing time, hr
<b>Drawing Quality</b>			
Coarse matte...	0.040	1340 (a)	32
Medium matte..	0.040	1300 (a)	32
Light matte....	0.040	1280 (a)	32
<b>Commercial Quality</b>			
Coarse matte...	0.030	1280	12 or 18
Medium matte..	0.030	1260	12 or 18
Light matte....	0.020	1240	12 or 18

(a) Lower temperatures are recommended for the lighter gages of sheet and strip.

Tabla № 11

que las empleadas en aceros de colada en que la estructura ha sido quebrada por forja o laminado.

### 3.7 - Recocido de aceros en láminas y cintas.

Las hojas de aceros al carbono, laminadas en frío son recocidas a temperaturas subcríticas para ablandar el material para un subsecuente trabajado en frío. Este tipo de recocido, llamado recocido en proceso implica la recristalización del acero trabajado en frío a temperaturas entre la temperatura de recristalización y la temperatura crítica más baja, seguida de un enfriamiento lento.

La dureza del acero depende mucho de la temperatura y de la duración del recocido y de la cantidad de deformación previa por laminado en frío.

Los ciclos de recocido varían con la dureza y formabilidad requerida. Las temperaturas de recocido máximas están gobernadas por el espesor de las láminas, la rugosidad de la superficie, la textura y por la cantidad de trabajado en frío previo.

Para aplicaciones en estampado profundo que requieran una máxima deformabilidad, se emplea generalmente tiempos de recocido de 24 horas o más a una temperatura de 732°C. Para conformado simple o doblado sencillo, temperaturas más bajas y tiempos más cortos se emplean.

Las temperaturas típicas de recocido y los ciclos de tratamiento para láminas laminadas en frío, de diferentes espesores y terminación de superficie están dadas en la Tabla Nº 11.

NOMENCLATURA SAE PARA ACEROS ALIADOS

10xx	Aceros al carbono.
11xx	Aceros al carbono, altos en S y bajos en P.
12xx	Aceros al carbono, altos en S y altos en P.
23xx	Aceros al Mn, 1.60 - 1.90% Mn.
25xx	Aceros al Ni, 3.5% Ni.
31xx	Aceros al Ni-Cr, 1.25% Ni - 0.60% Cr.
32xx	Aceros al Ni-Cr, 1.75% Ni - 1.00% Cr.
33xx	Aceros al Ni-Cr, 3.50% Ni - 1.50% Cr.
40xx	Aceros al Mo, 0.35% Mo.
41xx	Aceros al Cr-Mo, 1.00% Cr - 0.20% Mo.
43xx	Aceros al Cr-Ni-Mo.
46xx	Aceros al Ni-Mo, 1.75% Ni - 0.25% Mo.
48xx	Aceros al Ni-Mo, 3.5% Ni - 0.25% Mo.
51xx	Aceros al Cr, 0.80% Cr.
52xx	Aceros al Cr, 1.50% Cr.
61xx	Aceros al Cr-Va.
66xx	Aceros al Ni-Cr-Mo, 0.55% Ni - 0.50% Cr - 0.20% Mo.
67xx	Aceros al Ni-Cr-Mo, 0.55% Ni - 0.50% Cr - 0.25% Mo.
92xx	Aceros al Mn-Si, 0.80% Mn - 2.00% Si.
93xx	Aceros al Ni-Cr-Mo, 3.25% Ni - 1.20% Cr - 0.12% Mo.
98xx	Aceros al Ni-Cr-Mo, 1.00% Ni - 0.8% Cr - 0.25% Mo.

Las xx indican la concentración de carbono multiplicada por 100.



## TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE ACEROS

### 1 - TEMPLE DE ACEROS.

El temple de un acero es el enfriamiento rápido a partir de la temperatura de austenitización. Esto se realiza habitualmente por inmersión de la pieza en agua o aceite y a veces se usa aire forzado.

Como resultado del temple se desarrollan estructuras templadas aceptables y propiedades mecánicas que deben cumplir especificaciones mínimas luego del revenido.

La efectividad del temple depende de las características de enfriamiento del medio de temple así como de la posibilidad del acero en ser endurecido. Los resultados pueden ser variados variando la composición del acero o el tipo de medio de temple o la agitación o la temperatura del medio.

#### 1.1 - Mecanismos de temple.

Varios factores están implicados en el mecanismo de temple:

a) - Condiciones internas de la pieza que afectan la transmisión del calor hacia la superficie,

b) - La superficie y otras condiciones externas que afectan la remoción del calor,

c) - el potencial de remoción de calor del fluido de temple a temperaturas normales y presiones normales del fluido (condiciones standard),

d) - Cambios en el potencial de extracción de calor del fluido, debido a condiciones no standards como agitación, temperatura o presión.

Estos factores están ilustrados en la Fig. nº VIII, 1 para un engranaje calentado en horno y templado en un líquido volátil. La nota A en la Fig. 1, indica cómo la configuración irregular del engranaje afecta el flujo de calor desde el interior

del engranaje hacia el área de temple. Nótese que persisten altas temperaturas, próximas a la superficie de las bases de los dientes en donde grandes burbujas de vapor son atrapadas. Si el engranaje fuera calentado por inducción o a la llama, tendría una capa calentada fina y uniforme y la remoción de calor del área templada sería más correcta y el temple progresaría más rápidamente debido a que el calor fluiría simultáneamente hacia el interior de la pieza o hacia el fluido.

El temple en un líquido quieto está acompañado por inevitables turbulencias debido a la inmersión de la pieza, a la generación de un hervor y a las corrientes de convección. Esta agitación mínima disipará eventualmente el calor acumulado en las capas de líquido vecinas a la pieza, pero volúmenes locales de líquido se calentarán y aún se vaporizarán, lo que puede afectar la acción del temple.

Líquidos de temple volátiles producen algo de vapor a las temperaturas de operación. Por encima del punto de ebullición la producción de vapor se hace tan grande que se formará una envoltura de vapor entorno a la pieza. Esta envoltura o cubierta de vapor es mantenida por calor radiante mientras se disponga de calor. La temperatura por encima de la cual se mantiene la cubierta de vapor es llamada temperatura característica del fluido.

A menores temperaturas, el vapor consiste en burbujas que varían de tamaño según la relación entre la tensión superficial límite del líquido, el sólido y el vapor a la temperatura correspondiente. Las burbujas pequeñas, aunque numerosas, se desprenden rápidamente, mientras que las burbujas grandes se adhieren y pueden formar una burbuja suficientemente grande, la que

en la nota C de la Fig. nº VIII, 1 es llamada burbuja de tamaño característico del líquido. Para cualquier líquido volátil, el atrapamiento mecánico de las burbujas de vapor retardará mucho la transferencia de calor de la zona afectada.

Otros factores que pueden afectar el potencial de extracción de calor del líquido de temple son:

a) - Los sólidos que están depositados sobre la superficie de algunas piezas cuando son templadas en algunos aceites, salmueras y emulsiones acuosas.

b) - Los geles que se pueden localizar en la interfase líquido-gas de la cubierta de vapor como el alcohol polivinílico y otras soluciones gelatinizantes.

c) - Los depósitos que se forman por descomposición de los aceites y que están presentes en el líquido mismo, afectando su viscosidad.

d) - Las pérdidas permanentes de los constituyentes del líquido de temple debido a su bajo punto de ebullición.

### 1.2 - Curvas de enfriamiento.

La forma más fácil para describir el mecanismo completo del temple es desarrollar una curva de enfriamiento para el fluido de temple bajo condiciones controladas. Una curva de enfriamiento sobre una pieza de ensayo es sensible a los factores anotados antes y que pueden afectar el temple sobre las piezas definitivas. Para ello empleamos una muestra de ensayo del mismo acero de las piezas definitivas y empleamos una muestra del fluido de temple en las mismas condiciones que se usarán en la práctica. A veces se emplea una muestra de ensayo de acero inoxidable para evitar la oxidación o la necesidad de emplear atmósferas protectoras.

Los cambios de temperatura que experimenta la muestra durante el temple son graficadas mediante un registrador rápido el que grafica la respuesta de varios termopares conectados en la superficie, en el centro y en varios otros puntos de la muestra.

Las curvas de enfriamiento típicas para un líquido de temple, en la superficie y el centro de la muestra están representadas en la Fig. Nº VIII,2. Dichas curvas muestran 4 etapas de transmisión de calor desde el sólido caliente hacia el líquido.

La etapa A' ilustra el primer efecto de la inmersión y es llamada etapa de contacto líquido, inicial. Esta etapa está caracterizada por la formación de burbujas de vapor que preceden al establecimiento de la envolvente de vapor. La etapa A' dura solo del orden de 0.1 seg. y no tiene casi importancia en la evaluación del calor transferido. Esta etapa es sólo detectable cuando se emplean equipos muy sensibles y no puede ser detectada cuando el líquido es viscoso y tiene gases no disueltos o el baño es operado a temperaturas próximas al punto de ebullición del líquido.

La etapa A, llamada etapa de enfriamiento con cubierta de vapor, está caracterizada por la formación de una cubierta de vapor ininterrumpida entorno a la pieza de ensayo (fenómeno de Leidenfrost). Esta etapa se establece cuando la sesión de calor desde la superficie de la pieza de ensayo excede la cantidad de calor necesaria para formar el máximo de vapor por unidad de área. La envolvente de vapor produce un enfriamiento lento ya que actúa como aislante y la transferencia de calor a través de la capa de vapor se produce fundamentalmente por radiación. Esta etapa no es detectable en soluciones acuosas de solutos no



volátiles (alrededor de 5% de concentración) tales como  $KCl$ ,  $LiCl$ ,  $NaCl$ ,  $NaOH$  o ácido sulfúrico. Las curvas de enfriamiento en estas soluciones parten inmediatamente de la etapa b.

Cuando se usan soluciones saturadas de hidróxido de bario o hidróxido de calcio u de otros materiales que son poco solubles, o soluciones coloidales en agua, se deposita una película sobre la pieza lo que prolonga las etapas A y C. Las soluciones de algunos coloides o geles tales como el alcohol polivinílico, la gelatina, el jabón o el almidón, forman una envoltura gelatinosa por fuera de la capa de vapor en la etapa A y esto hace que se prolongue dicha etapa y las subsiguientes.

La etapa B es llamada etapa de enfriamiento por transporte de vapor. Ella produce las más altas velocidades de transferencia de calor. La etapa comienza cuando la temperatura de la superficie del metal ha sido reducida algo y la capa de vapor continua se rompe. En ese momento se produce un violento hervor del líquido de temple y el calor es transmitido rápidamente. La terminación de esta etapa está determinado por el punto de ebullición del líquido. El tamaño y la forma de las burbujas de vapor son importantes en controlar la duración de la etapa B así como la velocidad de enfriamiento desarrollada durante él.

La etapa C es llamada etapa de enfriamiento líquido. La velocidad de enfriamiento en esta etapa es más lenta que la desarrollada en la etapa B. La etapa C comienza cuando la temperatura de la superficie del metal es reducida al punto de ebullición o al rango de ebullición del líquido de temple. El hervor entonces se detiene y un enfriamiento lento tiene lugar por conducción y convección.

Agitación.

El movimiento producido externamente sobre el líquido de temple tiene una influencia extremadamente importante en las características de transferencia de calor de un medio de temple. La agitación causa una más fácil ruptura mecánica de la envoltura de vapor en la etapa A y produce burbujas de vapor más pequeñas y desprendibles durante la etapa de enfriamiento por transporte de vapor (etapa B). También ocasiona la ruptura mecánica de las gelatinas y sólidos cuando ellas están depositadas sobre la superficie de las piezas o suspendidas sobre el borde de la cubierta de vapor lo que produce una transferencia más rápida en la etapa C. Además de los efectos anteriores debemos considerar que una agitación hace que líquido más frío se aproxime y reemplace a la capa de líquido caliente próxima a la pieza.

#### Temperatura del templante.

La temperatura afecta marcadamente la habilidad para extraer calor de un líquido de temple.

Cuanto más alta es la temperatura del líquido, más baja es la temperatura característica y así más prolongada es la etapa A. Además el aumento en la temperatura produce una disminución en la viscosidad lo que afecta el tamaño de las burbujas o influencia la ruptura de la envolvente gaseosa.

Si los otros factores permanecen constantes, cuanto más alta es la temperatura del medio de temple, más baja es la velocidad de transferencia de calor en la etapa C.

#### 1.3 - Aspectos metalográficos.

El acero es templado para controlar la transformación de la austenita a microconstituyentes deseados. La Fig.VIII,3 muestra las microestructuras que se pueden obtener, siendo la martensiti-

ta la estructura deseada habitualmente.

Como lo indica la curva A en la Fig.3, para obtener una máxima cantidad de martensita, la velocidad de enfriamiento debe ser suficientemente rápida como para evitar la nariz de la curva TTT del acero a ser templado. Si la velocidad de enfriamiento no es lo suficientemente rápida, como son las curvas B, C y D, algo de transformación a bainita, perlita o ferrita tendrá lugar, con una disminución correspondiente de la cantidad de martensita formada y la dureza desarrollada.

#### Contenido de carbono y templabilidad.

El máximo de dureza obtenible en un acero templado, a una velocidad suficiente para evitar la nariz de la curva TTT, depende del contenido de carbono.

La velocidad de enfriamiento (temple eficaz) necesaria para obtener una estructura completamente martensítica, depende de la templabilidad del acero. La relación del contenido de carbono al porcentaje de martensita y su dureza está representado en la Fig. N° VIII,4.

Según el contenido de carbono y la templabilidad del acero, la velocidad de enfriamiento debe ser suficientemente rápida tal que al menos el 90% de martensita se produzca en áreas críticamente tensionadas de la pieza. Porcentajes bajos de martensita son a menudo aceptables en áreas sometidas a bajas tensiones en servicio.

#### 1.4 - velocidades de enfriamiento.

Cuando un acero al carbono es templado a partir de la temperatura de austenitización, una velocidad de enfriamiento mayor o igual a 55°C/seg., medidos a 700°C es necesaria para evitar la nariz de la curva TTT. La sección transversal completa

de la pieza debe enfriarse a esta velocidad para alcanzar el máximo contenido de martensita. Bajo condiciones ideales el agua provee una velocidad de enfriamiento de alrededor de  $1800^{\circ}\text{C}/\text{seg.}$  en la superficie de cilindros de acero de  $1/2''$  de diámetro y  $4''$  de longitud. Esta velocidad disminuye rápidamente por debajo de la superficie, y así, para un acero al carbono sólo secciones delgadas, con una relación grande de superficie a volumen, puede ser endurecible a través de toda su sección transversal.

Cuando se emplea agua o salmuera como medio de temple, se desarrollan gradientes grandes de temperatura entre la superficie y el centro. Estos gradientes de temperatura producen distorsión y aumentan la posibilidad de fisuras en muestras aún con formas simétricas y sencillas.

Bajo condiciones favorables, un temple de un acero en aceite provee una velocidad de enfriamiento en la superficie de las muestras de  $1800^{\circ}\text{C}/\text{seg.}$  entre  $832$  y  $545^{\circ}\text{C}$ , lo que es comparable a la obtenida para una muestra similar en agua. El temple en aceite produce gradientes de temperatura más bajos desde la superficie al centro y disminuye la distorsión y hay menos probabilidades de fisuras.

En secciones gruesas, la velocidad de enfriamiento está limitada por la velocidad de conducción de calor desde el interior a la superficie de la pieza. Enfriamientos rápidos del centro de una sección extremadamente gruesa es imposible en cualquier método de temple debido al efecto de masa.

#### 1.5 - medios de temple.

##### Agua.

El agua y las soluciones acuosas son los medios de temple

más baratos y son usados en todos los temples en los cuales las piezas no se distorsionan excesivamente y no se fisuran al ser templadas.

Como medio de temple el agua se aproxima a la velocidad de enfriamiento máxima alcanzada por un líquido. Entre otras ventajas es obtenible fácilmente se puede eliminar sin problemas de contaminación y es un medio efectivo para quebrar las cáscaras de la superficie de las piezas que son templadas a partir de hornos que no poseen atmósferas protectoras.

Una desventaja del agua como medio de temple es que su velocidad de enfriamiento rápida persiste en la parte más baja del rango de temperaturas en el cual la distorsión y las fisuras generalmente ocurren. Consecuentemente, el agua es usada sólo en el temple de piezas simétricas y sencillas de aceros de baja templabilidad como son los aceros al carbono y de baja aleación.

Otra desventaja de usar agua es la formación de la envolvente de vapor (etapa A), y esta etapa puede prolongarse mucho. Esto puede ser ayudado por la complejidad de la pieza a ser tratada lo que puede causar un atrapamiento de vapor en zonas escondidas lo que produce un endurecimiento desparejo y una distribución desfavorable de tensiones que promuevan distorsión y fisuras.

#### Factores que modifican el temple en agua.

##### 1) - Temperatura.

El agua a una temperatura entre 12 y 25°C puede proveer una velocidad de temple uniforme y resultados reproducibles. Sin embargo, la potencia enfriante del agua disminuye rápidamente cuando la temperatura del agua aumenta.

##### 2) - Agitación.

La agitación es importante en el temple en agua debido a

que se dispersan las burbujas de vapor adheridas sobre las piezas y las porciones más frías del agua alcanzan las piezas a tratar.

### 3) - Contaminación.

La contaminación del agua de los baños de temple por sales disueltas aumenta la velocidad de enfriamiento debido a que las sales reducen la duración de la etapa A. Sin embargo, contaminantes tales como jabón, algas, arcillas y emolientes reducen la velocidad de enfriamiento por atrapamiento de la envoltura de vapor y así previenen que agua más fría se ponga en contacto con las piezas y así producir resultados uniformes.

### Salmuera.

El término salmuera se aplica a soluciones acuosas conteniendo porcentajes de sales como  $\text{NaCl}$ ,  $\text{CaCl}_2$  junto con aditivos especiales o inhibidores de la corrosión.

Las salmueras presentan las siguientes ventajas sobre el agua y aún sobre el aceite:

- 1) La velocidad de enfriamiento es más alta que la del agua para el mismo grado de agitación y menor agitación es requerida para una dada velocidad de enfriamiento.
- 2) Las temperaturas son menos críticas que para el agua y por lo tanto requieren menos control.
- 3) La probabilidad de puntos blandos en las zonas de formación de bolsas de vapor son menores que en el temple en agua.
- 4) La distorsión es menos severa que en el temple en agua.
- 5) Los intercambiadores de calor son menos frecuentes en los baños de salmuera que en los baños de agua o aceite.

Habitualmente las desventajas que presentan los baños de salmuera no hacen que se descarte su uso debido a que el temple

en salmuera es usado solamente cuando el aceite o el agua no producen los resultados deseables.

Algunas desventajas son:

- 1) Dada la naturaleza corrosiva de los baños de salmuera, el tanque, las bombas, los transportadores y otras partes en constante contacto con la solución deben ser protegidos contra la corrosión por alguno de los métodos habituales de prevención de la corrosión o construyéndolos de materiales especiales.
- 2) Un sombrero para humos se hace necesario para proteger convenientemente la maquinaria y equipo delicado del ataque por los humos corrosivos.
- 3) El costo es superior al agua especialmente debido al costo de aditivos anticorrosivos que deben ser usados.
- 4) El costo del proceso es aumentado debido a la necesidad de controlar la composición de las soluciones.
- 5) Accidentes tales como quemaduras o intoxicación aumentan cuando se usan soluciones que contengan hidróxido de sodio o ciertos aditivos.

La Fig. 89VIII,5 muestra el efecto de la temperatura sobre el poder enfriante de una solución al 10% de NaCl y del agua, sobre un acero inoxidable 18-8, mientras que la parte inferior de la Fig. muestra el efecto de la temperatura sobre un acero 1095 templado en una solución al 5% de NaCl con agitación de 37/seg.

#### Soluciones de alcohol polivinílico.

Las soluciones diluidas de alcohol polivinílico son usadas en aquellos temples en que se desea tener una potencia de enfriamiento menor que la del agua o la salmuera pero mayor que en aceite.

Como lo indican las curvas de la Fig. N<sup>o</sup> VIII,6, sólo ligeras variaciones en la concentración de la solución se necesitan para producir cambios marcados en las características de enfriamiento de las soluciones de alcohol polivinílico. A concentraciones menores que el 0.01% las características de enfriamiento de dichas soluciones se aproximan a las del agua. Con tan pequeñas concentraciones, un control cuidadoso es necesario. El control es complicado por el hecho de que las piezas templadas se recubren con una capa delgada de alcohol polivinílico y esto reduce la concentración del baño.

El efecto de la temperatura sobre las características enfriantes de las soluciones son mostradas en la Fig. N<sup>o</sup> VIII,6b y el efecto combinado de la temperatura y la concentración es mostrado en la Fig. N<sup>o</sup> VIII,6c. Estas curvas son obtenidas en temple quieto. El efecto de la temperatura se reduce por agitación de la solución.

#### Aceites como medios de temple.

Los aceites empleados en el temple pueden ser clasificados en dos tipos generales: aceites convencionales y aceites rápidos.

Un aceite de temple convencional es un aceite que no contiene aditivos que alteren sus características de enfriamiento. Los aceites convencionales son fracciones producidas por la destilación de aceites crudos y seleccionados según sus viscosidades alrededor de 100 SUS a 37<sup>o</sup>C.

Los aceites de temple rápidos son porciones de más baja viscosidad y contienen aditivos desarrollados especialmente, cuyo efecto sobre las características de enfriamiento del aceite es proveer una velocidad de enfriamiento más rápida.



Las propiedades típicas de 4 aceites de temple comerciales, 2 convencionales y 2 rápidos están resumidas en la Tabla de la Fig.VIII,7.

#### 1.6 - CARACTERISTICAS DE ENFRIAMIENTO.

El medio de temple ideal deberá exhibir una alta velocidad inicial de temple a través de la etapa de la cubierta de vapor y en la etapa de enfriamiento por transporte de vapor y bajas velocidades a través del rango de temperaturas finales (etapa de enfriamiento líquida).

El agua y las soluciones acuosas tienen las más altas velocidades de temple inicial, sin embargo debido a que estas velocidades de temple persisten a bajas temperaturas, el uso de agua de temple está en la mayoría de los casos restringida a piezas de forma sencilla y aceros de baja templabilidad.

Con los aceites de temple convencionales la duración de la etapa de la cubierta de vapor es más larga que en el agua. La velocidad de enfriamiento en la etapa de transporte de vapor es considerablemente menor y la duración de la etapa de transporte líquida es acortada. Así el poder de temple de tales aceites es menor que el del agua y es a menudo inadecuado. Sin embargo la transición de la etapa B a la C es más gradual y por esta razón, los aceites minerales convencionales producen menos distorsión.

Los aceites de enfriamiento rápidos se aproximan más a una alta velocidad de temple inicial, próxima a la del agua, sin sacrificar la ventaja del temple en aceite convencional. Con estos aceites la duración de la etapa A es considerablemente menor y el enfriamiento en la etapa B comienza más pronto y dura más tiempo, por lo que la velocidad de enfriamiento inicial

está muy aumentada. La velocidad de enfriamiento en la etapa C es aproximadamente la misma que en los aceites convencionales.

La Fig. VIII,8 muestra una zona sombreada que representan los resultados de las curvas de enfriamiento de 8 aceites rápidos, una curva para un aceite convencional y una curva de enfriamiento para un aceite rápido con 0.25% de agua.

#### Temperatura Óptima.

La temperatura óptima que debe ser mantenida en un baño de temple de aceite puede ser influenciada por varios factores,

- a) El punto de inflamación del aceite.
- b) Requerimientos de limpieza.
- c) Control de la distorsión.
- d) Requerimientos de dureza.

El punto de inflamación indica el límite máximo de temperatura de operación, (este no es el límite superior de seguridad), para un aceite de temple. Por razones de seguridad es generalmente admitido tener una temperatura previa al temple de 65°C por debajo del punto de inflamación del aceite.

Los endurecimientos con temples limpios, requieren que el aceite de temple mantenga su característica de no manchar la superficie. Esto se logra manteniendo la temperatura del aceite baja a fin de minimizar la oxidación y la degradación del aceite o ambas. Por otro lado las temperaturas altas minimizarán la distorsión.

Las cargas templadas determinarán el ascenso de temperatura del aceite de temple. Las curvas de enfriamiento muestran que el endurecimiento por temple uniforme puede ser habitualmente mantenido a pesar de que el aceite aumente mucho la temperatura. Sin embargo el peligro de incendio debe ser conside-

rado cuando la temperatura del baño se aproxima al punto de inflamación. Las piezas con relaciones grandes de área a volumen aumentan los riesgos de incendio y requieren temperaturas para el aceite de temple menores.

El bajar la temperatura del aceite de temple por debajo de  $65^{\circ}\text{C}$  no sería muy útil. Si el acero no se endurece adecuadamente por temple será necesario usar un aceite de temple que tenga una velocidad de enfriamiento más rápida, similar a la de un aceite rápido, para los cuales los datos están dados en la Fig. 8<sup>o</sup>VIII,9.

#### Contaminación por agua.

El efecto del agua sobre los aceites de temple en el centro de las curvas de enfriamiento está mostrado en la Fig. 8<sup>o</sup>VIII,10. Estos datos son obtenidos para el temple de muestras de aceros inoxidables en aceites rápidos que contengan agua en cantidades comprendidas entre 0.06 y 2%.

Cuando la cantidad de agua es menor que el 0.15% la velocidad de enfriamiento de la etapa A es aumentada. Cuando el contenido de agua está por encima de este valor la etapa A se hace más pronunciada. A todas las concentraciones de agua la etapa C aparece a menor temperatura donde la distorsión y las fisuras son más probables. Así, la contaminación con agua destruye el objetivo de emplear aceites de temple.

La formación de espumas en los aceites está íntimamente ligada a la contaminación por agua.

El atrapamiento de agua en regiones localizadas de un baño de aceite puede producir una explosión por la rápida formación de volúmenes grandes de vapor. Sin embargo excepto cuando el aceite y el agua están distribuidos en capas estratificadas

bajo condiciones quietas, hay poco peligro de explosión. La agitación del baño, por lo tanto, disminuye dicho peligro.

El agua puede ser quitada del aceite por varios métodos:

- 1) - Elevando la temperatura por encima de la temperatura de ebullición del agua,
- 2) - Permitiendo al agua depositarse en el fondo del baño y drenandola fuera del baño,
- 3) - Pasando el aceite a través de una centrífuga,
- 4) - Por filtración.

Sin embargo, el filtrado de los aceites compuestos puede tener el inconveniente de eliminar los aditivos. Tal sucede cuando se emplean arcillas activadas como medio de filtrado.

#### Selección de un aceite de temple.

El temple de un acero implica un flujo de calor no estacionario una cinética de transformación en estado sólido. Ambas son difíciles de manejar cuantitativamente. Por lo tanto la selección de aceites para aplicaciones específicas está basada principalmente en un largo proceso de prueba y error.

El criterio más importante en la selección de un aceite de temple es que provea la velocidad de enfriamiento que endurecerá la pieza sin fisurarla. Otros factores importantes son la cantidad de distorsión, el costo de la parte terminada y particularmente en aceros de carburización, la microestructura producida.

Si un acero tiene suficiente templabilidad para ser endurecido al ser templado en un aceite convencional, no habrá probablemente ninguna ventaja en usar un aceite rápido que es más costoso. En otras aplicaciones en cambio, el acero puede ser de tan baja templabilidad que un endurecimiento completo es difícil de

obtener aún en un temple en agua. En estas condiciones parece poco probable que el empleo de un aceite rápido pueda ofrecer una ventaja suficiente como para resolver el problema. Sin embargo, entre esos extremos hay muchas aplicaciones en que resulta ventajoso hacer una selección discriminada de aceites rápidos los que a menudo prueban ser ventajosos.

Al seleccionar un aceite de temple, debe tomarse en consideración la contribución al costo de la pieza terminada. Aparte del costo inicial y el costo de reemplazar las pérdidas por arrastre, los aceites de temple pueden influir en el costo total de la producción por:

- a) - Limitar el tipo de acero a ser empleado.
- b) - Determinar el porcentaje de piezas rechazadas que deben requerir nuevo tratamiento.
- c) - Determinar la extensión de la limpieza luego del temple.

Aunque es común ajustar el aceite al acero a ser tratado, y no ajustar el acero al aceite, hay muchos casos en los cuales, aceites de temple rápidos permiten cambiar a aceros de más baja templabilidad con la correspondiente reducción de costos.

## 2 - REVENIDO DE ACEROS.

El revenido de los aceros comprende el calentamiento de un acero previamente endurecido o normalizado hasta una temperatura por debajo del rango de transformación, una permanencia a esa temperatura y un enfriamiento a una velocidad conveniente. Todo esto con miras a aumentar su ductilidad y su tenacidad.

La microestructura y las propiedades mecánicas de un acero revenido dependen de la temperatura y el tiempo de revenido. Estas son variables interdependientes y dentro de ciertos límites, las

temperaturas más bajas y los tiempos más largos pueden habitualmente producir el mismo resultado que un aumento de la temperatura y una disminución del tiempo. La relación entre el tiempo y la temperatura es obtenida por medio de la fórmula empírica de Hollomon y Jaffe:

$$H = T ( C + \log t )$$

$T$  = temperatura absoluta.

$t$  = tiempo. Si  $t$  se expresa en horas  $C = 20$  y si  $t$  se expresa en seg.  $C = 16.5$  (Esto es para aceros con un contenido de  $C$  entre 0.15 y 0.50%).

Con muy pocas excepciones el revenido es hecho a temperaturas comprendidas entre 175 y 705°C y durante tiempos que van de 30min. a 4 horas.

La Fig. VIII,10 presenta los datos de dureza para doce aceros al carbono que han sido revenidos en un rango de temperaturas entre 200 y 700°C durante intervalos que van de 10 min. a 24 horas. Los datos fueron obtenidos sobre muestras pequeñas de 1/4 a 1/8" para asegurar la transformación completa a martensita durante el temple. Los valores no reflejan una variación en la dureza como resultado de las variaciones en composición.

Hemos visto que la principal función de los elementos de aleación en un acero es aumentar su templabilidad. En el revenido el efecto de los aleantes es retardar la velocidad de ablandamiento. Así, aceros aleados requieren de mayores temperaturas de revenido que los aceros al carbono para alcanzar una dada dureza en un dado tiempo. Esto es mostrado en la Fig. VIII,11.

### 2.1 - Efecto de la microestructura previa.

Las piezas que se obtienen habitualmente en producción no son totalmente martensíticas. Frecuentemente hay solo un 50 a 90%

la martensita está presente en el centro de la sección y a veces la estructura central puede ser bainita y perlita. Para un diseño conveniente de tales piezas y su tratamiento térmico correcto, es importante conocer la respuesta al revenido para estructuras diferentes que la martensita. Idealmente esta información se conoce para todas las estructuras encontradas en la probeta de Jominy, de los aceros standard.

La Fig. Nº VIII,12 muestra los resultados obtenidos luego del revenido de barras endurecidas de acero 4063 calentadas 1 hora a 11 temperaturas diferentes. La Fig. Nº VIII,13 muestra los efectos de la temperatura de revenido para aceros al C-Mn de diferentes estructuras previas y diferentes durezas de temple.

La Fig. Nº VIII,14a compara las características de revenido a 565°C de martensita, perlita y bainita obtenidas isotérmicamente en un acero 1095, mientras que la Fig. Nº VIII,14b muestra los datos obtenidos sobre probetas de Jominy de un acero 4320, antes y después de haber sido revenido.

## 2.2 - Equipo para revenido.

Los aceros pueden ser revenidos al aire en hornos ya sean de piso o contínuos, o en baños de sales, baños de aceite, baños de metales fundidos o aún a la llama o por inducción.

La Fig. VIII,15 muestra una variedad de hornos y baños con distintos sistemas de calentamiento.

### Baños de sales.

Los baños de sales pueden ser empleados en los revenidos por encima de 165°C pudiéndose obtener toda una variedad de mezclas de sales con distinto rango de temperaturas de aplicación. La Tabla.2 presenta la composición y temperaturas de operación de los baños de sales de uso común en revenido.

Toda humedad debe ser retirada de las piezas antes de ser sumergidas en el baño de sal ya que las sales calientes reaccionan violentamente con la humedad. Si las piezas están sucias o aceitosas cuando son sumergidas en el baño, la sal se contaminará. Por otro lado las piezas revenidas en sal deben ser limpiadas tan pronto como son retiradas del baño ya que cualquier sal que se deposite sobre ellas es higroscópica y puede causar corrosión severa. Las piezas con agujeros pequeños o ciegos, de donde la sal es difícil de limpiar, no deben ser revenidas en estos baños.

#### Baños de aceite.

Los equipos para baños de aceite son similares a los baños de sales, es decir son tanques de acero con quemadores grandes de del tipo de placa caliente, por debajo del tanque y se ha demostrado que este tipo de calentamiento es absolutamente satisfactorio. También pueden ser empleados calentadores eléctricos sumergidos.

La agitación es esencial para mantener la uniformidad en la temperatura y una larga vida del aceite. Los controles de temperatura de tipo sencillo pueden ser empleados, pero debe evitarse el sobrecalentamiento del aceite por el peligro de incendio.

Para revenidos a bajas temperaturas se emplea generalmente aceite de 600 W que pueden resistir la oxidación ambiente. La temperatura máxima de operación de los baños de aceite no superan generalmente los 200°C.

#### Baños de metales fundidos.

Los baños de metales fundidos han sido ampliamente usados pero actualmente son reemplazados por baños de sales.

El metal comunmente usado es Pb puro que funde a 326°C y ha demostrado ser el más útil de los metales y aleaciones para es



tos usos. El Pb no se adhiere a la superficie de las piezas pero dado que se oxida rápidamente, y su óxido sí es adherente pueden surgir problemas cuando se hacen revenidos a altas temperaturas. A temperaturas medias de revenido las piezas se recubren de una capa de óxido que puede ser rápidamente quitada. Por encima de 480°C es necesario usar material carbonáceo granulado lo que da una cubierta protectora.

### 2.3 - Revenido apropiado.

Debido a su contenido de carbono o de aleación, algunos aceros presentan una tendencia a fisurarse si se los deja enfriar hasta la temperatura ambiente luego o durante la operación de temple. Esta tendencia puede verse aumentada por cambios bruscos de la sección de las piezas o en bordes nítidos o recesos.

Por esta razón estos aceros de temple serán retirados del medio de temple y llevados al medio de revenido mientras están en un rango de temperaturas entre 100 y 150°C.

Los aceros que presentan este problema son: 1060, 1090, 1340, 4073, 6150, 52100, 4340, 8650 y 9850.

Los otros aceros al carbono o aleados son menos sensibles a este tipo de fisuras en el temple, pero pueden fisurarse como un resultado de defectos en la configuración de la pieza o defectos de superficie. Estos incluyen al 1040, 1050, 1137, 1144, 4047, 4143, 4640, 8622, 4740, 9840.

Algunos aceros tales como el 1020, 1038, 4130, 5130, y 8630 no son sensibles a este tipo de fisuras. En general esto es cierto para los aceros al carbono que no contengan más de 0.40% C y para los aceros aleados que no contengan más de 0.35% C.

Por lo tanto es una buena práctica de revenido comenzar el

el revenido inmediatamente luego del temple.

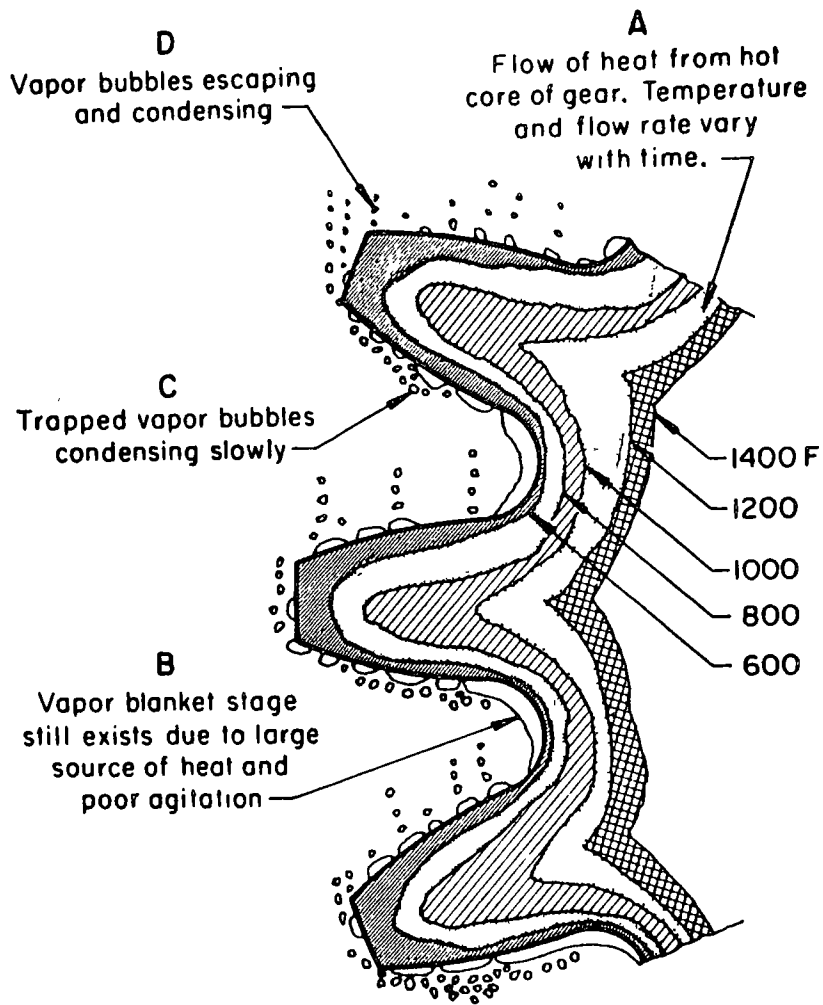
#### 2.4 - Fragilización por revenido.

Los aceros al carbono revenidos y muchos aceros de baja aleación, revenidos a temperaturas relativamente bajas, específicas, muestran un aumento de la elongación a medida que la temperatura de revenido es aumentada hasta alrededor de  $205^{\circ}\text{C}$ . Sin embargo el revenido en el rango comprendido entre  $260$  y  $315^{\circ}\text{C}$ , produce menor resistencia al impacto que la obtenida por un revenido a  $190^{\circ}\text{C}$ . Se ha encontrado que el mismo rango de temperatura de revenido tiene un efecto adverso en la capacidad que tiene el acero para fluir en corte durante los ensayos de torsión. Temperaturas más altas de revenido aumentan la resistencia al impacto a valores mucho mayores.

En el caso de los aceros al Cr-Ni en el curso de su enfriamiento a partir de proceso de revenido muestran también una disminución de su resistencia al impacto. Este fenómeno se manifiesta después de un enfriamiento lento a partir de temperaturas de revenido de  $600^{\circ}\text{C}$  o superiores o luego de un revenido en un rango de temperaturas entre  $450$  y  $600^{\circ}\text{C}$ .

Un acero que presente este tipo de fragilización, conocida como fragilización por revenido, puede perder la mayor parte de su plasticidad, lo que puede ser detectado por medio de un ensayo de impacto. Si en cambio el acero es templado a partir de la temperatura de revenido mostrará una resistencia al impacto satisfactoria. Si los aceros son revenidos entre  $450$  y  $600^{\circ}\text{C}$  y templados desde esta temperatura no se obtendrá ninguna mejoría.

La Fig. N<sup>o</sup>VIII,16 muestra el efecto del temple directo y de un enfriamiento lento a partir de la temperatura de revenido sobre la resistencia al impacto de un acero 5140.



*Fig. 1. Temperature gradients and other major factors affecting the quenching of a gear. The gear was quenched edgewise in a quiescent volatile liquid. See text.*

Fig. 1

El proceso microestructural que produce esta fragilización no es bien conocido pero se piensa que está relacionado con la formación de carburos de transición (en aceros al carbono) y de carburos mixtos de transición (en aceros al Cr-Ni).

#### 2.5 - Revenidos múltiples.

Hemos dicho que cuando el contenido de carbono y de aleantes aumenta, es común que se obtenga austenita retenida.

Esta austenita retenida puede ser eliminada por revenidos y enfriamientos sucesivos en torno de la línea  $M_s$ .

Durante el primer ciclo de calentamiento parte de la austenita pasa a bainita y parte es convertida en martensita en el siguiente enfriamiento.

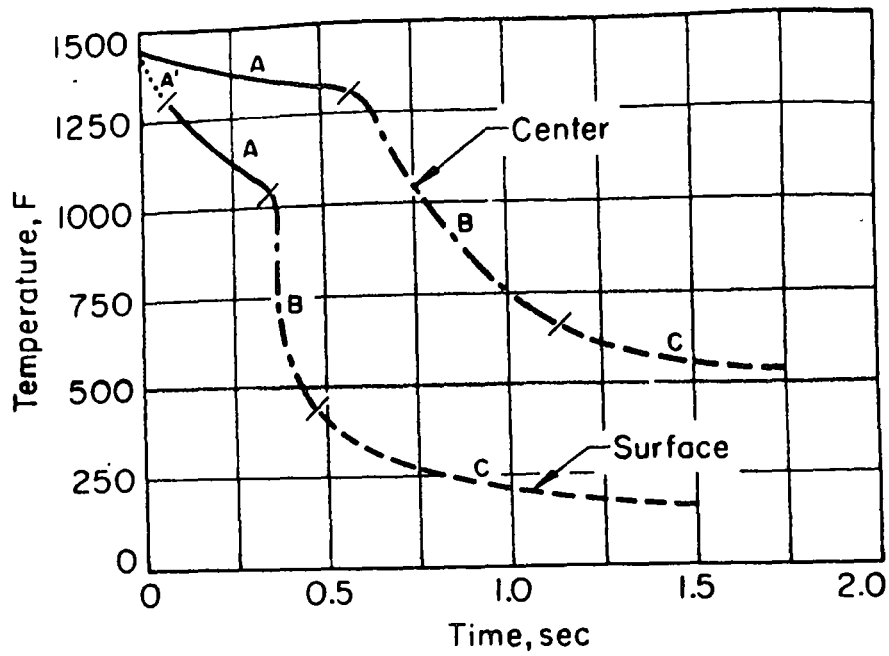
Los tratamientos de revenido múltiple aseguran una disminución en la distorsión así como una mayor estabilidad dimensional de las piezas, si se lo compara con el revenido convencional.

#### 2.6 - Tratamientos subcero.

Un tratamiento alternativo al revenido múltiple son los tratamientos subcero y su finalidad es también eliminar la austenita retenida.

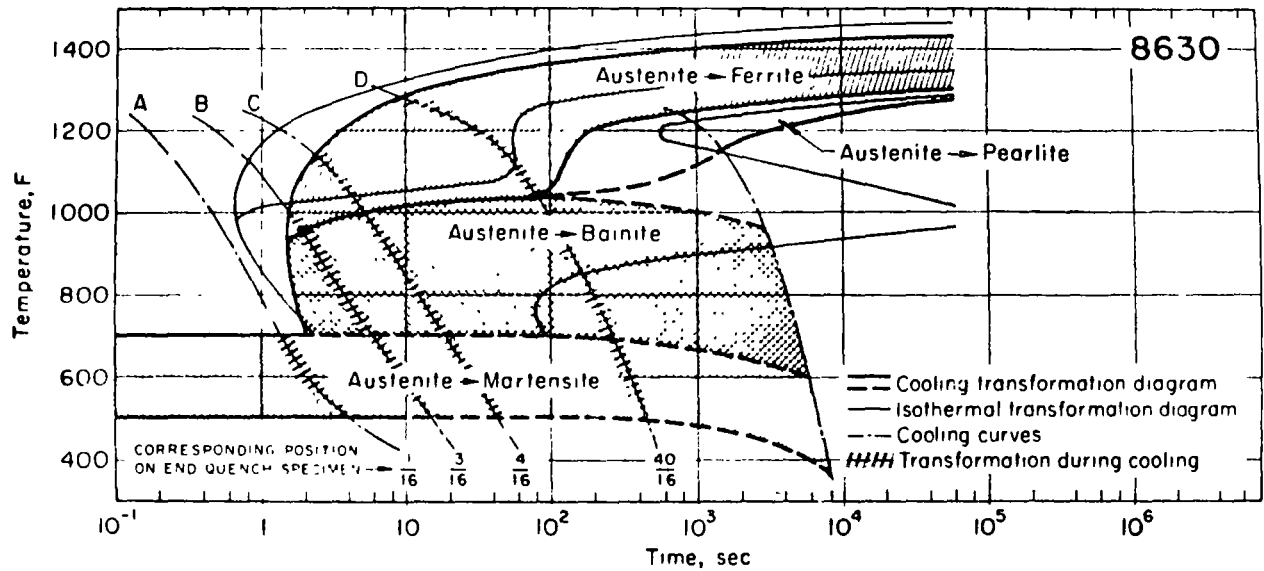
Dado que la austenita retenida puede ser transformada a martensita por un enfriamiento a temperaturas más bajas que la temperatura ambiente, el tratamiento subcero tiene por fin alcanzar por enfriamiento la temperatura  $M_f$  que asegure el 100% de martensita.

Los rangos de temperaturas habitualmente usados son entre 70 y 100°C por debajo de cero. No existe sin embargo un estudio comparativo de las ventajas que presentan los dos tratamientos sobre la estabilidad dimensional, las propiedades mecánicas y la salida de circularidad y planitud de los aceros.



