

24/7



# Universidad Nacional Autónoma de México

Facultad de Química

"MODIFICACION DE LOS PROCESOS DE FORJA Y TRATAMIENTOS TERMICOS PARA LA FABRICACION DE VALVULAS DE ADMISION AUTOMOTRICES".



EXAMENADO Y APROBADO  
FAC. DE QUIMICA

## T E S I S

Que se presenta para obtener el Título de  
INGENIERO QUIMICO METALURGICO

ANTONIO GUTIERREZ RIVERA



México 1986



## **UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso**

### **DERECHOS RESERVADOS © PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL**

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

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

CONTENIDO

I.- OBJETIVOS.

II.- ANTECEDENTES.

III.- GENERALIDADES TEORICAS.

IV.- DISEÑO DEL PROYECTO.

V.- DISCUSION FINAL Y RECOMENDACIONES.

VI.- BIBLIOGRAFIA.

## J U S T I F I C A C I O N   D E L   T R A B A J O

Debido a los altos costos por consumo de energéticos, la Industria se ha visto en la necesidad de buscar fuentes alternas de energía más baratas y/o buscar la forma de modificar sus procesos con el fin de optimizarlos al máximo posible para disminuir los gastos de energía y poder mantenerse competitivos en el mercado.

Es por ésto, que el siguiente trabajo presenta una posible ruta de manufactura de válvulas automotrices contemplando un aprovechamiento más efectivo y eficiente de energía.

## I.- O B J E T I V O S.

### O B J E T I V O G E N E R A L.

Determinar la posibilidad del aprovechamiento de la temperatura remanente de forja para el temple directo de válvulas de admisión automotrices de acero al carbono de baja aleación ( aceros SAE 1547, 8645 ).

### O B J E T I V O S P A R C I A L E S.

- A.- Reunir información referente a trabajos previos sobre el aprovechamiento de la temperatura de forja para el endurecimiento de materiales.
- B.- Plantear las bases teóricas necesarias para el posible desarrollo del proyecto a nivel industrial.
- C.- Definir los parámetros teóricos del proceso para templar directamente aceros susceptibles de endurecerse a partir de la forja, para alcanzar la dureza requerida, así como los microconstituyentes sin tener grietas.
- D.- Comparar las propiedades metalúrgicas y mecánicas obtenidas por el proceso convencional y el proceso propuesto.

## II.- ANTECEDENTES.

Debido a la creciente producción de automóviles en México, que ha representado un 16% anual en los últimos tres años<sup>(1)</sup>, EATON Componentes para Motores S.A. de C.V. tiene instalada una Planta para la fabricación de válvulas para motores de combustión interna en la segunda sección del Parque Industrial en Atlacomulco, Edo. de México.

Se cuenta con la Tecnología para la fabricación de válvulas automotrices, dicha manufactura consiste básicamente en : Corte, Forja, Tratamientos Térmicos, una Línea Manual, una línea Auxiliar, una Línea Automática, una Planta de Tuitride\*, contándose con equipos automatizados; en respuesta a la demanda proyectada de Mercado, se espera producir 16 millones de válvulas automotrices anualmente.

Las válvulas se fabrican de acero y pueden tener muchas formas y diseños diferentes, según las necesidades de cada motor. En la figura 1, se muestra la forma básica de una válvula junto con la nomenclatura empleada para definirías.

Existen dos clases de válvulas, según su uso: válvulas de admisión y válvulas de escape ( ver tabla 1 ).

Estas últimas tienden a ser más complicadas ya que están sujetas a más altas temperaturas.

\* Proceso Termoquímico ( cianuración )

(1) Fuente: El Mercado de Valores-Plan Nal. de Des. 1983-1988.



## TABLA 1

### TIPOS Y VARIEDADES DE VALVULAS AUTOMOTRICES

#### A D M I S I O N

- a).- UNA PIEZA CON ASIENTO Y PUNTA  
TEMPLADOS POR INDUCCION.
- b).- DOS PIEZAS CON ASIENTO TEMPLADO  
POR INDUCCION Y PASTILLA SOLDADA  
EN LA PUNTA.

#### R S C A P E

- a).- TRES PIEZAS, CON VASTAGO MARTENSITICO,  
CABEZA AUSTENITICA Y ASIENTO SOLDADO.
- b).- DOS PIEZAS, CON VASTAGO MARTENSITICO Y  
CABEZA AUSTENITICA.
- c).- CUATRO PIEZAS, CON VASTAGO MARTENSITICO,  
CABEZA AUSENITICA, ASIENTO SOLDADO Y "  
PASTILLA SOLDADA A LA PUNTA.
- d).- DOS PIEZAS, CON VASTAGO Y CABEZA AUSTENI  
TICA Y PASTILLA SOLDADA EN LA PUNTA.

Las válvulas pueden ser divididas en tres secciones: la cabeza, el vástago y la punta del vástago.

Las válvulas de escape normalmente están hechas de dos ó más materiales diferentes: la cabeza y una porción del vástago está hecha de un acero aleado inoxidable con una alta resistencia a la temperatura, alta resistencia a la tracción y alta resistencia a la corrosión. Estos son los comúnmente llamados aceros austeníticos inoxidables. La parte restante del vástago, normalmente está hecha de un acero martensítico endurecido, el cual se suelda a la cabeza.

En algunas aplicaciones se suelda en el asiento de la válvula una capa de acero a base de cobalto que tiene una alta resistencia a la temperatura.

Las válvulas de admisión son normalmente fabricadas en un solo material, que generalmente es del tipo martensítico, siendo analizadas solamente las de éste tipo en el presente trabajo.

## UTILIZACION :

Se utilizan en motores reciprocantes de combustión interna, es decir, el motor de gasolina y el motor a diesel, en éste último las válvulas de admisión y de escape son idénticas en bastantes motores; pero actualmente se generaliza el sistema de hacer las válvulas de admisión más anchas en la cabeza para facilitar un suministro pleno de la mezcla combustible/aire, mientras que las de escape, son sometidas a la elevada temperatura de los gases de combustión que las rodean al salir, tienen la cabeza de menor diámetro para asegurar la rigidez de la misma.

La fig. 2, muestra la disposición de las válvulas en un motor de explosión de cuatro cilindros.