**Fig. 2. Typical surface and center cooling curves, indicating the stages of heat transfer from a hot solid to a cold liquid. See text for discussion.**

Fig. 2



**Fig. 3. Transformation diagrams and cooling curves for 8630 steel, indicating the transformation of austenite to other constituents as a function of cooling rate**

Fig. 3

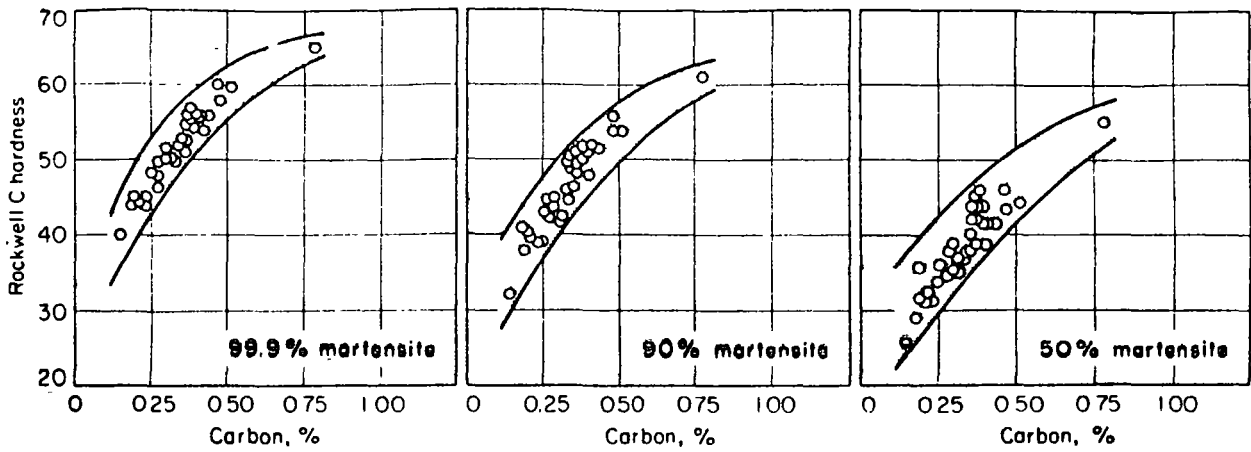


Fig. 4. Relation of carbon content and percentage martensite to Rockwell C hardness (J. M. Hodge and M. A. Orehoski)

Fig. 4

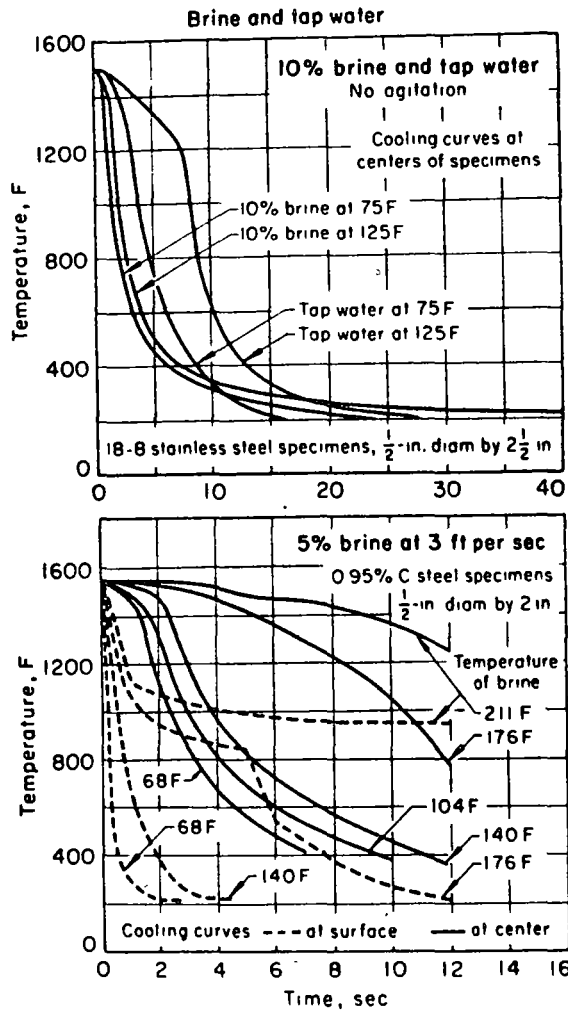
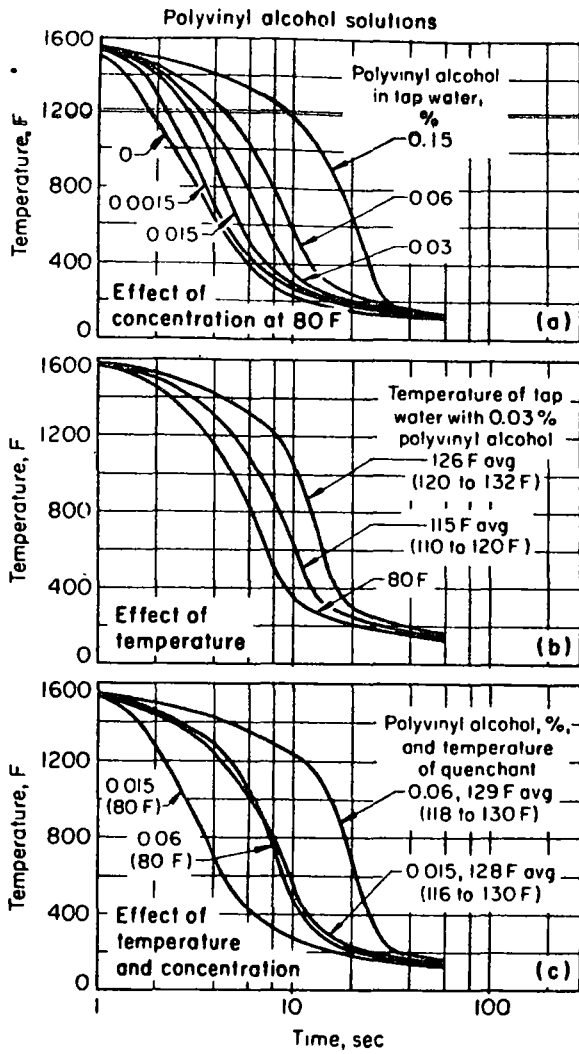


Fig. 5

(Upper graph) Center cooling curves showing the effect of temperature on the cooling power of water and a 10% NaCl solution in quenching 18-8 stainless steel specimens

(Lower graph) Center and surface cooling curves showing the effect of temperature on the cooling power of a 5% NaCl solution in quenching 0.95% C steel specimens. Surface cooling curve obtained at 104 F, not plotted, was closely similar to that at 68 F. (H. J. French)

Fig 7 Cooling curves for brine and water



Center cooling curves for type 304 stainless steel specimens ( $\frac{1}{2}$  in. in diameter by 4 in. long) quenched in still tap water at 80 F (or at other temperatures shown) containing various concentrations of polyvinyl alcohol. Thermocouple was placed in geometric center of each specimen. Water hardness, 130 ppm.

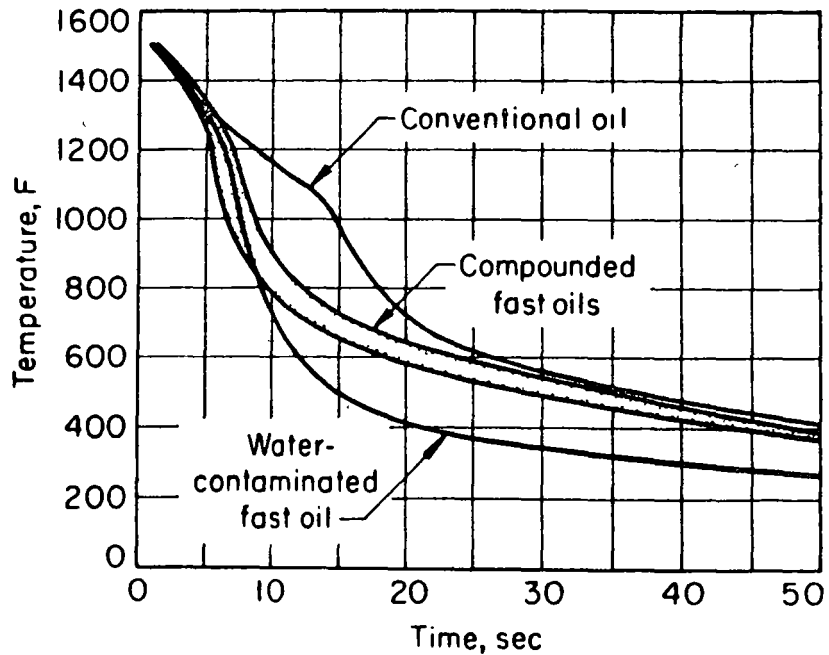
**Fig. 9. Cooling curves for polyvinyl alcohol solutions**

Fig. 6

**Table 3. Typical Properties of Conventional and Fast Quenching Oils**

Property	ASTM test	Type of quenching oil			
		Conventional		Fast	
		1	2	1	2
API gravity . . . . .	D287	33	27	33.5	35
Flash point, F . . . . .	D92	315	365	370	320
Fire point, F . . . . .	D92	425	415	425	345
Pour point, F . . . . .	D97	10	15	10	25
Viscosity at 100 F, sus . . . . .	D445, D446	107	111	95	60
Viscosity index . . . . .	D567	96	53	95	...
Saponification . . . . .	D94	None	None	None	None
Carbon residue, % . . . . .	D524	0.006	0.025	0.05	0.20
Ash, % . . . . .	D482	0.002	0.008	0.010	0.001
Water, % . . . . .	D1533	None	None	None	None

Fig. 7

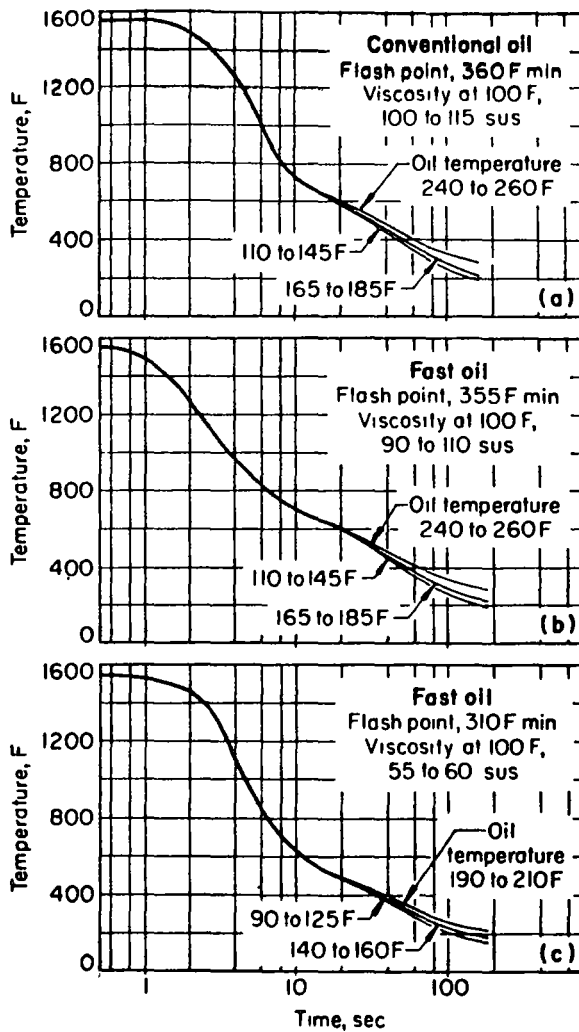


Center cooling curves for austenitic stainless steel quenched in conventional oil, compounded oils with fast quenching capacities, and a fast oil contaminated with water (approx 0.25%). All oils at 125 F. Specimens were 1/2 in. in diameter by 2 1/2 in. long.

Fig. 10. Center cooling curves in oil

Fig. 8

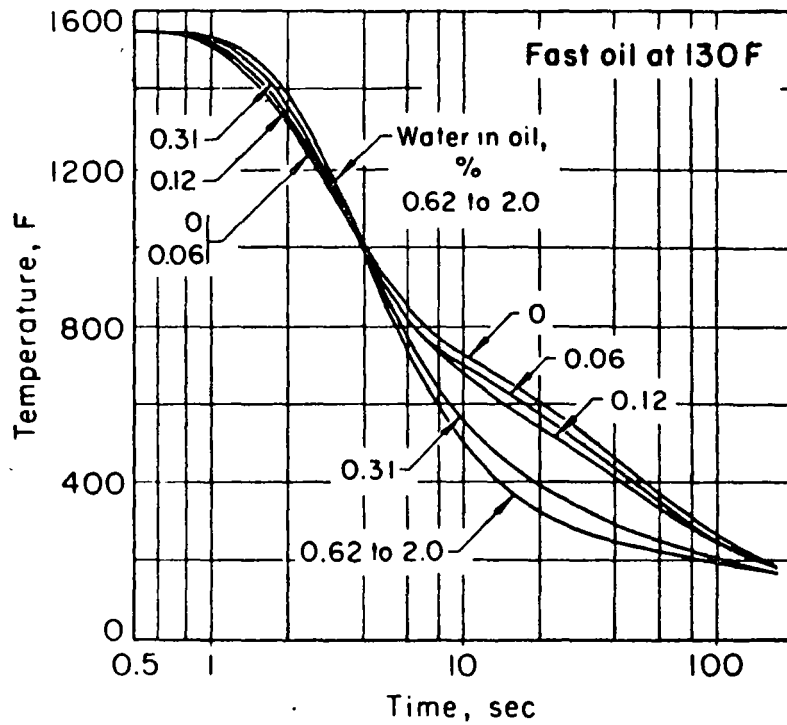




Center cooling curves for type 304 stainless steel specimens still quenched in a conventional oil and in two fast oils, showing effect of type and temperature of oil on cooling characteristics. Thermocouples were placed at geometric centers of specimens, which were  $\frac{1}{2}$  in. in diameter and 4 in. long. See text for discussion of significance of these data.

**Fig. 13. Center cooling curves in oil**

Fig. 9



Effects of water contamination on the quenching power of fast oil at 130 F in quenching type 304 stainless steel specimens,  $\frac{1}{2}$  in. in diameter by 4 in. long. Oil was not circulated, and specimens were not agitated. Thermocouples were located at the geometric center of specimens.

*Fig. 16. Effects of water contamination*

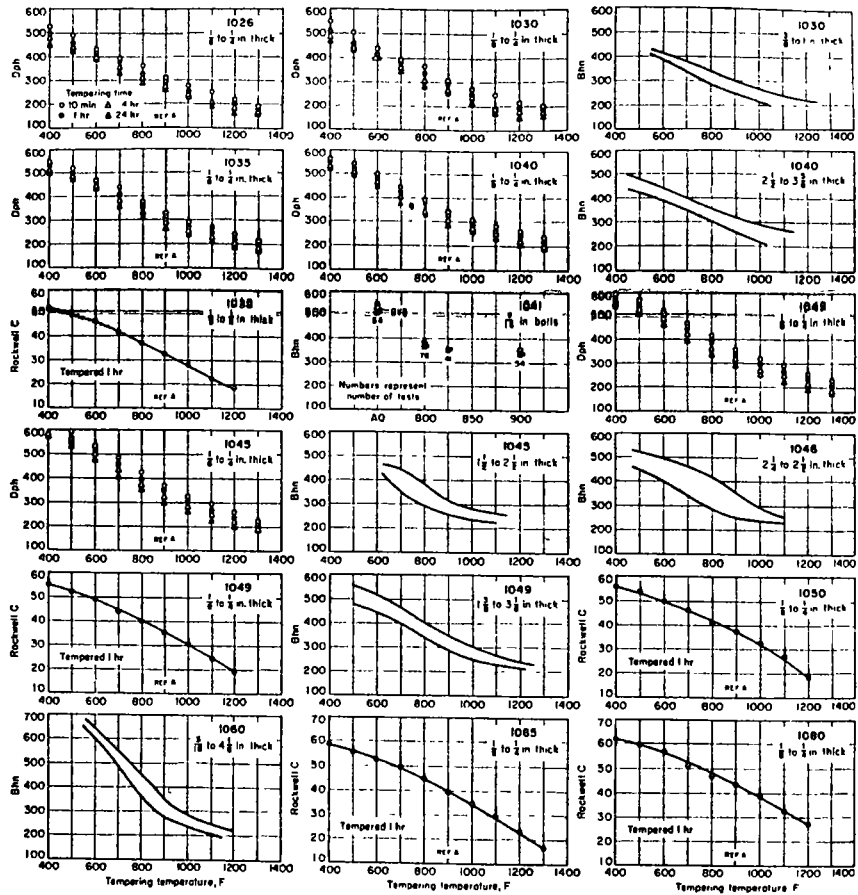


Fig 1 Influence of tempering temperature on the hardness of quenched carbon steels. Code in upper left graph applies also to the five other graphs showing data for four tempering times (see A. R. A. Orange and R. W. Baughman, Transactions ASM, 48, 168-167, 1956)

Fig. 10

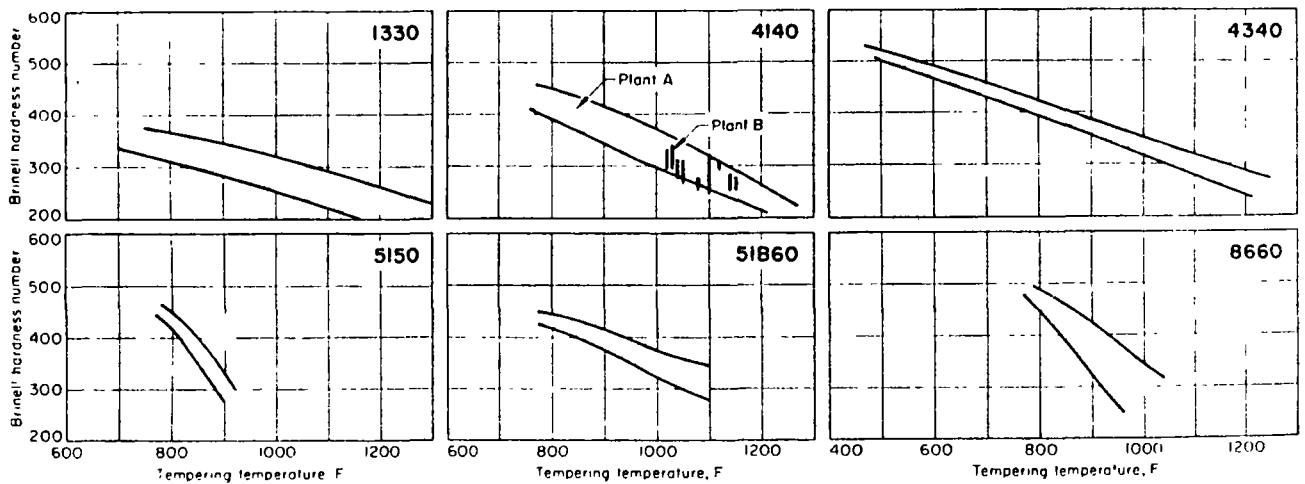


Fig 4 Range of surface hardness after tempering alloy steels that were hardened by austenitizing at 1550 F (1600 F for 1330) and quenching in oil. The limiting section sizes were 1/2 in for 1330, 1 in for 4140 Plant A, 1 1/2 to 8 in diam for 4140 Plant B, 3 in for 4340, 3/4 in for 5150, 1 1/2 in for 51B60, and 2 1/2 in for 8660

Fig. 11

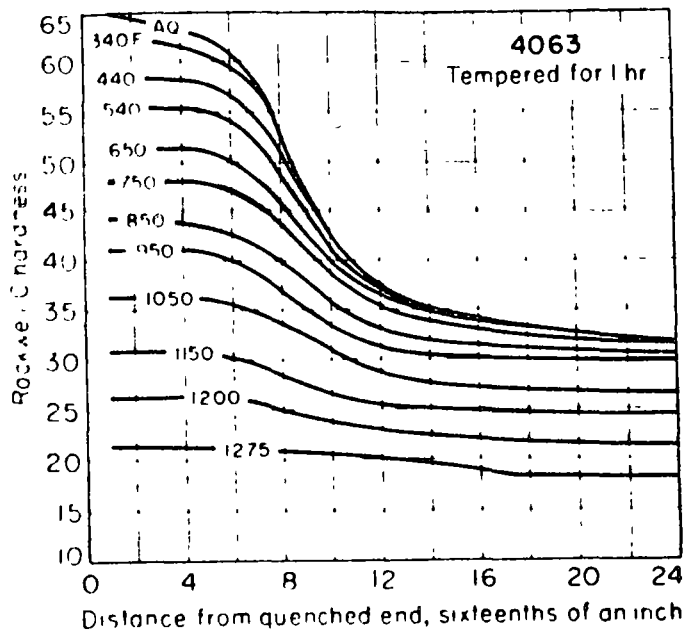


Fig. 7. Hardness along end-quenched hardenability specimens after tempering

Fig. 12

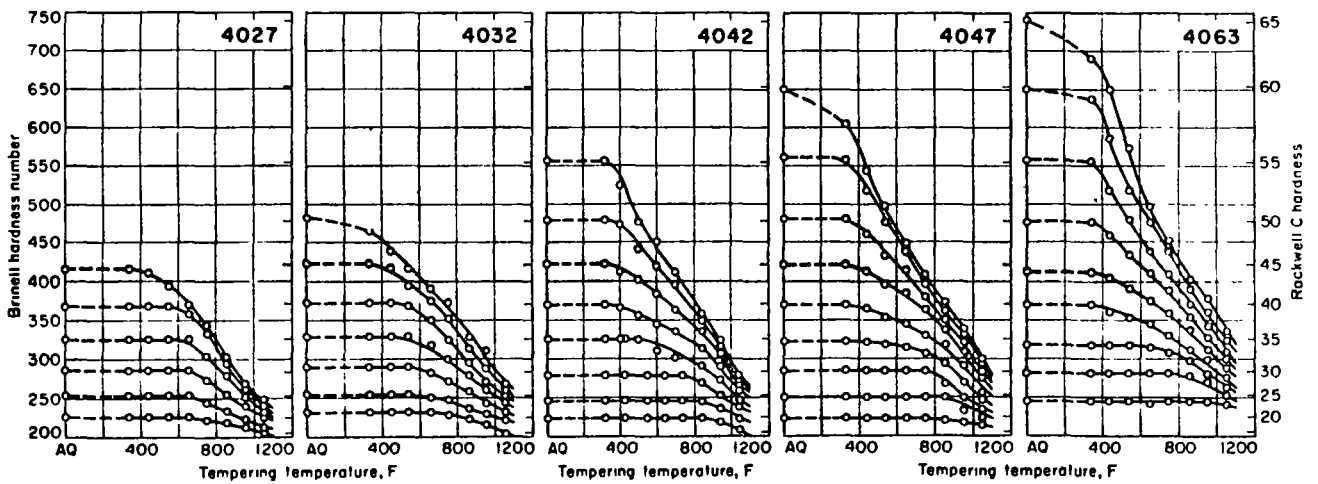
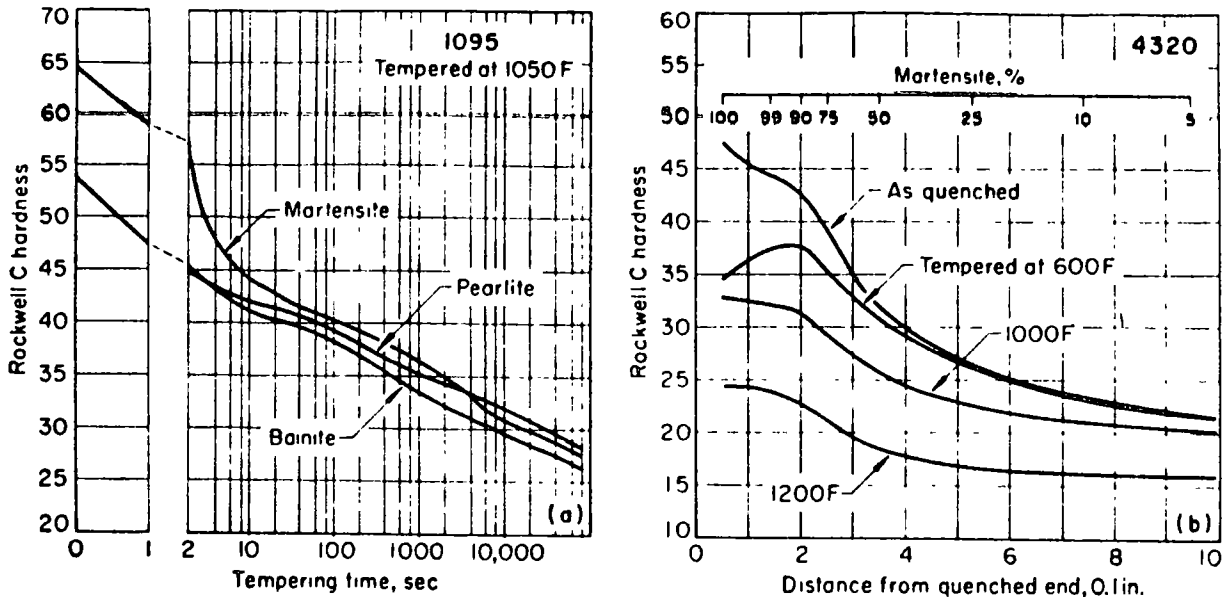


Fig. 8. Effect of tempering temperature on carbon-molybdenum steels of different prior microstructures and as-quenched hardnesses (AQ)

Fig. 13



(a) 1095 steel tempered at 1050 F for various periods of time (*Trans ASM*, 27, 1-17, 1939)  
 (b) Hardness before and after tempering and amount of martensite present before tempering in 4320 steel end-quenched hardenability specimens tempered for 2 hr

Fig. 12. Effect of prior microstructure on hardness after tempering

Fig. 14

Table 2. Compositions and Operating Temperatures for Salt Baths Used in Tempering (Military Specification MIL-S-10699A, Ordnance)

Class	Sodium nitrite	Sodium nitrate	Potassium nitrate	Composition of bath Sodium carbonate	Sodium chloride	Potassium chloride	Barium chloride	Calcium chloride	Operating temperature F	Quenching temperature F
1	37 to 50	0 to 10	50 to 60	..	....	..	....	....	325 to 1100	1175
2	....	45 to 57	45 to 57	..	....	..	....	....	550 to 1100	1200
3	....	....	....	45 to 55	..	45 to 55	....	....	1150 to 1700	1720
4	....	....	....	..	15 to 25	20 to 32	50 to 60	....	1100 to 1650	1725
4A	....	....	....	..	10 to 15	25 to 30	40 to 45	15 to 20	1025 to 1400	1450

Table 2

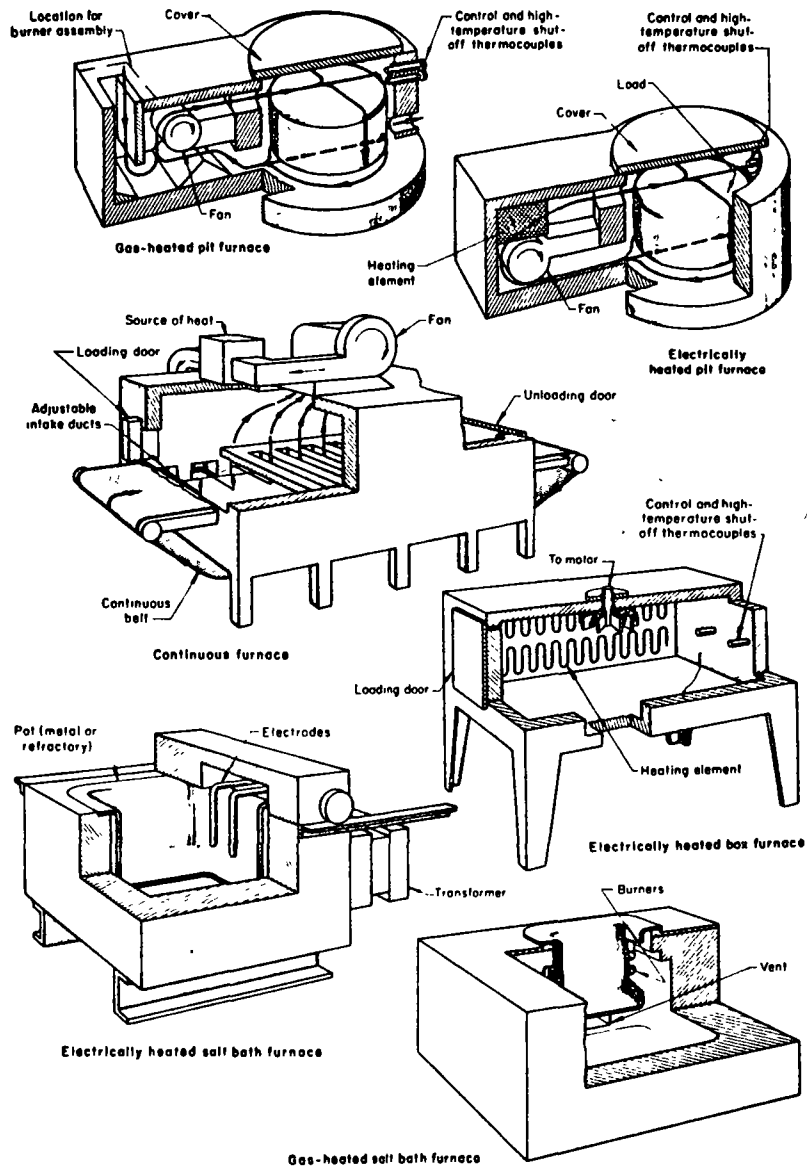
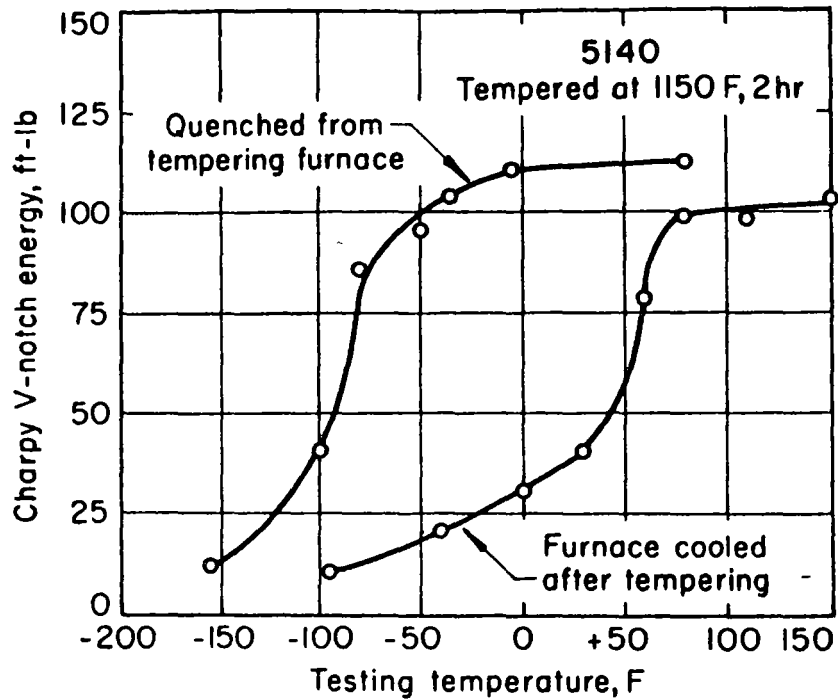


Fig 13. Types of furnaces used for tempering steel



**Fig. 17. Comparison of furnace cooling and of water quenching from the tempering temperature on the notch toughness of 5140 steel. (Climax Molybdenum Co.)**

fig. 16





SOLDAURA

Es de todos los Tecnológicos conocidos, que el proceso acelerado de industrialización que se tiene en el momento actual, ha dado lugar a la búsqueda de nuevos métodos tecnológicos económicos, - desarrollando así nuevas fuentes de trabajo; esto ha dado como resultado un avance tecnológico, desarrollandose paralelo a ello, la rama de la soldadura; de la que se hará una síntesis, en este curso para - una mejor comprensión de los diferentes tópicos de la misma y su mejor aprovechamiento en el plano industrial.

Por lo mismo, se han elaborado las siguientes notas - para poder seguir mejor las conferencias acerca del proceso de la - soldadura.

1.- PRINCIPIOS DE LOS METODOS DE SOLDADURA.

En la soldadura se pueden localizar dos diferentes vasgos metalográficos.

Primeramente, una zona tosca del metal nuevo fundido y solidificado; posteriormente el metal básico, con sus transformaciones respectivas.

Se tiene que en la zona de metal fundido durante el , - proceso, existen un número de cambios físico-químico, y estructurales durante la solidificación de esta zona; también en el metal básico, - tendremos una zona de influencia térmica que dependerá de la lejanía del punto de fusión, del ciclo térmico, de la composición química, - etc.

Por otra parte se ha comprobado que estos fenómenos - son complejos y se diferencian por el tipo de aleaciones por soldar, debido a que en cada caso se presenta un nuevo problema a resolver, o así mismo, para una mejor comprensión de esta materia " metalurgia de la soldadura " ha sido definida por sus rasgos principales que - son:

PROCESO DE VERTER ( o Vaciar ).- En este proceso, el metal se funde y posteriormente se solidifica en el hueco formado por las paredes - de las partes por soldar y a la vez, la presencia de estas, participa en el proceso de fusión.

PROCESO DE FUSION LOCALIZADA.- En este proceso se origina gran desigualdad de calentamiento del metal en diferentes zonas influenciadas por el proceso.

En el primero de estos procesos, como el metal se licúa o funde, para una solidificación posterior dentro de una cavidad de forma determinada; sin embargo, las paredes que esta forma al instante de la fusión y solidificación, participan en el proceso.

También este proceso está acompañado por la influencia térmica del mismo; debido a que las paredes limitan la fusión parcial que al terminar comenzará un enfriamiento, lo que dará diferentes propiedades físico-mecánicas, por cambios en la estructura. Sin embargo la temperatura alcanzada y la velocidad de enfriamiento se cambiarán en límites amplios, según la posición del lugar calentado. También en este proceso tienen considerable influencia las reacciones químicas, las cuales transcurren entre el medio circundante y el metal fundido, formando impurezas, óxidos, escoria, etc.

El segundo de estos procesos, se diferencia de otros métodos de soldar por fusión.

La meta final de la soldadura es alcanzar una unión perfecta de los materiales y las mejores cualidades de cohesión, esto significa mejores cualidades mecánicas. Naturalmente que si fuera satisfecha la primera condición, esto significaría una perfecta unión, sin ningún defecto a la vez se habría alcanzado una homogeneidad química y mecánica muy alta, pero esto es imposible; sin embargo debemos de acercarnos a lo optimo.

### SOLDABILIDAD METALURGICA DE LOS METALES.

A- Zonas de fusión- Es el lugar donde transcurren determinado número de reacciones y cambios, siendo estos:

a-Cambios químicos, como son la oxidación de los elementos aleantes, reducción de los mismos, permeabilidad de gases

b-Cambios fisico-químicos y estructurales como son:

1-Crecimiento de grano

2-Formación de estructuras templables ó parcialmente templables.

3-Cambios proeutectoides, eutectoide, así como también la precipitación de determinados compuestos ó partículas.

Estos cambios tienen resultados algunas ocasiones favorables y en otras desfavorables y entre algunos de esos cambios se tiene:

I- Cambio de las cualidades mecánicas.

II- Aumento de la tendencia a la fragilidad del metal soldado, para temperatura normal bajas temperaturas.

III- Aumento de la probabilidad a la tendencia de originar grietas.

IV- Formación de burbujas.

V- Disminución de la resistencia a la corrosión.

B- Metal básico- Esta parte sufre un proceso de tratamiento térmico, en dirección longitudinal del punto de la soldadura y en cada punto éste es diferente; dependiendo del térmico originado por el proceso de la soldadura, acentuándose mayormente en las cualidades físicas del metal (conductibilidad térmica, espesor de las partes por soldar.)

En los aceros el ciclo térmico puede originar cambios estructurales, que ocasionan un tamaño de grano demasiado tosco ó bien cambios Físico-químicos, - en el estado sólido como puede ser un temple; hasta una profundidad determinada por ambos los dos del eje de la soldadura. En otras aleaciones será posible observar la precipitación; como por ejemplo, en los aceros auteníticos se tiene la precipitación de los carburos de Cromo como también en aleaciones del tipo (AlMg<sub>2</sub>Si, AlCu etc.). En algunos casos también es posible obtener la presencia de la estructura del tipo (Widmanstätten.).

## 2.- MÉTODOS DE UNIÓN POR SOLDADURA

Desde el punto de vista metalúrgico, se puede decir que la soldadura esta ligada al ciclo térmico y en realidad depende del método de la soldadura. Esto es, de las cualidades y tipo de calor cedido.

Las diferentes formas de soldar, estan en relación con la fuente de energía empleada y según las diferentes fuentes de energía térmica, es posible dividir estos métodos de soldadura en tres grandes grupos:

I.- SOLDADURA CON FLAMA.- Durante la la cual se usa una flama con una gran temperatura alcanzada por la combustión del oxígeno con un hidrocarburo; entre ellos la más importante es la soldadura con flama de oxiacetileno.

II.- SOLDADURA CON ENERGIA ELECTRICA. - Esta es la soldadura por medio de arco eléctrico; entre la parte por soldarse y conductor de la corriente eléctrica (electrodo) , siendo este el que cede el metal para la unión.

Dentro de este grupo también contamos con el método de la soldadura por resistencia; durante la cual el calor se origina por la ley de JOULE, atravesando la corriente por el lugar que se va a soldar.

### III.- GRUPO DE SOLDADURAS EN EL CUAL SE USA UN CALOR LIBERADO.

El calor liberado es logrado por la reducción de los óxidos de hierro, Aluminio, silicio; a esto es lo que se conoce como soldadura aluminotérmica ó silicotérmica.

## Teoría del Proceso de Combustión

La combustión se origina rápidamente en el transcurso de las reacciones con el acompañamiento de enorme liberación de calor, que en los gases origina un calentamiento y después se inicia la combustión.

Durante la mayoría de las reacciones de combustión los de diferentes materiales sólidos, líquidos y gaseosos se combinan con el oxígeno ( $O_2$ ). Muchos metales pueden sin embargo calentarse y arder no solamente con oxígeno sino también con Cloro y Fluor (F). El Cobre y el hierro arden también durante el trabajo, de soldar los metales mediante la flama, siendo importante la combustión de diversos gases, ya que la mezcla es con oxígeno o aire y gas.

La combustión de la mezcla se inicia con el encendido a una temperatura determinada y en condiciones dadas. Posteriormente sin embargo, el siguiente calentamiento del gas por una fuente exterior no es necesario, debido al calor liberado en cantidades suficientes, no solamente es necesario para calcular el gas aún no encendido sino también para compensar las pérdidas térmicas en los alrededores. Por ejemplo, en tubos de diámetros pequeños y especialmente los de tipo capilar, donde la evaluación de pérdidas de calor en las paredes del tubo son ante todo grandes, y así, no se podrá quemar el gas seguramente.

Es necesario para la condición de combustión calcular el contenido de combustible en la mezcla, y el promedio de existencia del  $O_2$  y el aire,

Según la velocidad de combustión de la mezcla (velocidad de propagación de la flama), el proceso de combustión se divide como sigue:

- a) Combustión tranquila con velocidad de propagación máxima de la flama de 10 - 15 m/seg.
- b) Combustión explosiva con velocidad de propagación de la flama mayor de 100 m/se.
- c) Combustión detonante con velocidad de propagación de la flama mayor de 1000 m/seg.

La velocidad de propagación de la flama o velocidad de combustión depende esencialmente de la composición de la mezcla de gases, de la presión de la mezcla, y de las características del espacio, en la cual transcurre la combustión y también de las condiciones termodinámicas en sus límites.

Por ejemplo: Durante una combustión de mezclas en tubos, una condición básica es el diámetro de éstos. Para cada gas combustible en la mezcla con oxígeno existe una velocidad máxima de combustión, la cual corresponde a determinado promedio de ambos gases en la mezcla. El oxígeno restante (sobrante), en la mezcla por encima del promedio disminuye la velocidad de combustión, y la ausencia de él aminora el efecto térmico.

1) La teoría actual de la combustión de gases demuestra que la temperatura de encendido de la mezcla combustible no es físicamente constante, pero que depende de las condiciones del proceso.

2) El método más empleado en la determinación de la velocidad de combustión de una mezcla, está fundado en la medida de la velocidad del movimiento uniforme frontal de la flama en el inyector lleno de una mezcla combustible.

La velocidad de combustión depende también de la pureza de los gases de combustión, esto es para el aumento del contenido de compuestos no combustibles. Se disminuye la velocidad de combustión y por el contrario a menor contenido de componentes no combustibles mayor velocidad de combustión.

Si se aumenta la presión de la mezcla combustible, la velocidad de combustión crece. El aumento de la velocidad es posible observarlo, cuando se aumenta el diámetro del tubo, en el cual la mezcla es quemada.

Se usan gases combustibles o vapores, que son ante todo hidrocarburos o una mezcla de estos con otros gases, por ejemplo con CO o CO<sub>2</sub>; en un estado puro se emplean también hidrocarburos.

La velocidad máxima de combustión de gases de diferente composición se calcula por la siguiente fórmula:

$$U_{\max} = \frac{\frac{r_1}{R_1} U_1 + \frac{r_2}{R_2} U_2 + \dots + \frac{r_n}{R_n} U_n}{\frac{r_1}{R_1} + \frac{r_2}{R_2} + \dots + \frac{r_n}{R_n}}$$

donde  $U_{\max}$  es la velocidad máxima de combustión de un gas de composición dada en la mezcla con oxígeno en [cm/seg.]

$R_1, R_2, \dots, R_n$  es el contenido de compuestos unitarios en el gas combustible en [% en volumen.]

$r_1, r_2, \dots, r_n$  es el contenido de compuestos en la mezcla con oxígeno para una velocidad máxima de combustión en [% en volumen.]

$U_1, U_2, \dots, U_n$  son las velocidades máximas de combustión de la mezcla de compuestos unitarios con oxígeno en [cm/seg.]

En base a lo indicado según la fig. (71 a) desde el punto de vista de una carga \_\_\_\_\_B de gases combustibles podemos cambiar la fórmula (37) como sigue:

$$U_{\max} = \frac{131.7 r' H_2 + 110r' CH_4 + 329 r' C_3H_8 + 15.8r' CO}{14.8r' H_2 + 33.3r' CH_4 + 89r' C_3H_8 + 14.4 r' CO} - 0.05 B \quad (38)$$

donde r' es el contenido de compuestos unitarios [en %], según el volumen y la parte combustible de la mezcla.

La fórmula (38) es posible usarla, si el contenido de la parte no combustible es menor del 25 %.

Todos los gases combustibles, que contienen hidrocarburos forman una flama con un cono interno brillante (fig. 44). En tre mayor es el contenido del hidrocarburo en el gas, más cortante es el núcleo de la flama, así como el acetileno da una flama de núcleo brillante, también otros gases como, el gas natural, la nafta pirolsen y otros lo dan. La luminosidad del núcleo de algunos gases combustibles está condicionado a la presencia del carbon (c) en sus compuestos, facilitando la regulación de la flama, según las necesidades requeridas. En diferencia con los hidrocarburos, no tiene, por ejemplo núcleo la flama de CO y es de color amarillenta ésta.

En la soldadura y calentamiento de los metales es muy conveniente el uso de acetileno y por eso daremos principal importancia a la flama oxiacetilénica.

Según el promedio de la mezcla, puede ser la flama o bien normal o con oxígeno sobrante (oxidante) o con acetileno sobrante (carburante).



La soldadura con flama tiene tres zonas: Núcleo, Zona media (reductora), y flama externa (oxidante).

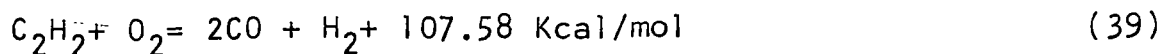
En la práctica la composición de la flama se ajusta de acuerdo a observaciones exteriores. La flama normal tiene un núcleo agudo y éste está definido en sus límites, el cual en el final se redondea (fig. 44a).

Punto a un exceso de gases combustibles con oxígeno la combustión se retarda y crece la cantidad de materia inflamable reaccionando con el oxígeno del aire del medio ambiente si las dimensiones de la flama se aumentan, el núcleo de la flama pierde su agudeza y el límite entre la zona media de la flama y la zona exterior de oxidación de la flama se pierde totalmente (fig. 44b). La zona exterior oxidante de la flama obtiene un mote rojizo y se segrega el hollín en cantidades que dependen de los excesos de materia combustible.

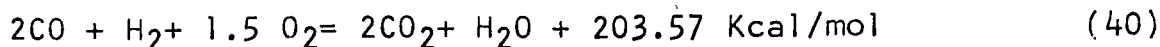
Si hay exceso de oxígeno, el núcleo de la flama tendrá una forma cónica, apareciendo considerablemente corta y menos notoria. Durante una rápida oxidación se acortan también la zona media y la flama exterior (fig. 44c). La flama oxidante es azulada y se quema ruidosamente, lo cual tiene como influencia la presión del oxígeno y ante todo el promedio de éste en la mezcla. Entre mayor es el contenido de oxígeno en la mezcla, cuanto más ruidosa será la flama?

Según las condiciones de la flama para soldar en el calentamiento a la salida de la boquilla del quemador, se pueden realizar las reacciones en dos fases.

a) Combustión de una mezcla de acetileno con oxígeno.



b) Combustión originada del producto  $\text{CO}_2$  con el oxígeno del aire.



De (39) se puede ver que en la combustión del acetileno a  $\text{CO}$  y  $\text{H}_2$  es muy necesario un volumen de oxígeno ( $V_k$ ) para un volumen de acetileno ( $V_a$ ).

A la flama con esta composición en la mezcla de gases se le conoce como normal.

Se considera sin embargo que determinada parte de  $\text{H}_2$ , se quema con oxígeno dado de la mezcla de vapor de agua, y aún así, también el oxígeno contiene algunas impurezas, que originan una flama para un determinado sobrante de oxígeno y la mezcla que se produce en los quemadores está determinada por la relación.

$$Bo = \quad = \quad - \quad 1.1 \text{ hasta } 1.2$$

Para  $Bo > 1.5$  se considera una flama oxidante

$Bo < 1.5$  se considera una flama reductora

$Bo = 1.5$  se considera una flama neutra.

La primera y segunda fase de la combustión de una flama oxidante, esencialmente la flama con un promedio  $Bo > 1.5$  podemos expresarla por:



En la zona media de esta flama existen de 6 - 7%  $\text{O}_2$  y aprox. 5%  $\text{CO}_2$  y así que esta flama tendrá un carácter oxidante.

Para una flama de carburación (o cementación), principalmente para flamas con promedio  $Bo = 0.5$ , es posible expresarlas en esta forma, sus fases unitarias de combustión:



En la zona central de la flama hay una considerable cantidad de carbono libre, y por eso tiene la flama un carácter cementante (o carburante).

Cuando existen grandes cantidades de acetileno sobrante en la mezcla suele encontrarse carbono libre también en la parte exterior de la flama.

De (39) a (44) no expresan todo lo complejo del proceso de combustión, el cual gradualmente se va realizando durante las siguientes subsecuentes reacciones. La teoría actual de la combustión del oxiacetileno está experimentada en base a los lapsos de proceso de combustión.

La preparación del gas para su incandescencia o período de inducción (interior del centro de la flama) está caracterizada por la descomposición térmica que sufre el acetileno que está en equilibrio con el oxígeno, transcurriendo esto en el núcleo de la flama para soldar.

Una fácil descomposición térmica sin presencia de oxígeno, se origina a las temperaturas de 800 a 12000°C usando como compuestos básicos  $\underline{C-H_2}$ , y eventualmente  $CH_4$  como subproducto.

Para un hidrocarburo de tipo  $C_xH_y$  con presencia de oxígeno, el proceso transcurre así:



De acuerdo a esto, la descomposición del acetileno será:



Para una temperatura por encima de 800 °C la descomposición transcurre también con la formación del metano (CH<sub>4</sub>), el cual térmicamente hablando como hidrocarburo es más estable que el acetileno.



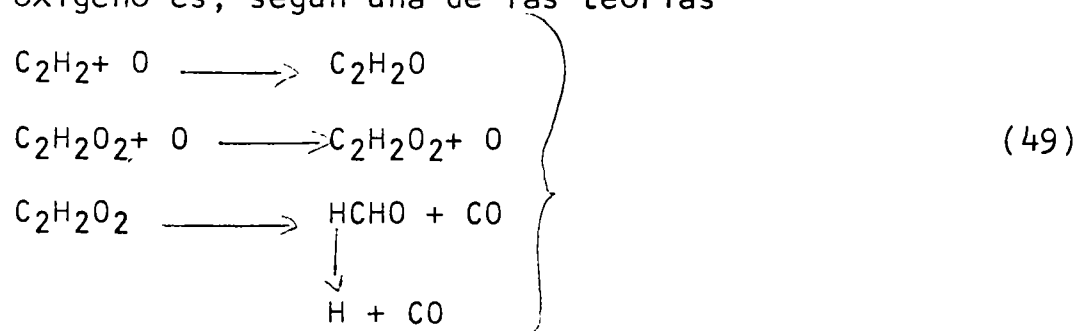
Sin embargo a la temperatura por encima de 1 000 °C el metano también se descompone.



En presencia de oxígeno, la temperatura de inicio de descomposición del acetileno disminuye y la velocidad del proceso crece a la par con la oxidación del producto de descomposición; el cual en este estado tiene menos estabilidad térmica. Los productos como resultado de la descomposición térmica del acetileno en presencia de oxígeno serán CO y H<sub>2</sub>.

Como el acetileno está saturado de compuestos, fácilmente se descompone y reacciona con el oxígeno al mismo tiempo formándose nuevos compuestos, y cuando se forman en pequeñas cantidades se acelera la siguiente descomposición.

En el transcurso de la descomposición del acetileno en presencia de oxígeno es, según una de las teorías



El resultado de la cadena de reacciones graduales y de descomposición son nuevos productos más estables. CO y H<sub>2</sub>. En la realidad sin embargo, parte del acetileno en determinado intervalo de tiempo se descompone totalmente en varios elementos, y esto

origina carbono libre, y análogamente, una pequeña porción se pierde, envolviéndose como una delgada capa incandescente en el interior del núcleo de la flama. Para el acetileno sobrante la cantidad de carbono libre rápidamente crece y el núcleo interno se aumenta y también en la zona deslumbrante de irradiación sobresaturada de material incandescente se pierde siendo difuso.

Si el contenido de acetileno en la mezcla es mayor que en la zona central de la flama, (la cual contiene material combustible de descomposición térmica  $\text{CO}$  y  $\text{H}_2$ ) se perderá completamente y la flama humeará fuertemente.

Durante la reacción de descomposición del acetileno, todavía no está con precisión establecida toda su fenomenología. En el análisis espectral de la composición de la mezcla durante la inducción en el interior del núcleo de la flama, fue comprobada la existencia de radicales como  $\text{CH}$ ,  $\text{OH}$  y  $\text{HCO}$  y también  $\text{H}_2$ ,  $\text{C}_2$  y  $\text{O}_2$ . La velocidad, y carácter de la descomposición térmica del acetileno en el período de inducción depende de la temperatura, presión y composición de la mezcla y en el promedio de la superficie del gas en relación a su volumen.