## DESCRIPCION BASICA DEL PROCESO DE FABRICACION.

A) VALVULAS DE ADMISION.- La materia prima son barras de acero redondas de diámetro y material variado ( según diseño de la válvula ), éstas barras se introducen a un horno para su normalizado, donde se homogeneizan los materiales a temperaturas que dependen del material, posteriormente se alimentan a una prensa de corte, donde dependiendo de la longitud y diámetro, resultará el tamaño de la válvula posteriormente, en ésta prensa de corte las barras calientes son transformadas en pequeños cortes ( industrialmente llamados tochos ), que posteriormente son alimentados a las forjas, en donde el tocho es pasado primeramente a través de una bobina que lo calienta

## SECCION FRONTAL DE UN MOTOR DE EXPLOSION DE 4 CILINDROS

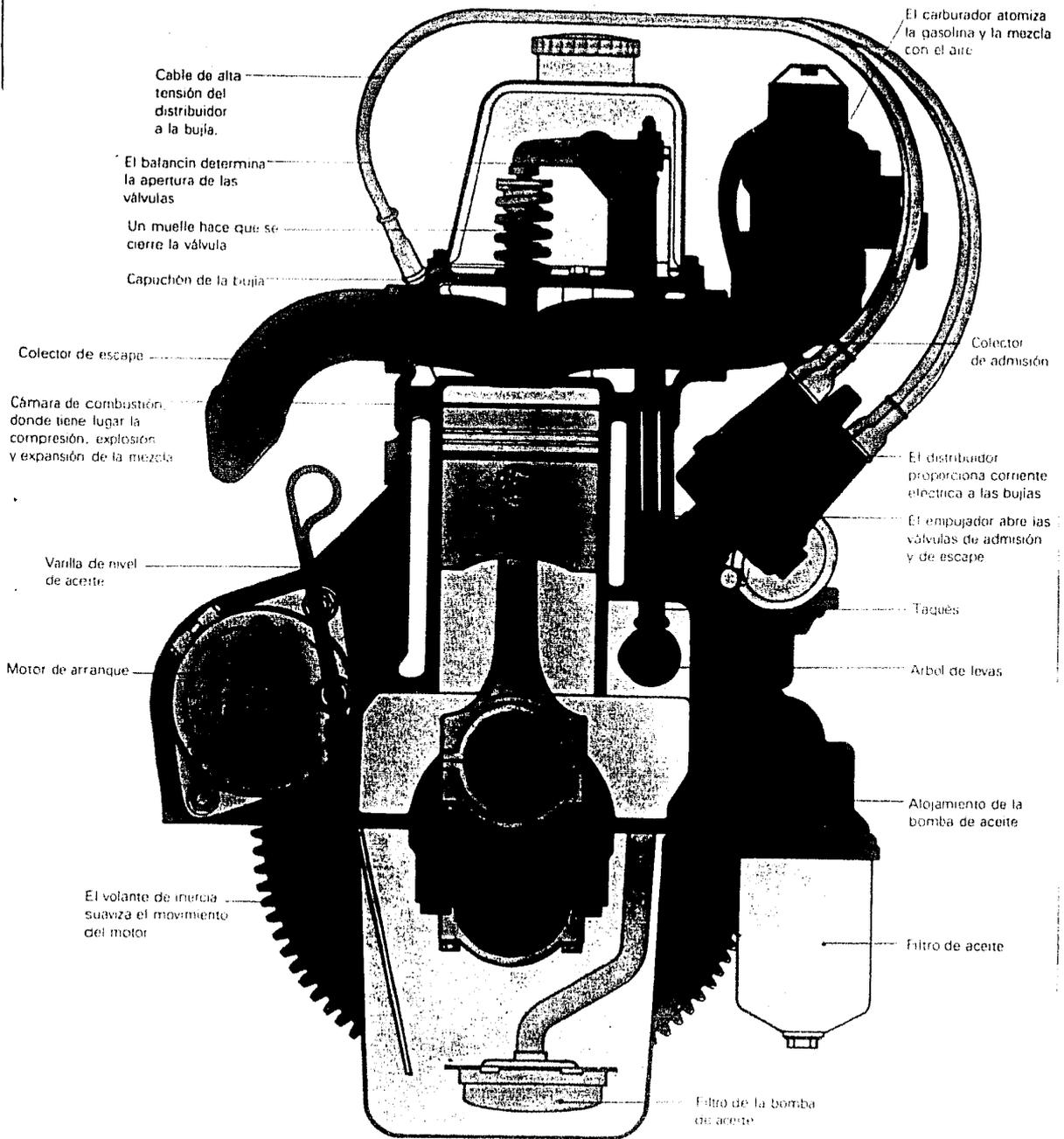


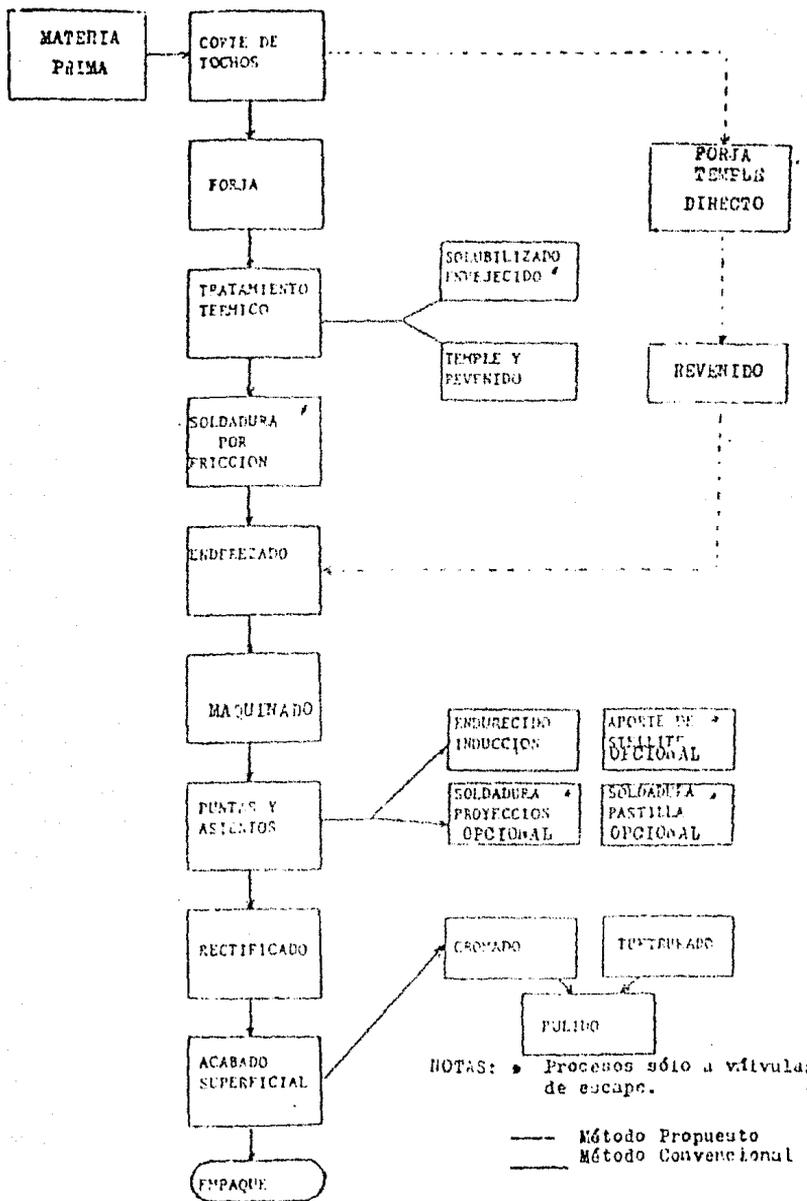
Fig. 2.- Disposición de las válvulas en un motor de explosión de cuatro cilindros.

por inducción a cierta temperatura requerida para realizar la forja en dos pasos, las piezas resultantes tendrán la forma aproximada de las válvulas, a continuación se depositan en un contenedor para después trasladarlas a un horno continuo en donde después de austenizarlas, se templarán en aceite y finalmente a un horno de revenido continuo.