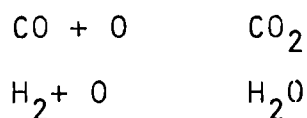
Al aumentar la temperatura y disminuir la presión se acorta el período de inducción. La descomposición del acetileno es acelerada también por determinado aumento del contenido de oxígeno. El período de inducción es característico de un muy lento crecimiento de la velocidad del proceso con el tiempo (lo demuestra el segmento de la curva (a-b) en la fig. 45).

La oxidación será en un período de inducción totalmente ínfimo y la influencia en la aceleración del proceso será pequeña.

El período de la combustión está mostrado en la fig. 45 en el seg. b-c, lo cual corresponderá a la aceleración de la oxidación del proceso en la parte central de la zona de la flama, en donde comenzará la oxidación activa del CO y H<sub>2</sub> transformándose en CO y vapor de agua H<sub>2</sub>O, el instante de la ignición corresponde al punto C.

El período de extinción en el exterior de la flama es mostrada en el seg. de la curva c-d.

Aquí transcurre una oxidación intensa como producto de la descomposición térmica del acetileno, como productos resultantes serán CO<sub>2</sub>+ H<sub>2</sub>O.



Al comienzo de la ignición (punto C) también ahí se observa un descenso violento en la velocidad del proceso de combustión, la posición del punto b, al final de la inducción está dado por la temperatura de la mezcla combustible.

El transcurso de la temperatura en la mezcla durante la combustión está mostrada en la fig. 46. En el primer estudio (núcleo de la flama) se aumenta la temperatura de la mezcla de T<sub>0</sub> a la temperatura de ignición T<sub>b</sub>, este aumento comienza en una pequeña capa de la mezcla (de 1 mm) antes del frente de la flama en el segundo estadio (o sea la zona media de reducción de la flama) crece la temperatura violentamente de un valor T<sub>b</sub> a la temperatura máxima de la flama T<sub>n</sub> en el tercer estudio (zona exterior de oxidación de la flama) la temperatura disminuye.

## CUALIDADES QUIMICAS DE LA FLAMA OXIACETILENICA:

La composición química de la flama es muy heterogénea y depende de la composición de la mezcla de los gases en los cuales el aire (oxígeno) es consumido por la flama.

Durante la soldadura es de lo más importante la composición de la zona central en las inmediaciones cercanas al núcleo de la flama. La composición química de la flama puede ser establecida por numerosos (Ohod, Kunnahov, prof. Starth, Seferiau y otros) análisis químicos y espectrométricos.

El análisis químico de la composición de la flama no es tan preciso debido a que al consumirse las muestras en diferentes lugares de la flama, se puede cambiar su posición durante el enfriamiento.

El análisis químico del producto de la combustión de la flama oxiacetilenica fue medida en las zonas llanas al núcleo interno. La composición de productos no constantes de la descomposición térmica en el interior del núcleo, lo más precisa se determina por medio del análisis espectrométrico.

Según los cálculos y análisis de la composición de la flama oxiacetilénica podemos fijar estas conclusiones:

a) Para una relación del promedio oxígeno y acetileno en una mezcla  $B_o = 1.1$  hasta  $1.2$  (según el volumen) alcanza un contenido de CO y  $H_2$  en el centro de la zona de la flama un valor máximo de 60 a 66%CO y 34.40%  $H_2$ .

$$B_o = \frac{O_2}{C_2H_2}$$

b) Si se aumenta el promedio  $B_o$  las cantidades de CO y  $H_2$  en

en la parte central de la flama disminuyen y las cantidades de  $\text{CO}_2$  y  $\text{H}_2$  y las cantidades de  $\text{CO}_2$  y  $\text{H}_2\text{O}$  crecen.

c) En la flama existen mayor contenido de  $\text{H}_2$  atómico que molecular.

d) Con el crecimiento de la distancia al interior del núcleo de la flama tanto en el sentido transversal como longitudinal, las cantidades de  $\text{CO}$  y  $\text{H}_2$  disminuyen y la cantidad de  $\text{CO}_2$ ,  $\text{H}_2\text{O}$  crecen.

e) La longitud media de la zona de reducción de la flama es muy pequeña, sólo algunos milímetros para un promedio normal en los promedios de mezcla ( $\text{Bo} = 1.1$  a  $1.2$ ) disminuyendo aún más para la cantidad sobrante de oxígeno en la flama.

Antes la flama de soldar de acetileno incorrectamente se dividía en oxidante, neutra y carburante (cementante). El término de la flama neutra es infundada, debido a que el promedio de gas en la mezcla  $\text{Bo} = 1.1$  a  $1.2$  impide la oxidación intensa y en algunos casos (durante el soldado en hierro, cobre y níquel) reduce el metal en el baño líquido por la influencia de una concentración suficiente de  $\text{CO}$  y  $\text{H}_2$  en la zona media de la flama.

Porque en el caso de una solución a esta fase pueden encontrarse sólo dos fases (una líquida o sólida formada por la solución  $\text{FeO}$  y otra gaseosa) También para una solución fácil, en base a 3 fases, dos líquidas o sólidos y una gaseosa. Esta reacción reversible podía entonces tener un sólo grado de libertad, y sus condiciones de equilibrio están dadas por la ecuación.

$$K_p \text{ FeO} = P_{\text{O}_2} \quad (53)$$



De donde se desprende que el óxido de hierro puede al mismo tiempo coexistir con hierro puro a determinada temperatura y sólo para una presión parcial de oxígeno  $P_{O_2}$ .

En la fig. 49 están los resultados de la medición de la temperatura en el baño líquido efectuados por medio de termopares, de lo cual es deducible, que según la pureza del oxígeno usado, el promedio de la mezcla de gases y su velocidad de flujo en el tubo del quemador se puede cambiar el nivel de la temperatura del baño, de 1550 a 1675 °C.

La temperatura media para  $B_0 = 1$  hasta 1.1 y a condiciones normales de soldadura es más o menos de 1600 °C.

La tensión de disociación de óxido de hierro para estas temperaturas se muestra en la fig. 50 donde es delimitada la oxidación y reducción de la acción del medio gaseoso. En un medio oxidante tiene el oxígeno en comparación con el óxido de hierro una gran tensión, y por lo tanto transcurre una traslación ininterrumpida de oxígeno al hierro hasta completar las necesidades de oxigenación o hasta la total oxidación del hierro. En un medio reductor, cuando tiene el oxígeno menos tensión que los óxidos, será al revés, o sea ininterrumpidamente transcurre la reducción del óxido hasta una total eliminación (para un sistema de 3 fases). En una flama de soldar, donde transcurre la reacción de la mezcla de oxígeno con otros gases, los cuales no tienen efecto sobre ella, la dirección de la reacción es dada por la presión parcial del oxígeno.

Según el diagrama de equilibrio  $H_2$  y  $CO$  con el hierro y sus aleaciones figs. 47 y 48 serán neutras, sólo con esa composición de mezcla de gases en la cual se encuentran las líneas de equili-

brio, será entonces evidente la poca probabilidad de una flama neutra.

El límite inferior  $B_o$  está dado por la cantidad de oxígeno, el cual es necesario para la oxidación de su carbono en  $CO$  y es según la reacción (49) igual a 1 (según el volumen), para pequeñas cantidades de oxígeno en la mezcla tendrá la flama residuos de carbono libre, reaccionando con el oxígeno del aire, con lo cual se formará en la flama, una zona de forma cónica, donde es posible llegar hacia una carburación del metal durante la soldadura.

El límite superior admisible del contenido de oxígeno en una flama normal es paralelo al establecerlo de condiciones heterogéneas de equilibrio de  $CO$  y  $H_2$  del óxido de hierro  $FeO$  según el diagrama de la fig. 47 y 48, el valor  $B_o = 1.3$  para mayor contenido de oxígeno en la flama se manifiesta en el baño fundido una pequeña capa de oxígeno, lo que caracteriza la transición de la flama normal a la flama oxidante.

El límite superior del contenido de oxígeno con una flama normal depende de diferentes condiciones, ante todo del tipo del metal soldado, de la temperatura del baño fundido, de la composición de los gases de combustión etc. , para la solución de esta tarea; para la soldadura de aceros bajos al carbono, es necesario apreciar las condiciones de origen y extinción del óxido de hierro, según la reacción.

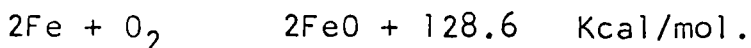


fig. (49) relación de la temperatura y la pureza del oxígeno E (a). El promedio en la mezcla de gases  $B_o = \frac{O_2}{C_2 H_2}$  (b) y la velocidad media del flujo de la mezcla de los tubos del quemador w (c).

La combustión de un hidrocarburo en la flama de soldar transcurre en una reacción reversible (13), la cual según la regla de las fases tiene 3 grados de libertad (concentración, temperatura y presión). El promedio de la concentración de compuestos unitarios en un sistema se establece según la ecuación de equilibrio.

$$K_{P_{H_2O}} = \frac{P_{H_2O}^2 P_{CO_2}}{P_{H_2O}^2} ; K_{P_{CO}} = \frac{P_{CO}}{P_{CO_2}} ; K_{P_{CO_2}} = \frac{P_{CO_2}}{P_{CO_2}}$$

### FLAMAZO REVERSIBLE:

Para que la flama se pueda usar con seguridad en el calentamiento y fusión de los metales, debe arder con estabilidad la mezcla de la flama de gases con oxígeno. Dicha estabilidad depende de las condiciones de combustión de la mezcla durante su flujo por el orificio del inyector y está dada ante todo por la relación entre la velocidad del flujo y la velocidad de combustión.

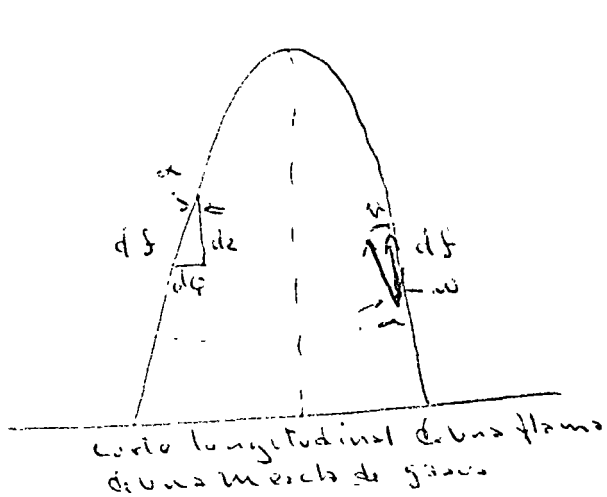
En la fig (51) se muestra el esquema \*PROPIO de un corte de la flama de la mezcla de gas con oxígeno. Sobre una superficie elemental  $f$  de esta flama, fluye ininterrumpidamente a la velocidad constante  $W$  una mezcla de material combustible a través del inyector con un radio  $r$ . En igual tiempo la superficie ( $df$ ), en la cual se realiza la ignición de la mezcla, se esfuerza en trasladarse a la velocidad  $u$  a través de la normal hacia la superficie de combustión.

La velocidad normal de combustión se conoce como la velocidad de transferencia elemental de via \*SECCION de superficie frontal a la flama y vertical a la superficie en un punto dado. Para que la flama de combustión sea estable es necesario que,

$$u = W \sin \alpha$$

donde  $\alpha$ , es el ángulo entre la dirección de la corriente de gas y tangente con la superficie de la flama en un punto dado.

Si expresamos la \*SUPERFICIE elemental ( $df$ ) por \*AYUDA de partes elementales de las coordenadas  $dp$  y  $d_z$  (fig 51) tendremos.



$$d^2 z + d^2 \phi = \frac{d^2 \phi}{2u^2 z}$$

$$dz = \pm \sqrt{\frac{1}{2u^2 z} - 1} dp$$

Substituyendo el valor de  $2u^2 z$

$$dz = \pm \sqrt{\left(\frac{w}{u}\right)^2 - 1} dp$$

La expresión (56) muestra, que la longitud ( ) núcleo de la flama entre más grande sea, más grande será el promedio ( ). Para determinar el último valor de este promedio se llega hasta el desprendimiento de la flama del inyector del quemador. Disminuyendo el promedio , la longitud del núcleo será disminuida y para una relación = 1 esta será igual a cero. En este caso la superficie frontal de la flama cambia el plano y la flama brinca o estalla en el interior del inyector del quemador. Este instante es el inicio del flamazo reversible.

El FLAMAZO REVERSIBLE.- es posible expresarlo por la relación del promedio entre la velocidad del flujo de la mezcla y la velocidad normal de combustión , entre menor sea , mayor será , cuan más pequeña sea la longitud del núcleo ( ), es cuando más probablemente sea posible el flamazo reversible.

La velocidad del flujo de la mezcla se disminuye con el aumento del radio - r del inyector y se disminuirán también la presión y la mezcla necesarias. La velocidad normal de combustión crece con el aumento del contenido de oxígeno en la mezcla hasta determinado límite que corresponderá a la velocidad máxima de combustión y seguirá en aumento en la temperatura de la mezcla, la posibilidad de que el origine del flamazo Reversible depende principalmente por lo tanto de estas condiciones.

En la fig (52) está gráficamente representada la relación entre la velocidad del flujo medio de la mezcla (Durante la cual se origina el Flamazo Reversible) y la temperatura de la mezcla en el inyector. Se se aumenta la temperatura de la mezcla por encima de 250°C, aumenta vio-

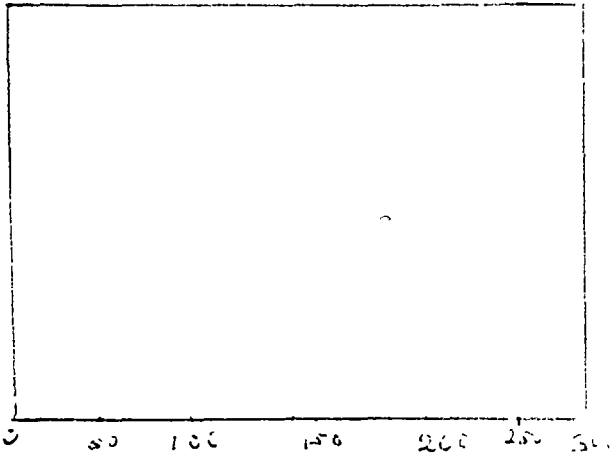


Fig (52) Relación media de la velocidad del flujo de la mezcla de oxiacetileno del inyector, durante la cual se origina el Flamazo Reversible a la temperatura de composición de la mezcla en el inyector.

lentamente la velocidad de combustión y el Flamazo Reversible puede empezar y para mayor velocidad del flujo medio de la mezcla del inyector si aumentamos el contenido de oxígeno en la mezcla, se aumentará también el límite inferior de la velocidad media del flujo durante la cual puede originar un Flamazo Reversible.

CARACTERISTICAS TERMICAS DE LA FLAMA:

TEMPERATURA.-

Una de las más importantes condiciones que determinan las cualidades de la flama, es la temperatura. Entre mayor es la temperatura de la flama, cuanto más efectivo transcurra el calentamiento y la fusión del metal.

La composición heterogenea de la flama a través de su eje y en su corte transversal, origina una diferencia de temperaturas en diferentes zonas o la mayoría de gases de hidrocarburos forman durante su ignición en oxígeno su núcleo interno en la flama.

Y la más alta temperatura está en las cercanías inmediatas, en zona media de la flama. Debido a que la zona media de la flama tiene así mismo también un carácter reductor, (o continúe ) deberá soldar.

Las boquillas para soldar son en la práctica colocadas en tal forma que el núcleo de la flama este alejado de la superficie del metal de 2 a 3 mm.

La relación promedio de sustancias combustibles y oxígeno tiene considerable influencia en la temp. de la flama.

Si se aumenta el promedio del límite cuando , la temp. de la flama crece. La indicación de la observación de diferentes cantidades Bo, a las cuales la temperatura de la flama de oxiacetileno es máxima, es muy contradicto -

rio. La magnitud  $B_0$  es según estas indicaciones en los límites 1.2 y la temperatura máxima de 3100 hasta 3160°C.

Distancia del eje de la flama al inyector en mm.

Distancia del núcleo de la flama (mm)

fig (53) Transcurso de la temperatura a través del eje a) oxidación b) normal c) carburante de una flama oxiacetilénica.

fig (54) Transcurso de la temperatura de una flama normal de oxiacetileno en relación a la distancia del núcleo en la dirección de su eje.

Transcurso de la temperatura en corte mm transversal.

fig (55) Transcurso de temperatura de la flama en relación de la distancia del eje transversal a la dirección.

a.- en la distancia 15 mm del inyector

b.- " " 20 " " "

El transcurso de la temperatura a través de un eje normal, oxidante y reductor de una flama de oxiacetileno es mostrado en la fig (53). La flama oxidante tiene la más alta temperatura máxima y la reductora la más baja.

Si se aumenta el contenido de acetileno en la mezcla, la zona de la flama con la temperatura máxima constante se aleja más del inyector del quemador. Esto puede explicar la disminución de la velocidad de combustión y con ella estará unida la dispersión o difusión del calor.

La temperatura de la flama es posible determinarla, bien por calculos termodinámicos o por medición directa, principalmente por medio del \*ESPECTRO, el cual da más precisas expresiones.

En la fig (54) está expresada gráficamente la relación de la temperatura de

la flama oxiacetilénica (para  $Bo = 1.1$  hasta  $1.2$  y  $= 500$  1/hrs, experimentando con el método del espectrometro N. N ) con la distancia del núcleo en la dirección de su eje.

La temperatura de la flama se cambia en el corte transversal (fig 55), y asimismo, como se dijo antes, esto depende considerablemente de la relación del promedio de los gases en la mezcla, como nos muestra la fig (56).

fig (56) Dependencia entre la temperatura de la flama oxiacetilénica, en relación al promedio  $Bo$  entre oxígeno y acetileno en la mezcla.

Las curvas 1 y 4 fueron medidas y

Las curvas 2 y 3 fueron colocadas analíticamente.

#### TRANSFERENCIA DE CALOR FLAMA - METAL:

El calentamiento de los metales por la flama es dado por una transferencia térmica forzada de una corriente de irradiación entre el gas en combustión y la superficie por trabajar. Como la parte transferida de calor irradiada actual \*SO LAMENTE ES DE 5 - 10%, es posible transferirlo en el primer acercamiento considerando que la transferencia térmica es en una dirección. Su intensidad depende principalmente en la diferencia de temperaturas de la flama y, de la superficie metálica por calcular y de la velocidad de la corriente del gas, en relación a la superficie metálica. Entre más grande es el gradiente térmico, mayor será la velocidad del gas y más intensa será la transferencia térmica de la corriente. Si se calienta metales con una flama de oxiacetileno, es la intensidad de la transferencia en la soldadura con flama, uno de los gases más altos, resultado de su mayor temperatura, la cual se acerca a  $3100 - 3150^{\circ}C$  en la zona media, para una considerable velocidad de la combustión del gas.

Comúnmente la corriente térmica de la flama es expresada por  $q_2$  en  $Cal/cm^2 \cdot s$  - que en la calidad de calor cedida por la flama en la unidad del tiempo y en la unidad de superficie de calentamiento, expresado esto por la conocida regla de Newton.

Donde  $\alpha$  es el factor de transferencia de calor entre la flama y el metal, el cual será igual a la suma de factores afectados en la dirección de la transferencia de calor ( $\alpha_{\text{convección}}$ ) y la transferencia del calor de irradiación ( $\alpha_{\text{irradiación}}$ ) en  $\text{ca}^1/\text{cm}^2 \cdot \text{C}$  es la temperatura de la corriente del gas de la flama en ( $^{\circ}\text{C}$ )  
T.- Temperatura de la superficie del metal bañado por la corriente del gas de la flama en ( $^{\circ}\text{C}$ ).

El factor de transferencia de calor depende de la temperatura de la flama y de la superficie calentada y entonces es cambiado durante el calentamiento.

Numerosos métodos para la determinación de factores de la transferencia de calor durante el calentamiento del metal por una flama, hasta ahora no existían, son sin embargo conocidos sus valores unitarios obtenidos de la observación de pruebas realizadas con cálculos teóricos de N. N. Rykaliva.

#### EXTENSION DE LA MEDIDA DE LA CORRIENTE TERMICA DE LA FLAMA:

Durante el contacto con la superficie del cuerpo, la corriente de gas de la flama se deforma calentando una parte determinada, la cual se conoce como Nandia de Calentamiento. Los límites y dimensiones de esta nandia dependen de la forma de la superficie del cuerpo y de la forma y dimensiones de la flama y de su ángulo con respecto a la superficie.

#### FLAMA DE UN QUEMADOR SIMPLE:

Durante el calentamiento de una superficie secundaria por un quemador unitario (con su eje perpendicular en relación a la superficie por calentarse) se encuentra una mancha caliente casi circular y su centro con el eje de la flama (fig - 57).

Una leve transferencia de calor está sobre la mancha calentada distribuida muy uniformemente, pero simétrica en relación al eje de la flama.

En la parte central de la mancha está el calor específico máximo y en su borde es igual a cero. Disminuyendo la corriente del calor específico en dirección hacia el centro de la mancha, en los bordes dependerá al mismo tiempo de la disminución de la temperatura y de la velocidad de la corriente del gas.

La distribución del calor específico de la corriente de la flama sobre la mancha de calentamiento es posible aproximadamente determinada según la distribución de la temperatura sobre superficies metálicas muy delgadas calentadas mediante por flama o por rápido movimiento, o por corta acción de ésta.

Esta medición demostró, que en las zonas calentadas por la parte media de la



flama, esta la temperatura más alta y prácticamente es igual en todo el espesor de la muestra .

Con la separación del eje de calentamiento la temperatura de la muestra disminuye y su diferencia entre la superficie de arriba y de abajo crecería (fig 58).

La temperatura de la muestra está en dirección perpendicular con respecto al eje de la de calentamiento y distribuida según la ley "del acercamiento normal de la ley de números \*CETNOSTI. que corresponde a la probabilidad de la curva.

Debido a que la corriente de calor específico es casi proporcional, instantáneamente a la temperatura de la mancha de calentamiento, es posible que la flama de un quemador unitario con su eje perpendicular a la superficie del material problema se considere como una fuente de temperatura circular, la cual tiene una corriente de calor específico distribuido normalmente con relación a la superficie circular (fig 57).

Donde  $( )$  es la corriente de calor específico de la flama en el punto A - de la mancha calentada int

es la corriente de calor específico más grande en el eje de la flama, en el punto en

es la base de los log. naturales.

K factor característico de la forma de la curva de distribución normal en

La más grande corriente de calor específico es proporcional a la total fuerza térmica  $( )$  de la fuente normal circular.

(una fuerza efectiva de la flama)

Las características de concentración de la corriente de calor específico en quemadores unitarios, cuadradas con los números del 1 al 7 son según N. N. - Pykalina y N. Ch. Sorsorova establecidas en la tabla (9) y son válidas pero estas condiciones; recíproca relación de gases en la mezcla ( $Bo = 10$ ) - ángulo de tendencia de la flama  $( )$  distancia (h) de un inyector en relación a la superficie del metal es igual  $( . )$  de la longitud (L) del núcleo de la

flama, el tamaño de la muestra de acero y su espesor será de la 6 mm, la velocidad de movimiento de la flama será de ( ).

Con el aumento del tamaño del quemador unitario o simple, la más grande corriente de calor específico ( ) crecía (tabla 9) pero no proporcionalmente en relación al flujo de las cantidades de gas.

Sin embargo el Factor K disminuye y las dimensiones de la mancha de calentamiento aumentan (fig 59).

El carácter de la distribución de la corriente de calor de la flama, (pero la flama de un quemador unitario con relación a la mancha de calentamiento sobre la superficie de un cuerpo) dependería de las condiciones de calentamiento, entre las cuales podemos enunciar las sigs: el ángulo de salida con relación al eje de la flama, la velocidad media del gasto de la mezcla combustible del inyector del quemador y la distancia del inyector con relación al metal sometido a calentamiento.

La mancha del calentamiento en la superficie del cuerpo, durante un inclinamiento de la flama se distingue por su forma circular y la corriente de calor específico de esta flama se distingue por su forma circular y la corriente de calor específico de esta flama es en ella distribuida en una forma no asimétrica con relación al punto o en cualquier dirección además de su eje fig(60).

Si se disminuye el ángulo ( $\theta$ ) a que tiende la flama, crecería esta exteriormente frente a su núcleo y el ángulo de fusión de la corriente del gas a través de la superficie del cuerpo disminuirá. Con ello la mancha de calentamiento se alarga y se traslada frente a su "anchura" y se empequeñece algo.

Si se mide la temperatura en una probeta delgada, (la cual tuvo un calentamiento corto) y con la flama en estado estático se demostrará cuando se disminuye, la tendencia de la corriente de calor específico (en el eje OX por abajo del núcleo de la flama y frente de ella) crecerá y tras ella disminuirá fig(6).

Además de esto la corriente término se concentra en el eje OX (fig. 60-61).

La corriente de calor específico por abajo del núcleo de la flama y frente a la disminución del ángulo aumentará la longitud de la flama exterior, debido a que crecerá la velocidad de la corriente de gas en la superficie calculada.

Si se disminuye la distancia (h) entre el inyector del quemador y la superficie metálica, la corriente de calor específico en la zona central de la mancha de calentamiento crecería y en sus alrededores disminuirá y sin embargo se concentrará más en el eje de la flama. Por otra parte las disminuciones de la mancha

disminuyen, debido a que la corriente de gas en la superficie calentada contrasta con las cercanías del centro.

Para una distancia ( $h$ ) menor que la longitud ( $L$ ) del núcleo de la flama, este se deforma sobre la superficie del metal. Sin embargo la zona de calentamiento de la mezcla de gases combustibles y parte la más caliente, la zona central de la flama junto con el máximo de la corriente específica no están en el centro de la mancha sino en sus alrededores.

La velocidad de la corriente de gases de la flama, así como su corriente térmica específica en la zona central de la mancha crecerían, si se aumenta la velocidad media del flujo ( $W$ ) de la mezcla combustible (fig 61).

fig(6).- distribución de la temperatura en una lámina delgada, calentada en su extremo en un corto intervalo por una flama estática de un quemador común para diferentes inclinaciones de ángulo.

#### FLAMA EN QUEMADORES COMPLEJOS:

Los quemadores complejos permiten cambiar la forma y dimensiones de la flama - al distribuir la corriente térmica en partes localizadas en la superficie del metal. Por eso tienen mayor cantidad de inyectores en línea (quemadores de varias flamas) o tiene un inyector de la forma de rendija con perfil complejo - (mecheros de rendija), el contorno de la superficie de trabajo de un quemador complejo se escoge según la forma de la superficie a calentarse y según el fin del calentamiento, los quemadores de rendija forman una flama que se forma dependiendo de las perforaciones de salidas. Los quemadores de muchas flamas - tienen una línea de inyectores unitarios y sus flamas mediante un acercamiento suficiente se unen a determinada distancia de la superficie del quemador, - formándose la flama externa. Ampliándose los quemadores en varias flamas.

En la fig (62) es el instante de la distribución de las temperaturas a través del radio de la mancha del calentamiento en o sobre la superficie del cuerpo para una acción corta del quemador circular de varias flamas para cortar con oxígeno. fig (63)

La más alta temperatura del metal en la corriente más grande de calor específico de la flama no se encuentra en el centro de la mancha de calentamiento, pero a determinada distancia la cual coincide con el radio de la circunferencia; - la que se encuentra colocados en las salidas del quemador, (para igual cantidad

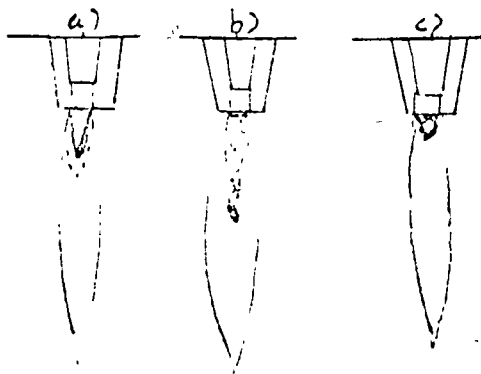


Fig 44.- Esquema de la forma de una flama para soldar con oxiacetileno.

- a) - Flama normal
- b) - Flama oxidante
- c) - Flama carburante

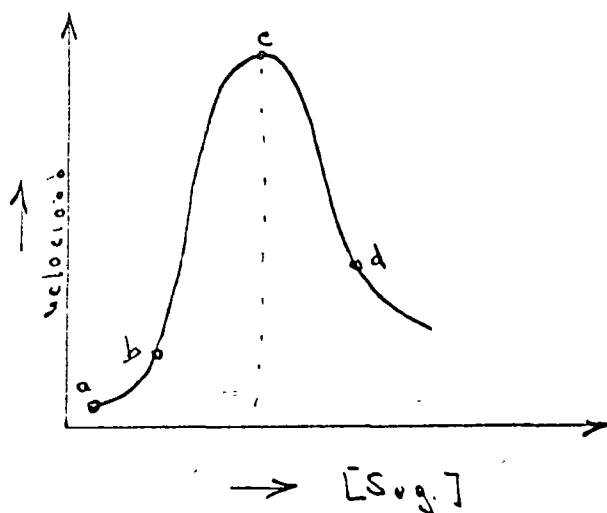


Fig. 45.- Relación de la velocidad de combustión-tiempo

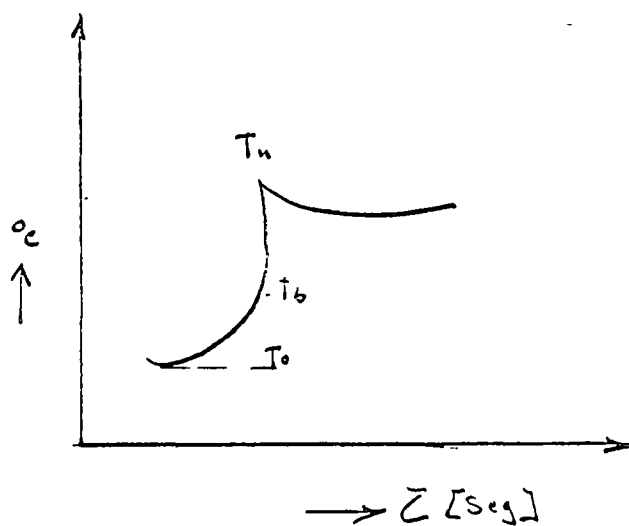


Fig 46.- Transcurso de la temperatura durante la combustión de la mezcla.

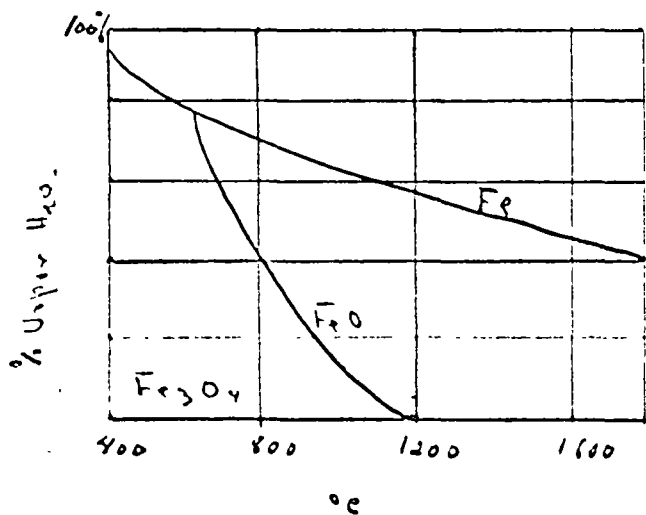


Fig 47.- Diagrama de equilibrio del hidrógeno con el hierro y sus óxidos.

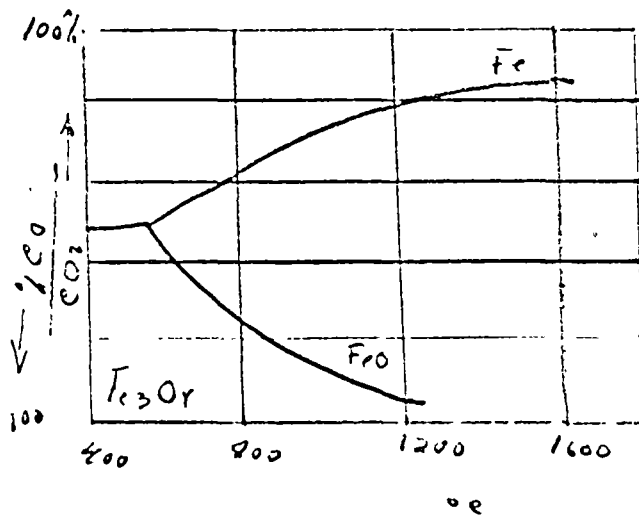
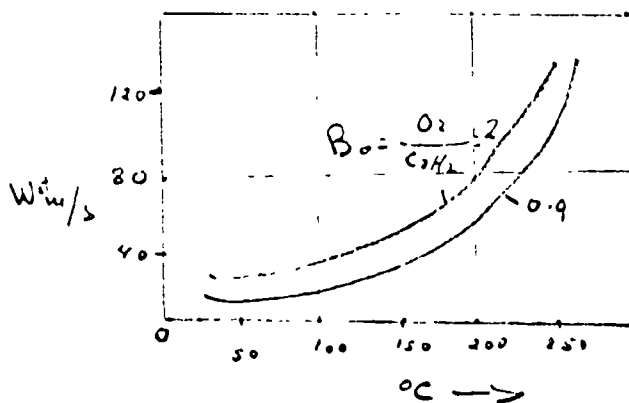
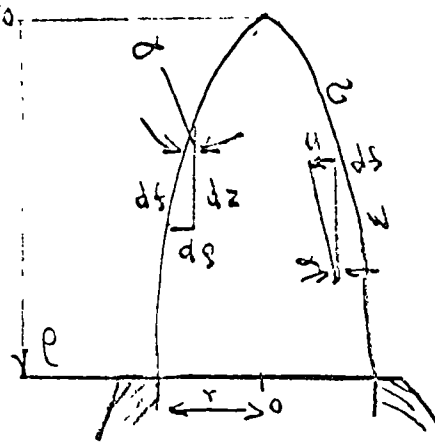
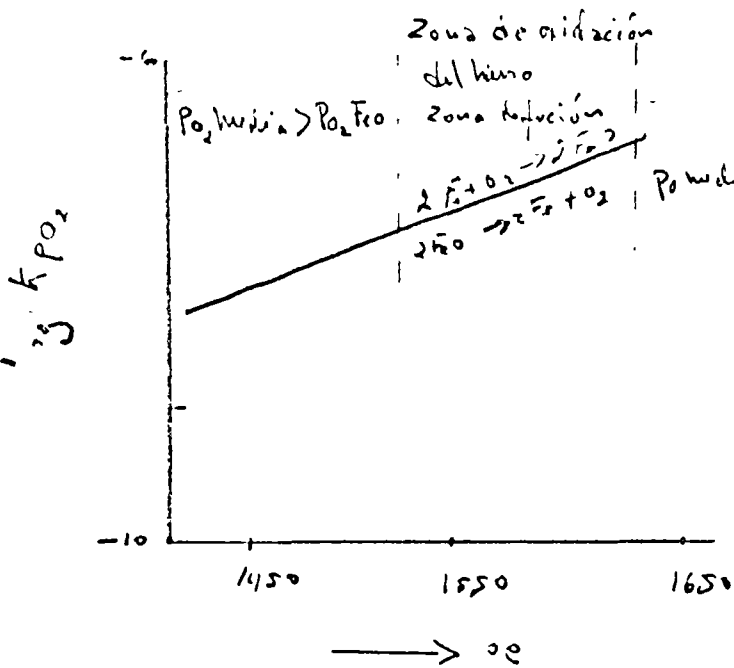
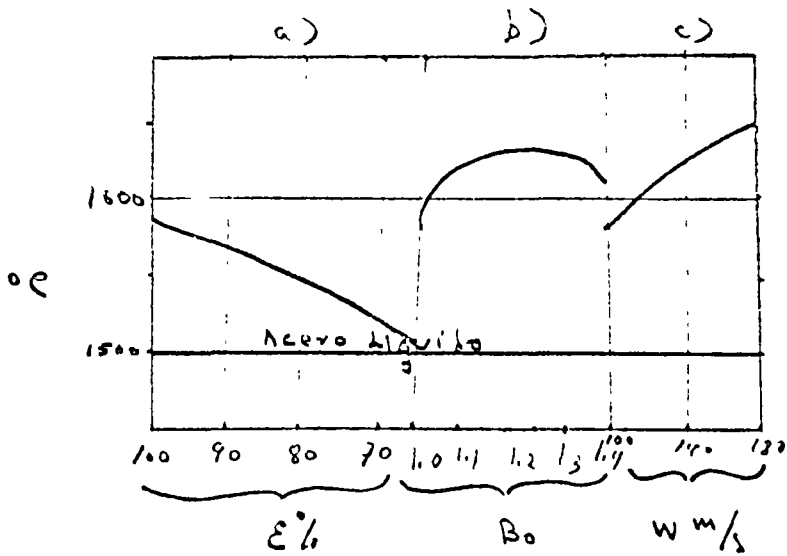


Fig 48.- Diagrama de equilibrio del CO y del CO<sub>2</sub> con el hierro y sus óxidos.



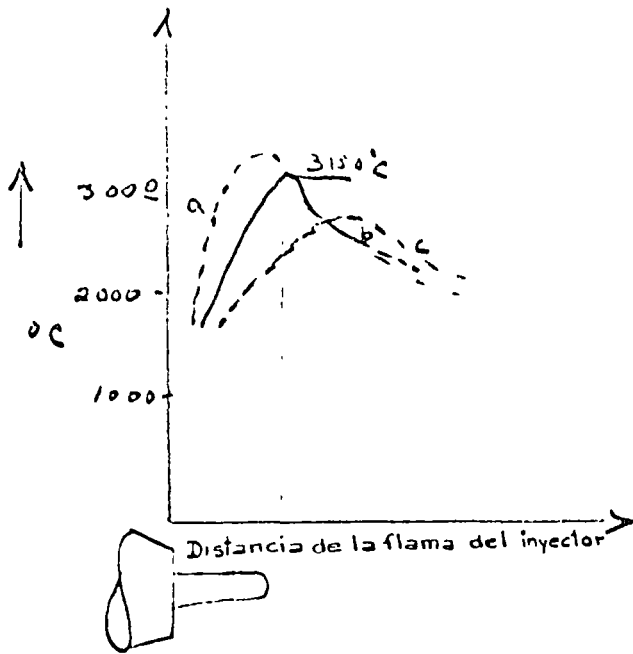


Fig 53.-Transcurso de la temperatura a través del eje de la flama oxiacetilena.  
a)-Oxidante b)-Normal c)-Carburante

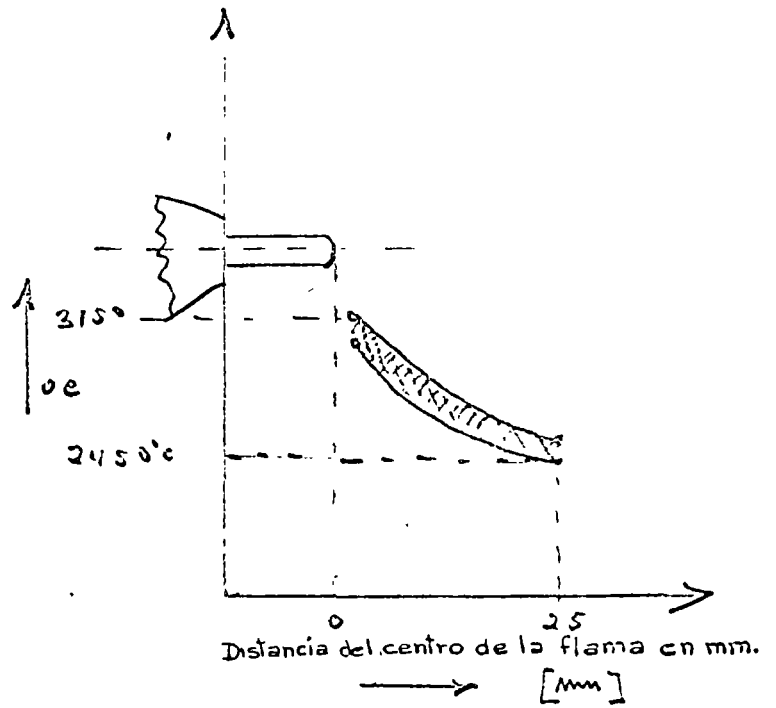


Fig 54.-Transcurso de la temperatura de una flama normal oxiacetilena a la distancia de su centro en dirección de su eje.

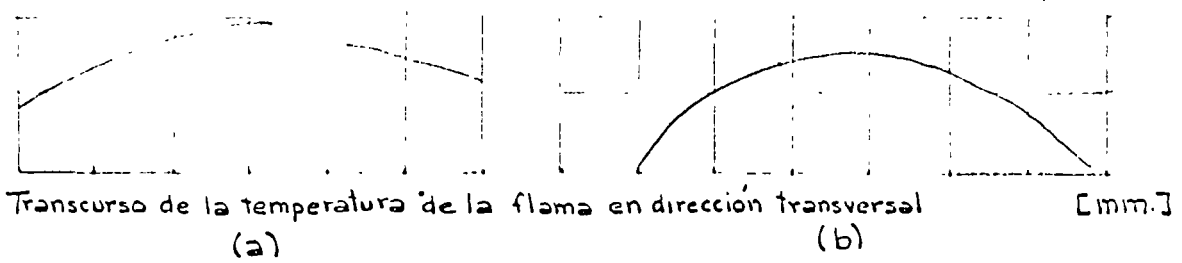


Fig. 55.- Transcurso de la temperatura de la flama en relación a la distancia del eje en dirección transversal.  
(a).-A la distancia de 15 mm del inyector  
(b)-A la distancia de 20 mm del inyector.

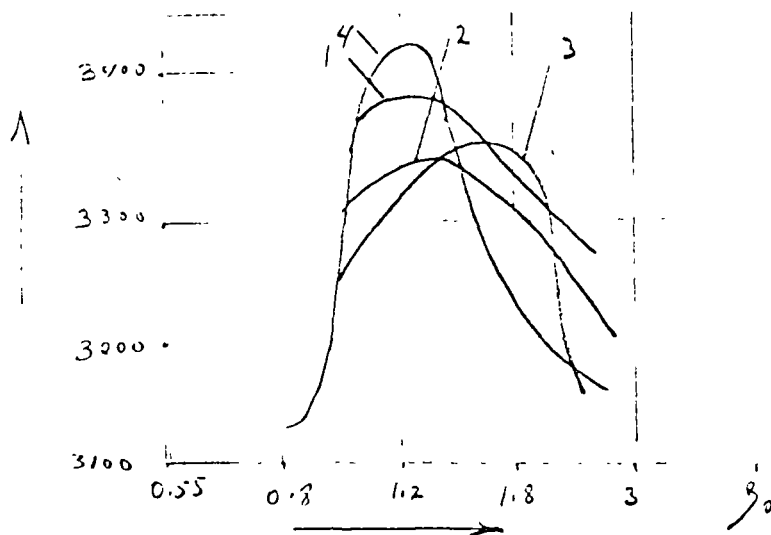


Fig 56.-Relación de la temperatura de la flama oxiacetilena en relación al promedio  $\beta_0$  entre el oxígeno y la mezcla de acetileno (Curvas 1 y 4 fueron medidas, curvas 2 y 3 fueron calculadas analíticamente.)

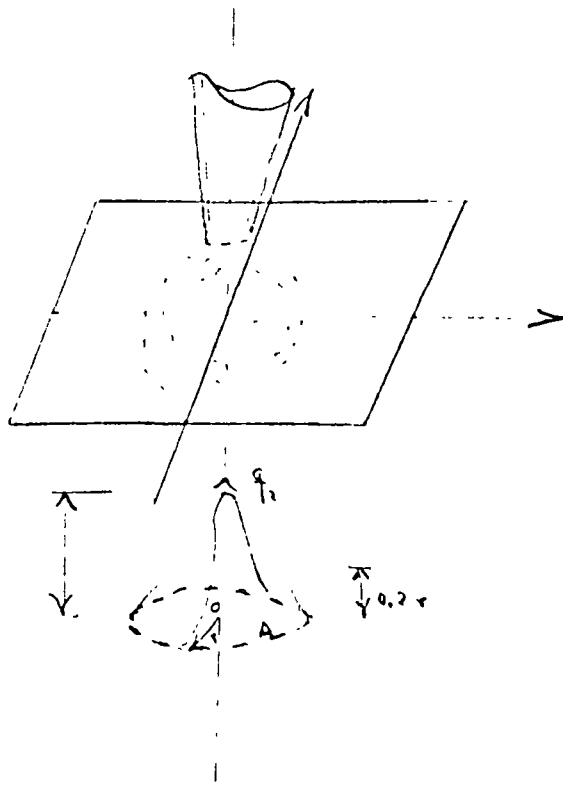


Fig. 57.- Distribución del calor específico de una flama normal de un quemador cuyo radio es  $r$  y su proyección del metal caliente para un ángulo de  $90^\circ$

### 3°.- Diagramas usados en <sup>la</sup> transformación

Los diagramas usados en la operación de soldar son de dos tipos, siendo estudiados en la parte que se refiere a los tratamientos térmicos, estos tipos de diagramas son:

a - Diagramas C.C.T.

b - Diagramas T.T.T.

El diagrama (a) es el diagrama de la transformación austenítica anisotérmicamente, lo que significa que la transformación será una función del tiempo y no de la temperatura.

El diagrama (b) es el diagrama de la transformación de la austenita isotérmicamente, lo que significa que la transformación será la función de la temperatura.

### 4°.- Estructura metalográfica de la soldadura

a) Estructura del metal soldado. Las estructuras en el metal soldado van a estar dadas en función de diferentes factores que serán los siguientes:

1 - Composición química del metal soldado.

2 - Tipo de enfriamiento (controlado, no controlado)

Si se analiza el factor composición química, nos podemos dar una idea de que a medida que se aumenta la composición química tendremos elementos que nos harán más y más complejos los aceros, por lo mismo pueden - surgir en algunas ocasiones diferentes estructuras, como serán:

Ferrita (estructura Widmanstätten)

Perlita (laminar y globular)

Bainita



Martensita

Austenita (caso de aceros austeníticos)

Naturalmente que algunas de estas estructuras en algunas ocasiones son extremadamente peligrosas provocando fallas o grietas en el metal soldado, entre estos tenemos como ejemplo de estructura indeseable:

Estructura Widmanstätten

Estructura martensítica

Por tal razón es de necesidad en la mayoría de estas ocasiones dar cierta prevención al soldar con el objeto de tratar de eliminar en lo posible estas estructuras indeseables, y la forma de eliminar esto es por medio de un enfriamiento adecuado o bien por medio de un tratamiento térmico nos provocará nuevamente una estructura adecuada con las características mecánicas deseadas.

b) Cambios de fase en el metal base

Si partimos de un eje central de la parte media de la soldadura nos encontramos que a medida que recorremos la soldadura en cualquiera de los dos extremos existirán las siguientes zonas.

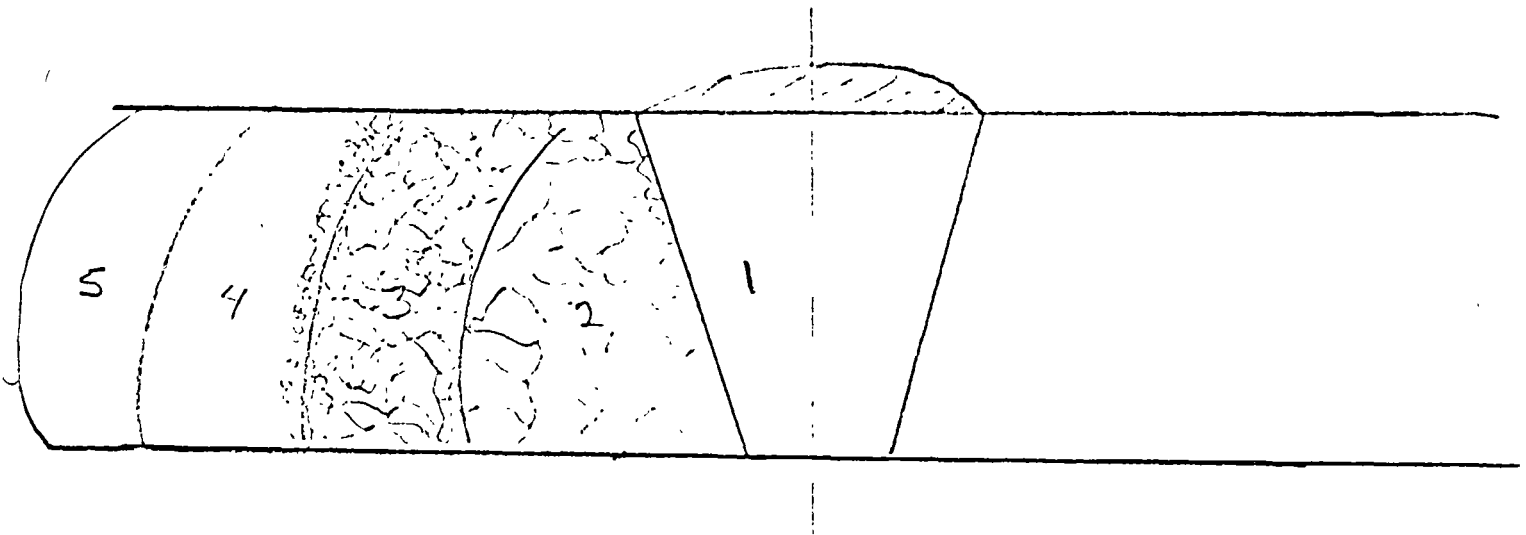
- 1 - Zona de fusión
- 2 - Zona de recalentamiento (u Homogenización)
- 3 - Zona de normalizado ligeramente por encima de  $AC_3$
- 4 - Zona de transformación entre  $AC_3$  -  $AC_1$
- 5 - Zona de metal base sin cambios de fase.

La zona de fusión (1) corresponde exactamente al centro de las dos partes de metal base o sea la mayor temperatura, donde tuviera lugar un número de reacciones químicas de oxidación, reducción, etc.

A partir de la segunda zona tendremos que, el tamaño de grano por in-

fluencia de la alta temperatura creció en una forma considerable a la vez que esta zona prácticamente fue <sup>cu</sup>la ~~lí~~mitó con la fase líquida de fusión - Por otra parte a partir de la tercera zona tendramos en ~~en~~ esta se originaron las condiciones de normalización debido a que la influencia de la temperatura ~~es~~ fue menos, pero lo suficientemente grande como para sobre pasar la línea de transformación  $AC_3$ .

En ~~tercer~~ lugar tenemos la zona de metal base , la cual prácticamente sin alteraciones fueron en precipitación de austenita pero sin ser totalmente completa la transformación, esto es, que la zona de influencia estará localizada entre los límites de transformación  $AC_3 - AC_1$  lo que da condi ciones mecánico metalúrgicas no aceptables. Por último, tenemos que el metal base original no tuvo ninguna alteración debido a que la influencia térmica fue en esta zona muy leve, si acaso esta influencia térmica puede provocar un relevado de esfuerzos lo cual puede considerarse be-- nigno para el material.



c) Influencia del tamaño de grano

Como se ha podido contemplar en el desarrollo existen una serie de zonas que tienen características diferentes desde el punto de vista mecánico - por tal motivo estas características negativas con un reflejo del tamaño de grano diferente en cada una de ellas de donde se puede partir para concluir diciendo que entre mayor es el tamaño del grano cuanto menor será según la resistencia esto puede ser comprobado de la fórmula de "Pech"

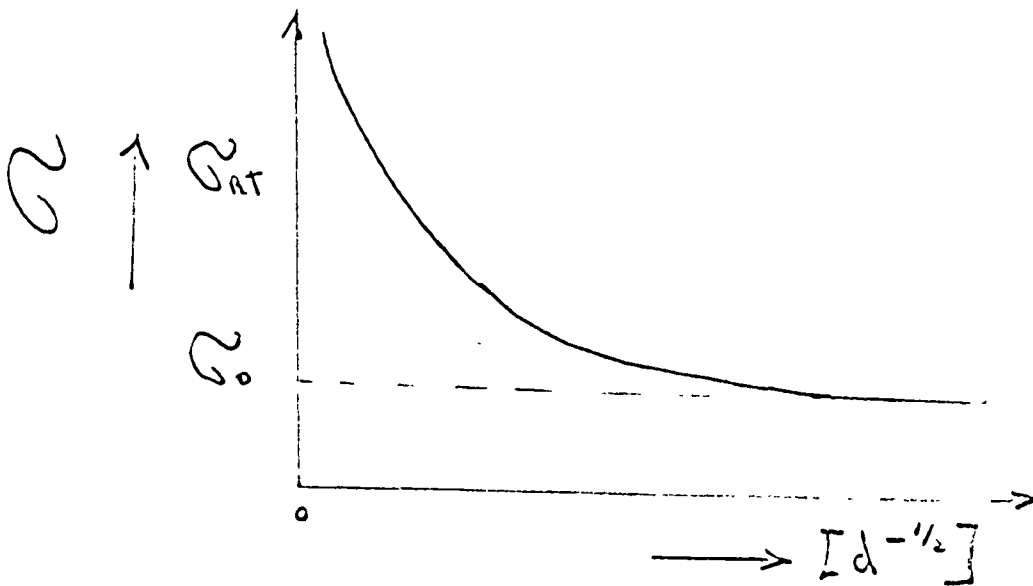
$$\sigma_{RT} = \sigma_0 + K d^{-1/2}$$

donde  $\sigma_0$  es la tensión cuando la deformación es cero

$K$  - es la constante de proporcionalidad dada en función de la energía superficial y límite del grano

$d$  - es el tamaño del grano

$\sigma_{RT}$  Resistencia a la tensión



d) Diferencias metalográficas según el método de soldadura empleado.

## 5º.- Electrodos para soldar

El procedimiento de unión por soldadura por arco eléctrico está caracterizado por la creación y el mantenimiento de un arco entre una varilla metálica denominada "electrodo" y la pieza que se va a soldar. El electrodo desempeña a la vez los papeles de conductor de la energía eléctrica necesaria para la fusión y de metal de aporte.

### a - Clasificación de los electrodos

1.- Electrodos desnudos. Están formados por una varilla desnuda metálica y círculos cuya composición química es bien definida, presentan gran cantidad de inconvenientes tanto desde el punto de vista del funcionamiento del arco como de las cantidades del metal depositado (absorción de gran cantidad de gas).

1.- Electrodos revestidos - un electrodo revestido está constituido por un alma metálica, generalmente de forma cilíndrica y un recubrimiento de composición química muy variada, de acuerdo a las características que se le exigen.

La composición química es muy variada; se trata de materias orgánicas y minerales, cada cuerpo desempeña una función determinada, bien durante la fusión o durante la solidificación, se tienen entre ellos estabilizadores de arco, constituyentes de las escorias, depuradores aportadores útiles al metal fundido, etc.

Cumpliendo en concreto,

Una fusión eléctrica

una fusión en cuanto escoria

una fusión metalúrgica

de a conductividad térmica

el potencial de ionización de los metales

el poder termoionico

de La viscosidad de la escoria líquida

el espesor del revestimiento

de formador de los revestimientos para preveer el contacto atmosférico

### 3.—INFLUENCIA DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS

Mediante la dureza se pueden caracterizar los tres estados de recocido, temple e hipertemple.

El nitruro de hierro tiene una dureza próxima a la de la cementita (de 700 a 800 Brinell); por ello la *braunita* tiene aproximadamente la misma dureza que la perlita de los aceros al carbono ordinarios. En estado

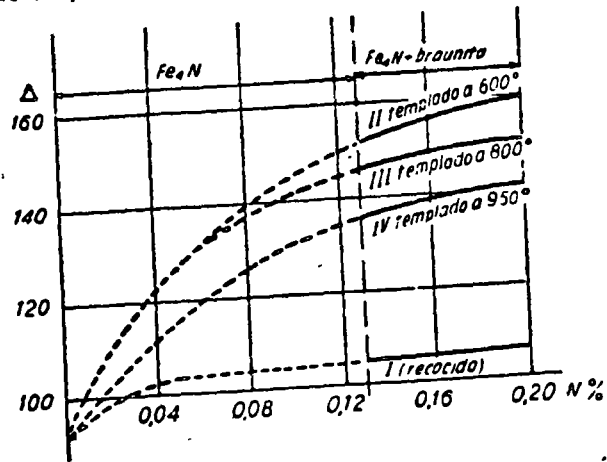


Fig. V-25.—Efecto de diversos tratamientos térmicos sobre las características mecánicas (dureza) del acero suave nitrurado en la fusión por arco (Según SÉFÉRIAN.)

recocido, la dureza del acero nitrurado es función de su contenido de nitrógeno; aumenta desde 85 Brinell (hierro Armco) a 105 Brinell en el hierro Armco que contiene 0,16 % de aquel elemento.

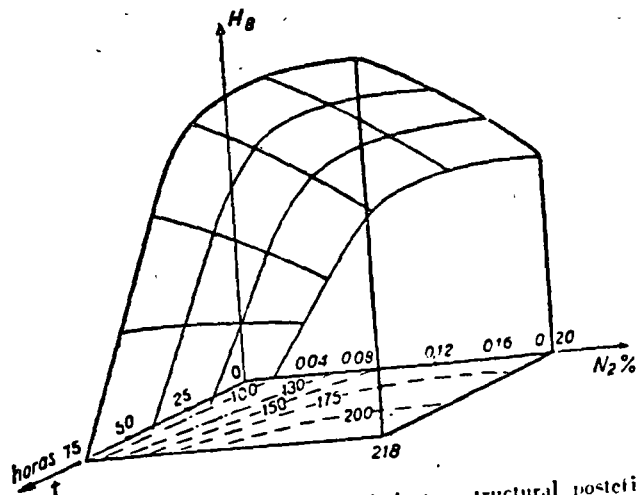


Fig. V.—Variación de la dureza por endurecimiento estructural posterior al temple (partir de 610 °C en nitro ferrita).

Los ensayos de microdureza realizados inmediatamente después del temple de muestras desde diversas temperaturas, hacen ver la influencia de la concentración de nitrógeno y de la temperatura de temple en las propiedades mecánicas, representadas aquí por la dureza. Las curvas del diagrama V-25 traducen gráficamente estos resultados y permiten deducir que la *protenita* es más dura que la *nitroaustenita* (basta comparar las curvas III y IV); es fácil concluir que la dureza ha de aumentar en el dominio de dos fases con el contenido de la fase  $\alpha$ .

### 4.—INFLUENCIA DEL NITROGENO EN EL ENDURECIMIENTO ESTRUCTURAL [5-8]

Hemos apreciado el endurecimiento estructural por la microdureza medida en una serie de ensayos efectuados inmediatamente después del temple y a intervalos de tiempo regulares. Hemos representado nuestros resultados [5] por medio de superficies  $H=f(N_2\%, t)$  correspondientes a las diversas temperaturas de temple (fig. V-26).

El fenómeno de envejecimiento se explica por la precipitación de constituyentes muy finos formados por el elemento de adición (fig. V-27).

Se ha seguido también la influencia del envejecimiento en las resiliencia de muestras con contenido de nitrógeno variable templadas a 610 °C. La fragilidad crece rápidamente con el contenido de nitrógeno y con el envejecimiento. Este fenómeno es una de las causas de "enfragilización" de las soldaduras, e incluso de los aceros que contienen nitrógeno, el cual favorece en el temple la disolución del nitruro de hierro.

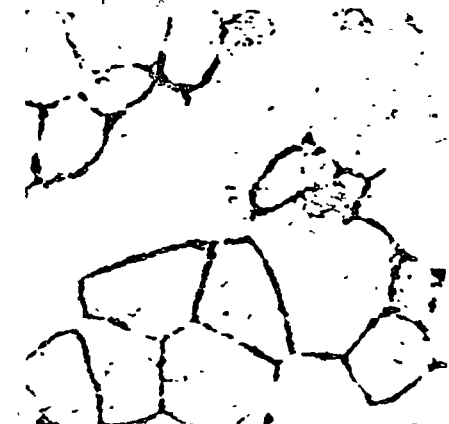


Fig. V-27.—1.500 x; N<sub>2</sub> = 0,18 %.—Temple a 800 °C. Finos precipitados de nitruros en los bordes de grano. Fondo de "nitro ferrita".

### III.—ABSORCIÓN DE HIDRÓGENO POR LAS SOLDADURAS

Durante el soldeo los aceros absorben hidrógeno, lo mismo que absorben oxígeno y nitrógeno. Prácticamente las soldaduras oxiacetilénicas contienen muy poco hidrógeno (de 2 a 3 cm<sup>3</sup> por 100 g de metal); la concentración de este elemento en las soldaduras por arco es, por el contrario, mucho más importante, y puede llegar a alcanzar el límite de solubilidad de este gas en el metal líquido (28 cm<sup>3</sup> por 100 g de metal). La absorción de este gas depende de la naturaleza del revestimiento.

El hidrógeno es causa de diversos fenómenos, algunos de los cuales conducen a defectos que son causa de rechazos, tales como microgrietas internas. También puede dar origen a la formación de sopladuras en el metal fundido, y es ciertamente el agente que produce los *fish-eyes*.

El sistema hierro-hidrógeno

Se admite generalmente que el hidrógeno se encuentra en el hierro y en el acero de tres formas

— en estado molecular,  $H_2$ , en inclusiones gaseosas intergranulares, frecuentemente a alta presión; probablemente también se encuentra en los poros en forma de las combinaciones  $CH_4$  y  $H_2O$ ,

— en estados molecular,  $H_2$ , o atómico,  $H$ , en inclusiones en los planos reticulares de la estructura en mosaico (CHAUDRON);

— en estado atómico,  $H$ , o de ión hidrógeno o protón  $H^+$ , en inscripciones en la red del hierro.

La primera manifestación del hidrógeno es su fácil difusión a través de la red de hierro incluso a la temperatura ordinaria. El hidrógeno "difusible" corresponde a la parte de la curva  $D \rightarrow (1)$  que representa el desprendimiento fácil del gas a temperatura constante (Fig. V-28).

Es evidente que el hidrógeno no puede moverse a través de la red del hierro más que en estado atómico,  $H$ , o en estado de protón,  $H^+$ , cuyas dimensiones son más reducidas que los intersticios de la red atómica del hierro.

La difusión del hidrógeno es notablemente más lenta en la estructura martensítica que en la perlítica. La presencia de elementos de adición en el hierro puro retrasa el desprendimiento: la permeabilidad del hierro para el hidrógeno disminuye en particular con la presencia de cromo y de silicio, elementos que se disuelven fácilmente en la ferrita.

El hidrógeno se acumula preferentemente en los límites de los

pequeños bloques de la estructura en mosaico, y tiende a desarrollar en estos puntos tensiones muy elevadas.

El estudio del equilibrio del hidrógeno puede reducirse al de la disociación de la molécula  $H_2$  según la reacción.

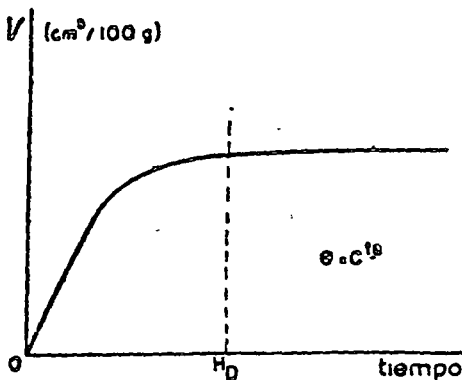
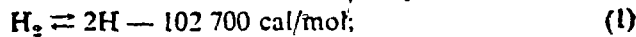


Fig. V-28.—Difusión del hidrógeno disuelto en el acero en función del tiempo, a temperatura constante.

La escisión de 1/2 mol  $H_2$  en hidrógeno atómico necesita, pues, que entren en juego 51 350 cal.

La constante termodinámica del equilibrio (1) se escribe

$$K_1 = \frac{(p_H)}{\sqrt{p_{H_2}}} \quad (2)$$

en que  $p_H$  es la presión parcial de hidrógeno atómico, y  $p_{H_2}$  la presión parcial de hidrógeno molecular.

Como la concentración de hidrógeno atómico es proporcional a su presión parcial, la constante de equilibrio (2) se convierte en

$$K_1 = \frac{[H \%]}{\sqrt{p_{H_2}}}$$

de donde

$$[H \%] = K_1 \times \sqrt{p_{H_2}} \quad (3)$$

(ley de la raíz cuadrada de SIMONTS), en la que

$$K_1 = 275 \times 10^{-8} \theta - 175,5 \times 10^{-5}$$

siendo  $\theta$ , a su vez, la temperatura en grados Celsius. La relación (3) permite calcular el volumen de hidrógeno disuelto, en centímetros cúbicos

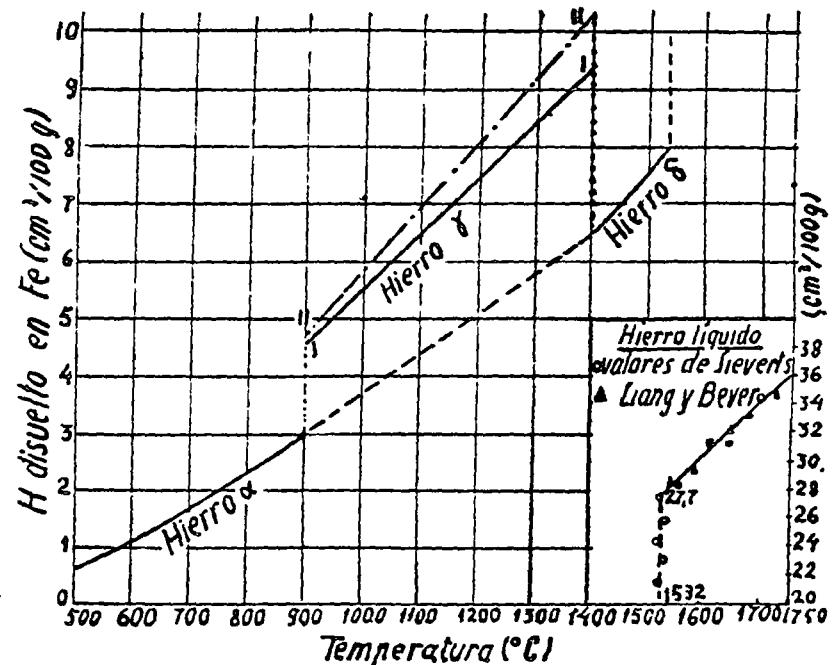


Fig. V-29.—Variación de la solubilidad del hidrógeno en el hierro en estado sólido y en estado líquido.

cos por 100 g de hierro, a diferentes temperaturas y en función de la presión parcial  $p_{H_2}$  (cuadro V-7).

Las curvas de la figura V-29 dan la solubilidad del hidrógeno (en centímetros cúbicos por 100 g de metal) en el hierro sólido o líquido. Se presenta una discontinuidad en los cambios alotrópicos: en concreto, el hierro  $\gamma$  disuelve una cantidad de hidrógeno apreciablemente mayor que el hierro  $\alpha$  o el hierro  $\delta$ . La curva II de la figura V-29 representa los valores más recientes de SHVARTS sobre la solubilidad del hidrógeno en el hierro  $\gamma$ . El límite de solubilidad del hidrógeno a 1.530 °C en el hierro sólido ha resultado ser 8 cm<sup>3</sup>/100 g de hierro, o sea el 0,0007 %. El paso del estado sólido al líquido entraña una absorción considerable de hidrógeno, que llega a 28 cm<sup>3</sup>/g, o sea al 0,0025 %, tal y como lo prevé el cálculo (cuadro V-7) los valores experimentales y éste (cuadro V-7 para  $p_{H_2} = 1$  atm) concuerdan francamente bien.

CUADRO V-7

Hidrógeno disuelto en el hierro líquido, calculado según [3]

$t$ (°C)	$p_{H_2}$ atm				
	0.2	0.4	0.6	0.8	1
1 530	11,70	17,10	20,90	24,30	27,20
1 600	12,35	18,20	22,00	25,60	28,60
1 650	13,50	19,70	24,00	27,95	31,20
1 700	14,20	20,70	25,00	29,40	32,80
1 800	15,70	22,38	27,30	31,80	35,40
1 900	16,80	24,60	30,10	35,00	38,90
2 000	18,20	26,50	32,40	37,70	42,00

Si se llama "hidrógeno potencial" al hidrógeno disponible en los productos del revestimiento en forma de humedad o de agua de cristalización, según REVE y SLOVAN [9] la concentración de hidrógeno en la soldadura es sensiblemente proporcional al hidrógeno potencial:

$$H = a \cdot H_p,$$

en que  $a$  depende de las condiciones de fusión, es decir, de la velocidad de enfriamiento, del diámetro de los electrodos, de la intensidad de corriente aplicada, de la forma de la probeta, etc.

Según los mismos autores, esta relación debe considerarse como una indicación que se halla bastante cerca de los resultados experimentales.

El sistema Fe-H se ve influido por la presencia de óxidos (FeO, MnO) y también de los elementos de aleación y del carbono. En particular, cuando la temperatura es constante, el aumento del óxido de hierro ha disminuído proporcionalmente la solubilidad del hidrógeno en el metal.

RLIVL [9] expresa la influencia del óxido de hierro por una relación sencilla entre el contenido de óxido FeO y el de hidrógeno difundido  $H_D$ :

$$[FeO] \propto H_D = 0,18.$$

### A) Determinación del hidrógeno en las soldaduras por arco

La determinación del hidrógeno en las soldaduras por arco se hace difícil por el cambio de la concentración de este gas en función del tiempo. En efecto, el hidrógeno se desprende durante todo el proceso de solidificación, así como a la temperatura ordinaria: no alcanza el estado de equilibrio más que al cabo de un tiempo bastante largo. Dado que la difusión del hidrógeno es tanto más lenta cuanto la temperatura es más baja, se puede detener este desprendimiento conservando las muestras en nieve carbónica.

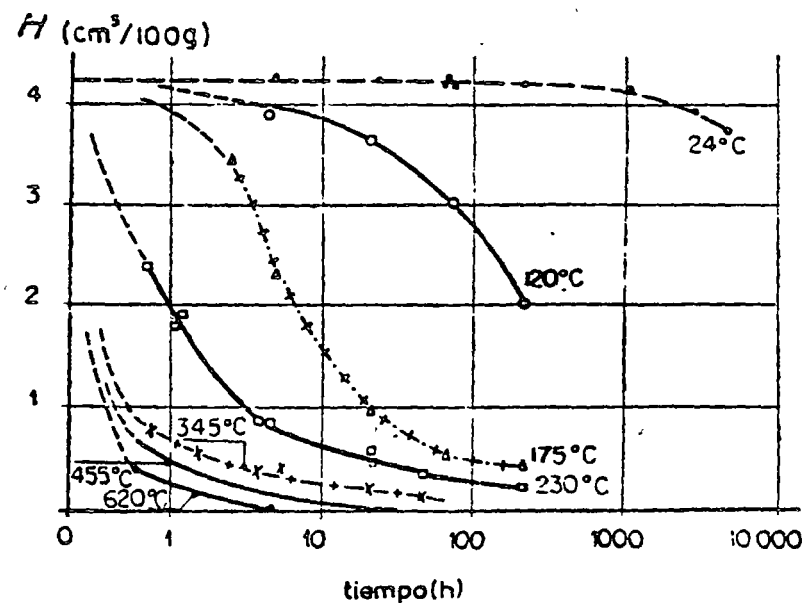


Fig. V-30—Efecto de un tratamiento posterior sobre el contenido de  $H_2$  del metal aportado en la soldadura por arco. (Según FLANIGAN.)

Damos, según FLANIGAN [10] (fig. V-30), la cantidad de hidrógeno desprendida por un depósito obtenido a partir de electrodos básicos una vez alcanzado el equilibrio a la temperatura ordinaria, en función de la temperatura de tratamiento.

Puede verse que el desprendimiento a 20 °C es relativamente lento, y necesita 4 000 h para desprender el 20 % del hidrógeno residual. Por el contrario, a 620 °C el desprendimiento se produce en pocas horas.



## CAPITULO VI

## AGRIETAMIENTO DE LAS SOLDADURAS

Entre todos los fenómenos que limitan la soldabilidad de un metal o de una aleación, el más importante es, innegablemente, la tendencia al agrietamiento del metal base en las cercanías de la soldadura.

Es conveniente considerar dos grandes grupos de agrietamientos, provocados por causas distintas y a menudo independientes:

1.º *Grietas localizadas en el metal fundido*, relacionadas en general con la calidad del metal de aporte o del electrodo, pero que son también función de las condiciones de ejecución de las soldaduras y de los defectos —inclusiones sólidas y gaseosas, etc.— que se puedan formar en esta zona.

2.º *Grietas localizadas en el metal de base*, que se originan en la zona de transformación o en la de unión y están ligadas a la soldabilidad del metal o a factores de enfragilización (precipitación de carburos, formación de fase  $\alpha$ , absorción de hidrógeno, etc.). A veces las grietas se prolongan de una zona a otra.

Algunas grietas se producen durante el período de solidificación del metal, y suelen seguir el contorno de las dendritas; otras se forman en el estado sólido a alta temperatura, como las grietas intercrystalinas de la zona fundida, o en las aleaciones cuyas propiedades en caliente son inadecuadas —aleaciones intermedias obtenidas por difusión, ciertas austenitas, etc.

Lo más frecuente es que las grietas en el metal base se produzcan a temperatura baja, hacia los 200 °C, incluso después de varias horas o varios días tras la ejecución de los empalmes.

Las grietas pueden seguir caminos diferentes: interdendríticos las que

se producen en caliente, intercrystalinos las que siguen el contorno de la red cristalina del metal, y extracrystalinos las que recorren otro camino.

Llamaremos microgrietas a las que se manifiestan por observación microscópica bajo aumentos relativamente grandes (de 200 a 1 000) (*figura VI-1*); grietas las que aparecen en la observación a simple vista o con ayuda de la lupa, y, por fin, resquebrajaduras las que llegan a la superficie y son perfectamente visibles; reservamos los nombres de rotura y fractura para la destrucción total de una pieza.

## I.—AGRIETAMIENTO DE LA ZONA FUNDIDA

Las microgrietas, que se transforman frecuentemente en grietas en la zona fundida del empalme bajo el efecto de tensiones o del juego de dilataciones y contracciones, se forman en general a alta temperatura y a menudo durante el período de solidificación. Uno de los casos particulares y frecuentes de este agrietamiento es el que aparece en el cráter terminal de una soldadura.

Las grietas de la zona de fusión pueden atribuirse, bien a causas triviales, bien a factores metalúrgicos.

## Causas triviales

- Elección defectuosa del metal de aporte o del electrodo.
- Malas condiciones de ejecución del soldo; por ejemplo, la regulación carburante u oxidante de la llama oxiacetilénica puede disminuir la ductilidad del metal por fijación de un exceso de carbono o de oxígeno.
- Presencia de nitrógeno, factor enfragilizador de las soldaduras.
- Presencia de defectos tales como poros, inclusiones de óxidos, sulfuros, y especialmente las inclusiones de forma acicular, como las de nitruro de hierro y las de grafito en las fundiciones: todos factores favorables para la propagación de las microgrietas.

## Causas metalúrgicas

Pueden referirse a tres aspectos principales que vamos a estudiar con más detalle.

1. Condiciones de enfriamiento a partir del estado líquido.
2. Transformaciones estructurales en la zona fundida.
3. Propiedades en caliente de los aceros.

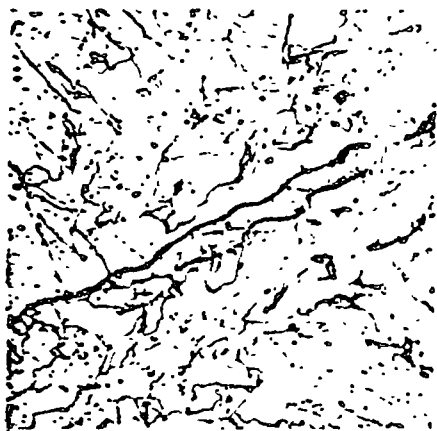


Fig. VI-1.—200 X.—Microgrieta en la frontera de la estructura basáltica de una soldadura por arco.

1.—LAS CONDICIONES DE ENFRIAMIENTO A PARTIR DEL ESTADO LÍQUIDO

Pueden producirse las grietas en la soldadura por la contracción del metal al pasar del estado líquido al sólido [1]. Este defecto aparece principalmente en el extremo del cordón de soldadura cuando se retira bruscamente el electrodo y se forma un cráter más o menos profundo y un pequeño rechupe, frecuentemente acompañado de una grieta (fig. VI-2).

En el intervalo de solidificación de la soldadura, que generalmente se presenta en un pequeño espesor, el metal líquido pasa por diversas fases (fig. VI-3). A la temperatura del liquidus del acero, en  $O_1$ , se forman y se desarrollan los primeros gérmenes de cristalización, dando dendritas en un magma líquido, cuando se alcanza el estado sólido, en  $O_2$ , todo el líquido se encuentra transformado en cristales primarios gamma con dendritas. Sabe-

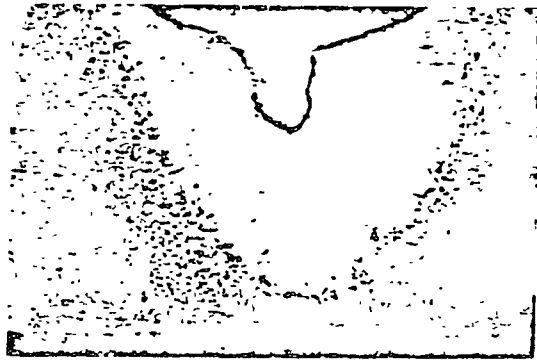


Fig. VI-2.—5 X.—Rechupe en el cráter de una soldadura por arco

mos que esta solidificación está acompañada por un aumento de densidad, y, en consecuencia, por una disminución de volumen que conduce al aspecto característico del cráter y a la formación de un rechupe, lo mismo que en un lingote de acero. Durante la solidificación, el cordón *AB* que precede al cráter (fig. VI-3) se encuentra en un período de enfriamiento muy avanzado y origina esfuerzos de contracción que obran sobre el metal todavía líquido del cráter. Por otra parte se produce una dilatación del metal base en la punta del cráter, que tiende a separar los bordes de la junta; durante el enfriamiento estos bordes vuelven a su primitiva posición.

Van a conjugarse tres efectos que provocarán irremediablemente grietas en esta zona si no se toma ninguna precaución:

— la formación del rechupe, que constituye un punto de concentración de tensiones;

— tensiones de contracción de la parte solidificada del cordón *A* detrás del cráter;

— las tensiones debidas a la separación de los bordes situados delante del cráter durante el período de calentamiento.

Las grietas pueden formarse entre las dendritas, y en este caso no existe relación sistemática entre el rechupe y la grieta. Si ésta se produce tras el período de solidificación puede intervenir la influencia de aquél, y se observará una grieta que parte del rechupe (fig. VI-4).

Estas hipótesis, que pueden explicar el agrietamiento, muestran también que la influencia del revestimiento es secundaria en este fenómeno. Las soldaduras ejecutadas con diversos tipos de revestimientos, y en particular con electrodos de alma de acero inoxidable, que proporcionan un

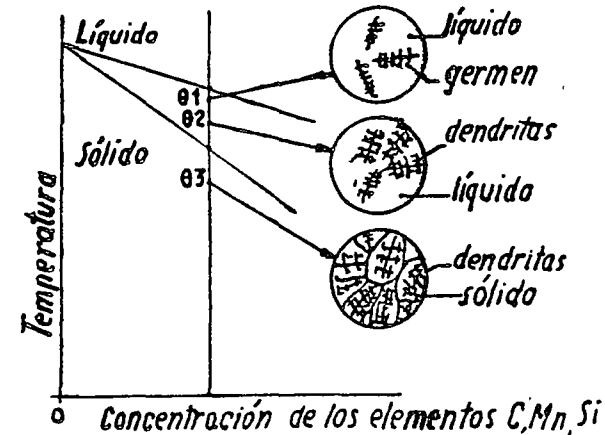
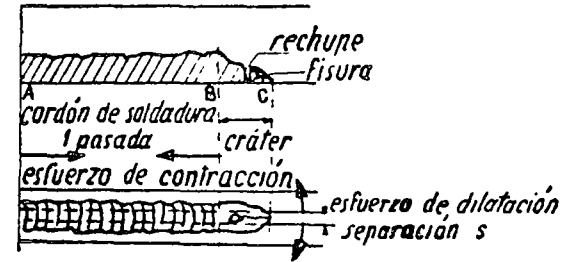


Fig. VI-3.—Interpretación del agrietamiento en el cráter terminal de una soldadura por arco.

metal muy dúctil con un gran intervalo de solidificación, han dado lugar a grietas en el cráter terminal del cordón.

Las grietas son tanto más importantes cuanto mayor es la separación entre las chapas de base (fig. VI-5); por encima de los 4 ó 6 mm de se-

paración, las probabilidades de aparición de grietas son notablemente mayores. Se comprueba asimismo que se producen fácilmente estos defectos cuando se separa bruscamente el electrodo, de modo que la cantidad de metal aportado sea demasiado pequeña en relación con el volumen entre los bordes de la junta.

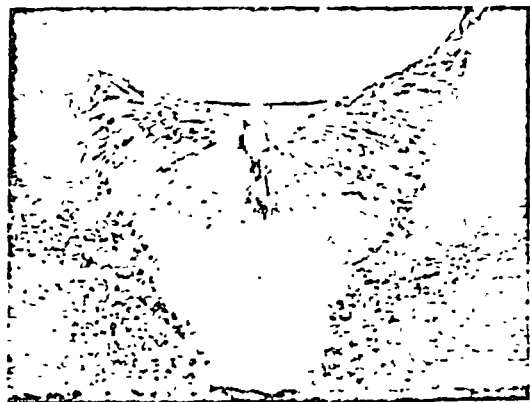


FIG. VI-4—5 X.—Nacimiento de grietas en el cráter terminal de una soldadura por arco.

Para evitar el agrietamiento en el cráter se pueden considerar diversas soluciones:

— reducir las tensiones del cordón de soldadura detrás del cráter, disminuyendo la velocidad de entramiento mediante un precalentamiento apropiado;

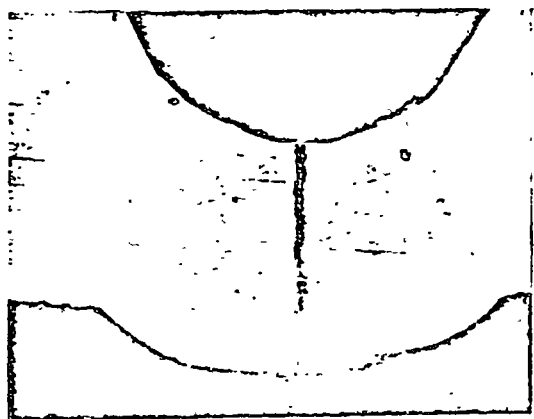


FIG. VI-5—5 X.—Grieta debida a una gran separación de las chapas (6 mm), pese al retroceso del electrodo.

— reducir el efecto de la separación de los bordes delante del cráter, disminuyendo la separación entre las chapas;

— aportar una cantidad mayor de metal o alimentar el cráter realizando

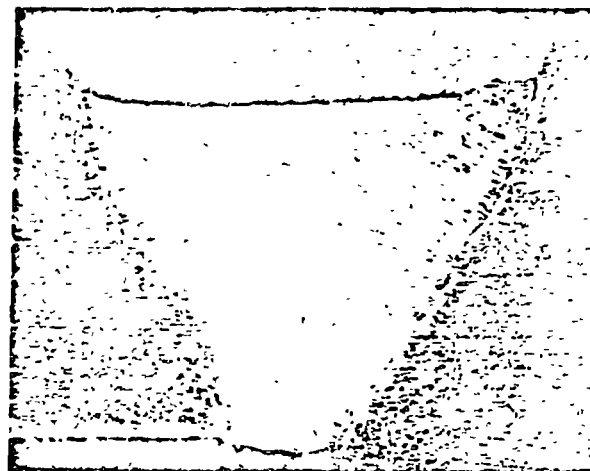


FIG. VI-6—5 X.—Se ha podido evitar el agrietamiento aportando más metal en la contrapasada.

do una fusión prolongada del electrodo, y en ocasiones incluso procediendo a efectuar un ligero retroceso con éste (fig. VI-6).

## 2. — LAS TRANSFORMACIONES ESTRUCTURALES EN LA ZONA FUNDIDA

Las transformaciones estructurales en la zona fundida del empalme soldado son muy complejas, debido a la superposición de diversos fenómenos: modificaciones químicas por pérdida o aporte de elementos y modificaciones estructurales. Las estructuras semifrágiles o frágiles que pueden originarse según la naturaleza del acero de aporte o del electrodo, constituyen la raíz de las grietas que aparecen en el cordón de soldadura, las cuales pueden ser longitudinales del tipo 1 o transversales del tipo 2 (fig. VI-7), tanto en

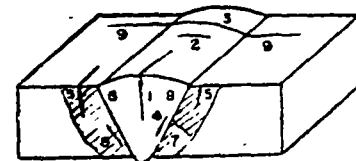


FIG. VI-7.—Tipos diversos de grietas en una soldadura a tope.

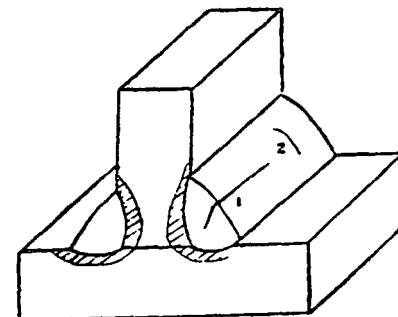


FIG. VI-8.—Tipos diversos de grietas en una soldadura en ángulo.

las juntas a tope como en las soldaduras en ángulo (*fig. VI-8*). Así pues, el soldeo de aceros de contenido de carbono elevado y el de los débilmente aleados templables o semi-templables pueden conducir a agrietamientos si las tensiones son suficientemente importantes. No solamente puede aumentar la tendencia al agrietamiento por la presencia de estructuras frágiles, sino asimismo por un crecimiento exagerado del grano, como en el caso de los aceros ferríticos con cromo. Esta tendencia es mayor en los cordones de soldadura en ángulo, pues las tensiones triaxiales desarrolladas

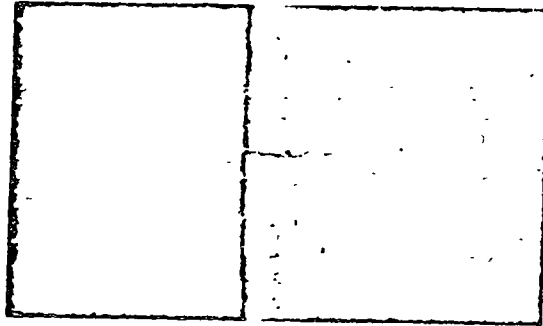


Fig. VI-9.—Fractura observada en una soldadura Unionbolt ejecutada sobre una ancha testa de 16 mm de espesor (S = 0,073 %; P = 0,092 %).

son más importantes en este caso; se sabe que tales tendencias crecen con el embridado y con el espesor de las chapas.

Las grietas transversales pueden estar localizadas en el metal fundido (grietas de tipo 2) o prolongarse en el metal base (grietas de tipo 3) si la calidad del acero base es insuficiente para detener estos comienzos de fractura. Se encuentra un ejemplo de este tipo de rotura al soldar aceros con gran contenido de fósforo y de azufre (*fig. VI-9*).

### 3.—LAS PROPIEDADES EN CALIENTE DE LOS ACEROS

Las propiedades en caliente del metal fundido intervienen en la tendencia al agrietamiento de éste. Ciertos aceros austeníticos, como los inoxidables con 18Cr-8Ni y los aceros refractarios más ricos en cromo y en níquel, tienen propiedades insuficientes en caliente, lo que conduce en ciertos casos a microgrietas interdendríticas (*fig. VI-10*). Es sabido que la presencia o ausencia de estas grietas está unida a la aparición de una cantidad más o menos importante de una segunda fase ferrítica (*fig. VI-11*). En los aceros austeníticos llamados refractarios, con gran concentración de cromo y de níquel, de las dos variedades utilizadas en los aparatos térmicos, la (25Cr-12Ni) y la (25Cr-20Ni), la segunda tiene mayor tendencia al agrietamiento debido a su carácter más austenítico<sup>1</sup>.

<sup>1</sup> Tal segunda variedad está tipificada en España por el IHA con la marca T cuya composición es:  $\leq 0,15$  C; 19 .. 21 Ni; 24 .. 26 Cr (N. del T.)

La elección de los electrodos austeníticos debe hacerse en función de esta tendencia al agrietamiento en caliente, es decir, de la presencia o ausencia de cierta cantidad de ferrita, y, en caso de dicha presencia, de la posibilidad de la transformación en caliente de esta fase  $\delta$  en un constituyente intermetálico cuando la construcción soldada esté destinada a soportar temperaturas situadas entre los 650 y los 800 °C. Desarrollaremos estas teorías extensamente en el capítulo X, referente a la soldabilidad de los aceros austeníticos con cromo-níquel.



Fig. VI-10.—200 X.—Microgrieta a través de las dendritas de una soldadura de acero austenítico (C = 0,09 %; Cr = 16,6; Ni = 13,2; Cb = 0,38).

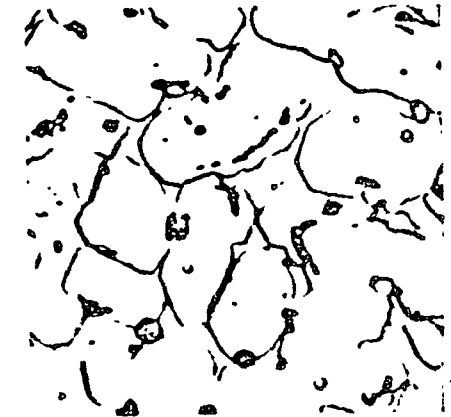


Fig. VI-11.—1800 X.—Estructura bifásica de una soldadura de acero austenítico. Fondo de austenita  $\gamma$ ; red de ferrita  $\delta$ .



Fig. VI-12.—120 X.—Microgrietas intergranulares en una soldadura de acero austenítico con 9 % de manganeso (C = 0,8; Mn = 9,2; Ni = 3,1).

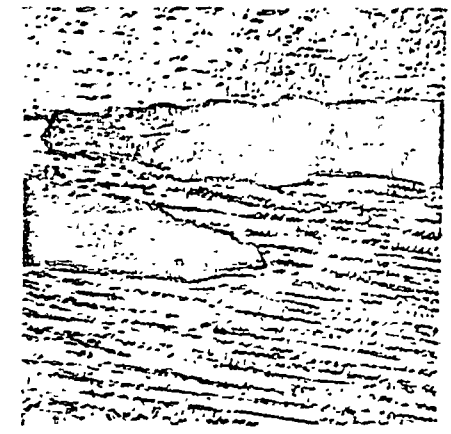


Fig. VI-13.—120 X.—Estructura basta pero agrietada de una soldadura de acero austenítico con 13 % de manganeso (C = 0,8; Mn = 13; Ni = 4,3).

Del mismo modo, los aceros austeníticos con manganeso (13 a 14% de Mn) que se emplean para electrodos de arco que, tienen una gran tendencia al agrietamiento, debido a la formación de una red de martensita alrededor de los granos de austenita por pérdida o difusión de los elementos gaseosos (C y Mn); es necesario, por ello, tomar algunas precauciones operativas, tales como el enfriamiento rápido de cada pasada mediante un chorro de agua, para favorecer el hipertemple. Esta tendencia al agrietamiento es tanto mayor cuanto menor es el contenido de carbono y de manganeso. Se requieren de 0,9 a 1,2% de carbono y de 12 a 14% de manganeso para reducir o evitar las grietas. La adición de níquel, que favorece la austenización, constituye también una solución satisfactoria para impedir las microgrietas. Así ocurre que en el acero (0,8C-9Mn-3Ni) se producen grietas intergranulares (fig. VI-12), mientras que el acero más cargado de manganeso y níquel (0,8C-12Mn-4,3Ni) no da lugar a agrietamiento alguno, pese a las dimensiones de los granos de austenita (fig. VI-13).

Las grietas de la zona de unión hacia la parte del metal fundido (tipo 4 de la fig. VI-7), pueden atribuirse a la formación de aleaciones intermedias que presentan características de ductilidad reducidas. En la soldadura heterogénea de dos aceros muy diferentes, la difusión de los elementos del metal base en la zona fundida puede conducir a la formación de microgrietas. Los empalmes de acero templable con electrodos austeníticos, y los de aceros ferríticos con elevado contenido de cromo con aceros menos ricos (fig. XI-16), dan lugar frecuentemente a estructuras intermedias más agrietables, debido a la formación de martensita.

## II.—AGRIETAMIENTO DEL METAL BASE

Este fenómeno, que constituye el principal criterio de soldabilidad del metal base, es un defecto causa de rechazo. Las grietas en el metal base que nacen en la zona de transformación pueden tomar diversos aspectos, descritos por varios autores: [2] y [3]. Las grietas en la zona de transformación (*toe cracks*) (fig. VI-7, defecto 5) llegan frecuentemente a la superficie, como las de la zona de unión (defecto 6)<sup>1</sup>. Por el contrario, las grietas bajo el cordón (defecto 8) (*underbed cracks*), que se producen en el metal base en las proximidades de la zona de unión, permanecen localizadas y sólo muy rara vez desembocan en la superficie. Las grietas verticales (defecto 7) (*vertical cracks*), siempre en el metal base, se originan menos frecuentemente y están en relación con las transformaciones estructurales del metal. Por fin, las grietas transversales en el metal base (defecto 9), más raras, se encuentran generalmente unidas a una grieta transversal del cordón de soldadura (defecto 3), y son resultado de una

<sup>1</sup> En inglés *root cracks*, como se verá inmediatamente. (N. del T.)

calidad mediocre del metal base o de la existencia de tensiones demasiado elevadas (espesores grandes).

En cada empalme se suelen producir con mayor frecuencia unos tipos determinados de grietas; si la zona de transformación incluye estructuras frías, como la martensita, acompañadas por tensiones, las grietas serán



Fig. VI-11.—Iniciación de una grieta del tipo *root cracks* en la zona de unión y limitada a la zona de transformación. La segunda grieta, en el metal base, se encuentra entre dos zonas de transformación.

del tipo 5 o del 7 (*toe cracks* y *vertical cracks*), o incluso del tipo 6, es decir, grietas de unión (*root cracks*) (fig. VI-14). Estas últimas son más frecuentes en los empalmes heterogéneos, que favorecen la formación de estructuras intermedias.



Fig. VI-15.—400 X.—Microgrietas que enlazan dos inclusiones.

Como en la zona fundida, las causas de agrietamiento en el metal base pueden agruparse en causas triviales y causas metalúrgicas.

### Causas triviales

Citemos, entre estas causas:

- corrosión generalizada, con o sin tensiones;
- corrosión intercristalina en el caso de los aceros inoxidables;
- abrasión que reduce peligrosamente el espesor de la pieza;
- defectos de la chapa, tales como inclusiones importantes, formación de hojas o falta de compactad (fig. 11-15);
- presencia de tensiones de laminación o de toria;
- fatiga mecánica, etc.

### Causas metalúrgicas

Los factores metalúrgicos principales que pueden conducir a un agrietamiento del metal base son:

- 1 — la composición química del metal base;
- 2 — la presencia de hidrógeno;
- 3 — el desarrollo de tensiones internas.

#### 1. COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL METAL BASE

Todos los aceros capaces de dar estructuras de temple por enfriamiento al aire son muy tendentes al agrietamiento de la zona de transformación, lo cual es causa de insoldabilidad en gran cantidad de aceros de elevado contenido en carbono y en aceros aleados. Por el contrario, se encuentran muy pocas grietas de este tipo en los aceros austeníticos. Ciertos aceros que durante la solidificación forman lagunas de segregación de elementos templantes, tales como los aceros con C-Mn, pueden tener gran tendencia al agrietamiento. En efecto, las lagunas de pequeña concentración de manganeso son las que primero se transforman en ferrita, mientras que el carbono se difunde en las lagunas con alto contenido de manganeso y favorece así el temple. El único tratamiento capaz de suprimir este inconveniente es una homogeneización total de la chapa por normalizado hacia los 1 280 °C.

También desempeñan un papel importante en la tendencia al agrietamiento la naturaleza, dimensiones y distribución de los carburos. Los aceros con partículas de carburo grandes, que tardan en disolverse en la austenita, se agrietan con menos facilidad que los que tienen carburos finos [4].