Hasta aquí las piezas ya con la forma de la válvula, no tienen las dimensiones finales, por lo que entonces las válvulas deberán ser enderezadas en una máquina roladora, seguidas de un granallado y un corte en la punta, las válvulas son maquinadas para dejarlas listas para templar la punta de la válvula por inducción en una máquina donde las válvulas giran horizontalmente a través de una bobina calefactora que austeniza la punta para después templarlas inmediatamente en aceite y seguidamente pasarán por una bobina de menor temperatura para ser revenidas; aquí se vuelven a rectificar en sus dimensiones para seguir al proceso de cromado, éste proceso se realiza en tinas que consisten en un desengrase por inmersión y electro-lítico, dos baños de ácido crómico, uno para el activado y el siguiente para el cromado, una vez cromadas, las puntas son descromadas, finalmente se susergen en un baño protector anticorrosivo para después pulirse e inspeccionarse finalmente para su embarque.

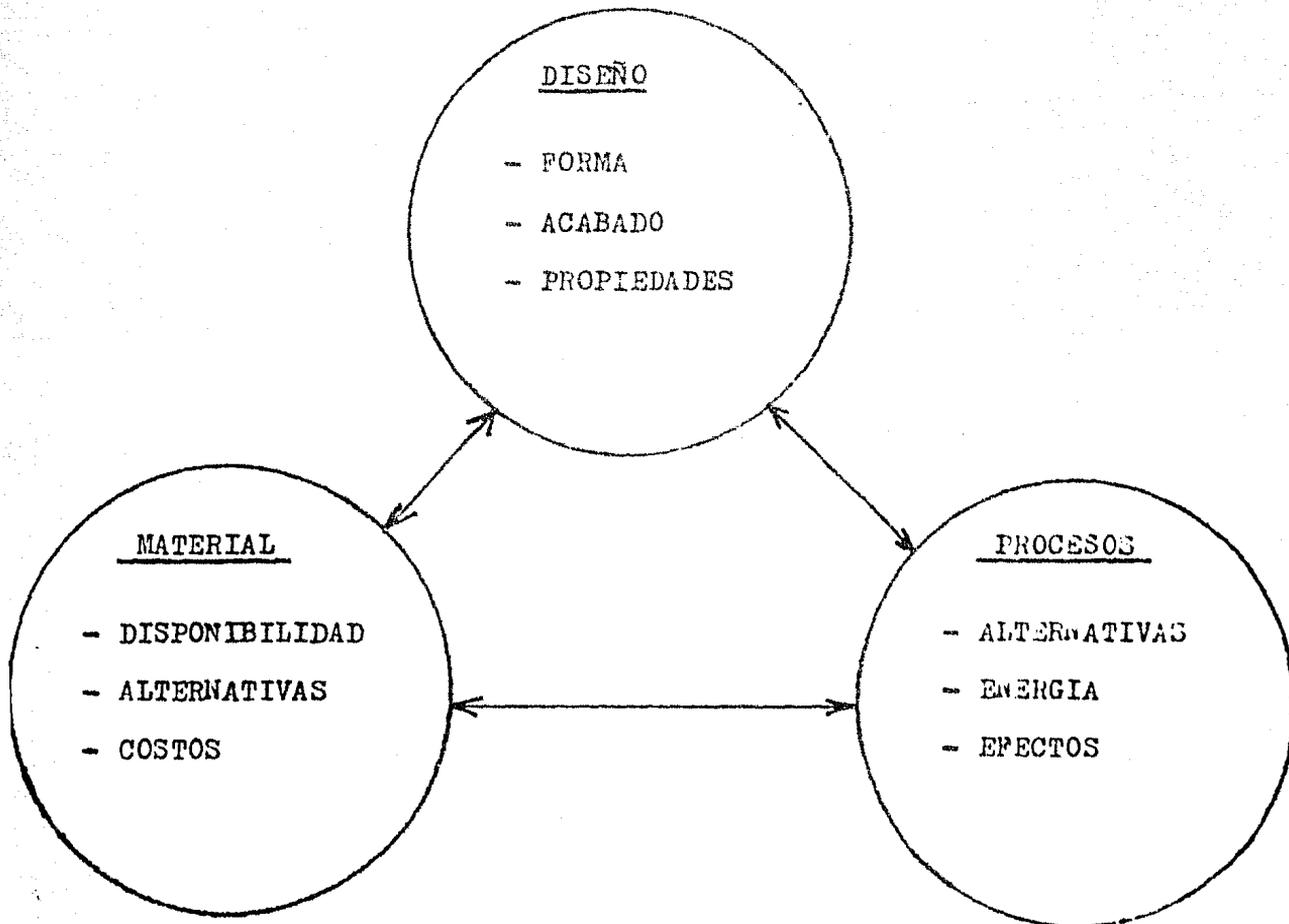
El esquema 3 muestra la ruta de fabricación de una válvula convencional y la propuesta, que en sí es el tema de éste trabajo.