Embargo, KOZIARSKY [5], que ha estudiado detenidamente los aceros con Cr-Mo con carburos muy finos, no ha encontrado tender

también que el grano fino del metal es menos sensible al agrietamiento que una estructura basta. REEVE [6], y después ROLLASON y ROBERTS [7] han mostrado que el carbono, el silicio, el fósforo y el níquel pueden contribuir a alta temperatura al agrietamiento subyacente, y piensan que el silicio y el fósforo no son responsables de ello más que indirectamente, por favorecer la segregación sulfurosa. El carbono actúa sobre la ductilidad en caliente del metal, que pasa rápidamente a frágil cuando crece el contenido de aquel elemento en el acero.

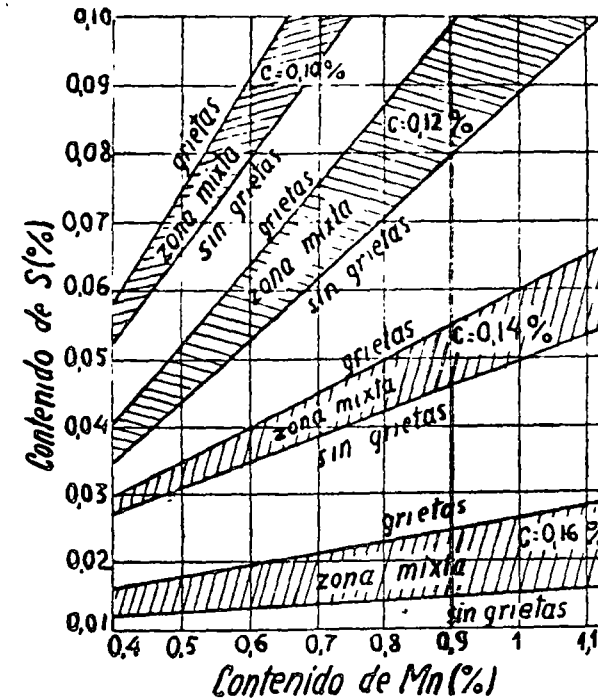


Fig. VI-16.—Influencia del azufre en el agrietamiento de las soldaduras en función de las concentraciones de carbono y de manganeso en el acero.

El azufre en forma de sulfuro de hierro (FeS) da con el hierro un eutéctico hacia los 985 °C, que se desarrolla en las juntas de los granos, lo que aumenta la tendencia al agrietamiento. Podría neutralizarse el efecto perjudicial de la formación de este eutéctico añadiendo manganeso, el cual, por su mayor avidez que el hierro por el azufre, forma un sulfuro de manganeso (MnS) de forma globular a una temperatura superior a la de formación del eutéctico. De todos modos el ciclo de soldadura es tan rápido que esta transformación es incompleta. Es evidente que la influencia del azufre es tanto más apreciable cuanto más elevado es el contenido de carbono en el acero.

TEMPERATURAS RECOMENDADAS Y CICLOS DE ENFRIAMIENTO  
PARA RECOCIDO COMPLETO DE PEQUEÑAS PIEZAS FORJADAS  
DE ACEROS AL CARBONO.

<u>Acero</u>	<u>Temperatura de recocido</u>	<u>Ciclo de recocido</u>		<u>Dureza Brinell</u>
		<u>de</u>	<u>a</u>	
1018	1575 a 1650	1575	1300	111 a 149
1020	1575 a 1650	1575	1290	111 a 149
1022	1575 a 1650	1575	1290	111 a 149
1025	1575 a 1650	1575	1290	111 a 187
1030	1550 a 1625	1550	1200	126 a 197
1035	1550 a 1625	1550	1200	137 a 207
1040	1450 a 1600	1450	1200	137 a 207
1045	1450 a 1600	1450	1200	156 a 217
1050	1450 a 1600	1450	1200	156 a 217
1060	1450 a 1550	1450	1200	156 a 217
1070	1450 a 1550	1450	1200	167 a 229
1080	1450 a 1550	1450	1200	167 a 229
1090	1450 a 1525	1450	1200	167 a 229
1095	1450 a 1525	1450	1215	167 a 229





## TRATAMIENTOS TERMICOS

### MARTEMPERING

El martemperig de aceros consiste en:

- 1) - Templar en aceite caliente o en sal fundida a una temperatura en la parte superior de la región de transformación martensítica, o ligeramente por encima de ella.
- 2) - Mantener el acero en el medio de temple hasta que la temperatura a través de la pieza sea uniforme,
- 3) - enfriar a una velocidad moderada, (generalmente en aire), para prevenir cualquier diferencia grande de temperaturas entre el centro y la parte exterior de la sección.

La formación de la martensita ocurre bastante uniformemente a través de la pieza durante el enfriamiento hasta la temperatura ambiente, evitándose la producción de cantidades excesivas de tensiones residuales.

El martempering, también llamado marquenching, debe ser seguido de un revenido de la misma manera como se hace luego del temple convencional.

La relación de tiempo y temperatura del martempering y el revenido, comparadas con las del temple y revenido son mostradas en los diagramas de la izquierda y el centro de la Fig. IX,1.

Debido a que la fase final del enfriamiento, durante el martempering, es relativamente lenta, las secciones gruesas y las delgadas se transforman a partir de la superficie hacia el centro casi al mismo tiempo. De esta manera el martempering minimiza o elimina la distorsión que resulta de velocidades de transformación diferentes que aparecen en el temple convencional.

Cuando la templabilidad del acero es adecuada, el martempering provee el mejor control dimensional, debido a que las varia-

ciones dimensionales son más uniformes en las piezas y en todo el lote. También algo de tensiones residuales no nocivas se desarrollan durante el martempering pero estas son menores que en el temple convencional debido a que las más altas variaciones térmicas ocurren mientras el acero está en la condición austenítica relativamente plástica, y debido a que la transformación final y los cambios térmicos ocurren a través de la pieza aproximadamente al mismo tiempo.

La tabla N<sup>o</sup>1 compara los efectos del martempering y revenido en las propiedades de un acero 1095 con los efectos producidos por el temple convencional y revenido.

En muchos casos el martempering elimina la necesidad de condiciones de temple especiales cuando se requiere un mínimo de distorsión y así reduce el costo de trabajo y manipuleo. Sin embargo, cuando se cambia del temple convencional al martempering, es necesario estudiar las variaciones dimensionales en partes individuales antes de establecer las dimensiones previas al tratamiento térmico.

El martempering modificado difiere del martempering usual en que la temperatura del baño de temple es más baja, en el rango justo por debajo del punto  $M_s$ . Fig. N<sup>o</sup> IX,1 gráfico de la derecha.

Dado que en el tratamiento modificado se obtienen velocidades de enfriamiento más rápidas, éste es importante para aceros de baja templabilidad, a fin de obtener una profundidad de capa endurecida suficiente. Así, el martempering modificado tiene un rango de aplicabilidad más amplio que el proceso standard.

Sin embargo, grandes distorsiones, en piezas sensibles, aparecen en el proceso modificado, por lo que será necesario mayor

trabajado o terminado.

### 1.2 - Aceros para martempering.

Los aceros aleados son generalmente más aptos para martempering que los aceros al carbono. Cualquier acero que sea templable en aceite puede ser tratado por este método. Algunos aceros al carbono que son habitualmente templados en agua pueden ser tratados en martempering a  $200^{\circ}\text{C}$  en secciones menores que  $3/16''$  usando agitación vigorosa en el medio de temple.

Los aceros que son comunmente usados en martempering para endurecimiento completo incluyen al 1090, 4130, 4140, 4150, 4340, 4640, 5140; 6140, 8640, 8740, 8745.

Ocasionalmente aceros de alta aleación tales como el acero 410, son tratados en martempering pero no es una práctica común.

Los grados para carburización, tales como los 3312, 4620, 5120, 8620 y 9310, también son comunmente tratados en martempering luego de carburizados.

Los resultados satisfactorios de un martempering están basados en un conocimiento de las características de las transformaciones (curvas TTT), del acero a ser considerado. El rango de temperatura de transformación martensítica es especialmente importante. La Fig. N<sup>o</sup> IX,3, muestra el rango de temperaturas martensítica para 14 aceros al carbono y aleados.

En dos cosas debemos centrar nuestra atención:

- 1) - Cuando el contenido de carbono aumenta, el rango de la martensita se amplía y la temperatura de transformación martensítica se hace más baja.
- 2) - El rango de martensita de un acero de triple aleación (Ni-Cr-Mo) es habitualmente más baja que la de una aleación sencilla o la de un acero de doble aleante con un contenido de carbono similar.

El acero elegido para martempering debe contener suficiente aleante o carbono para desplazar la nariz de la curva hacia la derecha a fin de permitir un tiempo de temple suficiente de las piezas, para que pasen sin tocar la nariz de la curva TTT. La Fig. N°IX,4 muestra los diagramas TTT para un acero hipoeutectoide 1034 y un hipereutectoide 1090. De ella se deduce que el acero 1034 no es útil para martempering y excepto en secciones muy delgadas, del orden de milésimas de pulgada, el resto de la pieza es imposible de templar en un baño de martempering sin obtener los productos superiores de la transformación. El diagrama del acero 1090 es la forma más simple de diagrama de transformación debido a que no posee constituyentes proeutectoides (ferrita libre o carburos libres) y dichos componentes no están implicados en la transformación a la temperatura por encima de la nariz de la curva.

La velocidad de transformación a la temperatura de la nariz está relacionada con la templabilidad del acero. Cuando la nariz de la curva TTT está más hacia la izquierda en el diagrama, los aceros tienen baja templabilidad. Si la nariz se halla más hacia la derecha, los aceros tienen alta templabilidad. Para alcanzar un endurecimiento completo en el temple, las curvas de enfriamiento del acero deben pasar por la izquierda de la curva que está más a la izquierda del diagrama. En producción, algunas pérdidas en la dureza en el estado templado es comunmente aceptada a fin de obtener un mínimo de distorsión.

El diagrama TTT para un acero de baja aleación, hipoeutectoide, (5140), conveniente para martempering es mostrado en la Fig. N° IX,5. El Cr en este acero causa las formas características de las curvas TTT próximas a 540°C. El diagrama TTT para un acero de templabilidad extremadamente alta (4340) también es mostrado en la

Fig. N°IX,5. El efecto combinado del Ni-Cr-Mo, sobre la templabilidad está ilustrado en dicho diagrama. Estos elementos causan una doble nariz en las curvas TTT. La nariz que aparece por encima de 182°C es más importante en el martempering que la que se presenta próxima a 650°C. Los aceros de alta templabilidad son fácilmente tratables en martempering para producir estructuras totalmente martensíticas.

### 1.3 - Efecto de masa.

La limitación en el espesor de la sección o masa debe ser considerado en el martempering. Con una dada severidad de temple, hay un límite en el tamaño de la barra cuyo centro se enfría lo suficientemente rápido como para que se transforme enteramente en martensita. Esto está ilustrado en la Fig. N° IX,6, que compara el diámetro máximo de barra que puede ser endurecido por martempering, por temple en aceite y por temple en agua para un acero 1045 y 5 aceros aleados, de varias templabilidades.

Para algunas aplicaciones una estructura totalmente martensítica no es necesaria y puede admitirse un núcleo con dureza  $R_c$  en 10 unidades menor que el máximo obtenible, para un dado contenido de carbono. El diámetro máximo de la barra que resulta de aplicar este criterio puede ser aumentado de un 25% a un 300% del diámetro máximo con una estructura totalmente martensítica. La concentración de productos de transformación que no corresponden al martempering (perlita, ferrita y bainita) fueron observados sobre probetas de Jominy y corresponden a:

1045	15% de perlita.
8630	10% de perlita y bainita.
1340	20% de ferrita y bainita.
52100	50% de perlita y bainita.
4150	20% de bainita.
4340	5% de bainita.

Para formar la misma cantidad de martensita en una dada sección, el contenido de carbono o el contenido de aleante o ambos deben ser mayores para el martempering que para el temple convencional (no interrumpido).

#### 1.4 - Medios para martempering.

Las sales fundidas y aceites calientes son usados ampliamente para martempering.

Varios factores deben ser considerados cuando se elige entre sal o aceite, pero la temperatura de operación es el factor comúnmente decisivo: Los aceites son ampliamente usados en martempering hasta 200°C y en algunos casos hasta 220°C. Las sales fundidas son empleadas en el rango entre 200 y 400°C.

##### 1.4.1 - Composición y poder enfriante de las sales.

La sal más comúnmente empleada para martempering está compuesta por:

Nitrato de potasio	50 a 60%.
Nitrito de sodio	50 a 30%.
Nitrato de sodio	0 a 10%.

La mezcla funde alrededor de 140°C y puede ser usada entre 160 y 540°C, aunque habitualmente sea usada a una temperatura de operación de 175°C.

La potencia enfriante de la sal agitada a 265°C es aproximadamente igual a la de un aceite convencional agitado en un temple en aceite. La adición de agua a la sal aumenta la velocidad de enfriamiento de un acero 1045 como lo indican las curvas en la parte superior de la Fig. IX,2 y por los valores de dureza mostrados en la parte inferior del mismo gráfico.

Las ventajas de la sal comparadas con los aceites para martempering son las siguientes:

1) - La velocidad de enfriamiento de la sal cambia solo ligera-

mente sobre un rango de temperaturas amplio.

2) - La sal retiene la estabilidad química, tal que sólo requiere que se complete la cantidad perdida por arrastre por las piezas.

3) - La sal tiene un rango grande de temperaturas de operación.

4) - La sal es fácilmente removida de las piezas por lavado con agua.

5) - En la sal se requiere menos tiempo para que las piezas alcancen la igualación de temperaturas.

Las desventajas de la sal comparada al aceite son:

1) - La temperatura mínima de operación de la sal es de 160°C.

2) - Debido a los peligros de explosión se debe dar especial consideración al tipo de sal de austenitización empleada.

#### 1.4.2 - Aceites para martempering.

Las propiedades físicas de los aceites comunmente empleados en martempering están mostradas en la Tabla nº2. Estos aceites son compuestos especialmente para martempering y en comparación con los aceites convencionales presentan velocidades de enfriamiento más rápidas en la etapa inicial del temple.

Los aceites de temple requieren un manejo especial cuando se los usa a temperaturas comprendidas entre 95 y 230°C, y para prolongar su vida debe ser mantenido bajo atmósferas protectoras ya sean reductoras o neutras. Por cada 10°C por encima de 60°C, la velocidad de oxidación aumenta en un 100%. Esto causa la formación de ácido y lodo que puede afectar la dureza y el color de las piezas. En tales casos un filtrado conveniente a través de arcillas o celulosa ayuda a prolongar la vida del aceite y a mantener el trabajo limpio.

Para romper la capa envolvente los aceites deben estar some-

tidos a una circulación adecuada de al menos 180 '/min.

Las ventajas de los aceites comparados con las sales son:

- 1) - El aceite puede ser usado a bajas temperaturas.
- 2) - El aceite puede ser manipulado a temperatura ambiente.
- 3) - Hay menos pérdidas por arrastre.
- 4) - El aceite es compatible con todas las sales de austenitización.

Las desventajas del aceite respecto de las sales son:

- 1) - El aceite está limitado a una temperatura de operación máxima de 230°C.
- 2) - El aceite se deteriora con el uso de manera que se requiere un control periódico de sus características.
- 3) - Los tiempos necesarios para que las piezas alcancen uniformidad en la temperatura son más largos para el aceite que para la sal.
- 4) - El aceite, tanto frío como caliente, presenta peligro de incendio.

#### 1.4.3 - Precauciones de seguridad.

Cuando se operan instalaciones para martempering, ya sean de sal o de aceite se deben tomar las precauciones adecuadas a la operación de líquidos calientes.

Varias precauciones especiales deben ser tomadas cuando se operan baños de nitrito-nitrato:

- 1) - El baño de sal no debe exceder la temperatura de 590°C o puede producirse fuego y explosión. Por lo tanto los baños de sales deben estar equipados con un controlador del límite superior de temperaturas. En caso de incendio un extinguidor con dióxido de carbono debe ser usado. El agua no debe ser nunca usada para extinguir el fuego en un baño de nitrito-nitrato.



- 2) - Las mezclas de nitrito-nitrato son oxidantes y pueden sufrir combustión, por lo tanto, materiales oxidables no deben ser dejados cerca del baño.
- 3) - Los guantes de los operadores pueden llegar a saturarse con la sal por el manipuleo de las piezas y pueden inflamarse cuando están cerca del horno. Tales guantes deben ser descartados.
- 4) - Las sales de cianuro son incompatibles con los baños de nitrito-nitrato, por lo que todas las herramientas transportadoras deben ser limpiadas para remover toda la sal antes de que ellas sean reusadas.
- 5) - Un buen almacenamiento puede ayudar a prevenir accidentes. Las sales para martempering deben ser almacenadas en recipientes cerrados. Si están almacenadas cerca de sales de otras composiciones, los recipientes deben estar pintados con un color codificado: Amarillo, anaranjado o rojo son usados comunmente para identificar las sales de nitrito-nitrato. Los recipientes que contengan cianuros pueden ser identificados con blanco, azul o gris. Este código de color no es universalmente usado pero es muy recomendable.

El aceite también requiere precauciones de seguridad. Los peligros que acompañan su uso son:

- a) Fuego.
- b) Desborde debido al aumento de volumen durante el calentamiento.
- c) Explosión cuando una cubierta de atmósfera cubre el aceite.

Los equipos comunmente usados para protección incluyen:

- 1) - Un instrumento de alarma en el equipo de control de temperatura ajustado a  $30^{\circ}\text{C}$  por debajo del punto de inflamación del aceite.
- 2) - un indicador de nivel y un sistema de expansión para cambios

de volumen debido al calentamiento del aceite desde la temperatura ambiente hasta la temperatura de trabajo.

3) - Un control de seguridad para evitar que el aceite sea calentado a menos que se lo agite.

4) - Un sistema tipo niebla de agua conectado sobre el tanque para prevenir incendios.

#### 1.5 - Control de las variables del proceso.

El éxito del martempering depende de un control estrecho del proceso completo.

Es importante que la estructura previa al tratamiento de austenitización sea uniforme y que durante el austenitizado se emplee atmósfera protectora o sales, ya que las cáscaras de óxido actuarán como una barrera para el temple uniforme en un aceite o sal caliente.

Las variables del proceso que deben ser controladas son:

- a) - La temperatura de austenitización.
- b) - La temperatura del baño de martempering.
- c) - El tiempo en el baño de martempering.
- d) - La contaminación de la sal.
- e) - La agitación.
- f) - La velocidad de enfriamiento a partir del baño de martempering.

La temperatura de austenitización es importante debido a que controla el tamaño de grano austenítico, el grado de homogeneización y la solubilización de carburos ya que estos afectan la temperatura  $M_s$  lo que es importante para establecer el procedimiento de martempering.

Como se indica en la Fig. N°IX,7, para un acero 52100, un aumento en la temperatura de austenitización baja la temperatura

$M_s$  y aumenta el tamaño de grano.

La tolerancia en el control de la temperatura es de  $\pm 5^\circ\text{C}$  y las temperaturas más comunmente usadas están indicadas en la tabla n<sup>o</sup>3. En la mayoría de los casos la temperatura de austenitización para martempering será la misma que para el temple convencional en aceite. Ocasionalmente, los aceros de medio carbono son austenitizados a temperaturas más altas para aumentar la dureza del estado templado. En piezas carburizadas, temperaturas más bajas de austenitización habitualmente conducirán a un mejor control del tamaño durante el austempering.

Cuando las piezas son carburizadas o austenitizadas en un baño de sal, pueden ser directamente templadas en un baño de aceite a la temperatura de martempering. Si las piezas son austenitizadas o carburizadas en sales que contengan cianuros no pueden ser tratadas directamente en martempering en sal, debido a que los dos tipos de sales son incompatibles y ocurren explosiones cuando se las mezcla.

Para evitarlo se usa uno de los dos procedimientos siguientes:

- 1) - Enfriar en agua desde el baño de carburización, lavar y austenitizar en un baño de cloruro y luego hacer el martempering.
- 2) - Pasar las piezas del baño de cianuro a un baño de cloruro a la misma temperatura para enjuagarlas y luego seguir con el martempering.

Cuando se usa este último método es esencial controlar la cantidad de cianuro en el baño de lavado neutro. Cuando los ensayos indican que hay más de un 5% de cianuro en el baño de enjuague parte del baño debe ser descartado para diluir el remanente con sal nueva.

Las temperaturas de los baños de martempering varían considerablemente según la composición de las piezas, la temperatura de austenitización y los resultados deseables. Para establecer el proceso en una aplicación nueva, muchas plantas comienzan a  $95^{\circ}\text{C}$  para temple en aceite y  $175^{\circ}\text{C}$  para sales de temple. Progresivamente aumentan la temperatura hasta obtener la mejor relación de dureza a distorsión.

El tiempo en el baño de martempering depende del espesor de la sección, del tipo de acero, de la temperatura y del grado de agitación del medio de temple. El efecto del espesor de la sección, de la temperatura y de la agitación del baño están representados en la Fig.  $\text{IX},8$ .

Debido a que el objeto del martempering es desarrollar una estructura martensítica con bajas tensiones térmicas y bajas tensiones de transformación, no se necesita mantener el acero en el baño de martempering por un período excesivo. Tiempos demasiado largos baja la dureza final debido a que permite transformar otros productos que no sean martensita, además de estabilizar la austenita en aceros de moderada aleación.

El tiempo para la igualación de temperaturas en un baño de aceite es alrededor de 5 veces el tiempo requerido en sal anhidra a la misma temperatura. Por ejemplo, en un barra de 1" de diámetro tratada por martempering en sal a  $205^{\circ}\text{C}$ , con agitación moderada, el tiempo de inmersión acostumbrado es de 2 minutos, mientras que se necesitan de 8 a 10 minutos para que la misma barra iguale sus temperaturas en un aceite a la misma temperatura. El tiempo de inmersión requerido en sal puede ser reducido en un 50% por la adición de 1 a 2% de agua. Esta adición de agua aumenta la velocidad de temple del baño pero dicha adición debe

hacerse en forma de no producir salpicaduras de la sal. Esto se consigue introduciendo un chorro de vapor en la zona de máxima agitación del baño.

Las cantidades de agua óptimas varían con la temperatura del baño. Así:

235°C	0.5 a 2% de agua.
260°C	0.5 a 1% de agua.
315°C	0.25 a 0.5% de agua.
370°C	0.25% de agua.

Hasta el presente no se conocen medios automáticos para controlar la concentración de agua en los baños de nitrito-nitrato. El agua es habitualmente controlada por la discreción del operador que agrega agua cuando se necesita, sobre la base de la experiencia. La presencia de agua es virtualmente detectada por el observador debido a que se desprende vapor cuando las piezas calientes son sumergidas en el baño. El vapor causa un visible levantamiento de la sal por encima del área de temple y es así característica de la fase vapor.

La agitación de una sal o aceite de martempering, aumenta considerablemente la dureza obtenible para una dada sección en comparación con la obtenible en un temple quieto. Esto es demostrado en la fig. IX,9, para un acero 52100 y relaciona el espesor de la sección con la dureza y la agitación.

En algunos casos el enfriamiento rápido producido por una agitación demasiado vigorosa aumenta la distorsión. Así, una agitación débil a menudo es usada para obtener el mínimo de distorsión con elijo de sacrificio en la dureza.

El enfriamiento a partir del baño de martempering habitualmente se hace por enfriamiento en aire quieto para evitar grandes diferencias en temperaturas entre la superficie y el interior de la pieza.

El enfriamiento en aire forzado por medio de ventiladores es ocasionalmente usado en secciones por encima de 3/4" pero es necesario tomar precauciones si las piezas varían de espesor o tienen mucha superficie expuesta en una sección, tales como dientes o aletas, debido a una objetable cantidad de distorsión que ocurre cuando se enfría rápidamente a través del rango mantensítico.

Generalmente las piezas no son enfriadas en aceite frío o agua, luego de retirarlas del baño de martempering, debido a que se generan grandes gradientes térmicos y una desigual distribución de tensiones que aumentan la distorsión.

El tiempo de enfriamiento variará con la masa y la densidad de la carga, con el espesor de la sección máxima de la pieza y con la temperatura del aire ambiente. La Fig. IX,10 muestra el efecto de la sección sobre la velocidad de enfriamiento en aire quieto.

Luego del enfriamiento a temperatura ambiente, las piezas que han sido sometidas a martempering pueden ser mantenidas a temperatura ambiente por varias horas y a veces días sin el riesgo de fisuras, debido a que las tensiones residuales son bajas comparadas con las generadas por temple convencional.

#### 1.6 - Control dimensional.

En la mayoría de los casos la distorsión es significativamente menor en las piezas de martempering que en piezas endurecidas por temple ininterrumpido (convencional). Sin embargo el proceso previo tiene a menudo un efecto importante sobre la distorsión independiente del método de tratamiento térmico usado. Así, para muchas aplicaciones el martempering puede fallar para resolver los problemas de distorsión debido a cambios dimensionales excesivos que se producen en el calentamiento previo al martem-

pering. Por otro lado es a veces necesario considerar el efecto de las tensiones de fabricación que aparecen en los procesos de forja, estampado, laminado y maquinado. Cuando las piezas son calentadas, estas tensiones pueden distorsionar las piezas. Un proceso de recocido entre 650 y 705°C luego del maquinado grueso o del conformado seguramente relajará las tensiones y suprimirá dicha distorsión.

Partes grandes que daban ser extremadamente planas necesitan de un temple prensado.

Las Fig. Nº IX,11 y 12 muestran muestran una comparación de la distorsión en temple y martempering y el efecto de un enfriamiento sobre un soporte que mantiene las dimensiones dentro de las especificaciones.

Partes tales como ejes, guías de dientes, arandelas y resortes requieren un aplanado o un postconformado luego del tratamiento térmico. Esto no resulta posible luego del temple normal. Sin embargo, luego que tales piezas han sido removidas del baño de martempering, el aplanado es hecho ya sea por presión a mano o en una prensa cuando las piezas están todavía en condición austenítica.

Algunas piezas son apretadas entre placas mantenidas aproximadamente a 150°C y las piezas se enfrían a la temperatura de las placas. A esta temperatura que depende del punto  $M_f$  del acero, la transformación de la martensita puede ser solo parcial, pero es habitualmente próxima al fin, tal que la pieza tome la forma permanente antes de ser removida de su posición de aprisionamiento. A esta temperatura, la película de sal con un punto de fusión de 143°C adherida a la pieza no se congelará y será removida de la pieza sin dificultad. La transformación a martensita es com-

pletada durante el subsecuente enfriamiento al aire a la temperatura ambiente y la pieza queda dentro de la tolerancia dimensional.

Algunos materiales difíciles de conformar, tales como aceros para trabajo en caliente (H 11) y algunos aceros inoxidables martensíticos pueden ser conformados con precisión y endurecidos por austenitización y martempering y conformados en caliente para darles su forma inmediatamente luego de extraerlos del baño de temple si la temperatura del baño de martempering está por encima de la temperatura de transformación martensítica, para la dada aleación a ser tratada.

Durante el conformado en caliente por laminado, forja o extrusión, el metal está en estado austenítico metaestable, el cual se transforma en martensita en un enfriamiento subsecuente a la temperatura ambiente. Las piezas así tratadas mantendrán con precisión las dimensiones a las que se formaron y pueden tener la condición de tratamiento térmico completo requiriendo sólo una operación subsecuente de revenido.

#### 1.7 - Aplicaciones típicas.

Las Tabla 4 y 5 muestran ejemplos de aplicaciones típicas de martempering en sal y aceite.

Para la mayoría de las operaciones de tratamiento térmico que usan martempering, el costo será mayor que aquellas operaciones que emplean temple convencional. El aumento en el costo estriba fundamentalmente en que se necesita un equipo más elaborado y con mayor número de controles. Sin embargo, el costo de manufactura total de las piezas terminadas es muy importante y a veces emplear martempering es menos caro debido a un aumento en la calidad de las piezas, a la disminución del número de piezas que deben ser



tenita a bainita a la temperatura de austempering.

3) - La localización del punto  $M_s$ .

Como se indica en la Fig. nº IX,14, un acero 1080 presenta características de transformación que hacen que su uso en austempering sea limitado. El enfriamiento desde la temperatura de transformación hasta la del baño de austempering debe ser realizada en 1 seg. aproximadamente, para evitar la nariz de la curva TTT y así prevenir la transformación a perlita durante el enfriamiento. Según la temperatura, la transformación isotérmica en el baño es completada dentro de lapsos que varían desde pocos minutos a 1 hora. Debido al enfriamiento rápido requerido, el austempering de un acero 1080 puede ser hecho con éxito sólo en secciones muy delgadas. (Alrededor de 0.2" de diámetro).

Aceros de baja aleación como el 5140, son convenientes para austempering como lo indican las curvas TTT que están mostradas en la Fig. nº IX,14. Se necesitan alrededor de 12 segundos para pasar la nariz de la curva y la transformación a bainita es completada dentro de 1 a 10 minutos, entre 315 y 400°C. Piezas hechas con 5140 u otros aceros similares son adaptables para austempering en piezas de tamaño grande, lo que no resulta posible con el 1080, debido a que se dispone de un tiempo largo para sobrepasar la nariz de la curva.

Junto con los aceros mencionados antes, los aceros adaptables al austempering incluirán:

- 1) - Los aceros de baja aleación que contengan de 0.50 a 1.0% de carbono y un mínimo de 0.60% de Mn.
- 2) - Aceros de alto carbono que contengan más de 0.90% de carbono y posiblemente un poco menos de 0.60% de Mn.
- 3) - Ciertos aceros al carbono (tales como el 1040), con un conte-

descartadas y al menor costo de manipuleo.

## 2. AUSTEMPERING DE ACEROS.

El austempering es una transformación isotérmica de las aleaciones ferrosas a una temperatura por debajo de la temperatura de formación de perlita y por encima de la de formación de martensita.

Para realizar un austempering se procede en la siguiente manera: Fig. Nº IX,13.

- 1) - Se calienta el acero a una temperatura dentro del rango de austenitización, habitualmente entre 790 y 870°C.
- 2) - Se temple en un baño que se mantiene a una temperatura constante entre 270 y 400°C.
- 3) - Se deja permanecer en este baño el tiempo necesario para que se complete la transformación a bainita.
- 4) - Se enfría hasta la temperatura ambiente en aire quieto.

Las diferencias fundamentales entre un austempering, un martempering y un temple convencional están mostrados en la Tabla Nº6. El principal objetivo del austempering es tener un aumento de la ductilidad y la resistencia al impacto a valores de dureza altos.

### 2.1 - Aceros para austempering.

La selección de aceros para austempering debe estar basada en las características de transformación de los aceros como están indicadas en los diagramas TTT. Las tres consideraciones importantes son:

- 1) - La localización de la nariz de las curvas TTT y el tiempo disponible para sobrepasarlas.
- 2) - El tiempo requerido para la transformación completa de aus-

nido de carbono menor de 0.50% pero con un contenido de Mn en un rango comprendido entre 1.00 y 1.65%.

4) - Ciertos aceros de baja aleación (tales como la serie 5100, que contengan más de 0.30% de C y las series 1300 hasta 4000, con un contenido de C de más de 0.40% y otros tales como el 4140, 6145, 9440.

Algunos aceros, aunque tienen suficiente carbono o contenido de aleación como para ser endurecibles, están en el límite de practicabilidad del martempering debido a:

a) - La transformación en la nariz de la curva empieza en tiempos menores de 1 seg. y es así virtualmente imposible templear piezas, excepto aquellas de secciones muy delgadas, en banos de sales, sin que se forme perlita.

b) - Requieren tiempos de transformación excesivos. Un ejemplo típico de un acero que pertenece a la primera categoría es el 1034 cuyas características de transformación están mostradas en la Fig. Nº IX,14. Las características de transformación para un 9261 (también mostradas en la Fig. 14, indican que no es difícil por temple sobrepasar la nariz de la curva pero el tiempo requerido para la transformación completa a bainita (alrededor de 24 horas) es excesivo.

Otros aceros con tiempos de transformación excesivos similares incluyen la serie 4200, 4600 y 4800.

## 2.2 - Temperatura de austenitización.

Cuando la temperatura de austenitización de un acero de alto carbono aumenta, su temperatura  $M_s$  disminuye debido a una más completa solubilización del carbono. El efecto directo de los elementos de aleación sobre el punto  $M_s$  es mucho menos pronunciado que el efecto del carbono. Sin embargo los elementos formadores de carbu-

ros, tales como el Mo y el V, pueden retener carbono en la aleación en forma de carburos e impedir la completa solubilización del carbono.

La temperatura  $M_s$  (en grados F), para un acero completamente austenitizado puede ser obtenida a partir de la fórmula:

$$M_s = 1000 - (650 \times \%C) - (70 \times \%Mn) - (35 \times \%Ni) - (70 \times \%Cr)$$

La temperatura de austenitización tiene un efecto significativo sobre el tiempo al cual la transformación comienza y cuando la temperatura de austenitización es aumentada por encima de la normal para un acero específico, la nariz de la curva TTT se corre hacia la derecha debido al engrosamiento del grano.

Por ejemplo, en la fig. IX,14 se necesitan alrededor de 3/4 seg. para templar un acero 1040 a fin de evitar la nariz de la curva. Sin embargo esto está basado en una temperatura de austenitización de 790°C. A temperaturas de austenitización mayores, el desplazamiento de la curva hacia la derecha permite mayor tiempo antes de que la transformación comience.

Un uso práctico de este fenómeno es hecho a veces a fin de procesar piezas de composición y secciones que de otra forma estarían en el límite del proceso de austempering. Sin embargo, a mayor tamaño de grano, hay un detrimento de algunas propiedades deseables. Por lo tanto se recomienda que se usen las temperaturas de austenitización standards. Temperaturas de austenitización superiores se emplearán sólo en el caso en que la experiencia pruebe que no hay un deterioro marcado de las propiedades mecánicas.

### 2.3 - Limitaciones en el espesor de la sección.

El espesor de la sección de una pieza tiene mucha influencia en la determinación de cuando una pieza puede ser tratada

con éxito en austempering.

La Tabla Nº 7 resume el tamaño de la sección de piezas tratadas en austempering, de varios tipos de aceros, la temperatura de austempering, la dureza  $R_c$  obtenida y la temperatura  $M_s$  calculada teóricamente.

#### 2.4 - Aplicaciones del austempering.

El austempering reemplaza al temple convencional y revenido por alguna o ambas de estas razones:

- a) - Para obtener propiedades mecánicas mejoradas (particularmente mayor ductilidad y resistencia al impacto).
- b) - Para disminuir la tendencia a formar fisuras y distorsión.

En algunas aplicaciones el austempering es menos caro que un temple convencional y revenido. Esto es cierto cuando son piezas pequeñas tratadas en un sistema convencional automático de temple y revenido que comprenda 3 etapas: austenitización, temple y revenido. El austempering consta de 2 etapas: la austenitización y el austempering en un baño.

El rango de aplicación del austempering comprende piezas fabricadas a partir de barras de pequeño diámetro o láminas y hojas de pequeño espesor. El austempering es particularmente aplicable a aceros al carbono de sección delgada que requieran una dureza excepcional de  $R_c = 50$ .

En las piezas de aceros al carbono tratadas por austempering la reducción de área es habitualmente mucho mayor que en un temple y revenido convencional como se indica en la Tabla Nº IX, 8 .

Es más importante que las piezas de austempering posean propiedades mecánicas convenientes a que tengan un 100% de estructura bainítica. En la Tabla 7 es evidente que los valores

de dureza indicados para varios aceros tratados en austempering tienen estructuras mezcladas. Durezas mayores que las normales indican que algo de martensita se ha formado y durezas menores que las normales indican la formación de algo de perlita. La formación de perlita es más común y se produce por una velocidad de temple demasiado lenta para evitar completamente la nariz de la curva TTT.

En la práctica industrial del austempering, un número razonable de aplicaciones se hacen con éxito con menos de 100% de bainita.

#### 2.5 - Medios de temple para austempering.

La sal fundida es el medio de temple más comunmente usado en martempering, debido a que:

- 1) - Transfiere calor rápidamente.
- 2) - Elimina los problemas de la fase vapor en la etapa inicial del temple.
- 3) - Su viscosidad es uniforme sobre un amplio rango de temperaturas.
- 4) - Su viscosidad es baja a la temperatura del austempering, (próxima a la del agua a temperatura ambiente), y así minimiza las pérdidas por arrastre.
- 5) - Permanece estable a la temperatura de operación.
- 6) - Es completamente soluble en agua y así facilita las operaciones de limpieza subsecuentes.

La formulación y características de dos baños de sales usadas en dicho temple son mostradas en la Tabla 9. Las sales del rango alto son sólo convenientes para austempering, mientras que las sales de rango amplio pueden ser usadas para austempering, martempering y sus modificaciones.

Las piezas húmedas pueden causar serias salpicaduras cuando son sumergidas en una sal fundida. A pesar de que éste es un peligro reconocido, es a menudo esencial aumentar la velocidad de temple de los baños de sales y esto se consigue por la adición de humedad al baño. La forma más segura de introducir humedad es inyectando vapor de agua dentro del baño mismo.

El baño de Pb puede ser también usado para un temple interrumpido pero su uso ha sido restringido por su alto costo inicial y su alta densidad que hace necesario el uso de un sistema para mantener las piezas sumergidas durante el tratamiento térmico. Por otro lado el Pb requiere protección contra la oxidación y puede dar lugar a dificultades en la limpieza cuando el Pb o su óxido se adhiere sobre el metal que es templado.

El aceite es muy pocas veces empleado para austempering debido a su inestabilidad térmica y porque presenta cambios de viscosidad a las temperaturas de austempering. Debido a la persistencia de su envolvente de vapor, el aceite es un templante lento, (más lento que el agua) a elevadas temperaturas y presenta peligro de incendio.

## 2.6 - Control de las variables del proceso.

Para alcanzar los resultados deseados en el proceso de austempering es necesario controlar la temperatura del baño, el tiempo de inmersión de la pieza a ser procesada y la agitación del baño.

### 2.6.1 - Control de la temperatura del baño de austempering.

Esta es importante debido a que:

- 1) - La temperatura del baño determina la dureza y otras propiedades que se obtienen en la pieza.
- 2) - Una congelación del baño de sal puede resultar sumamente cara.

3) - Las mezclas de nitrito-nitrato sufren explosiones violentas por encima de  $600^{\circ}\text{C}$ . La sal puede entonces atacar el recipiente y volverse exotérmica y puede continuar generando calor hasta que haya una explosión, aún después que la fuente de calentamiento haya sido cortada.

El peligro potencial de las sales sobrecalentadas como resultado de una falla en el termopar, o en el instrumento de control es reconocido y precauciones adecuadas deben tomarse. Un segundo instrumento con su termopar es recomendado. Estos pueden ser ajustados a  $30^{\circ}\text{C}$  por encima de la temperatura de operación deseada y debe estar provisto de una alarma en caso de mal funcionamiento.

Habitualmente una variación en la temperatura del baño de  $\pm 5^{\circ}\text{C}$  son admisibles. Sin embargo, variaciones mayores que estas han demostrado que producen variaciones inaceptables en la dureza de las piezas austemperizadas.

#### 2.6.2 - Tiempo en el baño.

El tiempo en el baño debe ser suficiente para permitir la transformación completa. Tiempos más largos que los requeridos aumentarán el costo de producción pero no son nocivos para las piezas, como puede verse de la Tabla nº 10.

Por otro lado, las piezas que se caen de los bastidores o son mantenidas intencionalmente a  $255^{\circ}\text{C}$  durante varios meses, al ser ensayadas revelan que sus propiedades no son modificadas por la inmersión prolongada.

#### 2.6.3 - Agitación del baño.

La agitación del baño es una variable significativa en el austempering, debido a que tiene efecto sobre la velocidad de temple. Una agitación mecánica tal como puede proveerla un bom-



beo o agitación por aire, puede producir velocidades convenientes.

### 2.7 - Control dimensional.

Las piezas pueden ser producidas con cambios dimensionales menores por austempering que por temple convencional y revenido. El austempering puede ser la mejor forma de mantener las tolerancias próximas sin un aplanado grande o un maquinado luego del tratamiento térmico.

Las Fig. nº IX,15 - 16 y 17 comparan las variaciones dimensionales para un proceso de austempering y de temple convencional y revenido.

### 2.8 - Costos.

En algunos casos, particularmente en la producción de grandes cantidades de piezas, éstas pueden ser tratadas con menor costo por austempering que por temple y revenido.

La Tabla nº 11 indica que un acero templado en aceite y revenido cuesta 17% menos que tratado en austempering. Esta comparación está basada en un proceso continuo con un promedio de 700 libras de lámina durante 6000 horas por año. Sin embargo, más significativo que el costo del tratamiento térmico es el costo de manufactura total de las piezas terminadas. Para piezas adaptables a austempering, la reducción de operaciones adicionales tales como el aplanado o la reducción en descarte de piezas que están fuera de las especificaciones, indican que el austempering es el proceso preferido a pesar del hecho que el costo del tratamiento térmico específico sea mayor.

### 2.9 - Austempering modificado.

Como se mencionó antes, modificaciones en la práctica del austempering, que dan lugar a estructuras mezcladas de perlita y bainita, son completamente comunes en la práctica industrial.

Las concentraciones de perlita y bainita pueden variar en las diferentes modificaciones del proceso.

El "patenting" es un proceso usado en la industria del alambre y es una forma útil de austempering modificado. En dicho procedimiento el alambre o la varilla austenitizada es templada en forma continua en un baño mantenido entre 510 y 540°C y mantenidos en el baño por tiempos que van de 10 segundos para alambres delgados hasta 90 seg. para varillas.

El "patenting" provee una combinación de resistencia moderadamente alta y alta ductilidad. Como está indicado en la Fig. 18 para la línea denominada práctica modificada, el proceso varía del austempering real en la velocidad de temple de tal manera que en lugar de ser lo suficientemente rápida para evitar la nariz de las curvas TTT, es significativamente más baja para intersectar la nariz lo cual da una transformación a perlita fina y bainita.

Prácticas similares han sido empleadas con éxito para aceros al carbono <sup>cuando</sup> es deseable o aceptable una dureza entre 30 y 42 R<sub>c</sub>.

Estas prácticas sin embargo están sujetas a ciertas limitaciones metalúrgicas tales como:

1) - La pieza a ser templada deben ser de una masa y peso suficientes tal que el enfriamiento desde la temperatura del baño de temple no implique tiempos que permitan evitar la nariz de la curva. De otra manera, la pieza sufrirá un austempering verdadero y serán más duras que lo deseado. La temperatura del medio de temple no deberá elevarse de 370°C a fin de retardar la velocidad de enfriamiento o la fragilización por revenido puede presentarse. Para piezas pequeñas, se prefiere un recocido isotérmico.

co a  $570^{\circ}\text{C}$  a un austempering modificado para obtener durezas entre 30 y 42 R<sub>c</sub>.

2) - Las piezas a ser templadas están sujetas a límites de peso máximos. Si más de 20 seg. son requeridos para que el centro de la pieza se transforme o si hay un aumento en la temperatura del baño, algo de bainita superior se formará resultando una dureza variable y una estructura mezclada.

3) - El límite inferior de temperaturas del baño de temple depende del peso de la pieza.

A partir de lo anterior es evidente que las prácticas modificadas están limitadas por varios factores críticos y es necesario desarrollar pruebas para establecer un ciclo óptimo para piezas de composición específicas y espesores determinados.

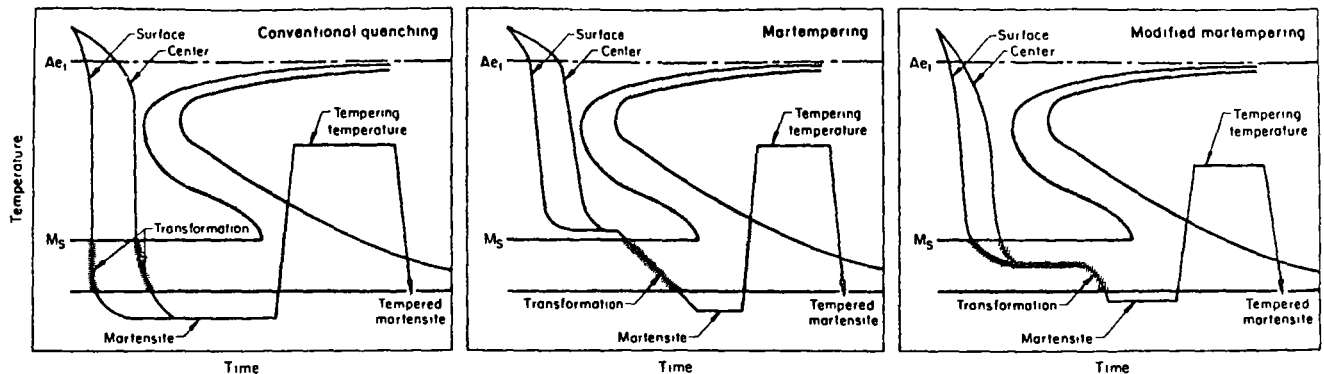


Fig. 1 Time-temperature transformation diagrams with superposed cooling curves showing quenching and tempering by (left) conventional process, (center) martempering, and (right) modified martempering

Fig. 1

**Table 1. Mechanical Properties of 1095 Steel Heat Treated by Two Methods**

Specimen No.	Heat treatment	Rockwell C hardness	Impact, ft-lb	Elongation in 1 in., %
1	Water quench and temper . . . .	53.0	12	0
2	Water quench and temper . . . .	52.5	14	0
3	Martemper and temper . . . .	53.0	28	0
4	Martemper and temper . . . .	52.8	24	0

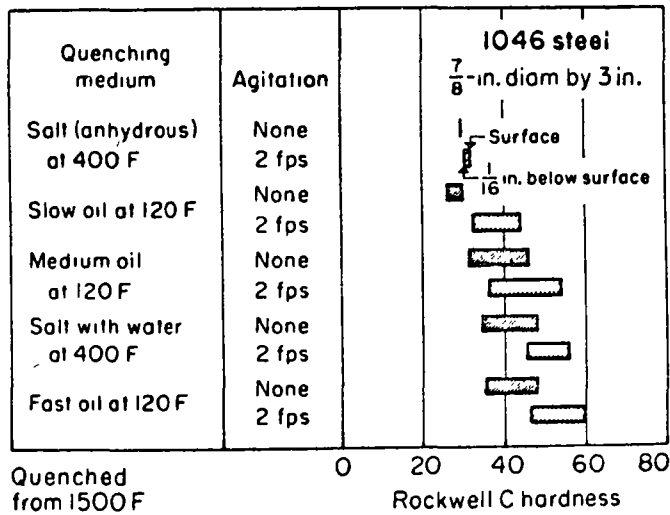
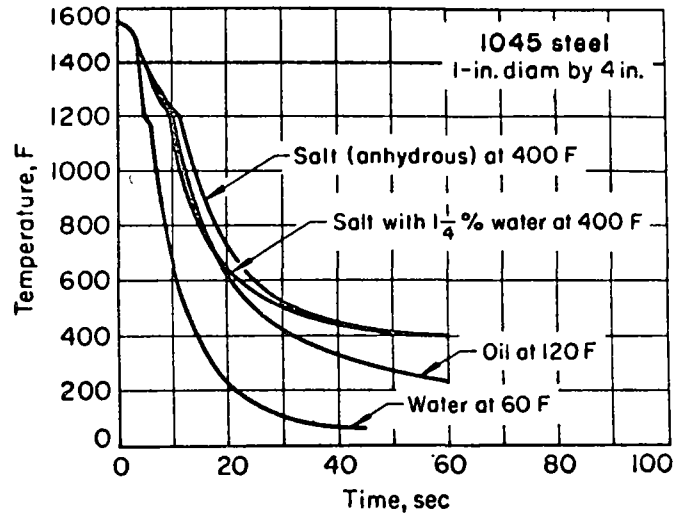


Fig. 2. (Upper graph) Comparison of cooling curves for 1045 steel cylinders quenched in salt, water and oil. Thermocouples were at centers of specimens. (Lower graph) Effect of quenchant and agitation on the hardness of 1046 steel.

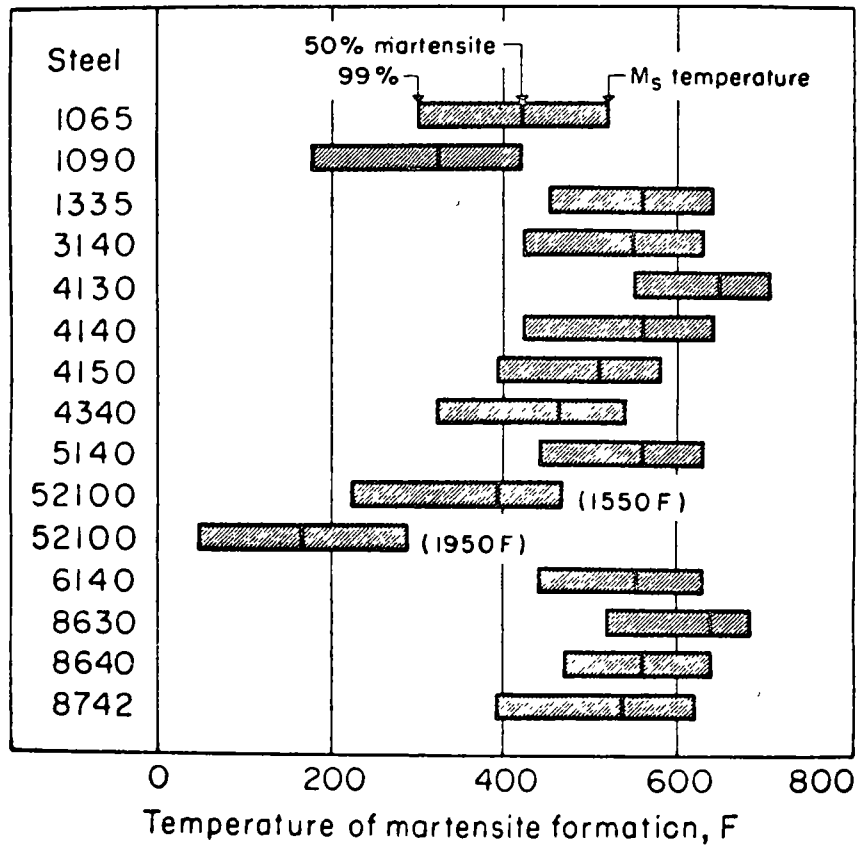


Fig. 3. Temperature range of martensite formation in 14 carbon and low-alloy steels (R. A. Grange and H. M. Stewart)

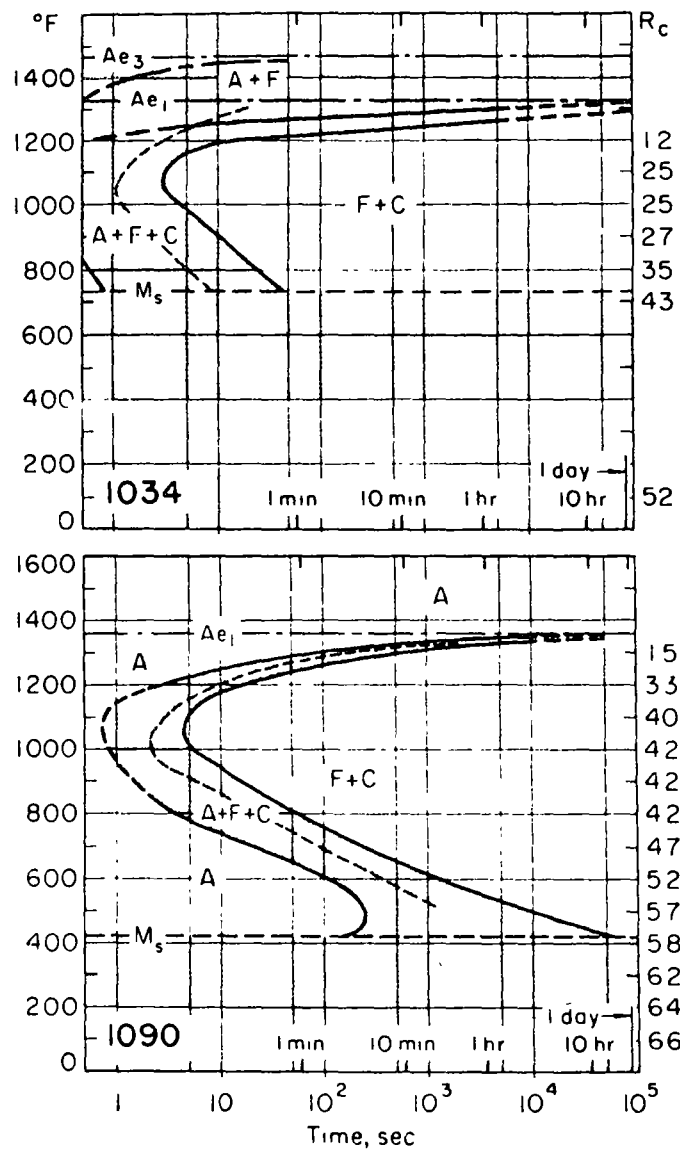


Fig. 4. TTT diagrams for 1034 and 1090 steels. The 1090 was austenitized at 1625 F and had a grain size of 4 to 5.

Fig. 4

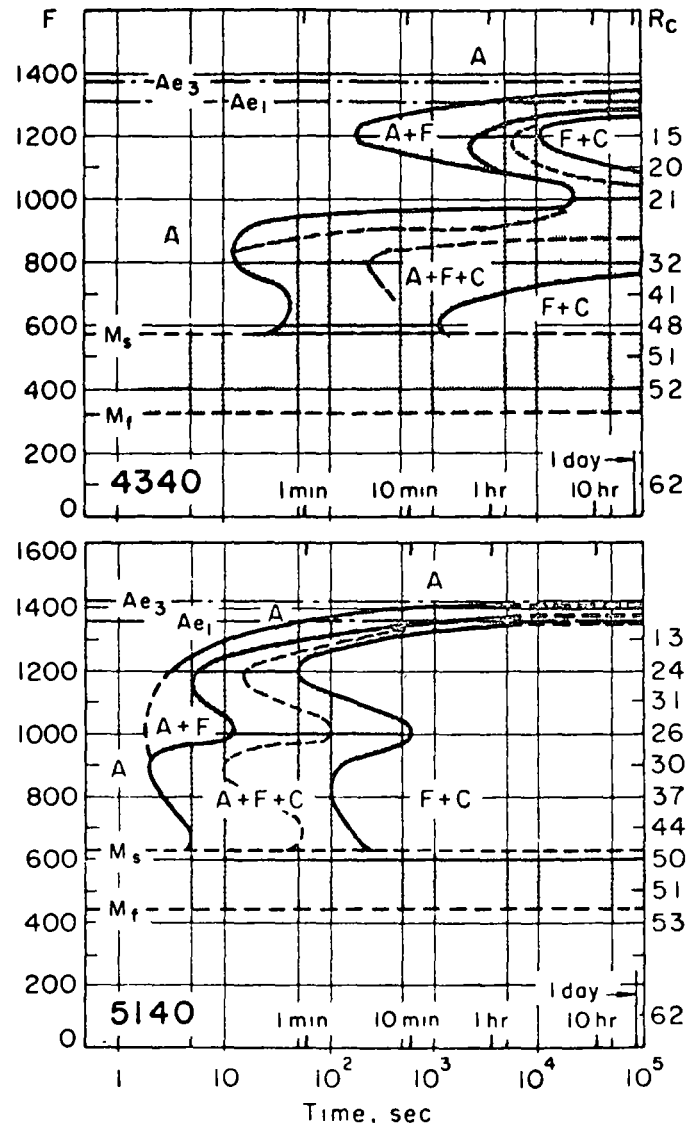
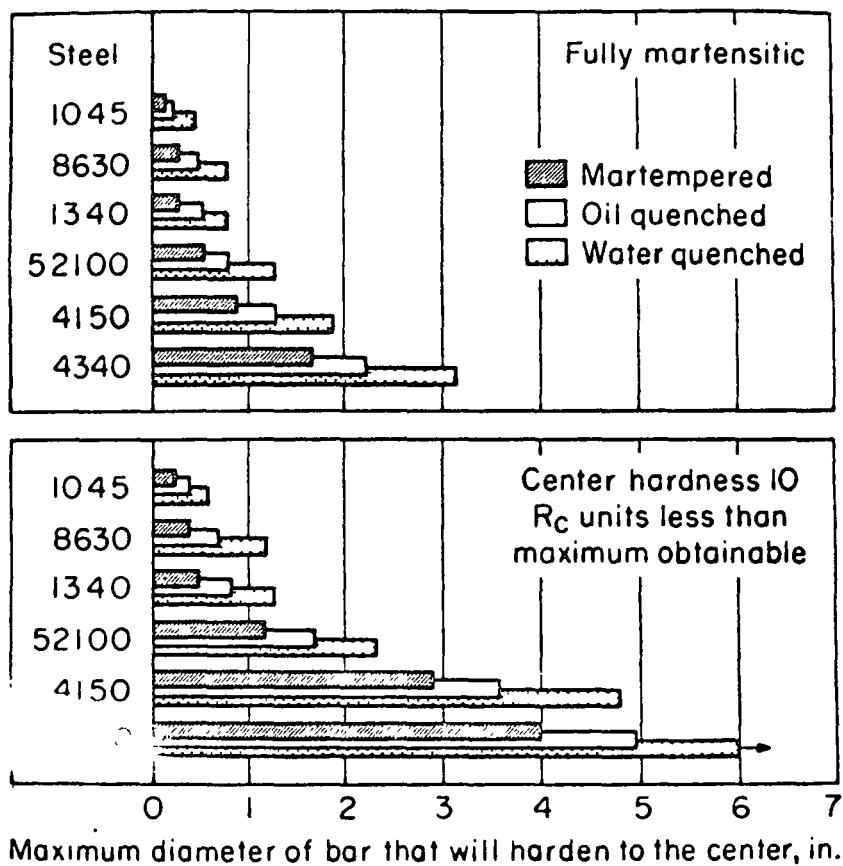


Fig. 5. TTT diagrams for 4340 and 5140 steels. The austenitizing temperature for both steels was 1550 F; grain size was 7 to 8 for the 4340 and 6 to 7 for the 5140.

Fig. 5



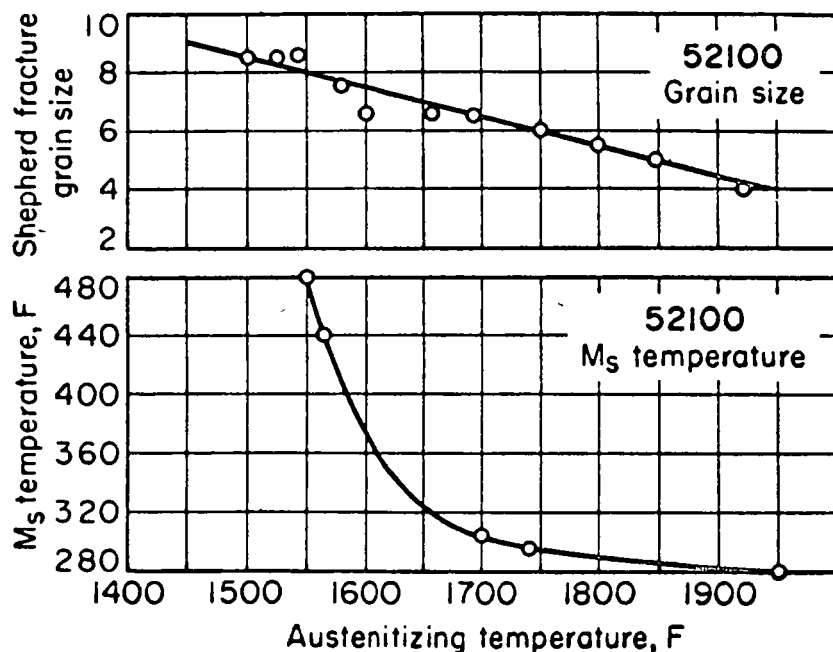


*Fig. 6. Approximate maximum diameter of bars that are hardenable by martempering, oil quenching and water quenching (R. H. Aborn, Metal Progress, Jan 1949)*

**Table 2. Physical Properties of Two Oils Used for Martempering**

Property	Value, for oil with operating temperature of:	
	200 to 300 F(a)	300 to 450 F
Flash point (min), F...	410	525
Fire point (min), F....	470	595
Viscosity, sus, at:		
100 F .....	235 to 575	.....
210 F .....	50.5 to 51	118 to 122
300 F .....	36.5 to 37.5	51 to 52
350 F .....	.....	42 to 43
400 F .....	.....	38 to 39
450 F .....	.....	35 to 36
Viscosity index (min) ..	95	95
Acid number .....	0.00	0.00
Fatty oil content .....	None	None
Carbon residue .....	0.05	0.45
Color .....	Optional	Optional

(a) Temperature range for modified martempering

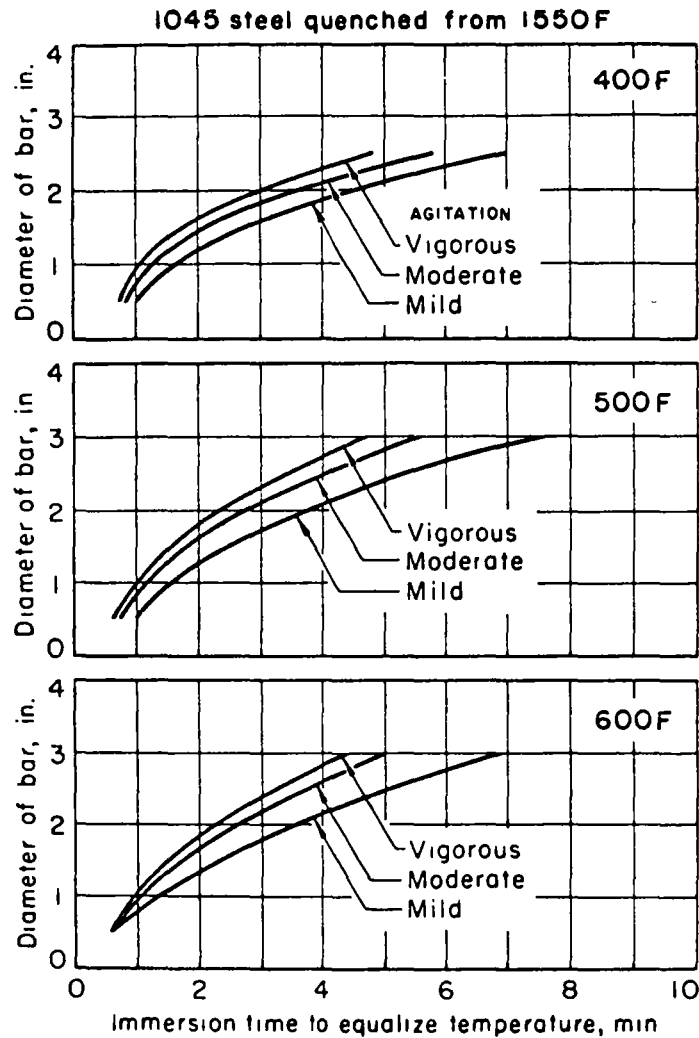


**Fig. 7. Effect of austenitizing temperature on grain size and  $M_s$  temperature of 52100**

**Table 3. Typical Austenitizing and Martempering Temperatures**

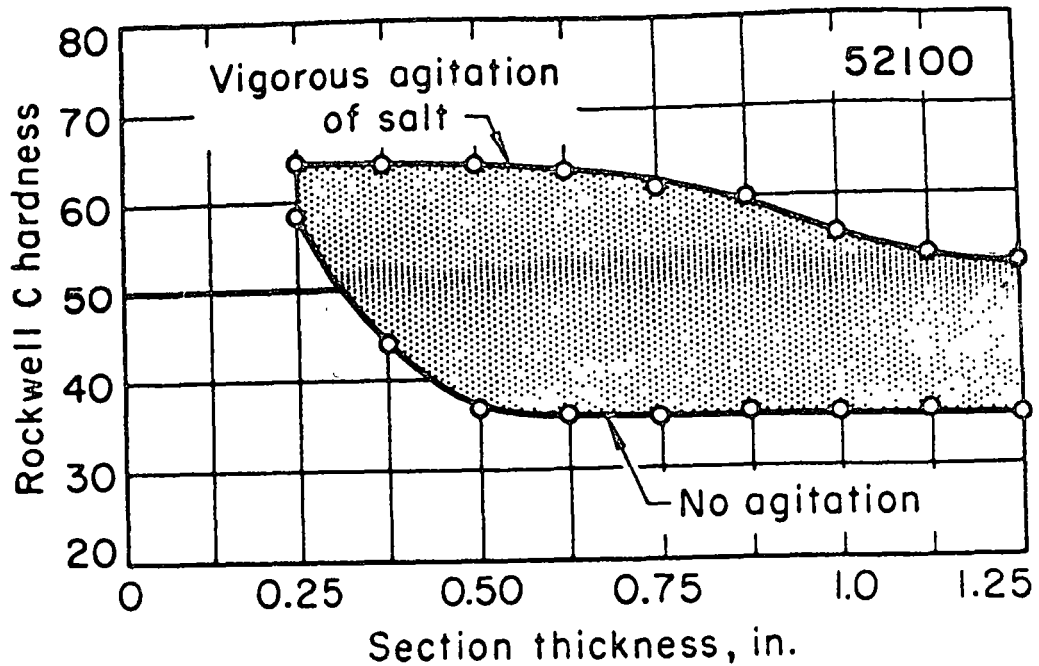
Steel	Temperature, F		
	Austenitizing	Oil(a)	Martempering Salt(b)
<b>Through-Hardening Steels</b>			
1024 .....	1600	275	....
1070 .....	1550	350	....
1146 .....	1500	350	....
1330 .....	1550	350	....
4063 .....	1550	350	....
4130 .....	1550	...	400 to 500
4140 .....	1550	300	....
4140 .....	1525	...	450 to 525
4340, 4350 .....	1500	...	450 to 525
52100 .....	1575	375	....
52100 .....	1550	...	350 to 475
8740 .....	1525	...	450 to 525
<b>Carburizing Steels</b>			
3312 .....	1500	...	350 to 375
4320 .....	1525	...	350 to 375
4615 .....	1750	375	....
4720 .....	1550	...	350 to 375
8617, 8620 .....	1700	300	....
8620 .....	1575	...	350 to 375
9310 .....	1500	...	350 to 375

(a) Time in oil varies from 4 to 20 min, depending on section thickness. (b) Martempering temperature depends on shape and mass of parts being quenched; higher temperatures in range (and sometimes above range) are used for thinner sections and more intricate parts.

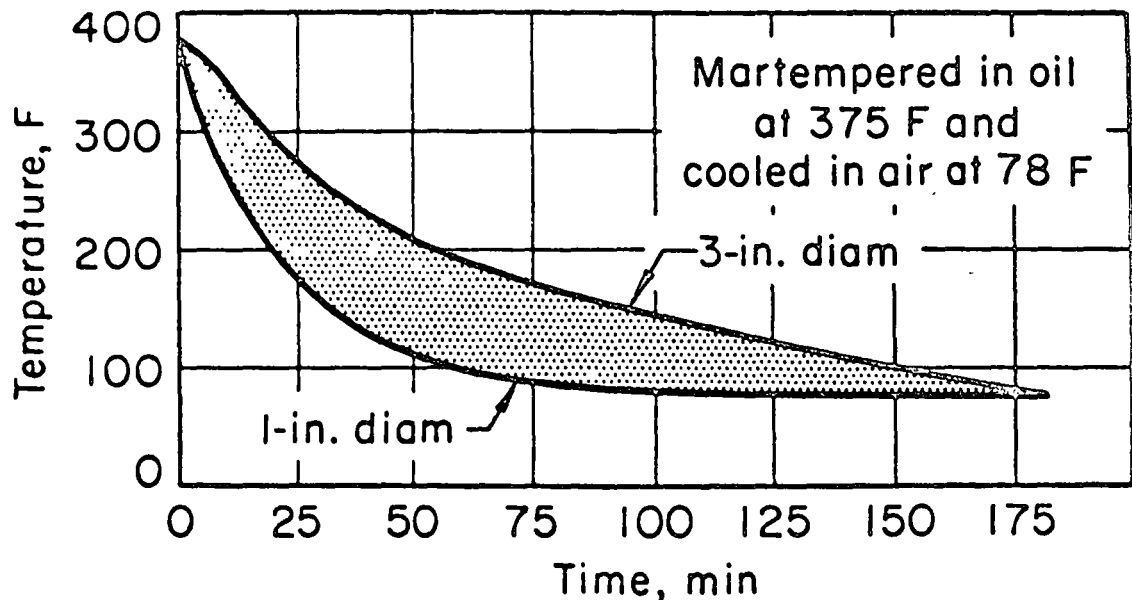


Effects of section size and agitation of quench bath on time required for centers of steel bars to reach the martempering temperature when quenched from a neutral chloride bath at 1550 F into anhydrous nitrate-nitrite martempering salt at 400, 500 and 600 F. Length of each bar was three times the diameter.

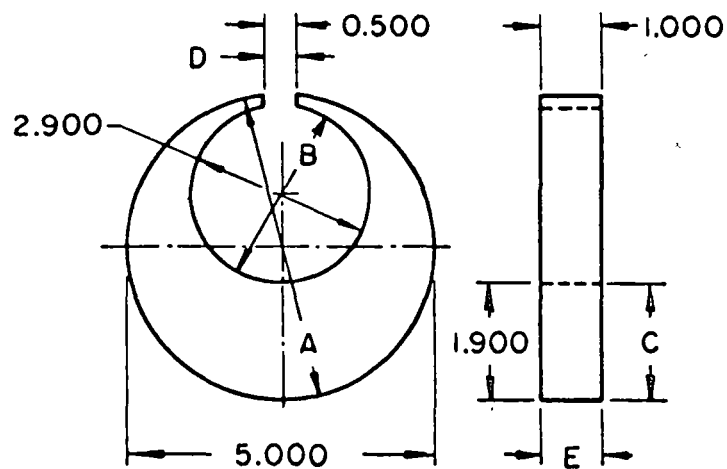
*Fig. 8. Time required to reach temperature*



*Fig. 9. Influence of agitation on the surface hardness of 52100 steel of various section thicknesses martempered in hot salt*



*Fig. 10. Effect of section thickness on time required to air cool steel after martempering at 375 F. Temperature measurements were made at the surface.*



Type of quench	Dimensional change, 0.0001 in.				
	A	B	C	D	E
Conventional (oil at 140 F) .....	83	95	80	240	30
Martempering in salt at:					
400 F.....	52	60	50	0	10
475 F.....	45	30	1	-20	10

*Fig. 11. Dimensional changes in Navy "C" specimens austenitized at 1550 F and quenched in three vigorously agitated mediums (Example 2)*

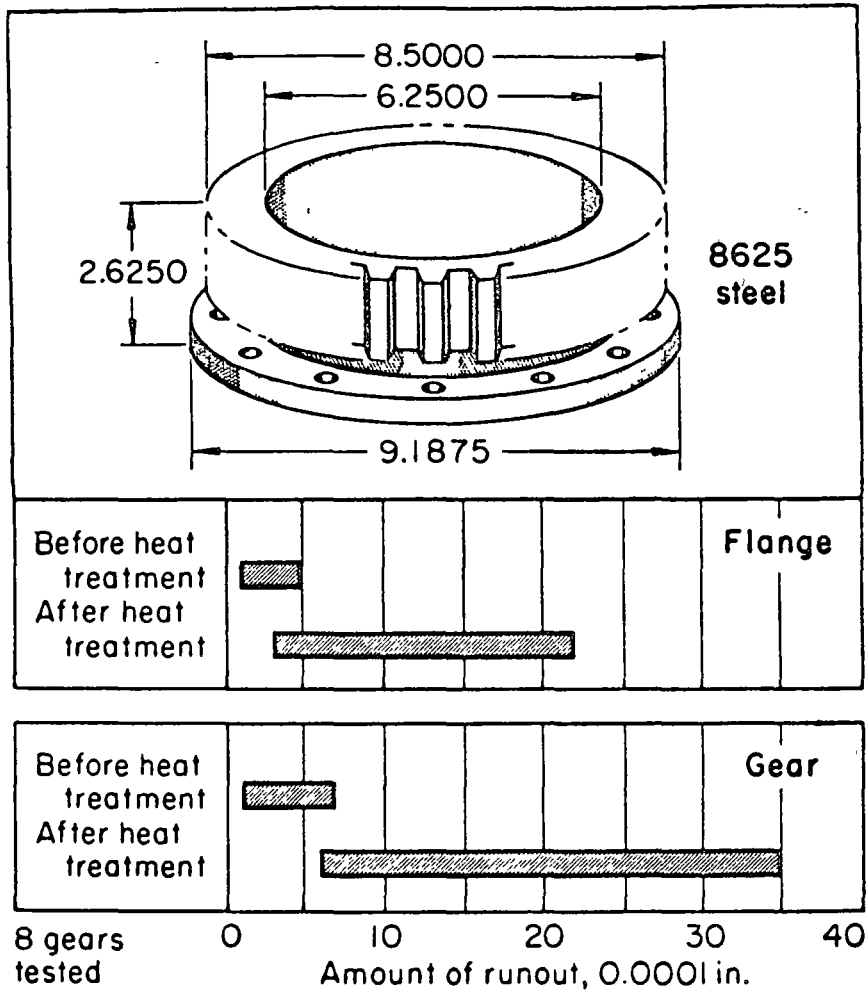


Fig. 12. Control range for eight ring gears of 8625 steel that were carburized to a depth of 0.050 in., martempered in oil at 375 F and placed on a plug for cooling to room temperature. Measurements are total indicator readings. (Example 5)

fig. 12

**Table 4. Typical Applications of Martempering in Salt**  
(Parts listed in order of increasing section thickness)

Parts	Steel	Maximum section thickness, in.	Weight, lb.	Martempering conditions		Rockwell C hardness required
				Temperature of salt, F	Minimum time in salt, min.	
Compliant tubes	4130	0.03	0.25	320(a)	5	50(b)
Thrust washers	8740	0.20	0.1	450	1	52 min(b)
Chain links	1045	0.22	0.25	400(c)	1	45 to 50(b)
Cotton-picker spindles(d)	Type 410	0.25	0.12	600(c)	1½	44 to 48(b)
Accessory drive shafts	9310(e)	0.25	1.0	375	2½	90 (15-N scale)
Clutch-adjustment nuts	8740	0.30	0.3	450	2	52 min(b)
Seal rings	52100	0.30	0.4	375	10	65(b)
Spur pinions	3312(e)	0.30	0.5	350	1½	90 (15-N scale)
Internal gears	4350	0.35	0.8	475	2	54 min(b)
Dual gears(f)	4815(e)	0.37	4.7	500	2	62 to 63(b)
Drive couplings	4340	0.40	0.6	450	2½	52 min(b)
Spline shafts	8720(e)	0.40	1.1	375	2½	90 (15-N scale)
Arbor sleeves	1117L(e)	0.40	1.3	400	3	....
Screw-machine spindles	8620(e)	0.40	14.0	400	3	....
Driving barrels	4350	0.50	1.0	475	3	48 to 52(g)
Bearing races(h)	52100	0.50	29.2	425	2½	63 to 64(b)
Hog knives	9260	0.60	18.0	350(j)	15	62(b)
Landing-gear springs	6150	0.75	32.5	500	2¾	56 to 57(b)
Internal gears	1117L(e)	1.00	3.0	400	3	....
Spur pinion gears(k)	4047	1.00	36.2	450(c)	3	50 to 52(m)
Screw-machine sprockets	8620(e)	1.50	20.0	400	3	....

(a) Salt contained 1½% water. (b) As quenched. (c) Salt contained water. (d) ¼-in. diam by 8 in long (e) Carburized. (f) 4⅞-in. OD by 1¼-in. ID by 4 in. (g) Final. (h) 8¼<sub>16</sub>-in. ID by 9⅞-in. OD. (j) Salt contained 1% water. (k) ¾-in. OD by 3⅝-in. ID by 5½ in. (m) As-quenched hardness of teeth.

Table 4

**Table 5. Typical Applications of Martempering in Oil**  
(Parts listed in order of increasing section thickness)

Part	Steel	Maximum section thickness, in.	Out-side diameter, in.	Weight, lb.	Carburizing temperature, F	Depth of case, 0.001 in.	Quenching temperature, F	Temperature of martempering oil, F(a)	Rockwell C hardness at surface
Sleeve	52100	⅛	....	¼	....	....	1450	325	58 to 59
Spacer plate	1065	⅛	....	¼	....	....	1450	325	56 to 57
Bushing	1117	3/16	2.009	½	1675	40 to 48	1675	375	58 to 62
Bushing	1117	¼	3.0034	1¼	1675	40 to 48	1675	375	55 to 60
Shifter rail	1018	3/8	....	2½	1550(b)	10 to 18	1550	325	55 to 60
Shifter rail	1018	3/8	....	3¼	1550(b)	14 to 24	1550	325	55 to 60
Spur gear	8620	1½	12.620	28	1700	45 to 60	1550	300	55 to 60
Helical gear	4620H	1½	13.050	37.2	1700	30 to 40	1550	300	58 to 63
Herringbone gear	4820	1½	11.150	36	1700	45 to 60	1550	300	55 to 61
Shifter rail	1141	1.0	1.0	17¼	1625(b)	18 to 26	1625	325	45 to 50
Spiral bevel gear	4620	1.0	8.29	11.25	1700	40 to 50	1550	300	55 min
Helical pinion	8617H	1.0	1.409	0.9	1700	20 to 28	1550	300	58 to 63
Spur gear	8625	1.250	3.300	9¾	1700	60 to 68	1700	375	58 to 62
Spur gear	4817H	1.340	7.350	19	1700	55 to 70	1550	300	58 to 63
Spur gear	8625	1.500	6.500	5½	1700	60 to 68	1700	375	58 to 62
Splined shaft	8625	1.564	1.564	5¾	1700	70 to 78	1700	375	58 to 62
Spur gear	8625	1.750	4.250	7¾	1700	60 to 68	1700	325	58 to 62
Splined shaft	8625	1.750	1.750	4½	1700	60 to 68	1700	375	58 to 62
Splined shaft	8620	2.000	2.000	11¼	1700	60 to 68	1700	325	58 to 62
Splined shaft	8625	2.559	2.559	15	1700	60 to 68	1700	330	58 to 62
Spur gear	8625	3.3343	9.667	26¼	1700	60 to 68	1700	375	58 to 62

(a) Minimum time in oil, 5 min.

(b) Carbonitriding temperature.

Table 5



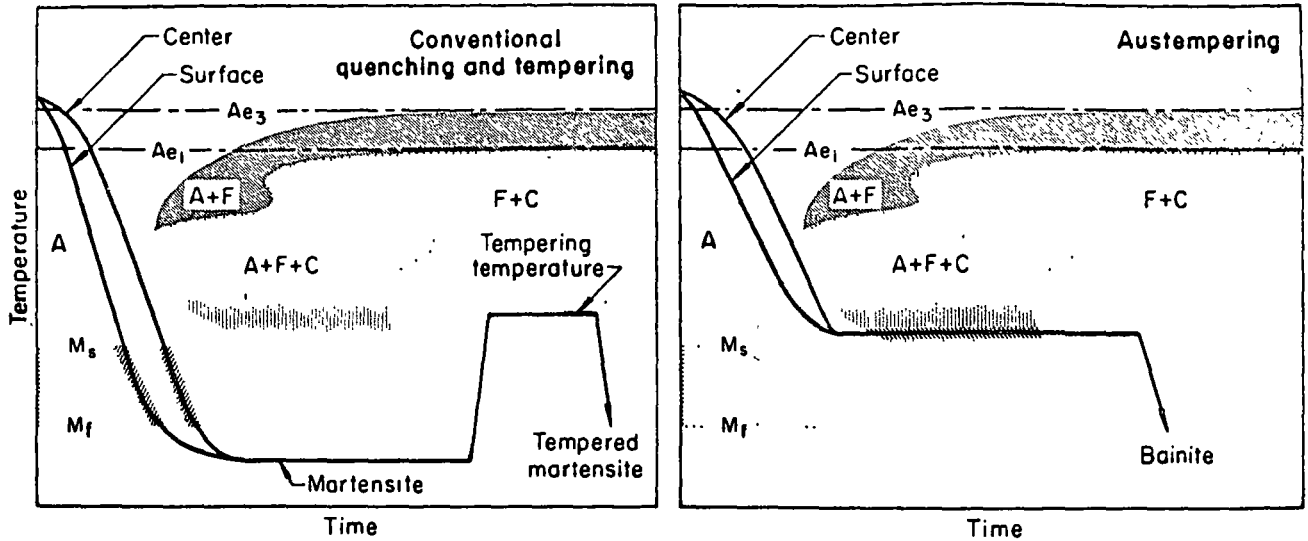


Fig. 1. Schematic comparison of time-temperature transformation cycles for conventional quenching and tempering and for austempering

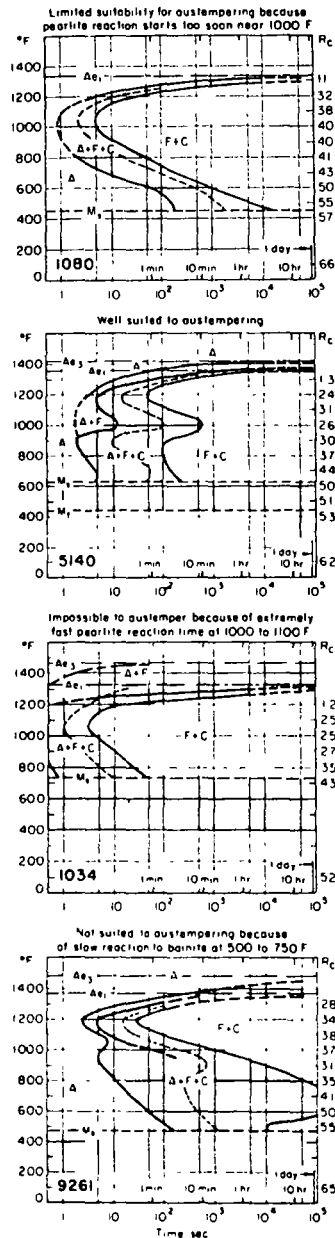


Fig. 13

Fig. 14

Fig 2 Transformation characteristics of 1080, 5140, 1034 and 9261 steels in relation to their suitability for austempering. See text in the adjacent column for discussion of steel selection.

**Table 1. Mechanical Properties of 1095 Steel  
Heat Treated by Three Methods**

Speci- men No.	Heat treatment	Rock- well C hard- ness	Impact, ft-lb	Elon- gation in 1 in., %
1	Water quench and temper...	53.0	12	0
2	Water quench and temper...	52.5	14	0
3	Martemper and temper...	53.0	28	0
4	Martemper and temper...	52.8	24	0
5	Austemper .....	52.0	45	11
6	Austemper .....	52.5	40	8

Tabla 6

**Table 3. Hardnesses of Various Steels and Section Sizes of Austempered Parts**

Steel	Section size, in.	Salt temperature, F	Ms temperature, F(a)	Rockwell C hardness
1050	....0.125(b)	655	612	41 to 47
1065	....0.187(c)	(d)	525	53 to 56
1066	....0.281(c)	(d)	500	53 to 56
1084	....0.218(c)	(d)	395	55 to 58
1086	....0.156(c)	(d)	420	55 to 58
1090	....0.187(c)	(d)	...	57 to 60
1090(e)	....0.820(c)	600(f)	...	44.5(avg)
1095	....0.148(c)	(d)	410(g)	57 to 60
1350	....0.625(c)	(d)	452	53 to 56
4063	....0.625(c)	(d)	473	53 to 56
4150	....0.500(c)	(d)	546	52 max
4365	....1.000(c)	(d)	408	54 max
5140	....0.125(b)	655	628	43 to 48
5160(e)	....1.035(c)	600(f)	492	46.7(avg)
8750	....0.125(b)	600	544	47 to 48
50100	....0.312(c)	(d)	...	57 to 60

(a) Calculated. (b) Sheet thickness. (c) Diameter of section. (d) Salt temperature adjusted to give maximum hardness and 100% bainite. (e) Modified austempering; microstructure contained pearlite as well as bainite. (f) Salt with water additions. (g) Experimental value.

**Table 4. Comparison of Mechanical Properties of Austempered and of Oil Quenched and Tempered Sway Bars of 1090 Steel**

Property(a)	Aus-tempered at 750 F(b)	Quenched and tempered (c)
Tensile strength, psi ...	205,000	200,000
Yield strength, psi ....	148,000	130,000
Elongation, % .....	11.5	6.0
Reduction of area, %..	30	10.2
Brinell hardness .....	415	388
Fatigue cycles(d) .....	105,000(e)	58,600(f)

(a) Average values. (b) Six tests. (c) Two tests. (d) Fatigue specimens 0.812 in. in diameter. (e) Seven tests; range, 69,050 to 137,000. (f) Eight tests; range, 43,120 to 95,220.

Table 2

**Table 2. Compositions and Characteristics of Salts Used for Austempering**

	High range	Wide range
Sodium nitrate....	45 to 55%	0 to 10%
Potassium nitrate .	45 to 55%	50 to 60%
Sodium nitrite....	....	37 to 50%
Melting point (approx) .....	430 F	280 F
Working temperature range..	500 to 1100 F	325 to 1000 F

Table 9. Effect of Austempering Time on Hardness of Three Steels

Steel	Austempering temperature, F	Rockwell hardness(a)						
		Austempering time, min						
		30	60	90	120	240	300	360
1095(b)	450(c)	90.7	90	90	90	90	90	90
	510(d)	89.5	89	89	89	89	89	89
8735(e)	500(f)	51.4	51	49.2	48.7	48	48.2	47.2
	600(f)	48.9	45	46	45.7	46.4	45.5	46.1
	700(f)	39.8	38.7	38.2	37.8	37.8	37.7	37
8750(g)	500(f)	58	56	52.9	51.4	51.5	51.9	51.2
	600(f)	58.4	52	47.7	47	47	47.1	47.1
	700(f)	54.4	41.8	38.9	39.1	39.3	38.1	39

(a) Rockwell 15-N hardness values for the 1095 steel; Rockwell C hardness values for the 8735 and 8750 steels. (b) Steel contained 0.90% C; specimen thickness, 0.010 in. Each hardness value is an average of 12 specimens; range of test values did not exceed one point on Rockwell 15-N scale. (c) Time for 100% transformation was 170 min. (d) Time for 100% transformation was 85 min. (e) Steel contained 0.37% C; specimen size, 0.622 by 1.250 by 0.087 in. (f) Time for complete transformation was 5 to 10 min. (g) Steel contained 0.49% C; specimen size, 1 by 1 by 1/8 in.

Table 10

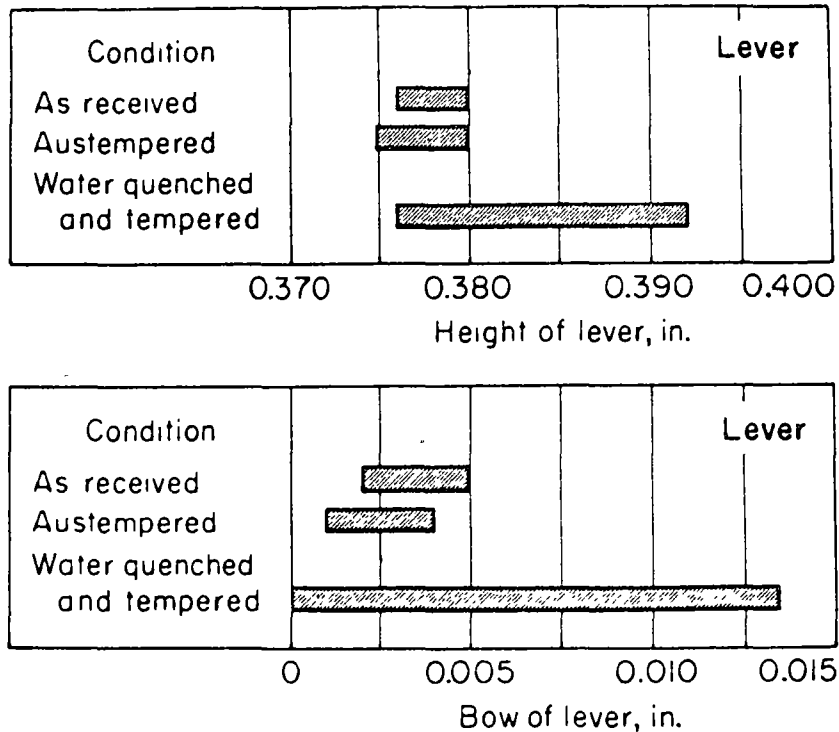
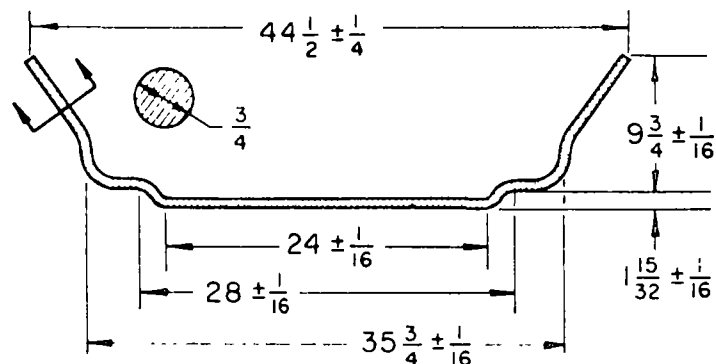


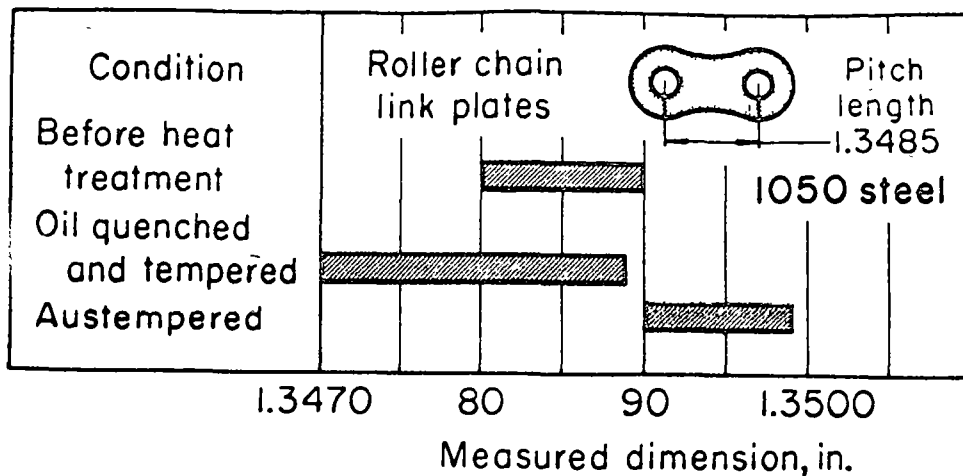
Fig. 7. Variation in dimensions of 0.125-in.-thick levers after austempering and after water quenching and tempering. Horizontal bars represent groups of ten samples.

**Table 10. Effects of Oil Quenching and Tempering and of Austempering on Dimensions of Stabilizer Bars (Example 6)**

Specified dimension, in.	Process	—Measured dimension, in. (a)—		
		High	Low	Average
$44\frac{1}{2} \pm \frac{1}{4}$	OQ & T	$44\frac{5}{8}$	$44\frac{3}{8}$	$44\frac{1}{2}$
	Austemper	$44\frac{1}{2}$	$44\frac{5}{16}$	$44\frac{3}{8}$
$35\frac{3}{4} \pm \frac{1}{16}$	OQ & T	$35\frac{7}{8}$ (b)	$35\frac{5}{8}$ (b)	$35\frac{13}{16}$
	Austemper	$35\frac{13}{16}$	$35\frac{13}{16}$	$35\frac{13}{16}$
$28 \pm \frac{1}{16}$	OQ & T	$28\frac{1}{8}$ (b)	28	$28\frac{1}{16}$
	Austemper	$28\frac{1}{16}$	28	28
$24 \pm \frac{1}{16}$	OQ & T	$24\frac{3}{16}$ (b)	$24\frac{1}{16}$	$24\frac{1}{8}$ (b)
	Austemper	$24\frac{1}{16}$	24	$24\frac{1}{16}$
$9\frac{3}{4} \pm \frac{1}{16}$	OQ & T	$9\frac{13}{16}$	$9\frac{11}{16}$	$9\frac{3}{4}$
	Austemper	$9\frac{3}{4}$	$9\frac{11}{16}$	$9\frac{11}{16}$
$1\frac{15}{32} \pm \frac{1}{16}$	OQ & T	$1\frac{1}{2}$	$1\frac{7}{16}$	$1\frac{1}{2}$
	Austemper	$1\frac{1}{2}$	$1\frac{1}{2}$	$1\frac{1}{2}$
$\frac{1}{16}$ (0.0625) (c)	OQ & T	0.050	0.005	0.032
	Austemper	0.060	0.010	0.036



(a) Data represent measurements made on 12 samples of bars processed by each method. (b) Out of specification. (c) Arm-to-arm parallel.



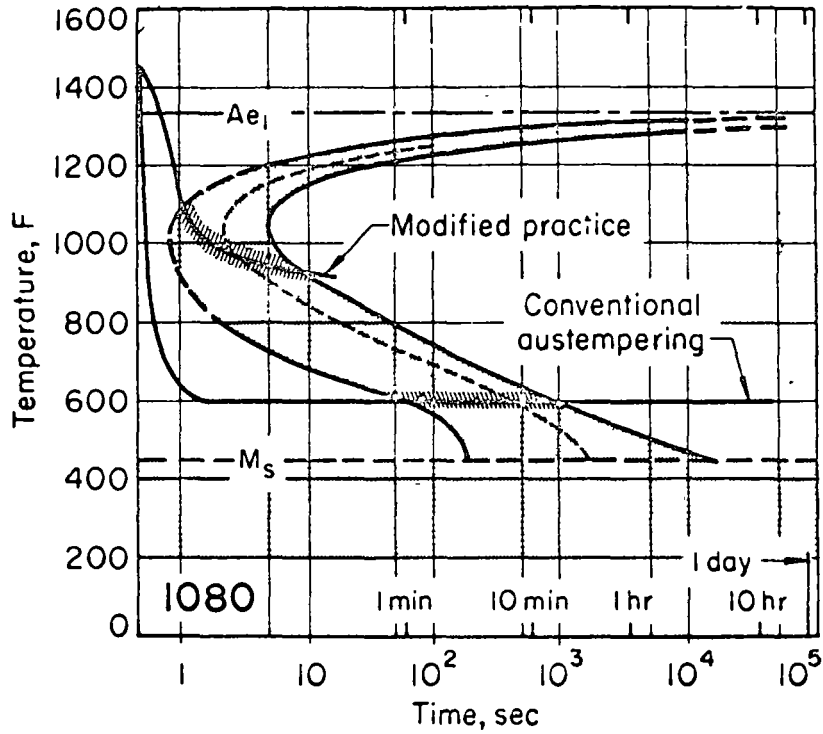
All link plates were austenitized at 1575 F for 11 min; austempered link plates were held in salt at 640 F for approximately 1 hr, a time dictated by convenience in processing but not required to attain complete transformation.

*Fig. 8. Variation in pitch length of 0.080-in.-thick link plates after austempering and after oil quenching and tempering*

Table 12. Comparison of Costs in One Plant for Austempering and for Oil Quenching and Tempering 0.10-In.-Thick 1050 Steel Strip (Example 14) (a)

Cost factor	Austempering	Cost per year (b)		
		Heating and quenching	Oil quenching and tempering	Tempering (c)
<b>Fixed costs:</b>				
6% interest on investment .....	\$ 2,909	\$ 2,392		\$1,500
Furnace depreciation (d) .....	5,988	4,924		1,250
Floor space (at \$1.87 per sq ft) .....	1,692	1,692		800
Insurance (rate, 0.6%) .....	242	199		150
Property tax (e) .....	374	374		190
Overhead .....	8,528	8,528		(f)
Totals .....	\$19,733	\$18,109	\$21,999	\$3,890
<b>Variable costs:</b>				
Energy (g) .....	\$ 4,539	\$ 2,937		\$ 800
Atmosphere .....	3,240	3,240		....
Alloy retorts and baskets .....	1,310	1,000		200
Salt .....	12,419	....		....
Miscellaneous supplies .....	272	200		393
Maintenance and repair (h) .....	3,000	2,000		500
Totals .....	\$24,780	\$ 9,377	\$11,270	\$1,893
<b>Labor costs:</b>				
Direct .....	\$12,344		\$12,344	
Indirect .....	5,345		5,345	
Benefits .....	3,996		3,996	
Totals .....	\$21,685		\$21,685	
Total cost per year .....	\$66,198		\$54,954	
Cost per hour .....	\$11.03		\$9.16	
Cost per pound of steel treated (j) ..	0.01576		0.01308	
Saving, per pound treated .....	....		0.00268 (17%)	

(a) Gas-fired, rotary retort, continuous spiral austenitizing furnace is used for both processes  
 (b) Based on 6000 hr per year (c) Continuous tempering (d) Installation charge plus 10% of original cost (e) Rate, \$6.95 per \$100, on  $\frac{1}{3}$  of cost of original equipment (f) Part of overhead for heating and quenching (g) Natural and manufactured gas for heating salt bath and other furnaces  
 (h) Labor and materials (j) Average of 700 parts per hour per furnace, for each process.