ESQUEMA # 3  
ETAPAS DE LA FABRICACION DE UNA VALVULA



DISEÑO METALURGICO DE LAS VALVULAS DE ADMISION EN  
MOTORES DE COMBUSTION INTERNA.

Este diseño, está basado en lo que se llama el " triángulo de la Metalurgia ", en el que existen tres compromisos importantes e interrelacionados entre sí; éste triángulo se describe a continuación:



- Consideraciones para la manufactura.

Como se presenta, una vez ideado el diseño de una parte, surge la pregunta ¿ De qué o con qué se va a realizar la parte para que se obtenga la geometría del diseño y que exista las condiciones de servicio requeridas ?.

En varios casos el diseño se modificará por el costo y disponibilidad de los materiales, posteriormente se tendrá que seleccionar un proceso adecuado para elaborar la parte ( válvulas ) que nos permita ser competitivos en calidad, costo y tiempo.

Nuevamente es posible que el proceso se vea influenciado por el diseño y/o material, siendo necesario re-evaluar el diseño y/o los materiales para que finalmente se llegue a seleccionar el diseño de la parte de calidad óptima con el mínimo costo de materiales y un proceso que elabore la parte en un tiempo adecuado#.

El material de las válvulas de admisión y de escape representa un requerimiento directo del ambiente en el cual las válvulas operan: los niveles de esfuerzos impuestos, la temperatura de operación de la válvula y los niveles deseados de durabilidad.

Debido a las diferencias de éstos factores en los diferentes tipos de máquinas, se facilita tratar el diseño del material de la válvula si consideramos las condiciones generales promedio a las que se someten las válvulas ( ver fig. 4 ).

VALVULA DE ADMISION TIPICA  
CONDICIONES DE TRABAJO

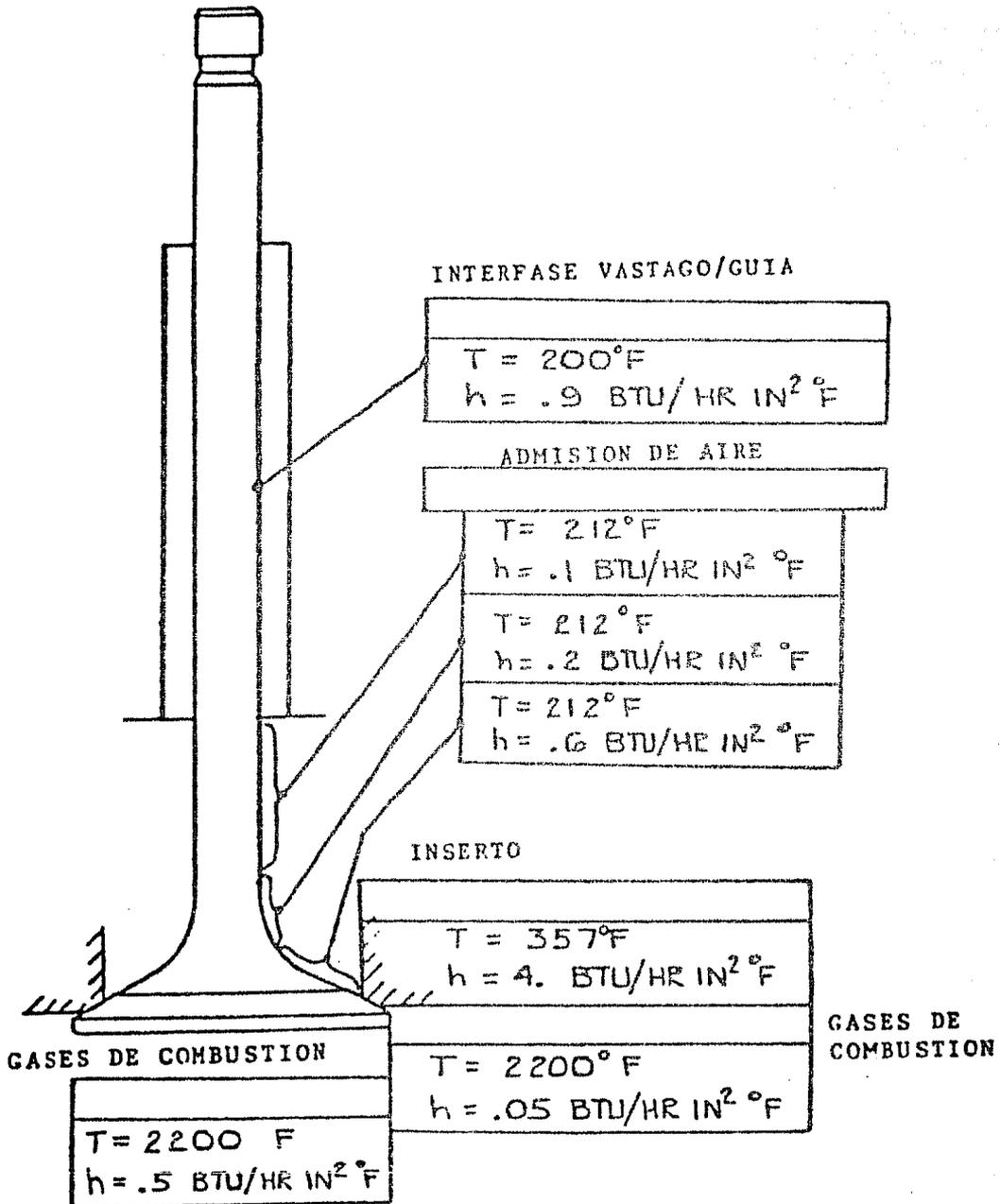


FIGURA 4

Históricamente los aceros<sup>(1)</sup> de baja aleación tales como SAE 1040 y SAE 1045 han sido usados, pero en años recientes, la experiencia ha demostrado que en aplicaciones donde éstos ~~aceros~~ aceros al carbono no aleados fueron completamente apropiados, los aceros de baja aleación tales como: SAE 3140 y SAE 8645 han trabajado igualmente bien. Metalúrgicamente ésto tiene sentido si los siguientes puntos relativos a la función de los elementos aleantes son considerados con respecto a la resistencia térmica, resistencia a la corrosión y resistencia a elevadas temperaturas hasta 427 °C :

- (1) El contenido de níquel hasta 3% aumenta la resistencia térmica, resistencia a la corrosión y resistencia en caliente sobre un acero al carbono sin níquel.
- (2) El contenido de silicio de hasta un 3% ha tenido relativamente poco efecto sobre la resistencia a la corrosión ordinaria. A temperaturas menores de 427 °C, un mejoramiento a la escamación no se nota, hasta que más de 1% de silicio se usa.
- (3) El vanadio, molibdeno y tungsteno tienen relativamente facilidad para la formación de carburos.
- (4) El manganeso mejora la resistencia al creep de aceros, particularmente a bajas temperaturas.

Es bien conocido que la función central de los elementos

(1) Ver tabla # 3 para la composición química.

aleantes en aceros SAE de baja aleación, es proveer el requisito de templabilidad, es decir profundidad de endurecimiento. Esta propiedad cuesta dinero y no deberá ser comprada si no es necesaria. ( ver tabla 2 ).

Esto no es necesario en los tamaños de secciones típicas de las válvulas de admisión, puesto que no presentan problema alguno para su endurecimiento en toda la sección.

La templabilidad de los aceros SAE 1045 y 1040, aseguran un factor razonable de seguridad para el tratamiento térmico.

Porque mantienen adecuadas la temperatura-desgaste e impacto.

#### OPERACION DEL FORJADO DE VALVULAS DE ADMISION.

La forja se realiza en dos pasos en varias prensas de 500 a 700 tons. de capacidad ( Ajax y Maxi-Press ).

El método de forja para éste tipo de válvula es denominado: de " extrusión y cabeza ", porque dos operaciones de forja se requieren. Ambas operaciones se ejecutan sobre la forja equipada con dos juegos de dados superiores y dos inferiores.

En conjunto con la prensa, un alimentador revolvero llena y arregla los tochos para ser alimentados a una canaleta con rodillos direccionales, los cuales forzan un flujo continuo de tochos para ser conducidos a través de una bobina de 15 pulgadas, calentada por inducción que induce el calentamiento a los tochos. Estos tochos caen verticalmente dentro de una copa abierta; la copa es movida hacia una posición directamente encima del dado de extrusión, donde éste cae en su lugar en el dado y la copa cargadora regresa a su posición

TABLA 13

ACERO	%C	%Mn	%Pmáx	%Snáx	%S <sup>2</sup>	%Ni	%Cr	%Mo
1040	0.37-0.44	0.60-0.90	0.040	0.01				
1045	0.42-0.51	0.50-1.00			0.15-0.30	1.10-1.40	0.40-0.60	0.15-0.25
3140	0.38-0.43	0.75-1.00	0.040	0.040	0.15-0.30	0.40-0.70	0.70-0.90	
8645	0.43-0.48	0.75-1.00	0.035	0.040	0.15-0.30	0.40-0.70	0.40-0.60	0.15-0.25
S43C	0.42-0.46	0.66	0.024	0.025	0.25	0.02	0.11	
S50C	0.50	0.72	0.021	0.026	0.27	0.01	0.11	
S55C	0.55	0.79	0.051	0.019	0.31	0.02	0.11	

TABLA 2 Influencia de elementos aleantes.

	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Al	B	Al	Co	Cr	Sn	Sb	Pb	N	S	P	N	O
INCREMENTA O																				
DISMINUYE X																				
ESTABILIZA AUSTENITA				O																
ESTABILIZA FERRITA		O			O				O		O									
ESTABILIZA CEMENTITA		X	O	X		O					O							O		
FORMADOR DE CARBUROS	O	X	O	X	O	O			X		O						O			
REFINADOR DE GRANO	X			O		O	O			O	O		O							
DESOXIDANTE	O	O										O								
S A C									O									O		
S S C CORROSION		O																		
RESISTENCIA A FATIGA	O				O						O					O		X		X
RESISTENCIA A IMPACTO	O																		X	
FRAGILIDAD EN CALIENTE	X		X	O	O		X			X	O	X						O	O	O
FRAGILIDAD DE REVENIDO	O				X															O
TEMPLABILIDAD	O	O	O	O	O	O		O	X	X	X	O				O	X	O	O	O
MAQUINABILIDAD	X	X	X			X		X	X						O	X	O	O		O
FORJABILIDAD	O		X										X		X	X	X			X
DUREZA		O	O		O	O	O	O			O						O	O	O	
TEMACIDAD				O	O	O					O									
RESISTENCIA-ABRASION	O	O	O			O	O		X		O							O	O	
FRAGILIDAD EN FRIO									O									O	O	

inferior hacia la rampa para recibir el siguiente tocho caliente, ver figs. 5 a 7.

Los dos pasos de forja son ejecutados simultáneamente y con sólo calentar una vez los tochos. La rampa es actuada hacia abajo y regresada por medio de un pedal, los botadores accionados por cilindros de aire, libres ambos de válvulas extruídas y cabezas por los dados cuando se presiona un segundo pedal. Éste mismo pedal actúa un lubricador automático que está dispuesto a lubricar el dado de extrusión y de recalque. Ambos dados son lubricados después de cada golpe de la prensa. La figura 8 muestra una prensa.

#### DATOS TECNICOS PERTINENTES:

Prensa: 500-700 Tons.

Bobina calefactora: de 100 Kw Tocco ( generador D.C.)

Lubricante de dados: Piske # 514 ( grafito de 30-35% )

Temperatura de forja: 1600 a 2150 F ( 871 a 1177°C )- dependiendo del análisis del acero.

Herramental de forja: Thermo 75

Velocidad de producción: de 18 a 22 válvulas/minuto, sin contar los retrasos necesarios para una velocidad neta.