*Fig. 9. Time-temperature transformation diagram for 1080 steel, showing difference between conventional and modified austempering. When applied to wire, the modification shown is known as "patenting".*



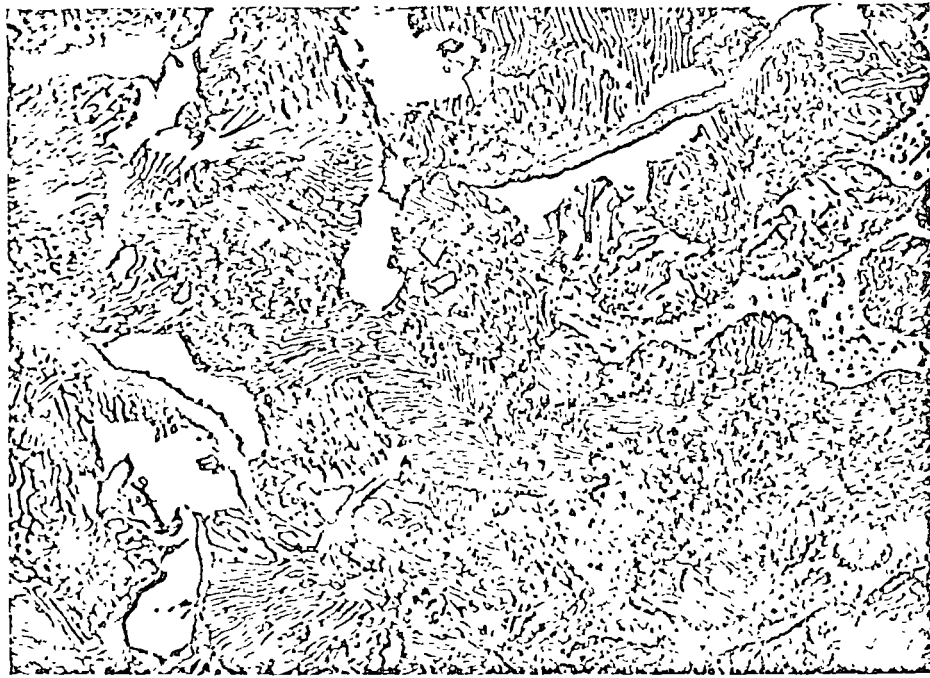


Fig. 557 -- Ferro fundido cinzento com fundo hipoeutetóide, visto com maior aumento. Ferrita, perlita grafita, sferulita e inclusões de sulfureto de manganês. Ataque: picro. 770 x.



Fig. 567 - Aspecto, com maior aumento, de um campo da fig. 566. Ataque: picro. 710 x.

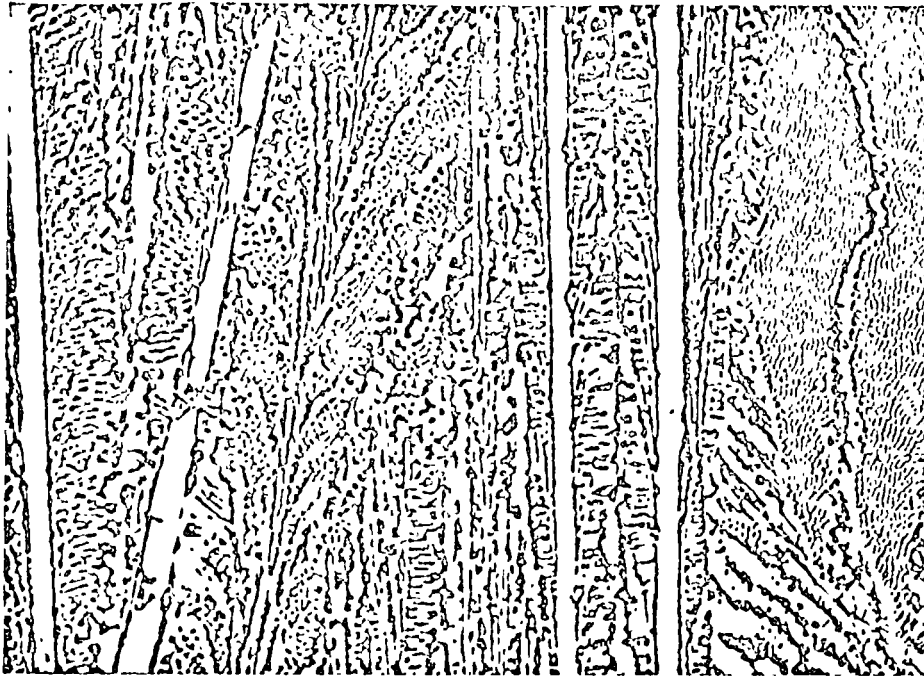


Fig. 529 — Textura do mesmo material da fig 528 observada com maior aumento. Ataque: pícrico. 370 x.

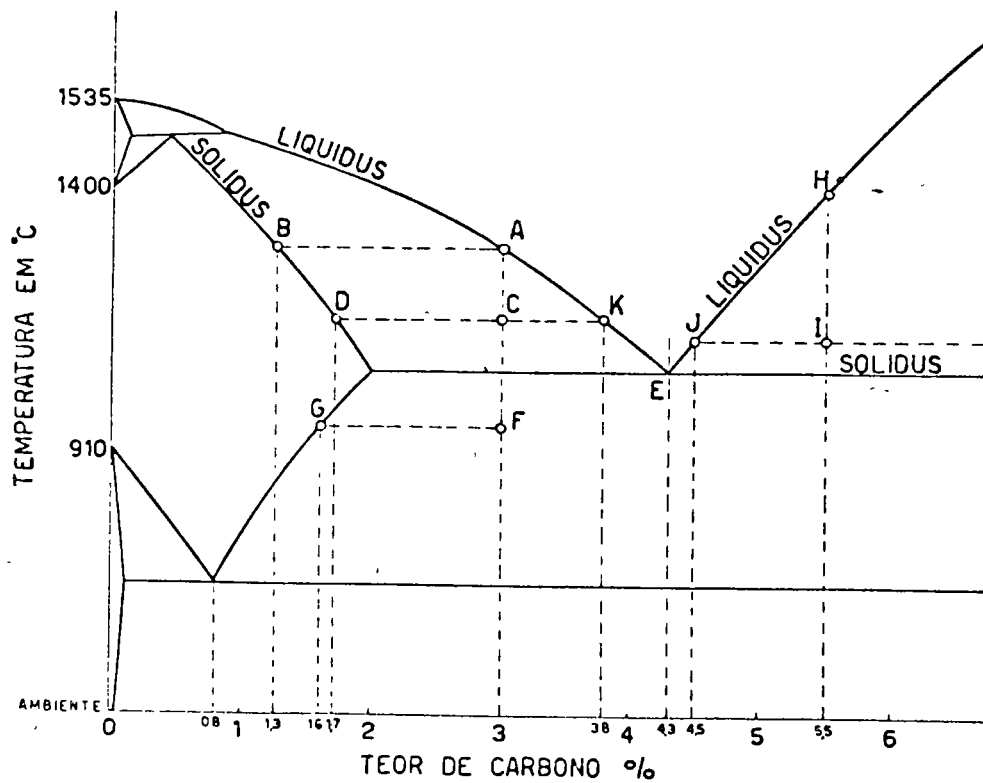


Fig. 522

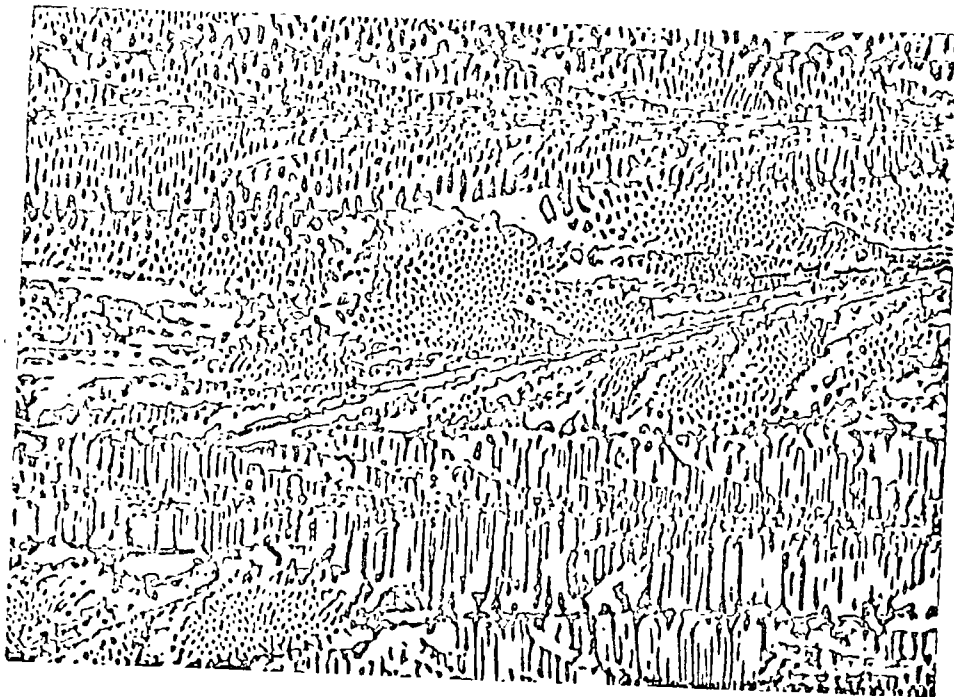


Fig. 531 — Ledeburita. Várias formas que este constituinte pode apresentar. Ataque: picrico 360 x.

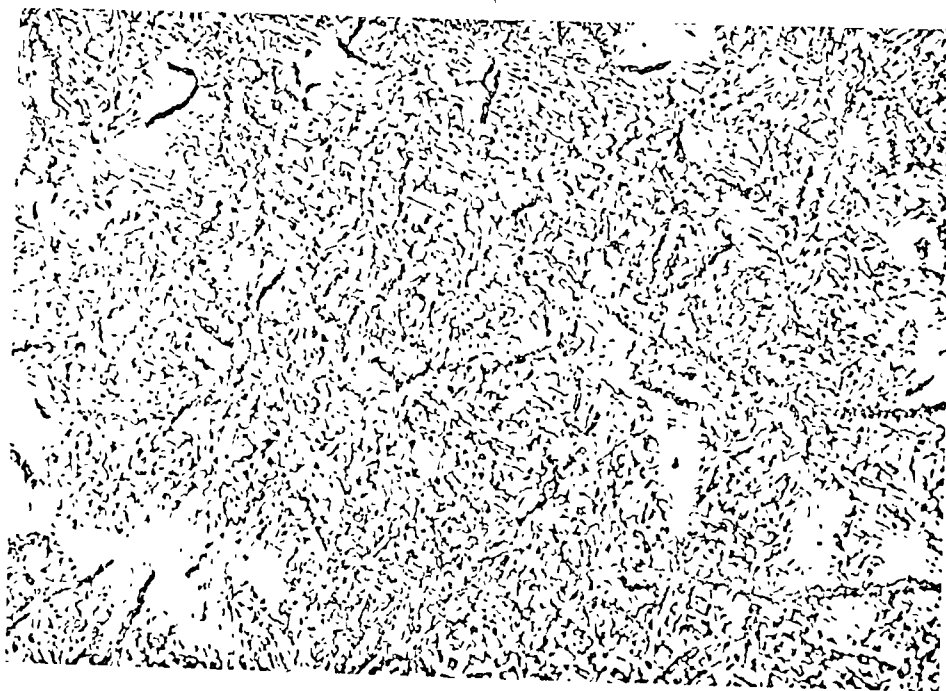


Fig. 576 - Ferro fundido acicular. Veios de grafita sobre um fundo acicular de bainita. As áreas mais claras provem da falta de homogeneidade na distribuição dos elementos de liga. Ataque: picrico, 375 x.

4

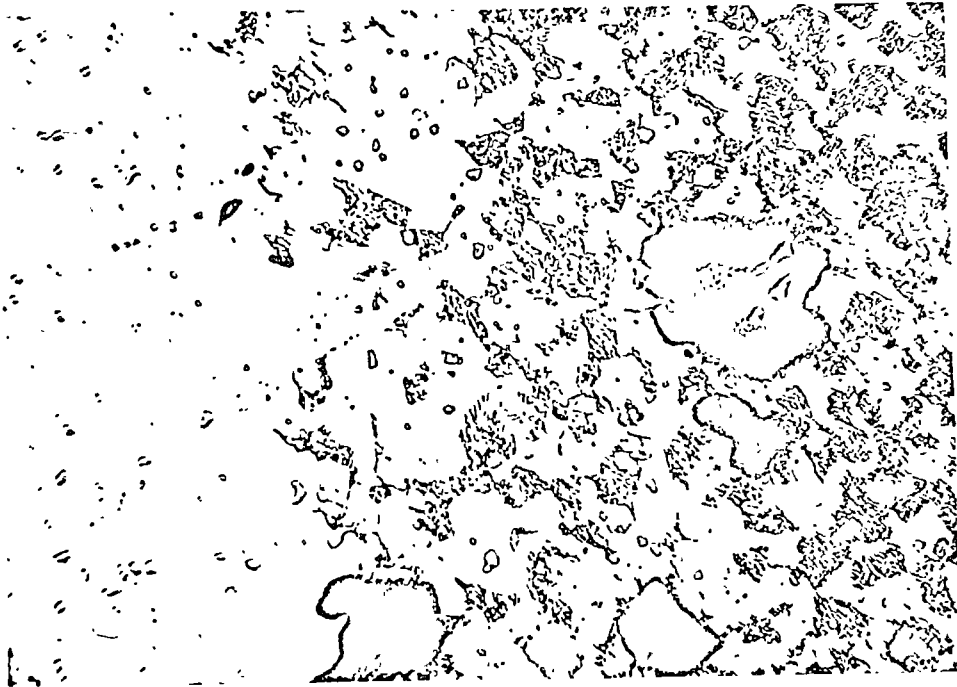


Fig. 625 - Ferro fundido malleabilizado de núcleo branco. Zona de transição entre a parte central e a região periférica. Observam-se perlita, grafita e inclusões, sobre um fundo de ferrita. Ataque: picrico. 160 x.

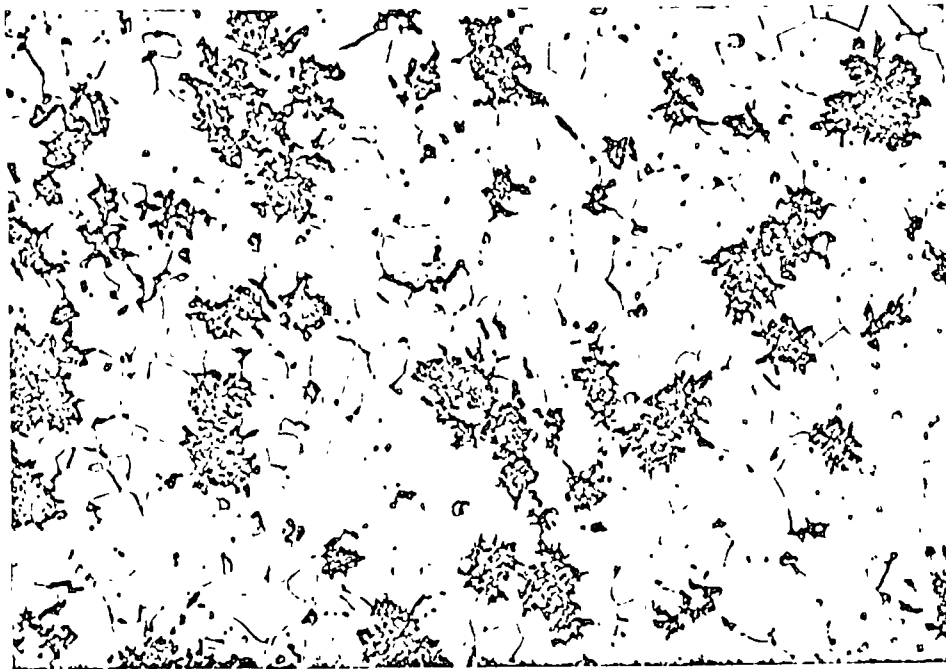


Fig. 609 - Ferro fundido malleabilizado de núcleo preto. Nódulos de grafita sobre um fundo de ferrita. Ataque: picrico. 150 x.

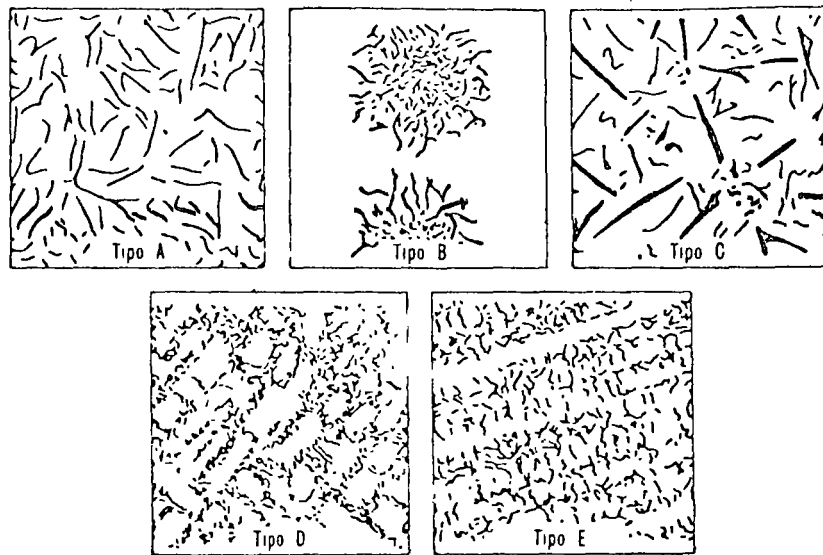


Fig. 11.16 Diferentes clases de grafito que suelen aparecer en las fundiciones Tipo A-distribución uniforme, presentando las láminas una orientación desordenada; Tipo B-agrupamiento en forma de rosetas y orientación al azar; Tipo C-distintos tamaños de láminas de orientación desordenada; Tipo E-segregación interdendrítica, presentando una orientación preferente. (Esta normalización ha sido llevada a cabo conjuntamente por la ASTM y la AFS.)

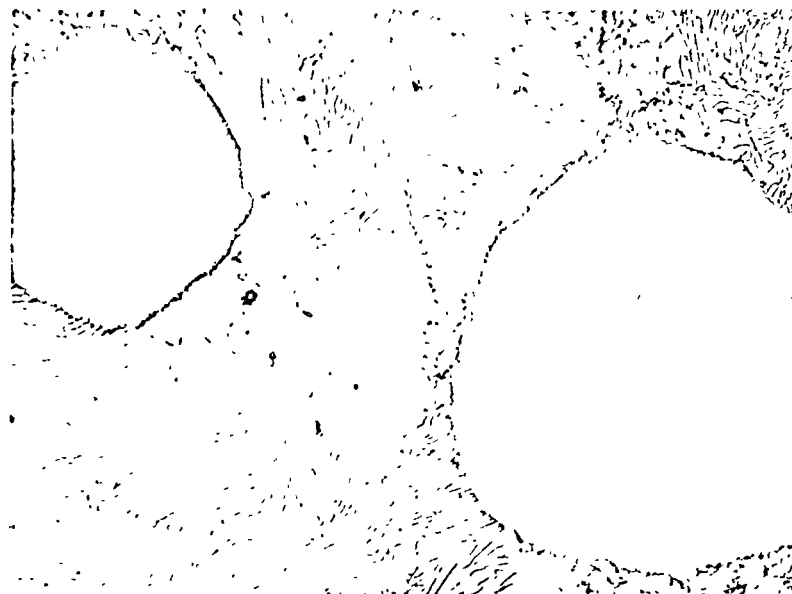
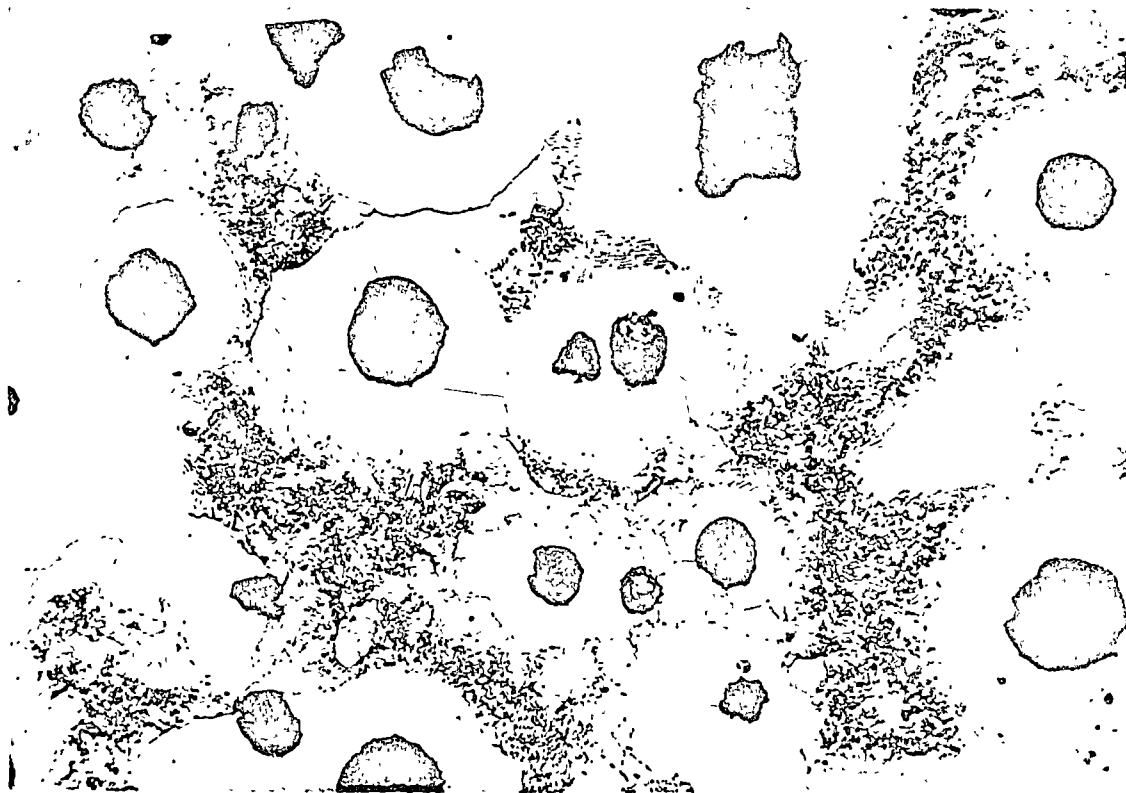
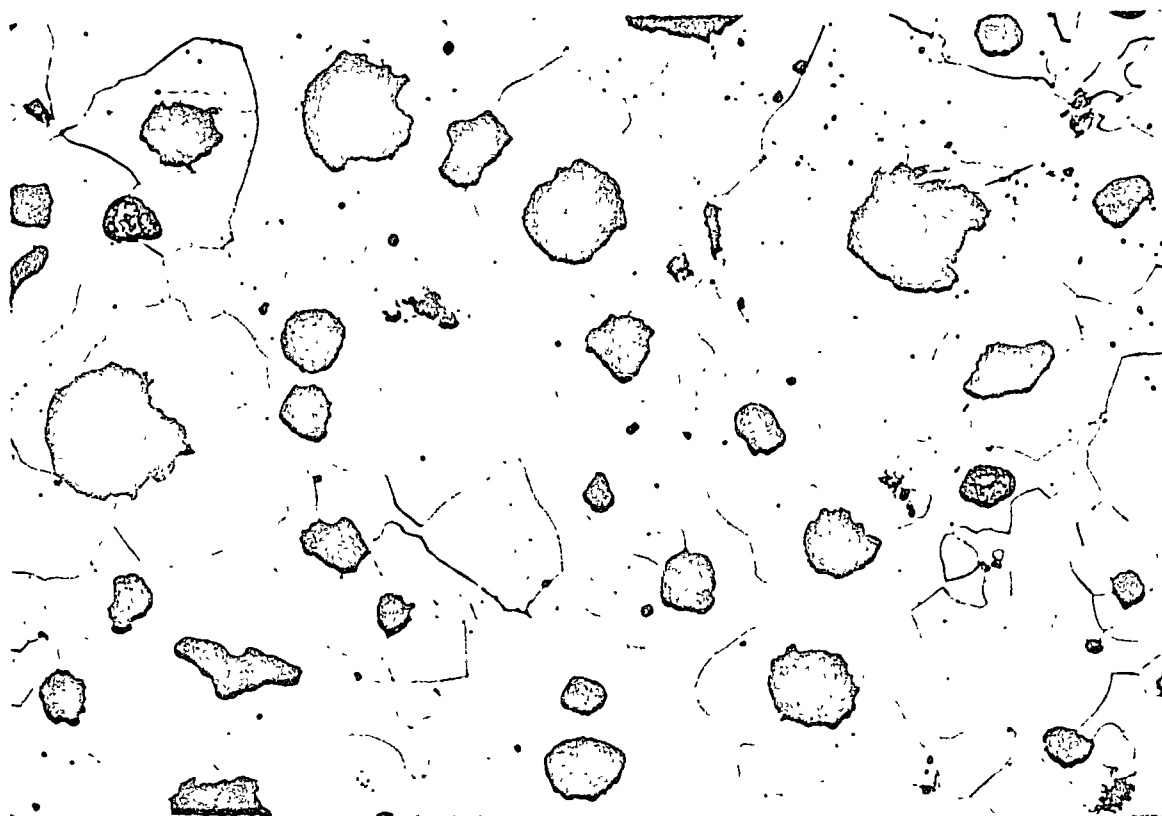


Fig. 11.20 Fundición nodular perlítica. Atacada con nital al 2%  $\times 500$ . (The International Nickel Company.)



Fig= 10



Fig= 11

## TRATAMIENTOS TERMICOS DE FUNDICIONES DE HIERRO

Dra. Dora K.G.Grinberg

### HIERROS FUNDIDOS COMUNES

Como ya hemos definido antes, los productos siderúrgicos comunes obtenidos por fusión con más de 2% de carbono son llamados hierros fundidos o fundiciones de hierro, mientras que los que tienen menos del 2% son considerados aceros. El pasaje de los aceros a los hierros fundidos es gradual y el límite de 2% corresponde a un determinado punto del diagrama de equilibrio que fue tomado como separación convencional entre estos productos.

Del diagrama se puede ver que para tenores crecientes de C, se necesita una temperatura cada vez más baja para la fusión completa del producto hasta alrededor de 4.3%. Por encima de este límite, la temperatura de fusión se eleva de nuevo a medida que el tenor de C va aumentando. Una aleación de 4.3 % en peso constituye el eutéctico, mientras que composiciones por encima y por debajo de ellas son llamadas hipereutécticas e hipoeutécticas.

Ya hemos dicho que cuando mayor cantidad de carburos están presentes, será más dura la aleación y es más difícil trabajarla en frío o en caliente. Cuando se alcanzan tenores como en los hierros fundidos ya no es posible forjar, laminar o estirar el material a ninguna temperatura. En virtud de que estos productos se funden a temperaturas de cerca de 300 °C más bajas que las exigidas para los aceros, su costo de producción es menor dado el menor consumo de combustibles y refractarios del horno. Por esto, las fundiciones grises son preferidas para hacer piezas fundidas de forma complicada, que serían difíciles de obtener de otra manera.

Hasta hace pocos años los hierros fundidos estaban destinados a piezas que soportaban esfuerzos de tracción, flexión o choque relativamente pequeños, dado que éstos son productos frágiles. Actualmente, gracias a los adelantos de la técnica, y a los medios de control de las fundiciones es posible obtener piezas con propiedades mejores, ampliándose mucho el campo de empleo de los hierros fundidos y también aumentándose la confianza en estos productos.

### El carbono en las fundiciones de hierro

El carbono puede existir en estos materiales en dos formas diferentes,

- a) Como carbono combinado (Cementita)
- b) Como carbono grafitico (Gráfito)

Cuando se habla del tenor de carbono en un hierro fundido, se entiende el carbono total, éste es el carbono combinado mas el carbono grafitico.

Estas dos formas de presentarse el carbono clasifica a los hierros fundidos en dos grandes grupos, hierros fundidos blancos y hierros fundidos grises. Cuando todo el carbono está en forma combinada, la fractura de la pieza tiene un aspecto claro, de ahí el nombre de fundición de hierro blanca. Cuando parte del carbono está en forma de grafito, el aspecto de la superficie de fractura es oscuro y da origen a la denominación de fundiciones de hierro grises.

La formación de la mayor parte del grafito tiene lugar normalmente durante la solidificación del eutéctico, luego que el metal se ha solidificado pero está caliente todavía por encima de 700 °C. El aspecto metalográfico de tal grafito es en forma de láminas o estructuras filiformes agrupadas. (Fig. X, 1).



El grafito raramente se forma entre las líneas de líquidos y sólidos en los hierros fundidos hipoeutéticos, sin silicio. Su aparición en este intervalo es más frecuente en los hierros fundidos hipereutéticos apareciendo el grafito en forma de grandes láminas, en general mayores que en los aceros hipoeutéticos. El grafito generalmente se separa en el momento de la solidificación del líquido pero también puede resultar de la descomposición de la cementita.

Los dos factores mas importantes que deciden si una fundición que se solidifica será blanca o gris son:

- a) La composición química
- b) La velocidad de enfriamiento

#### Composición química

Los hierros fundidos contienen además de hierro y carbono elementos tales como silicio, manganeso, azufre, fósforo, etc., algunos de los cuales están en proporciones elevadas, mucho mayores que las acostumbradas en los aceros comunes. Estos elementos, en presencia de tenor también alto de carbono, ejercen una influencia notable sobre la textura y las propiedades de las fundiciones de hierro porque de las proporciones mutuas depende que se forme grafito y por lo tanto será blanca o gris la fundición resultante.

El carbono en los productos industriales está comprendido entre 2.5 y 3.8 %. Para los tenores bajos la tendencia es que se formen productos blancos. A medida que el contenido de carbono crece, mejoran las condiciones para que el material se vuelva gris. En los hierros fundidos blancos la dureza se eleva con el contenido de carbono porque aumenta la cantidad de cementita presente.

El silicio es después del carbono el elemento más importante en los hierros fundidos. El favorece la descomposición de la cementita en ferrita y grafito y por lo tanto se recurre a él cuando se quiere que el producto sea gris. Con poco o ningún contenido de silicio el hierro fundido presenta en general fractura blanca. Para obtener hierros fundidos grises, con mejor resistencia, conviene que la cantidad de silicio sea la suficiente para promover la grafitización a la temperatura de formación de perlita (700 °C) pero insuficiente para descomponer la cementita de la perlita. Esta se puede descomponer también resultando un hierro fundido menos resistente y mas blando. Conviene señalar que el silicio reduce el tenor de carbono necesario para formar el eutéctico en una proporción de 0.3 % de C por cada 0.1 % de Si. El silicio forma soluciones sólidas con la ferrita y por esta razón no se puede detectar al microscopio.

El manganeso tiene efecto contrario al silicio pues dificulta la descomposición de la cementita. En un tenor muy elevado puede anular la acción del silicio en el hierro fundido y el hierro fundido puede resultar blanco. Su principal papel en los hierros fundidos comunes se neutraliza la acción del azufre formando con él MnS. Actúa también como desoxidante como en el caso de los aceros. El MnO se combina con el carbono para dar carburo de manganeso que entra en solución en la cementita y en parte se mantiene disuelto en la ferrita.

El fósforo cuando está en tenores normales es grafitizante y no desempeña un papel preponderante. Tenores elevados contribuyen a la fragilidad pues actúa como estabilizador de la cementita. Con toda su presencia es a veces deseada para aumentar la fluidez del metal líquido

do, lo que permite moldear piezas de paredes delgadas y contornos más nítidos. Sin embargo, si se desea tener piezas delgadas y de cierta calidad se prefiere fundir un hierro con menos fósforo y vaciar a temperaturas más altas. El fósforo forma con el hierro un constituyente llamado esteadita cuyo aspecto se muestra en la Fig. X, 2.

El azufre actúa mas o menos como el manganeso. Salvo en la forma de sulfuro de hierro torna al material más sensible al enfriamiento rápido (mayor tendencia al acoquillado). Este elemento tiene una marcada influencia en el tipo de gratificación. Una pieza que presente fractura blanca por causa del azufre es en general mucho mas quebradiza y de dureza mas irregular que cuando es blanca por otras razones. El azufre no tiene una influencia muy grande cuando el tenor de manganeso es suficiente para neutralizarlo con la formación de sulfuro de manganeso.

#### Velocidad de enfriamiento

Además del efecto de los diversos elementos que acabamos de citar, es de primordial importancia la influencia que ejerce la velocidad de enfriamiento.

Como la descomposición de la cementita en hierro gamma y grafito requiere un cierto tiempo para que se efectúe, aún a temperaturas altas se puede atenuar o evitar totalmente la gratificación por un enfriamiento rápido desde el comienzo de la solidificación. Este procedimiento puede de tal modo dificultar la descomposición que pueden producirse hierros fundidos blancos en hierros fundidos grises por enfriamiento rápido.

La velocidad de enfriamiento depende de dos factores principales:

- 1) del material de que está hecho el molde
- 2) del espesor de las piezas vaciadas

Los moldes de arena permiten un enfriamiento lento mientras que los moldes metálicos, llamados coquillas, producen un enfriamiento rápido especialmente si son gruesos. Como el enfriamiento lento favorece la formación de grafito, las piezas de hierro fundido gris, espesas, pueden separar todavía mas grafito durante el enfriamiento que las piezas pequeñas de paredes delgadas del mismo material. Así también, una parte interior que lleva mas tiempo para enfriarse, contiene mas grafito libre que la parte periférica.

La temperatura a la cual el metal es vaciado en el molde también tiene gran influencia. Cuanto más alta sea la temperatura de vaciado mas fluido será el metal y mejor tomará la forma del molde. Por otro lado el sobrecalentamiento será mucho mayor y ésto disminuirá la velocidad de enfriamiento. Tratándose de moldes metálicos ésto no siempre conviene ya que los enfriamientos rápidos que son capaces de producir dichos moldes se perderían .

El hierro fundido gris es menos duro y menos frágil que el hierro blanco y puede ser trabajado por herramientas comunes y sufrir un trabajado posterior como aplanamiento, torneado, perforado, roscado, etc., mientras que el blanco debe ser trabajado con herramientas especiales. Sin embargo, el hierro fundido gris presenta una apreciable resistencia a la corrosión y tiene también una mayor capacidad para amortiguar vibraciones (damping capacity) que el acero. El empleo del hierro fundido blanco se restringe a los casos en que se desea dureza y resistencia al desgaste mucho mas altas sin que se requiera que la pieza sea al mismo tiempo dúctil.

La disposición peculiar de las láminas en que el grafito se presenta, baja la resistencia del conjunto principalmente cuando las láminas son grandes o hay muchas láminas agrupadas, lo que hace que los hierros fundidos comunes grises si bien pueden ser trabajados no pueden ser deformados o doblados y resisten mal los choques.

De lo anterior se concluye que los hierros fundidos pueden ser blancos o pueden ser grises. Cuando se tiene un dado tenor de silicio, la velocidad de enfriamiento suficientemente alta puede impedir la formación de grafito. Cuando la composición química es tal, en condiciones de enfriamiento normal el producto resultante se decide nítidamente por uno u otro tipo aún cuando existan posibilidades de coexistencia de ambos tipos en el caso del hierro fundido mezclado. El aspecto de su fractura es característico y presenta zonas de tonalidad clara que corresponde a parte blanca salpicada por zonas oscuras que corresponden a la parte gris. Este es un material con propiedades mecánicas interesantes muy utilizado, por ejemplo para zapatas de frenos.

#### HIERRO FUNDIDO ACOQUILLADO

Este tipo de estructura aparece cuando es vaciado en moldes metálicos (coquillas) que se enfrian rápidamente en contacto con el metal dando hierro de tipo blanco en algunas regiones donde el enfriamiento es mas vigoroso y de tipo gris en otras regiones. La transición de la parte blanca a la parte gris es una zona de hierro fundido mezclado.

Este procedimiento permite fundir piezas que sean blancas donde se desea gran dureza y grises donde se busca atenuar la fragilidad.

Un ejemplo de su empleo es en ciertos rodillos que requieren una alta dureza superficial para obtener un buen abrillantado. Debe tenerse encuenta que para tener buenos resultados en estos casos, la composición química del material debe responder a ciertas condiciones de modo que la trnsición entre los dos tipos de hierros fundidos sea lo mas gradual posible.

#### DIAGRAMA DE EQUILIBRIO (Constitución de hierros blancos)

Las fundiciones de hierro, como ya se ha dicho, pueden presentar su carbono en dos formas distintas:

1. Estar todo en forma de cementita
2. Estar parcial o totalmente en forma de grafito

La forma descompuesta en hierro y grafito es la forma más estable que pueden presentar los hierros fundidos y en este caso se dice que hemos llegado a un equilibrio estable. En la forma totalmente combinada, como ocurre en los hierros fundidos blancos, hay cierta estabilidad cuando prevalecen determinadas circunstancias. Esta estabilidad, por así decir, convencional se designa como equilibrio metaestable. Los hierros fundidos grises no entran con propiedad en ninguno de estos dos equilibrios, están entre los dos, ya que todos tienen grafito y casi todos perlita en cuya estructura entra el carbono combinado.

El diagrama metaestable se aplica a las fundiciones de hierro blancas y el diagrama estable está superpuesto al diagrama metaestable, siendo representado por un conjunto de líneas punteadas.

Diagrama de equilibrio metaestable (aplicaciones a las fundiciones de hierro blancas con bajo tenor de silicio) . Fig. X.3.

Este gráfico, como todos los gráficos de equilibrio, tienen líneas que representan las temperaturas a las que comienzan y terminan las transformaciones de fase, para los distintos tenores de carbono, dando también para cada temperatura la composición de los constituyentes que se mantienen en equilibrio.

Sea por ejemplo un hierro fundido hipoeutéctico con 3% de carbono total (Fig. X.3), en vías de solidificarse y que a la temperatura será blanco. El punto A indica la temperatura a que comienza la solidificación en forma de dendritas de austenita. El tenor de carbono de estas primeras dendritas está dado por el punto B y será 1.3% dado que a esa temperatura no podrá existir austenita sólida con un tenor mayor que éste. Continuando el enfriamiento hasta 1 200 °C, punto C, seguirá la formación de dendritas y la composición de las últimas porciones solidificadas estará dada por el punto D, o sea 1.7 % de C. Como a esas temperaturas el carbono puede difundir en el metal sólido, y las primeras partes solidificadas tenían menor tenor de carbono, reciben continuamente por difusión carbono proveniente de las partes solidificadas posteriormente sobre ellas, las que a su vez compensan su pérdida absorbiendo carbono de la parte todavía líquida. Si se mantiene la temperatura constante por algún tiempo, toda la parte solidificada tendrá el mismo tenor de carbono, o sea 1.7% . En ese momento el conjunto total de líquido y sólido tendrá un total de 3.5% de carbono, presentando la parte solidificada un tenor mas bajo que la parte líquida la que deberá tener forzosamente un tenor mas elevado. Efectivamente, en el punto K se obtiene el tenor de la porción líquida de 3.7% de C.

Prosiguiendo el enfriamiento, el punto C se va bajando y también el punto D, recorriendo las líneas de sólidos y líquidos hasta llegar a la horizontal correspondiente a  $1130^{\circ}\text{C}$ . En este momento la porción solidificada, constituida por las dendritas, contará con 2% de carbono y la parte líquida con 4.3 % de carbono. A esa temperatura la parte líquida solidifica en forma de un eutéctico llamado ledeburita formado por pequeños glóbulos de austenita con un 2 % de C en un fondo de cementita con 6.7 % de C. Por consiguiente, bajando la temperatura de  $1130^{\circ}\text{C}$ , el hierro fundido presentará el aspecto de dendritas de austenita envueltas por el eutéctico. Continuando el enfriamiento comenzará a disminuir el tenor de C de toda la austenita, tanto de las dendritas como de los glóbulos del eutéctico, el que va a reunirse a la cementita de la ledeburita. El valor para un punto, por ejemplo F, a  $1000^{\circ}\text{C}$ , será el punto G que va decreciendo según la curva  $A_{cm}$ . El proceso continúa hasta que se alcanza la temperatura de  $723^{\circ}\text{C}$ , en que el tenor de carbono de la austenita ha bajado hasta 0.8 %. A esta temperatura la austenita se transforma en perlita. Así, por debajo de  $723^{\circ}\text{C}$  se tiene dendritas de perlita rodeadas de ledeburita, constituida ahora por glóbulos de perlita en un fondo de cementita. Por otro lado encontramos pequeñas áreas de cementita producidas por solidificación de la austenita eutéctica sobre las dendritas primarias de austenita. Estas áreas de cementita constituyen un eutéctico divorciado, es decir, una ledeburita sin glóbulos de austenita. La fase ledeburita comienza a aparecer en la estructura cuando se supera el 2 % de C y se encuentra en proporciones cada vez mayores a medida que el tenor de carbono crece, hasta constituir la



totalidad del metal cuando se llega a 4.3% de C. Para tenores más elevados de carbono la ledeburita vuelve a disminuir hasta que para 6.7 % de C el hierro fundido estará constituido exclusivamente por cementita.

#### Hierros fundidos hipereutéticos

En el caso de los hierros fundidos hipereutéticos, entre las líneas de líquidos y sólidos, en lugar de dendritas se forman grandes cristales de cementita con 6.7 % de C. En virtud de esto la porción líquida se va empobreciendo en carbono y así un hierro fundido blanco con 5.5 % de C al solidificar atraviesa la línea de líquidos en el punto H. Al alcanzar el punto I se formarán numerosos cristales de cementita y el tenor de carbono del líquido remanente estará dado por el punto J, o sea, 3.5 %. A medida que el enfriamiento prosigue este tenor continúa bajando y así a 1130 °C la línea de líquidos alcanza la composición del eutético y éste se separa como en el caso anterior.

Los cristales de cementita formados no sufren ningún cambio durante su enfriamiento hasta la temperatura ambiente. La ledeburita formada sufre las mismas transformaciones que ya describimos antes. Por consiguiente, a temperatura ambiente estos hierros fundidos están constituidos por cristales alargados de cementita en un fondo de ledeburita. Fig. X,4.

#### Hierros fundidos eutéticos

Los hierros fundidos eutéticos comienzan a solidificarse a 1130 °C y la temperatura permanece constante hasta que toda la masa ha sido solidificada. El material tiene una estructura completa de ledeburita. Fig. X.5.

### CONSTITUCION DE LOS HIERROS FUNDIDOS GRISES

En estos productos el tenor de silicio está en general por encima de 1 % y dadas las profundas alteraciones que las aleaciones de hierro-carbono sufren con su presencia, no puede dejarse de considerarlas como aleaciones de Fe-C-Si. A tales aleaciones no es aplicable el diagrama habitual de Fe-C, ya que sus líneas se dislocan, cambian de forma y algunas hasta se desdoblan a medida que el tenor de silicio crece aún dentro de los límites de los productos industriales comunes.

Una de las alteraciones es el corrimiento del eutéctico hacia la izquierda en una proporción de 0.3 % de C por cada 1 % de Si. Así, un hierro fundido con 3 % de C y 1.8 % de Si, solidifica aproximadamente como situviese

$$3 \% + (1.8 \% \times 0.3) = 3.54 \% \text{ de C}$$

La explicación de lo que pasa en la solidificación durante el enfriamiento de los hierros fundidos grises, es mas difícil de lo que pasa en los hierros fundidos blancos. Existen ciertas influencias como contenido de Si, S, Mn, velocidad de enfriamiento, etc., y cuando ellas intervienen de manera categórica de manera de eliminar los demás factores, determina la dirección en que el fenómeno se produce. Así, se puede pensar que el gráfita se puede generar a diversas temperaturas.

1. Durante la formación de los cristales de cementita en los hierros fundidos hipereutectoides.
2. Durante la formación del fondo de cementita del eutéctico
3. Durante la precipitación de cementita de la austenita
4. Directamente de la austenita por grafitización del carbono en solución.

5. A partir de la cementita de la perlita alrededor de 700 °C.

En el caso 1) el grafito se forma en el medio líquido, en el caso 2) se origina en la superficie de contacto del eutéctico con las dendritas de austenita, en el caso 3) en el contacto de la cementita y la austenita, en el caso 4) aparecen los núcleos de grafitización justo en ciertas inclusiones especialmente en los sulfuros de manganeso, y en caso 5) la formación de grafito es muy lenta y se inicia posiblemente en la interfase entre cementita y ferrita.

Observando el diagrama estable, la línea se esté desviada mas hacia la izquierda de lo que aparece en el diagrama estable, ésto significa que la solubilidad del grafito en la austenita es menor que la de la cementita. Por lo tanto, a una determinada temperatura, la austenita puede absorber cementita y al mismo tiempo precipitar grafito. La precipitación de grafito está acompañada con la liberación de Fe gamma y ésto permite a la austenita absorber mas cementita para restablecer el equilibrio de solución sólida. Si la temperatura es mantenida, este proceso de precipitación de grafito y la absorción de cementita puede proseguir hasta que ésta se agote.

#### FORMAS EN QUE SE PRESENTA EL GRAFITO

Dada la gran importancia del grafito en los hierros fundidos grises es importante establecer la forma, cantidad y distribución de este constituyente. Existe una clasificación adoptada por la American Society for Testing Materials (ASTM) y por la American Foundrymen Society (AFS) que presenta cinco formas principales según las cuales el grafito puede aparecer en las fundiciones de hierro grises,

y son designadas por A, B, C, D y E. La Fig. X,6 muestra los cinco tipos.

Las experiencias realizadas por Boyles han contribuido a la explicación de porqué aparecen dichas estructuras durante los procesos de grafitización de los hierros grises comunes, durante la solidificación del eutéctico.

Antes de que se precipite el eutéctico, entre las líneas de líquido y sólido, en la región hipoeutéctica coexisten líquido y dendritas de austenita con un tenor de carbono relativamente bajo y sin tendencia, por lo tanto, a grafitizarse. Durante la solidificación del eutéctico es donde aparece la primera formación de grafito. Esta se presenta al microscopio en forma de láminas. El grafito tomará la forma de láminas si la velocidad de crecimiento es mayor que la velocidad de nucleación de nuevas láminas. Las láminas tendrán el aspecto del tipo A si hay un espacio interdendrítico suficiente o en aleaciones próximas al eutéctico. En las aleaciones más alejadas del eutéctico, por lo tanto más bajas en carbono, los espacios interdendríticos sobran para que el eutéctico solidifique y el grafito se limita a zonas entre las ramas de las dendritas. Las láminas que se forman tienen una orientación dendrítica del tipo E. Esta estructura es bien visible en las muestras en que la superficie de observación secciona las dendritas axialmente.

En el caso en que la velocidad de nucleación de las partículas de grafito sea mayor que la velocidad de crecimiento de las láminas, las partículas pueden tomar un desarrollo apreciable y todo el eutéctico grafitizado de esta manera tendrá una estructura del tipo D.

Cuando la composición química y otros factores todavía no muy bien conocidos, hacen que haya un cierto equilibrio entre las tendencias citadas, es decir a formar láminas o glóbulos, se puede tener una estructura del tipo B que presenta núcleos de solidificación del eutéctico, un área con grafito y partículas laminares circundadas por otras partículas de disposición radial dando a todo el conjunto la forma de roseta. Parece que la formación del grafito en este caso es muy sensible a las velocidades de enfriamiento. Un enfriamiento vigoroso favorece el desenvolvimiento de las rosetas o la formación rápida de partículas laminares. Las primeras se forman en el centro de solidificación del eutéctico y como la solidificación es exotérmica, el calor desarrollado es suficiente para estimular la formación de grafito en forma filiforme y proseguir en torno a cada núcleo. Este tipo de grafitización se encuentra preferentemente en la superficie de las piezas fundidas, pasando gradualmente a un tipo francamente laminar A hacia el centro donde el enfriamiento es mas lento.