#### Calentamiento del tocho:

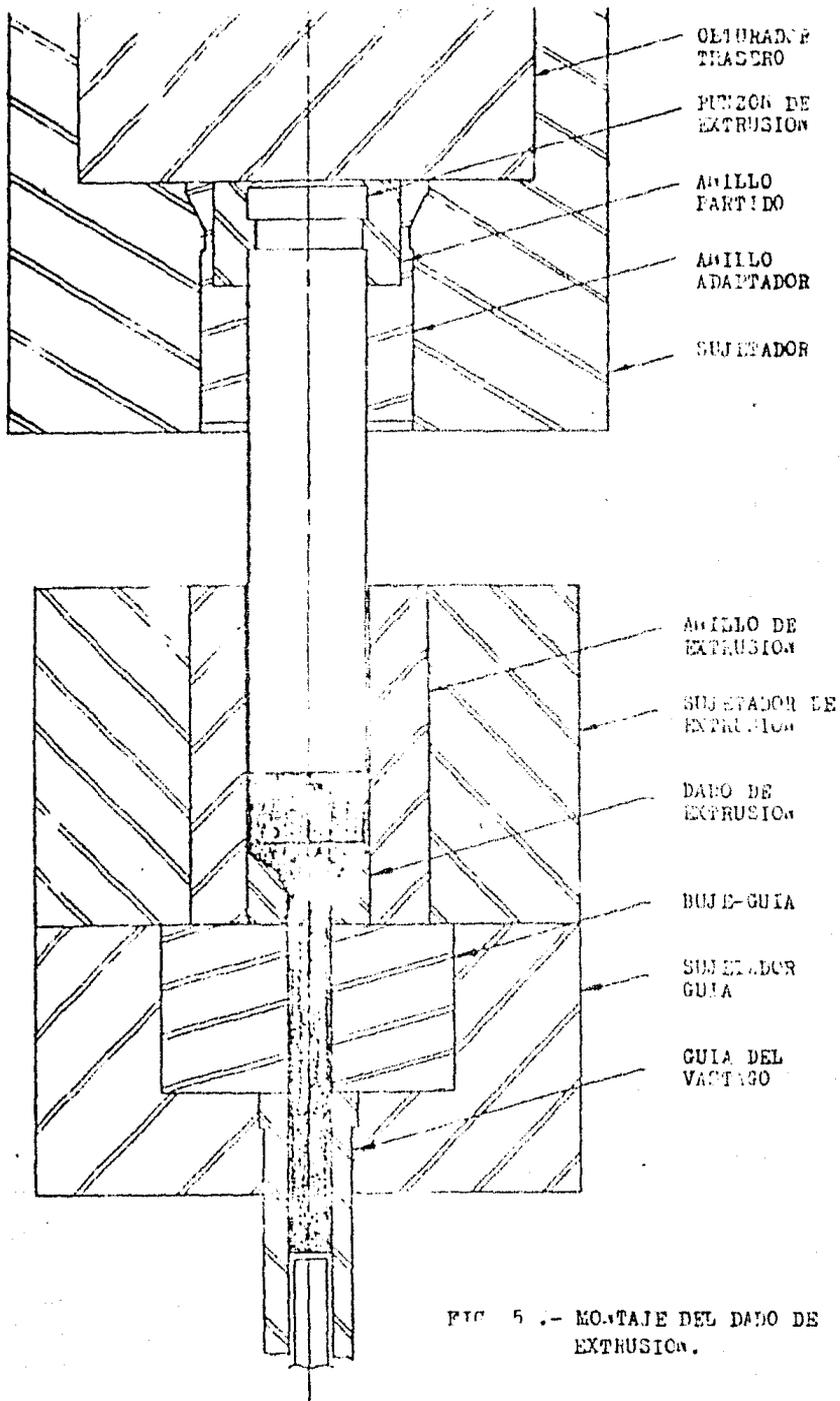
- Generador de 100 Kw Tocco ( D.C. )

- Rango de temperatura: 1500 - 2200 F ( 816 - 1204°C )

- Potencia de 40 a 50 Kw

- Varicontrol de 0 a 100 Kw

- Potenciómetro para incrementar o disminuir el tiempo de calentamiento en la bobina de 15 pulgadas.