En los hierros fundidos hipereutécticos, con tendencia a la grafitización, dicha grafitización comienza antes de que el eutéctico solidifique. El grafito en este caso tiene plena libertad para desarrollarse y puede formar láminas mucho mayores que las formadas durante la solidificación del eutéctico. Este último caso constituye el tipo C.

En virtud de que el tenor de carbono necesario para la formación del eutéctico puede disminuir a razón de 0.3 % de C por cada 0.3 % de Si, los hierros fundidos comunes, a pesar de tener un tenor de carbono mucho menor de 4.3 %, pueden hallarse próximos al nuevo -

punto eutéctico y mismo sobrepasarlo y ser hipereutécticos. En algunos casos encontramos vetigios nítidos de estructura dendrítica como en los tipos E y D.

Las láminas del tipo C, con una gratificación abundante, aparecen frecuentemente en los hierros hipereutécticos, pero cuando el hierro fundido gris presenta estructura del tipo A es muy difícil decir si es hipo o hipereutéctico, por examen micrográfico.

En consecuencia, por la descomposición de la cementita que se produce entre  $1130^{\circ}\text{C}$ , gran parte del carbono se separa en la forma de grafito.

Esto disminuye mucho el tenor de carbono de la parte restante, la cual, según la velocidad de grafitización puede tornarse eutécticoide, hipoeutectoide o seguir siendo hipereutectoide. Al pasar por  $723^{\circ}\text{C}$  la parte restante se transforma en perlita, perlita y ferrita o perlita y cementita.

Es raro encontrar una grafitización total en los hierros fundidos sin un tratamiento posterior. La aparición de estructuras sean de ferrita con láminas de grafito con o sin estedita es más común en piezas que fueron sometidas a un recocido para descomponer la perlita.

Resulta de ahí que las estructuras micrográficas de la mayoría de los hierros fundidos grises se asemejan a las de los aceros comunes que tuviesen diseminadas láminas o partículas de grafito y algunas zonas de estedita. De ahí el origen de las designaciones que a veces encontramos de hierro fundido gris con fondo hipoeutécticoide, eutectoide o hipereutectoide. El primero es el más común

y sus constituyentes son perlita, ferrita y grafito como láminas y estedita. El hipereutectoide tiene los mismos constituyentes con algunas áreas de cementita. Estos dos tipos no tienen propiedades mecánicas tan buenas como el hierro fundido de fondo eutectoide, el que es mas resistente y cuyas propiedades son mejores cuanto menores son las láminas de grafito, y mas uniforme es su distribución.

### TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS HIERROS FUNDIDOS

Los hierros fundidos son susceptibles de modificar sus propiedades mecánicas por tratamiento térmicos. Estas modificaciones son mas restringidas y menos reversibles que la de los aceros por causa de la presencia del grafito ya existente en las piezas o la tendencia a grafitizar cuando se calientan por encima de 600 °C.

El alto tenor de silicio, que en nuestro caso es el principal responsable de estos fenómenos, hace también mas difícil la difusión del carbono en el hierro gamma y por lo tanto se necesitan tiempos mas largos de austenitización.

En los hierros fundidos blancos con bajo tenor de silicio, sin tendencia a grafitizar, es mas limitado lo que se puede esperar de los tratamientos térmicos. Así, en relación a los hierros fundidos en general, estos tratamientos se reducen casi exclusivamente a la maleabilización, al recocido subcrítico, al recocido completo y al temple y revenido. El austempering puede ser aplicado a los hierros fundidos produciendo hierros fundidos aciculares (bainíticos). Fig. X.7.

a) Recocido subcrítico o envejecimiento artificial

Los antiguos fundidores observaron que las piezas de hierro fundido, luego de haber sido maquinadas a dimensiones rigurosas, se salían de las tolerancias y aún se torcían o fisuraban aún habiendo sido alido perfectas de la fabricación. Este fenómeno no se producía cuando pasaba algunos meses entre la fundición de la pieza y su maquinado. Así, durante ese tiempo se envejecían antes de maquinarlas y no presentaban dificultades.

Las piezas de hierro recién moldeadas tienen siempre tensiones residuales que se originan en una desigualdad de contracción entre los distintos puntos de la pieza durante el enfriamiento y a la gratificación, la que va acompañada por un aumento de volumen.

La desigual contracción a consecuencia de la diferencia en las velocidades de enfriamiento, hace que las distintas partes no se contraigan en la misma proporción. Aún después de que las piezas están frías, las tensiones subsisten.

Cuando las tensiones son grandes o se distribuyen desigualmente se produce el torcido de las piezas y en caso de haber un cierto equilibrio en las tensiones, éste equilibrio se rompe durante el maquinado y la pieza se distorsiona al ser torneada o aplanaada.

Estas tensiones tienden a desaparecer o atenuarse por sí solas durante su permanencia a temperatura ambiente. Por lo tanto, es común hacerles lo que se llama un envejecimiento artificial.

Las temperaturas mas adecuadas para este tratamiento oscilan en



tre 400 ° y 600 °C. El tiempo se puede variar entre media hora a cinco horas, en función de la temperatura y el espesor de la pieza. La temperatura máxima está limitada por un ablandamiento excesivo y algo de grafitización, cuyas intensidades son características de cada tipo de hierro fundido.

Las piezas deben ser enfriadas dentro del horno para evitar la aparición de nuevas tensiones.

#### b) Recocido completo

El recocido completo es practicado en general a fin de ablandar el material para que pueda ser trabajado mas fácilmente.

Las partes que se enfrían mas de prisa por ser mas finas o por cualquier otro motivo conservan partículas de cementita en la estructura que dificultan el maquinado por la acción abrasiva sobre las herramientas de corte.

Las temperaturas habitualmente empleadas para el recocido de hierros fundidos van de 750 ° a 860 °C. Es necesario tener cuidado de que las piezas no se oxiden en demasía.

La dureza Brinell del material en estado de recocido completo está comprendida en general entre 120 y 160.

#### c) Temple

Este tratamiento puede ser aplicado a ciertos hierros fundidos cuando se desea aumentar la resistencia al desgaste por un aumento de su dureza.

El calentamiento debe ser lento hasta las temperaturas de austenitización para el temple, las que están comprendidas entre 780 ° y 870 °C y la permanencia a esa temperatura depende del diámetro de

las piezas, pudiéndose usar un criterio análogo al empleado en la austenitización de los aceros.

Los mejores resultados se obtienen cuando el hierro fundido a ser templado tiene un contenido de carbono combinado de 0.5 a 0.8 %. Evidentemente, se está discutiendo aquí el temple de los hierros fundidos grises. El resto de carbono que está como grafito puede ser considerado inerte ante la pequeña cantidad que entra en solución sólida en la austenita, en las condiciones de temperatura y tiempo en que el tratamiento es hecho.

El grafito influye en función de su cantidad, forma, tamaño y distribución. Su influencia es idéntica a la que se ejerce en los productos no tratados.

El temple en los hierros fundidos blancos no presenta interés dada la elevada dureza que este material tiene normalmente (400 a 500 Bhn).

Como el hierro fundido es un material quebradizo, el temple en general se hace en aceite para evitar tensiones internas elevadas. Para mejorar la resistencia a la tracción y atenuar la fragilidad, las piezas deben ser sometidas inmediatamente a un revenido, de preferencia cuando todavía están calientes.

Con el revenido, la resistencia a la tracción así como la resistencia al choque mejoran y casi siempre alcanzan valores mas altos que los anteriores al tratamiento.

El revenido reduce nuevamente la alta dureza en el temple, de modo que la temperatura máxima que debe alcanzarse en este tratamiento está determinada por la dureza mínima deseable en ca-

da caso.

Las piezas antes de ser sometidas al temple deben haber sufrido ya el maquinado grueso, dejando el ajuste final para después del revenido, especialmente cuando las tolerancias en las medidas son pequeñas, dada la posibilidad de que las dimensiones de las piezas se alteren durante los tratamientos.

Cuando se procura aumentar la dureza y la tenacidad de piezas pequeñas se puede emplear, con cierta probabilidad de éxito, el proceso de austempering, como es usado en los aceros.

Ciertos tratamientos térmicos como endurecimiento periférico con temple superficial, ya sea a la llama o por inducción, son aplicables con éxito a fundiciones de hierro gris cuando el tenor de carbono combinado es superior a 0.4 % de C y el hierro no tiene una gran tendencia a grafitizarse.

#### Hierros fundidos especiales

La mejora de ciertas propiedades de los hierros fundidos puede ser obtenida también por la adición de elementos especiales como Ni, Cr, Mo y otros. Esos elementos de aleación actúan sobre las dimensiones de los granos, en la forma y distribución del grafito y sobre las proporciones de cementita, ferrita y perlita presentes en la estructura como también sobre la capacidad que tienen estos hierros fundidos de beneficiarse por los tratamientos térmicos.

Por ejemplo, por adiciones controladas de Ni y Mo se puede obtener directamente hierro fundido con matriz bainítica.

Sabemos que el Mo provoca la aparición de una segunda nariz en las curvas TTT y que el Ni separa esas curvas y las desplaza hacia la derecha aumentando la templabilidad del material. Así, para un determinado tipo de pieza, podemos modificar las curvas TTT, modificando la composición del material de modo que la curva de enfriamiento en el molde corte el diagrama TTT en la zona de bainita.

Los materiales así obtenidos, que se llaman hierros fundidos aciculares, tienen una estructura bainítica. Esos hierros fundidos tienen una dureza superior a 300 Bhn.

Como en el caso de los aceros, cantidades adecuadas de elementos de aleación pueden dar hierros fundidos resistentes al calor, al desgaste, a la corrosión, paramagnéticos o de elevada dureza.

#### HIERRO FUNDIDO MALEABLE

Debido a la fragilidad que presentan tanto el hierro fundido blanco como el hierro fundido gris, éstos no pueden ser usados para piezas sujetas al choque o que puedan sufrir una eventual deformación sin ruptura. Esto se debe en un caso a la cementita que es un componente duro y frágil, y en el otro caso por las láminas de grafito que comprometen la cohesión del material.

Ciertos hierros fundidos blancos de composición conveniente, son por otro lado completamente susceptibles de modificar completamente su estructura y propiedades cuando son sometidos a un largo recocido, a consecuencia del cual adquieren cierta resistencia al choque y la capacidad de soportar deformaciones a veces grandes sin romperse.

El hierro fundido blanco así tratado es llamado hierro fundido maleable o maleabilizado.

La obtención de piezas de hierro fundido maleable es mucho mas trabajosa y complicada que las piezas de hierro fundido gris, como se puede ver de las consideraciones siguientes.

La composición química, especialmente la composición de carbono y silicio, deben ser balanceadas de acuerdo con el espesor de las piezas de modo que éstas resulten hierro fundido blanco satisfactoriamente maleabilizable.

Con el fin de obtener propiedades mecánicas mejores, se utiliza de preferencia hierro fundido con tenores de carbono y de silicio mas bajos que los comunes, lo que hace más difícil vaciar piezas de formas complicadas. Se necesitan también temperaturas mas altas para su fusión completa. Un horno de cubilote, que es el mas barato horno de fusión, no es el mas indicado para producir series con una composición y temperaturas deseadas. Se recurre por lo tanto, a hornos de solera o eléctricos en los cuales es mas fácil corregir la composición química y también obtener temperaturas mas altas. Esto hace mas caro el producto y es necesario un recocido prolongado de varios días para el proceso de maleabilización.

A pesar de estas desventajas, el hecho de presentar un razona-ble resistencia a la tracción y a la corrosión, una maquinabilidad relativamente fácil, inmunidad al crecimiento y posibilidades de ser fundido, convierten a este tipo de material en muchos casos, en un sustituto aceptable del acero.

### Procesos de maleabilización

Fundamentalmente existen dos procesos para conseguir la maleabilización:

1. Por grafitización, en el cual toda la cementita, inclusive la de la perlita, se descompone en ferrita y grafito. Este último se agrupa en forma de nódulos. La maleabilidad proviene del hecho de que la ferrita es dúctil y los nódulos de grafito no comprometen tanto la cohesión como sucede con las láminas.

A la fractura, un hierro fundido maleabilizado de este modo presenta la parte central mucho más oscura y en virtud de eso es llamado hierro fundido maleable de núcleo oscuro (black-heart). Este es el proceso preferido en los Estados Unidos de América y por eso el producto es a veces conocido como hierro fundido maleable americano.

2. Por decarburización, en que el carbono presente en la cementita de la perlita en los hierros fundidos blancos, es eliminado por oxidación justo en la superficie de las piezas a donde acude por difusión. Las piezas finas llegan a decarburizarse completamente y en las no muy delgadas se tiene una decarburización total en la periferia.

Los hierros fundidos maleabilizados por este proceso presentan una fractura con aspecto claro en el centro, de donde reciben el nombre de hierro fundido de corazón blanco (white-heart), o hierro fundido maleable europeo por ser éste el proceso de fabricación más empleado en Europa.

Hierro fundido maleable de núcleo oscuro

Conviene repetir que para el éxito de cualquiera de los dos procesos es necesario que las piezas tengan una composición química que favorezca la grafitización o la decarburización, pero que al ser solidificadas en moldes de arena sean enteramente blancas.

La composición química del hierro fundido blanco destinado a ser maleabilizado por este proceso presenta aproximadamente los siguientes límites de composición:

Carbono combinado	2.2 a 2.8 %
Silicio	0.7 a 1.0 %
Manganeso	0.25 a 0.35 %
Azufre	0.03 a 0.08 %
Fósforo por debajo de	0.20 %

Luego de quitadas las rebabas y limpiadas, las piezas son acondicionadas en cajas de hierro fundido rodeadas de arenas y otros materiales inertes. La función de este material es soportar las piezas para que no se deformen durante el tratamiento y asegurar una mayor protección contra la oxidación por el aire.

Las cajas son colocadas en un horno calentado a petróleo o un horno eléctrico y dispuestas de modo que reciban el calor en la forma más homogénea posible, y la temperatura debe subirse lo mas lentamente posible.

La estructura del hierro fundido blanco, constituida por perlita y cementita, se mantiene inalterada hasta atravesar la temperatura de 723 °C. En ese momento la perlita se trans-

forma en austenita y a medida que la temperatura sube, la austenita absorbe cementita en proporción cada vez mayor hasta saturación.

El recocido es realizado a  $900^{\circ}\text{C}$  y la temperatura es mantenida constante durante muchas horas. En este interín la cementita poco a poco se descompone en hierro gama y grafito. Como la austenita no puede mantener en solución todo el grafito, parte de éste se precipita en forma de nódulos.

Este proceso de grafitización continúa hasta que se agote la cementita libre, momento en que comienza a grafitizarse la austenita. Se baja lentamente la temperatura a razón de 5 a  $10^{\circ}\text{C/hr}$ . Como la solubilidad disminuye al descender la temperatura, la precipitación de grafito prosigue hasta llegar a  $723^{\circ}\text{C}$  en que la austenita restante se transforma en perlita. Si se mantiene ahí estacionaria la temperatura, las láminas de cementita de la perlita se descomponen dando grafito y ferrita, y así se conserva hasta temperatura ambiente. Fig. X, 8.

El tiempo de permanencia en el primer proceso de grafitización puede tomar desde algunas horas hasta 2 días, según la composición química y el espesor de las piezas. Este tiempo puede ser ajustado por el análisis periódico de muestras del mismo material retiradas del horno a través de un orificio especial.

La permanencia en el segundo proceso de grafitización es en general mas larga dado que la grafitización es mas lenta a temperaturas mas bajas.



La lentitud de los procesos de maleabilización hace indispensable hacer estudios a fin de acortar los ciclos de tratamiento. Actualmente se han desarrollado tipos de hierros en los que se puede reducir el tiempo de maleabilización a cerca de 20 horas y tiempos menores aún en algunos casos.

Es necesario aclarar que el éxito de estas modificaciones hacen indispensable un control perfecto de la estructura y la composición química del material tratado.

#### Tratamiento térmico de las fundiciones de núcleo oscuro

Se ha procurado aumentar la resistencia mecánica de ciertas piezas de hierro fundido maleable haciendo que la grafitización de la cementita no sea completa, permaneciendo así una parte del carbono combinado. Las piezas pueden ser sometidas al temple y revenido cuando estos tratamientos puedan producir sorbita que mejore su tenacidad.

A fin de conseguir en el núcleo una cierta cantidad de carbono en estado no combinado (de 0.3 a 0.8 %) se puede adoptar alguno de los siguientes procedimientos:

- a) Interrumpir la grafitización total de la perlita disminuyendo el tiempo de tratamiento a 700 °C.
- b) Ajustar la composición del hierro fundido con una pequeña adición de un estabilizador de la cementita, como puede ser por ejemplo el Cr, dificultando por lo tanto su descomposición. En este caso el hierro fundido se hace mas sensible al temple.

c) Recalentando el material grafitizado a una temperatura conveniente, el tiempo necesario para solubilizar parte del grafito y así formar una austenita con contenido de carbono suficiente para ser templado y revenido.

#### Hierro fundido de corazón blanco

Para la producción de piezas de este tipo, se parte de un hierro blanco cuya composición química esté entre los siguientes límites:

Carbono combinado	3.0 a 3.5 %
Silicio	0.5 a 0.8 %
Manganeso	0.1 a 0.4 %
Azufre	0.2 a 0.45%
Fósforo	<0.15 %

En este proceso, las piezas luego de la debida limpieza y quitado de rebaba, son colocadas en cajas con un material oxidante, como mineral de hierro, cáscaras de laminado, etc., que las envuelven y sostienen. El papel de estas sustancias es proveer el oxígeno necesario para mantener una atmósfera próxima a la decarburización. El recocido se hace entre 900 ° y 1000 °C en hornos eléctricos o de petróleo. El tratamiento se prolonga durante muchas horas, dependiendo del espesor de las piezas, del tamaño de las cajas y de la temperatura. Las piezas mas gruesas y las cajas mas grandes requieren de temperaturas mas altas de aproximadamente 1000 °C así como tiempos mas largos.

La decarburización se realiza en la proximidad de la periferia en donde el oxígeno se apodera del carbono para formar CO o CO<sub>2</sub>. La tendencia a restablecer la homogeneidad hace que

se produzca la difusión de carbono desde el centro y sea perdido en la superficie. Este flujo de carbono desde el centro a la superficie produce la completa descarburización de las piezas de espesores hasta de 4 mm. Para espesores mayores parte del carbono queda retenido porque la distancia a recorrer es demasiado grande o no resulta económico hacer el recocido hasta la descarburización completa.

En piezas gruesas es casi inevitable la permanencia de parte de carbono combinado en el núcleo. Cuando el carbono retenido es superior a la composición eutectoide, habrá cementita depositada a los contornos del grano de perlita y queda un núcleo quebradizo. Es también inevitable que parte del carbono se precipite bajo la forma de nódulos de grafito como en la maleabilización de núcleo oscuro. La forma de estos nódulos es mas o menos redondeada y mas compacta que la de los nódulos de los hierros fundidos de núcleo oscuro, en que en general los nódulos tienen el aspecto de bordes ondulados. Parece que la proporción de S y Mn existentes en el hierro blanco original influye en la forma de los nódulos. Fig. X, 9.

Se sabe que la descarburización puede ser acelerada a temperaturas mas altas pero no se debe sobrepasar los 1000 °C pues se corre el riesgo de fundir ciertos elementos contenidos en el material que se adhieren a la superficie de las piezas y son difíciles de remover.

El exceso de temperatura también repercute sobre la estructura del material haciendo crecer el grano y dando así un nuevo motivo de fragilidad.

El recocido a alta temperatura es seguido de un enfriamiento lento, de  $10^{\circ}\text{C} / \text{hr.}$  hasta alcanzar la temperatura de  $600^{\circ}\text{C}$ . Desde esta temperatura hasta temperatura ambiente el enfriamiento puede hacerse menos lento.

De las consideraciones hechas antes se ve que el núcleo perlítico que permanece hace a este tipo de hierro maleable menos dúctil (en espesores grandes) que el hierro maleable de tipo americano. Su dureza Brinell es del orden de 100 a 130 Bhn.

#### Tratamientos térmicos de fundiciones maleables de núcleo blanco.

El tratamiento térmico de una pieza de hierro maleable de tipo europeo puede presentar algún interés dado que a pesar de la decarburización, todavía le resta un núcleo perlítico que puede ser beneficiado por un tratamiento térmico capaz de beneficiar al conjunto.

Dado el alto contenido de S de este tipo de material el Mn presente no está en cantidad suficiente como para transformarlo todo a MnS y así el exceso se combina con el Fe dando FeS. El punto de fusión de este compuesto es del orden de  $900^{\circ}\text{C}$  y hace frágil al material. A temperaturas más elevadas, el FeS tiende a formar una película entorno a los granos de austenita, impidiendo la libre difusión del carbono. Obsérvese que el FeS favorece la formación de nódulos redondos, mientras que el MnS nódulos ondulados.

#### HIERRO FUNDIDO NODULAR

Es posible conseguir la precipitación del grafito directamente en nódulos en las estructuras de colada en lugar de en

forma de láminas. Las piezas fundidas en este material son menos frágiles que el hierro gris sin que sea necesario recurrir a un costoso proceso de maleabilización.

El procedimiento consiste en la adición de cerio o magnesio en pequeñas cantidades a un hierro fundido gris, poco antes del vaciado, de modo de impedir la formación de láminas de grafito por depósito de los aditivos en los extremos de las agujas lo que obliga a los nódulos a desarrollarse.

Un hierro nodular puede tener un fondo completamente perlítico o ferrítico o aún martensítico según el tratamiento térmico a que ha sido sometido.

En algunas condiciones de enfriamiento, los hierros nodulares presentan una zona de ferrita en torno a los nódulos de grafito y por fuera de ella se extiende un fondo con estructura perlítica. Este tipo de estructura es llamada de ojo de buey. Fig. 10.

Una composición conveniente para obtener hierros nodulares es,

Carbono	3.2 a 4.1 %
Silicio	1.8 a 2.8 %
Manganeso	≈ 0.8 %
Azufre	< 0.10 %
Fósforo	< 0.03 %
Magnesio	~ 0.08 %

#### Tratamientos térmicos de hierros nodulares

Algunos hierros nodulares son usados en el estado de colada pero la mayoría son tratados térmicamente por recocido, normalizado, temple y revenido, y endurecimientos superficiales

a) Recocido

Cuando se desea que los hierros nodulares presenten máxima ductilidad y maquinabilidad, sin requerimientos de resistencia, se los somete a un recocido completo.

Dos tipos de recocido pueden ser convenientes:

1. Mantener el hierro nodular entre  $900^{\circ}\text{C}$  y  $950^{\circ}\text{C}$  durante 1 hora mas  $1\text{ h}/''$  de sección, enfriar hasta  $700^{\circ}\text{C}$  de manera uniforme y lenta para evitar que se generen tensiones residuales, mantener a  $700^{\circ}\text{C}$  durante 5 horas mas  $1\text{ h}/$  de espesor y enfriar como de costumbre en los hierros grises.

2. Mantener las piezas entre  $900^{\circ}\text{C}$  y  $950^{\circ}\text{C}$  como antes y enfriar en el horno hasta  $650^{\circ}\text{C}$  a razón de  $15^{\circ}\text{C}/\text{h}$  entre  $800^{\circ}\text{C}$  y  $650^{\circ}\text{C}$ .

Cualquiera de estos dos procedimientos produce un fondo ferrítico sobre el cual se distribuyen los nódulos de grafito. Fig. X, 11.

Un recocido subcrítico a  $700^{\circ}\text{C}$  puede ser empleado cuando no se requiere resistencia al impacto máximo.

b) Normalización

Este tratamiento mejora las propiedades ténsiles de los hierros nodulares.

Generalmente la normalización produce una estructura homogénea de perlita fina siempre que el Si no esté en concentraciones altas y que el Mn se halle en proporciones moderadas.

Fig. X, 12.

La presencia de elementos de aleación tales como Ni y Mo puede producir un fondo martensítico si las velocidades de enfriamiento son elevadas o las piezas son de sección delgada.

La temperatura de normalización oscilan entre 870 ° y 940 °C y el tiempo de tratamiento se elige sobre la base de 1 hora mas 1 h/" de sección.

La normalización es habitualmente seguida de un revenido para reducir la dureza y liberar las tensiones residuales creadas durante el enfriamiento.

#### c) Temple y revenido

Temperaturas entre 850 ° y 950 °C se emplean para austenitización con el fin de producir la mas alta dureza en el temple. Los rangos mas altos de temperatura pueden producir la retención de austenita con la correspondiente disminución de la dureza, en el estado templado.

El tiempo de austenitización es también un factor importante pues tiempos demasiado cortos no permiten en algunos casos solubilizar totalmente la ferrita.

Luego del temple, los hierros nodulares son revenidos durante 1 hora mas 1h/" de sección y la temperatura de revenido se elige según la dureza que se desea obtener.

#### d) Relevamiento de tensiones

Los tratamientos térmicos entre 500 ° y 670 °C permiten la liberación de tensiones de las piezas coladas de formas complicadas. Las temperaturas mas bajas son usadas en el caso de

fundiciones no aleadas y con el aumento en el contenido de aleantes es necesario aumentar la temperatura de tratamiento. Los tiempos pueden ser calculados a partir del criterio de 1 hora mas 1h/" de espesor.

El enfriamiento posterior se hace en el horno hasta 300 °C a partir de lo cual se las enfría al aire.

e) Endurecimiento superficial

Los hierros nodulares pueden ser endurecidos por calentamiento a la llama o por inducción. En general los fondos perlíticos responden mejor al endurecimiento que los fondos ferríticos a los que se debe someter a un tratamiento previo de solubilización a 870 °C, durante unos minutos, para aumentar su respuesta.



- Fig. X,1 - Hierro fundido gris con fondo hipoeutectáide. Ferrita, perlita, grafito, esteadita e inclusiones de MnS. 770x.
- Fig. X,2 - Esteadita y perlita. 710x.
- Fig. X,3 - Diagrama Fe-C.
- Fig. X,4 - Hierro fundido blanco hipereutectico . Cristales largos de cementita sobre un fondo de ledeburita. 370x.
- Fig. X,5 - Hierro fundido eutéctico. Aspecto de la ledeburita. 360x.
- Fig. X,6 - Diferentes clases de grafito que suelen aparecer en las fundiciones de hierro.
- Fig. X,7 - Hierro fundido gris acicular. El fondo acicular está constituido por bainita. Las partes más claras se deben a una distribución inhomogénea de los elementos de aleación. 375x.
- Fig. X,8 - Hierro fundido maleabilizado de núcleo oscuro. Nódulos de grafito sobre un fondo de ferrita. 150x.
- Fig. X,9 - Hierro fundido maleabilizado de núcleo blanco. Zona de transición entre la parte central y la región periférica. Obsérvese perlita, grafito e inclusiones sobre el fondo de ferrita. 160x.
- Fig. X,10 - Hierro nodular con estructura de ojo de buey. 400x.
- Fig. X,11 - Hierro nodular con matriz ferrítica. 400x.
- Fig. X,12 - Hierro nodular con fondo perlítico. 500x.



EL DISEÑO MECÁNICO, LOS MATERIALES Y LOS PROCESOS  
DE MANUFACTURA.

Ing. Alberto Camacho Sanchez.

INTRODUCCION

El diseño en Ingeniería es una actividad destinada a satisfacer necesidades humanas, particularmente aquellas que pueden lograrse mediante los factores tecnológicos de nuestra cultura. La satisfacción de dichas necesidades no es privativa del diseño en Ingeniería, es común a muchas actividades humanas.

Como profesión, la Ingeniería está involucrada grandemente en el diseño. Lo que distingue las metas del diseño en Ingeniería de otros diseños, es la amplitud con que los factores tecnológicos contribuyen a su realización. Cada actividad de diseño que finalmente produce una materialización de la concepción del diseñador, debe hacer uso de factores técnicos. La clave es el nivel de sofisticación que se requiere en la manipulación y aplicación de dichos factores y la medida en que se requiere un conocimiento desarrollado de los fenómenos físicos que intervienen.

Si un diseño se puede desarrollar correctamente con una tecnología simple, o bien con una tecnología que puede reducirse a una rutina en el nivel de artesanía, dicho diseño no alcanza el nivel de diseño ingenieril. Si la tecnología es compleja y su aplicación no es obvia, y cuando, además, la predicción y optimización del resultado requiere procedimientos de análisis y de síntesis sistemáticos, entonces se está hablando de diseño ingenieril, el cual requiere casi siempre una síntesis de factores técnicos, humanos y económicos.

En particular, el diseño mecánico se considera en un contexto más limitado. Se puede decir que el diseño mecánico es una serie de actividades para concebir, analizar, sintetizar, calcular y representar por medio de dibujos y especificaciones, elementos, mecanismos, dis

positivos, aparatos, máquinas, instalaciones, y en general, sistemas primordialmente mecánicos. Dichas actividades pueden resultar en la construcción de un sólo ejemplar de lo diseñado, o bien, en la fabricación repetitiva de muchos productos.

Por otra parte, el diseño mecánico está condicionado por el desarrollo económico e industrial de la sociedad en que se realiza, pero también puede, el diseño, ser factor de cambio y de aceleración de dicho desarrollo. Puede decirse que hay interacción entre el diseño y el desarrollo de la sociedad en la que aquel se realiza.

En nuestro país y en la época actual, el diseño mecánico se halla limitado grandemente por las condiciones de desarrollo de la industria. Nuestra industria usa extensamente, casi exclusivamente, diseños extranjeros y la tecnología extranjera para su desarrollo y fabricación. Esto trae consigo graves problemas en cuanto al aprovechamiento de los materiales locales y en cuanto al uso de los procesos y de los equipos de fabricación. Sabemos que, por ejemplo, las aleaciones metálicas producidas localmente constituyen sólo una estrecha franja del espectro de los que son usados en los diversos productos originados en el extranjero. De la misma manera, no se dispone localmente de muchos de los equipos más sofisticados para producción ni tampoco de las tecnologías avanzadas para ciertos procesos.

Sin entrar en más detalles de éste complejo problema, parece justificado pensar que nuestro país, vale decir los países con desarrollo económico e industrial similar al nuestro, requieren una amplia actividad de diseño de productos o de sistemas ingenieriles, en particular en la rama mecánica, de acuerdo con las peculiaridades de su desarrollo y que tenga en cuenta que se deben usar primordialmen-

te los materiales producidos localmente y los equipos de que se dispone también localmente.

Esto, a primera vista, puede parecer demasiado limitativo, puesto que todos sabemos que constantemente se están diseñando y desarrollando tanto nuevos materiales con propiedades "hechas a la medida", como máquinas cada vez más sofisticadas y productivas. Sin embargo, nuestra sociedad, como otras sociedades con similar grado de desarrollo, es una sociedad con reducidos mercados, formados por sólo una minoría de la población y prácticamente sin mercados de exportación. Una salida a ésta situación, que permitiera ampliar el mercado interno y abrir el externo, sería diseñar productos para el consumo de grandes capas de la población, pero con una filosofía del diseño que pudiéramos llamar filosofía de la simpleza. Es decir, diseñar productos con el menor grado posible de sofisticación compatible con el correcto funcionamiento, cuando menos cualitativamente. Esta simpleza debería abarcar todos los aspectos no sólo del diseño en sí, sino de la posterior fabricación de prototipos y de la producción en serie, así como el mantenimiento y servicio de los mencionados productos. En cuanto a la fabricación, debería ser posible efectuarla con el equipo más simple y de uso múltiple posible, y además debería planearse de manera de utilizar una proporción de mano de obra mayor que aquella acostumbrada en los países altamente industrializados.

Todo lo anterior, parece que justifica la idea de que, en términos más generales, debemos enfocar el problema de la creación de una "tecnología propia", no como una carrera desesperada y desesperanzada contra el tiempo, a fin de recorrer el largo camino que ya recorrieron otros países, comenzando donde ellos comenzaron; tampoco debe pensarse en resolver el problema con la sola actitud de propiciar inventos, casi siempre de carácter individual y en muchos casos caren -

tes de significación. Planear una política nacional de desarrollo de tecnologías para el diseño, producción, operación y servicio, de bienes de capital y de consumo, basadas la simplicidad en el diseño, uso de materiales locales, y producción y mantenimiento que requieran equipos básicos, no muy especializados, aunque ello implique el uso de mayor proporción de mano de obra.

## METODOLOGIA DEL DISEÑO

Cada diseñador tiene sus propios métodos. Cada producto diseñado y fabricado tiene su propia historia. Sin embargo, se puede tratar de establecer reglas de aplicación general, probadas por la experiencia.

En el diseño mecánico en particular, se puede establecer una sucesión de pasos consecutivos para tratar de sistematizar las actividades involucradas. Dichos pasos son:

1. Definición de la función del objeto por diseñar.
2. Establecimiento de datos o parámetros iniciales.
3. Estudios de diversas alternativas de solución hasta llegar a la selección de una de ellas.
4. Esbozos preliminares.
5. Estudio del mecanismo principal de accionamiento. Examen de diversas alternativas.
6. Estudio de los mecanismos secundarios o auxiliares. Estudio del bastidor.
7. Análisis del sujeto del diseño, dividiéndolo en conjuntos, subconjuntos, partes.
8. Estudio cinemático de los diversos mecanismos. Estudio dinámico de conjuntos que así lo requieran.
9. Cálculo de piezas por resistencia teniendo en cuenta el fenómeno de fatiga en las piezas afectadas.
10. Elaboración de especificaciones y dibujos de fabricación.

Al llegar a éste punto, podrá procederse a la fabricación del mecanismo, dispositivo, aparato ó máquina diseñado, ya sea como un espécimen único, o bien como un prototipo que debe someterse a pruebas a fin de verificar su funcionamiento y hacer las correcciones necesarias ó las modificaciones mayores en el diseño.

Una vez aprobados los prototipos, tiene lugar la planeación de la producción en serie que puede incluir un re-diseño del producto a fin de adaptarlo a los métodos de producción más convenientes.

Debe hacerse notar que los pasos listados se refieren a un método generalizado, pero dependiendo de las condiciones particulares de cada diseño, pueden eliminarse algunos pasos ó cambiar la secuencia.

#### Definición de la función

Aunque este paso parece obvio, es importante definir con toda claridad la función o funciones que debe cumplir el objeto que se va a diseñar. Supóngase que se trata de una máquina para el tipo especial de forja llamado "recalcado" Fig 1. En el cual, a partir de una barra de acero, se deforma uno de los extremos, conservando el resto de la barra como un vástago; tal es el caso de las válvulas de los motores de combustión interna o de las flechas de tracción de los automóviles.

#### Establecimiento de datos o parámetros iniciales

La función se cuantifica en magnitudes físicas: longitud, peso, fuerza, presión, límite elástico, gasto, etc. En nuestro ejemplo, se deberían considerar como datos iniciales las dimensiones originales de la barra, las dimensiones requeridas después de la deformación y las características mecánicas y el tratamiento térmico del acero por usarse.

#### Estudio de diversas alternativas de solución

En general, siempre se encontrarán varias maneras de cumplir la función mencionada antes. En nuestro ejemplo, se conocen dos métodos para hacer el recalcado: por presión o por impacto, aunque no se descarta la posibilidad de encontrar un método nuevo. Se debe hacer un estudio de las ventajas y desventajas de cada método en relación con la



pieza. Una vez seleccionado un método, por ejemplo el de presión, se debe estudiar que tipo de máquina es el más adecuado. Se acostumbra usar prensas de accionamiento vertical, en diferentes grados de automatización, para piezas como las válvulas de automóviles, o bien máquinas de accionamiento horizontal para el recalado de flechas de automóvil.

### Esbozos preliminares

La representación gráfica es una ayuda inapreciable para definir las ideas e ir materializándolas desde el principio del proceso de diseño. Debe hacerse en gran número, utilizando las proyecciones y perspectivas. Fig 2.

### Mecanismo principal de accionamiento

El corazón del diseño es el ó los mecanismos principales de accionamiento, considerando como tales a las que transforman el movimiento de un motor primo en el movimiento de los elementos que ejecutan la función.

En nuestro caso, existen mecanismos de biela-manivela, de excéntrica, de rodilla, de tornillo, hidráulicos, etc. Fig 3.

### Mecanismos secundarios

Entre éstos mecanismos los hay de alimentación, de lubricación, de guía, de control, de transmisión etc. En el caso de la prensa recaladora, se tendría un mecanismo de transmisión incluyendo engragues, mecanismo de alimentación, mecanismo de control, volantes, etc. Muy importante es el estudio del bastidor Fig 4, que debe mantener unidas y en sus posiciones exactas a las diversas piezas y que debe cumplir condiciones de resistencia y rigidez.

### División en conjuntos, subconjuntos y piezas

Se debe hacer un análisis bastante detallado, para determinar, en un primer intento, todas y cada una de las piezas que van a formar el aparato ó máquina diseñado. El resultado será una lista de partes, que posteriormente se afinará.

### Estudio cinemático y dinámico

Es necesario conocer, dentro de cada mecanismo y en el conjunto de ellos, las relaciones de desplazamientos, velocidades y aceleraciones. Igualmente es indispensable conocer las fuerzas de inercia así como las condiciones dinámicas de sistemas vibratorios dentro del diseño.

### Calculo por resistencia

Esta actividad es la que aplicada a piezas individuales, determina de que material debenser fabricadas y que dimensiones finales deben tener. Hay que considerar dos condiciones: la estática en la cual las cargas consideradas no sean repetitivas y la dinámica, en la cual las cargas sean cíclicas y puedan producir el fenómeno de fatiga.

Hay que hacer notar que generalmente, no es necesario calcular por resistencia todas las piezas del diseño sino solamente las sometidas a cargas significativas.

### Elaboración de especificaciones y dibujos

Las actividades anteriores se materializan al formular especificaciones técnicas para la fabricación del prototipo y al elaborar los dibujos para el taller, que deben incluir los datos referentes a materiales por usarse, tratamientos térmicos, acabados, tolerancias, ajustes etc.

DEVELOPMENT OF SINTERED WC-BASIS ALLOYS, WC-FREE ALLOYS AND CERAMIC CUTTING TOOLS

WC-basis Alloys		WC-free Alloys		Ceramic Cutting Tools	
Composition	Year	Composition	Year	Composition	Year
WC-Co	1923/25	TiC-Mo <sub>2</sub> C-Ni, Cr, Mo	1929/31	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> for dies and tools	1912/13
WC-TiC-Co	1929/31	(solid solutions)			(15-25)*
WC-TaC(VC, NbC)-Co	1930/31	<b>TaC-Ni</b>	<b>1930/31</b>	<b>Sinterkorund</b>	
WC-TiC-TaC(NbC)-Co	1932	TiC-TaC-Co	1931	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	(20-35), 1930/31
WC-TiC-HfC-Co	1959	TiC-Cr, Mo, W, Ni, Co	1931	Sinterrubin	
WC-TiC-TaC(NbC)-HfC-Co	1968/69	TiC-VC-Ni, Fe	1932	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	(30-40), 1937/38
WC-TiC-NbC(TaC)-HfC-Co	1968/69	TiC-NbC-Ni, Co	1941	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> hot pressed	(50-70), 1944/45
		TiC-VC-NbC-Mo <sub>2</sub> C-Ni	1949	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + 0.5-1% MgF <sub>2</sub>	(40-50), 1948/51
		TiC(Mo <sub>2</sub> C, TaC)-Ni, Co-Cr	1950	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -Mo <sub>2</sub> C-(Mo)	(35-45), 1951/59
		(WZ alloys)		Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + Ti, TiC, TiC, WC	(40-55), 1955/58
TiC and TiN coatings on WC alloys	1955/70				
Submicron WC and solid solutions cemented with Co (Ciba and Du pont Nemours resp Baxtron)	1967/70	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> -Ni, Cu, Cr	1951/60	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> submicron	(70-90), 1962/70
		TiC with steel binder (heat treatable)	1952/61	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + TiC, Ni hot pressed	(80-100), 1962/70
		2 TiC-1 TiB <sub>2</sub>	1957		
		TiC-Mo <sub>2</sub> C (mixtures) -Ni, Mo	1965/70		
		(Ti, Mo)C <sub>2-x</sub> -Ni, Mo, Cr	1968/70		
		TiC-TiN (solid solutions)-Ni	1969/70		

\* transverse rupture strength in kg mm<sup>-2</sup>



DIRECTORIO DE ASISTENTES AL CURSO DE PROCESOS DE MANUFACTURA ( DEL 15  
DE ENERO AL 28 DE FEBRERO DE 1973 )

<u>NOMBRE Y DIRECCION</u>	<u>EMPRESA Y DIRECCION</u>
1. SR. ARMANDO AMEZQUITA URBINA Niño Perdido No. 866-202 Col. Narvarte México 12, D. F. Tel. 5-32-88-40	HERCO, S. A. Calle 3 No. 19-B Naucalpan, Edo. de México Tel. 5-76-59-11
2. SR. LUIS DE LA TORRE MENDEZ Huasteca No. 217-1 Col. Industrial México 14, D. F. Tel. 5-17-72-96	INSTITUTO NACIONAL DE ENERGIA NUCLEAR Insurgentes Sur No. 1079-3er.Piso Tel. 5-98-01-44
3. ING. MIGUEL DIAZ PADILLA Montreal No. 228 Fracc. Valle Dorado Edo. de México	ACERO SOLAR, S. A. Km. 23 1/2 Carretera México-Querétaro Tlanepantla, Edo. de México Tel. 5-65-37-00 Mañana
4. ING. JUAN ANTONIO EROSA PENICHE Calz. Manuel González 98-B-1007 Nonoalco México 3, D. F. Tel. 5-83-81-31	FRENOMEX, S. A. Av. de las Granjas 473-A Atzacapotzalco México 16, D. F. Tel. 5-61-00-33
5. SR. HELIODORO ESPINOSA HERNANDEZ Querétaro No. 150 Valle de Ceylan Tlanepantla	ESCUELA TECNICA INDUSTRIAL WILFRIDO MASSIEU INSTITUTO POLI TECNICO NACIONAL Ave. de los Maestros No. 217 Tel. 5-47-88-12
6. ING. RAUL ESPINOSA ISLAS Calle de Tepexpan No. 23 Coyoacán México 21, D. F. Tel. 5-54-41-68	FACULTAD DE INGENIERIA, U.N.A.M. Ciudad Universitaria México 20, D. F. Tel. 5-50-00-41
7. SR. JOSE LUIS ESTRADA HAEN Lago Pátzcuaro No. 118-1 Col. Anáhuac México 17, D. F. Tel. 5-31-59-83	U.P.I.I.C.S.A. ( I.P.N. ) Calle The No. 950 Col. Granjas México México 8, D. F.

DIRECTORIO DE ASISTENTES AL CURSO DE PROCESOS DE MANUFACTURAL ( DEL 15 DE ENERO AL 28 DE FEBRERO DE 1973 )

<u>NOMBRE Y DIRECCION</u>	<u>EMPRESA Y DIRECCION</u>
8. SR. SALVADOR GANEM PEREZ Calle Odesa No. 230-20 Col. Portales México 13, D. F.	OLIVETTI MEXICANA Norte 45 No. 1104 Col. Industrial Vallejo México 14, D. F. Tel. 5-67-01-44
9. ING. ROBERTO GONZALEZ TORRES Calle 20 No. 40 San Pedro de los Pinos México 18, D. F. Tel. 5-15-36-88	INSTITUTO MEXICANO DEL PETROLEO Av. de los 100 Metros No. 152 México 14, D. F. Tel. 5-67-66-00 Ext. 192
10. SR. ALEJANDRO MARTINEZ SORIANO Ret. 10 Dr. Nicolas León No. 8 Col. Jardin Balbuena México 9, D. F. Tel. 5-52-41-60	
11. SR. ADOLFO MAYA RIVERA Av. 3-A No. 91 Col. Sta. Rosa México 14, D. F. Tel. 5-92-14-12	U.P.I.I.C.S.A. ( I.P.N. ) Calle The No. 950 Col. Granjas México México 8, D. F.
12. ING. LEOPOLDO MONTES DE OCA DUARTE Lauro Aguirre 19-4 Col. Sto. Tomas México 17, D. F. Tel. 5-35-27-81	INSTITUTO NACIONAL DE ENERGIA NUCLEAR Insurgentes Norte No. 1079 México, D. F.
13. SR. PEDRO JAVIER RAMIREZ PRIETO Pta. Ixtapantongo No. 69 Col. Electra Tlalnepantla, Edo. de México	FABRICA IMPLEMENTOS PETROLEROS, S.A. Calle Industrial No. 10 Cerro Gordo Edo. de México Tel. 5-69-20-00
14. ING. JUAN AURELIO RAMIREZ SALDIVAR Xicoténcatl 61-1 Coyoacán México 21, D. F.	CENTRO DE INVESTIGACION DE MATERIA LES Ciudad Universitaria México 20, D. F. Tel. 5-50-09-34
15. ING. CARLOS RANGEL ZARATE Miravalle No. 809 Col. Portales México 13, D. F. Tel. 5-39-31-93	INSTITUTO MEXICANO DEL PETROLEO Av. de los 100 Metros No. 500 México, D. F. Tel: 5-67-66-00 Ext. 327

DIRECTORIO DE ASISTENTES AL CURSO DE PROCESOS DE MANUFACTURA ( DEL 15 DE ENERO AL 28 DE FEBRERO DE 1973 )

NOMBRE Y DIRECCION

EMPRESA Y DIRECCION

16. ING. ROBERTO RUENES PONCE DE LEON  
Priv. de la Concepción No. 4  
México 16, D. F.  
Tel: 5-61-64-03

ACEROS NACIONALES, S. A.  
Ave. Hidalgo No. 132  
Tlalnepantla, Edo. de México  
Tel: 5-65-05-44

17. ING. BENJAMIN SANCHEZ PERAFAN  
Calle Pedro de Lille No. 35  
Fracc. Las Acacias  
Atizapan, México

RAY-O-VAC DE MEXICO  
Sor. J/ Ines de la Cruz No. 232  
Tlalnepantla, Edo. de México  
Tel: 5-65-50-00

18. ING. GERARDO SOTA GARCIA  
Primera Cda. Co. Beistegui No. 5  
México 12, D. F.  
Tel: 5-43-01-83

TECNOLOGIA Y PLASTICOS SOMMI, S.A.  
Felipe Villanueva y Albeniz  
Col. Ex-Hipodromo de Peralvillo  
México, D. F.  
Tel: 5-73-83-88

19. LIC. MANUEL VEGA  
General Cano No. 146-A-305  
México, D. F.

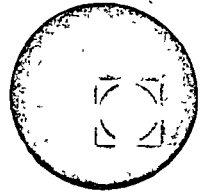
SECRETARIA DE INDUSTRIA Y COMERCIO  
Av. Cuauhtémoc No. 80-5o. Piso  
México, D. F.  
Tel: 5-78-82-54







centro de educación continua  
facultad de ingeniería, unam



DIRECTORIO DE PROFESORES DEL  
CURSO PROCESOS DE MANUFACTURA

1. Dr. Santiago Cendejas Huerta  
Jefe del Depto. de Metalurgia  
Centro de Investigación de Materiales  
U. N. A. M.
2. Dra. Dora M. K. de Grinberg  
Investigadora del Depto. de Metalurgia  
Centro de Investigaciones de Materiales  
U. N. A. M.
3. Ing. Pedro de León Rodríguez  
Depto. de Ing. Mecánica y Eléctrica  
Fac. de Ingeniería  
U. N. A. M.
4. Ing. Alberto Camacho Sánchez  
Jefe de la Sec. de Ing. Mecánica y Eléctrica  
de la Fac. de Ingeniería  
U. N. A. M.
5. Dr. José Luis Guerrero Alvarez  
Asistente del Gte. Técnico  
Siderúrgica Lázaro Cárdenas-"Las Truchas"  
Melchor Ocampo 469-8 Piso  
México 5, D.F.
6. Ing. Fausto Medina Uzárraga  
Jefe del Depto. de Ing. Mecánica  
Unidad Profesional Zacatenco  
Secc. de Graduados Edif. 7  
Instituto Politécnico Nacional
7. Ing. Vicente Nacher Todo  
Alvarez Automotriz  
Departamento de Control de Calidad  
Corregidora 170  
México 1, D.F.