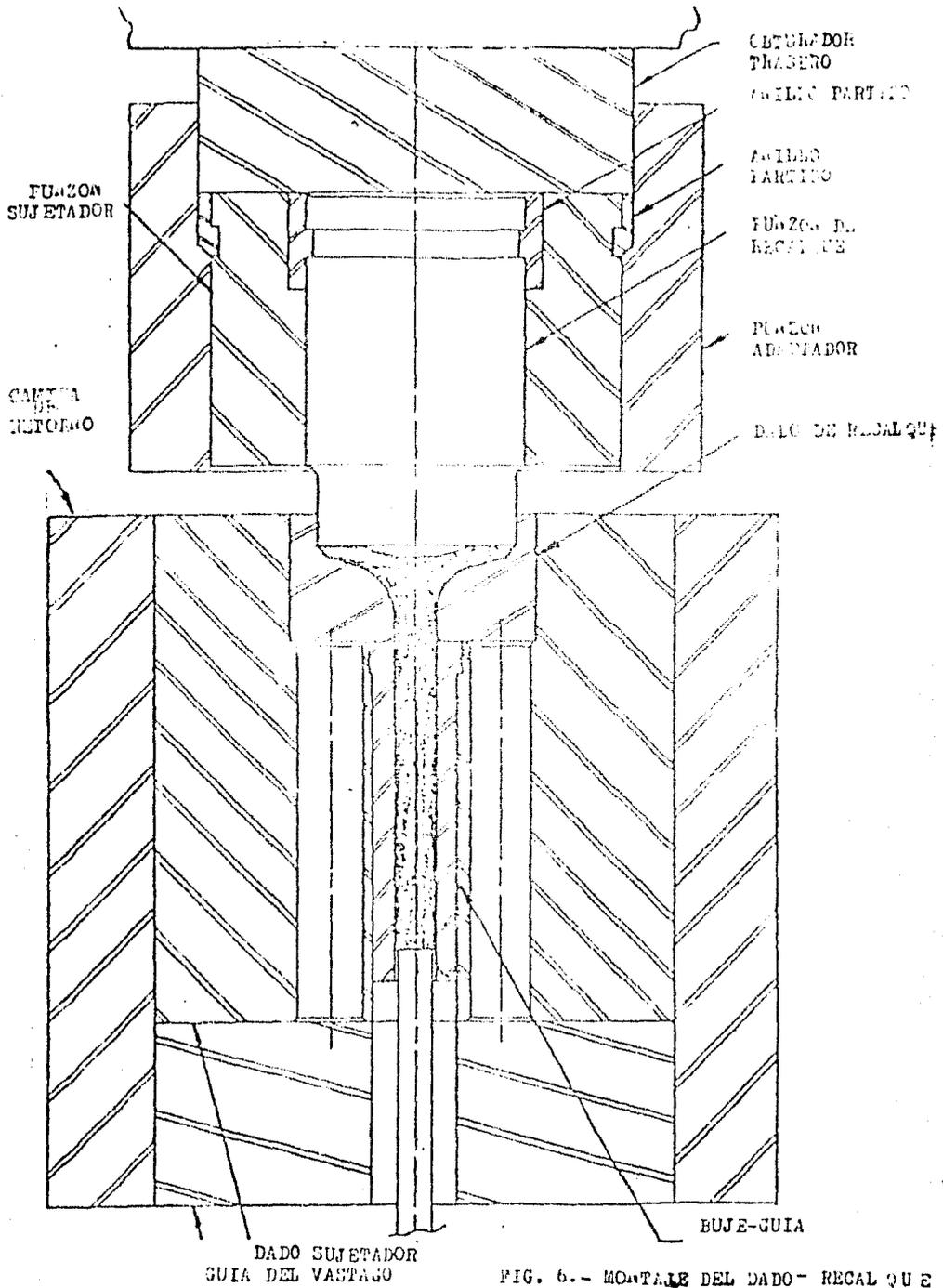
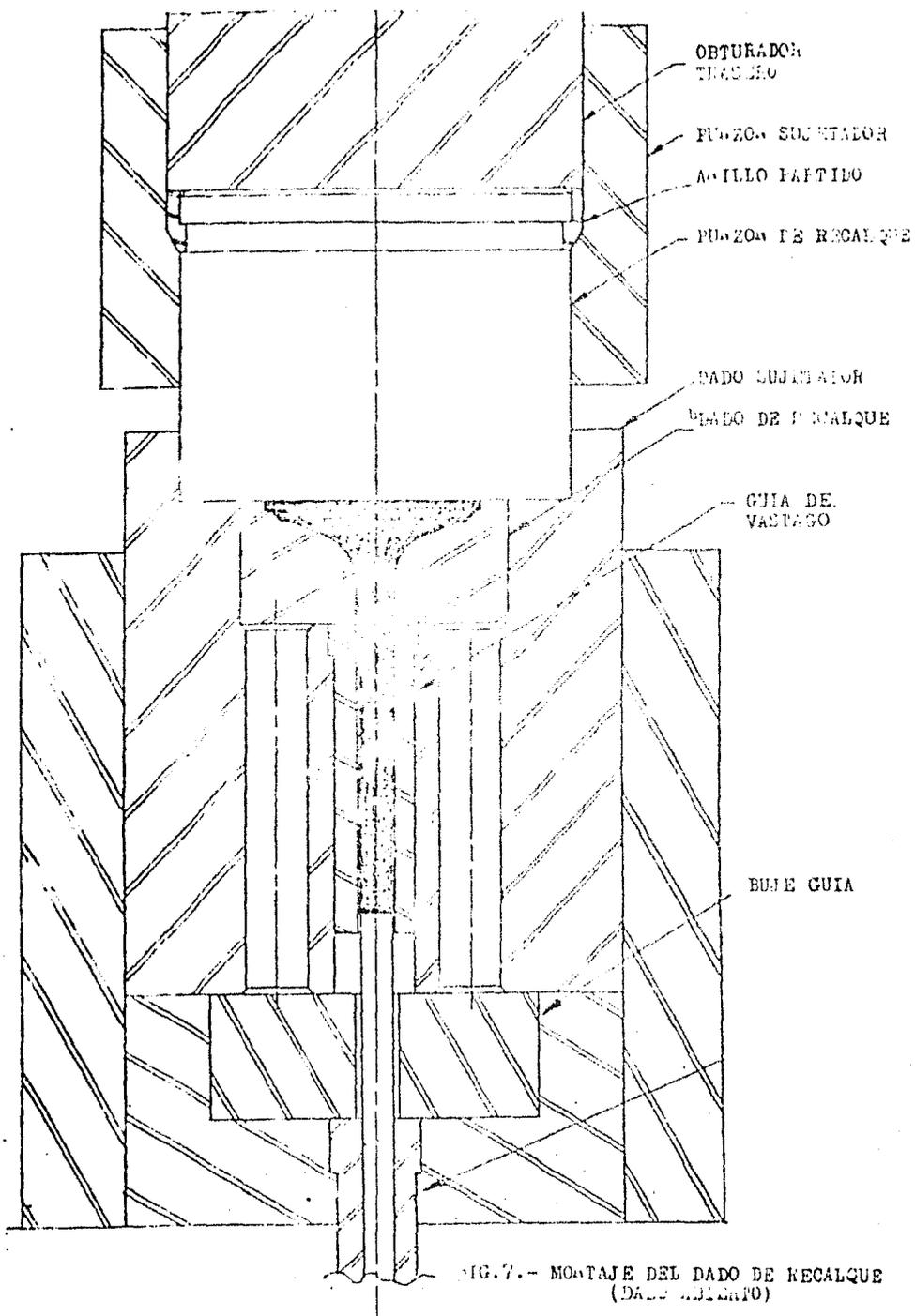


FIG. 6.- MONTAJE DEL DADO- RECALQUE



3

1

9

5

8

10

11

12

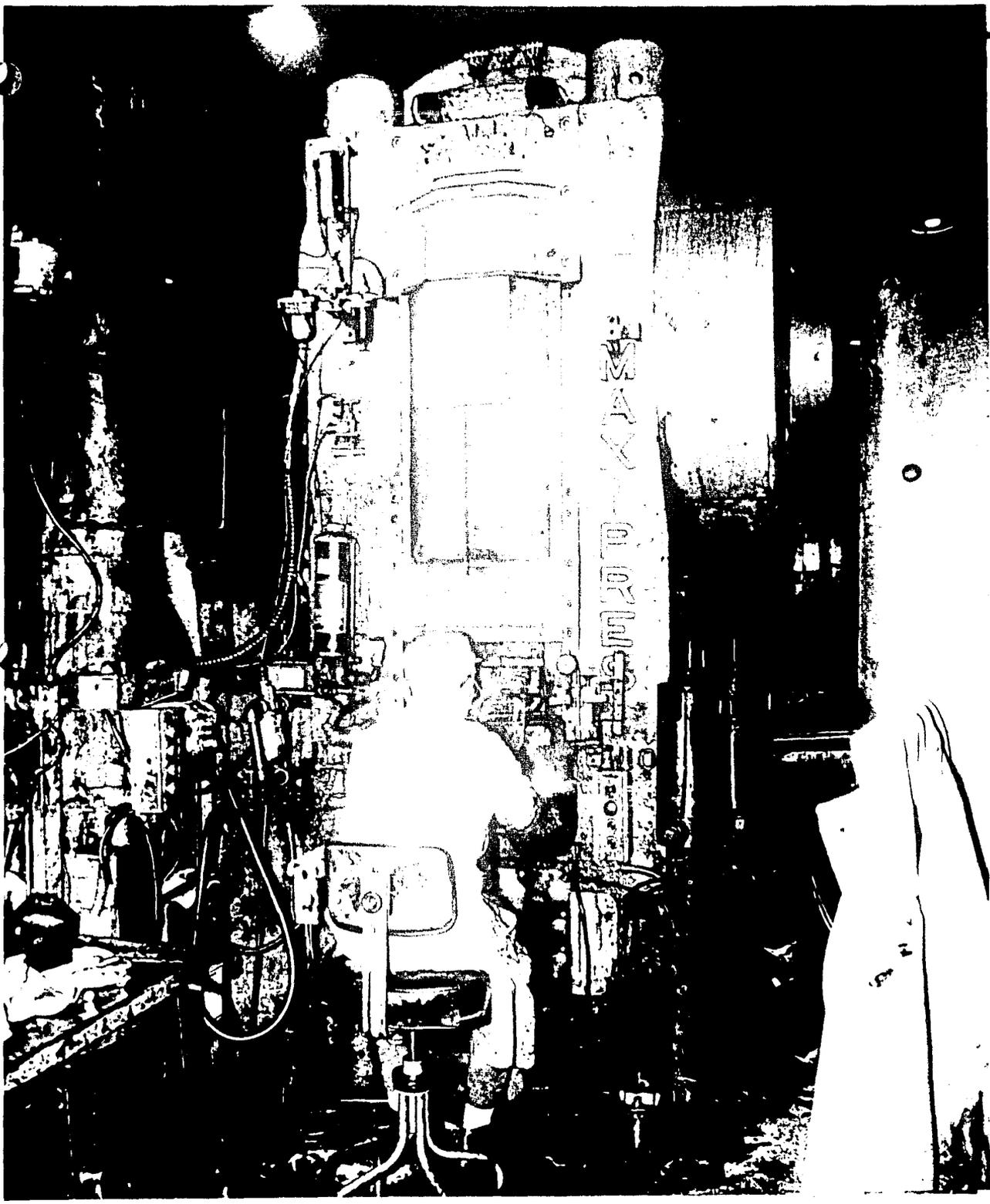
4

2

12

7

6



LEYENDA

- 1.- Prensa MaxiPress de 700 Tons.
- 2.- Operador de forja
- 3.- Volante de la forja.
- 4.- Depósitos del lubricante de forja.
- 5.- Manivelas de agitación del lubricante de forja.
- 6.- Pedal de la rampa.
- 7.- Pedal de lubricación y de recalque.
- 8.- Malla metálica de protección.
- 9.- Panel de control.
- 10.- Calibrador para válvulas forjadas.
- 11.- Canaleta alimentadora de tochos.
- 12.- Botones de mando, control y de paro de emergencia.

- Invertidor de 75 Kw D.C.

Posteriormente caen las válvulas forjadas a un contenedor que una vez aprobadas por control de calidad, son llevadas a los pasos posteriores. ( ver esquema # 3 ).

### III GENERALIDADES TEORICAS

#### INTRODUCCION-

Los requerimientos de energía y costos de operación pueden ser reducidos si los aceros forjables, susceptibles de ser endurecidos, son templados a partir de la forja. El temple a partir del calor de la forja para alcanzar la dureza deseada, podrá eliminar las operaciones de temple convencionales y así ahorrar la necesidad de un calentamiento.

La Tecnología del tratamiento térmico para la producción en masa de automóviles, fué establecida durante el auge de la industria automotriz en la primera mitad de los años 60 y desarrollada rápidamente durante la segunda mitad de esa década. La primera y segunda crisis del petróleo forzaron una re-evaluación entre las industrias consumidoras de energía, ocasionando a éstas a hacer un gran énfasis sobre la conservación de la energía.

La Tecnología del tratamiento térmico ha variado con la historia de la energía mencionada arriba. En particular los sistemas de producción en masa junto con los métodos de conservación de la energía han sido positivamente investigados con resultados muy fructíferos.

#### DESCRIPCION DEL PROCESO CONVENCIONAL-

Primeramente las barras de acero martensítico son normalizadas en un horno a aproximadamente 500 °C, siguiéndole un proceso de corte para que posteriormente los tochos sean enfriados al aire; para ser trasladados al proceso de forja, donde

se forja los tochos en un rango de temperatura de 900 a 927 °C, dejándose enfriar al aire las válvulas producidas en estado rudimentario. De ésta manera se encuentran listas para su temple, donde se calientan entre 840 - 860 °C en un horno de temple continuo, para ser posteriormente templadas en aceite ( Dureza entre 55-60 RC ) y de ahí pasar a un horno de revenido continuo donde se revienen las válvulas a una temperatura entre 450 - 500 °C ( dureza entre 30 - 45 RC ), dependiendo de la dureza que se especifique. En el esquema # 8 se muestra el ciclo térmico de éste proceso convencional.

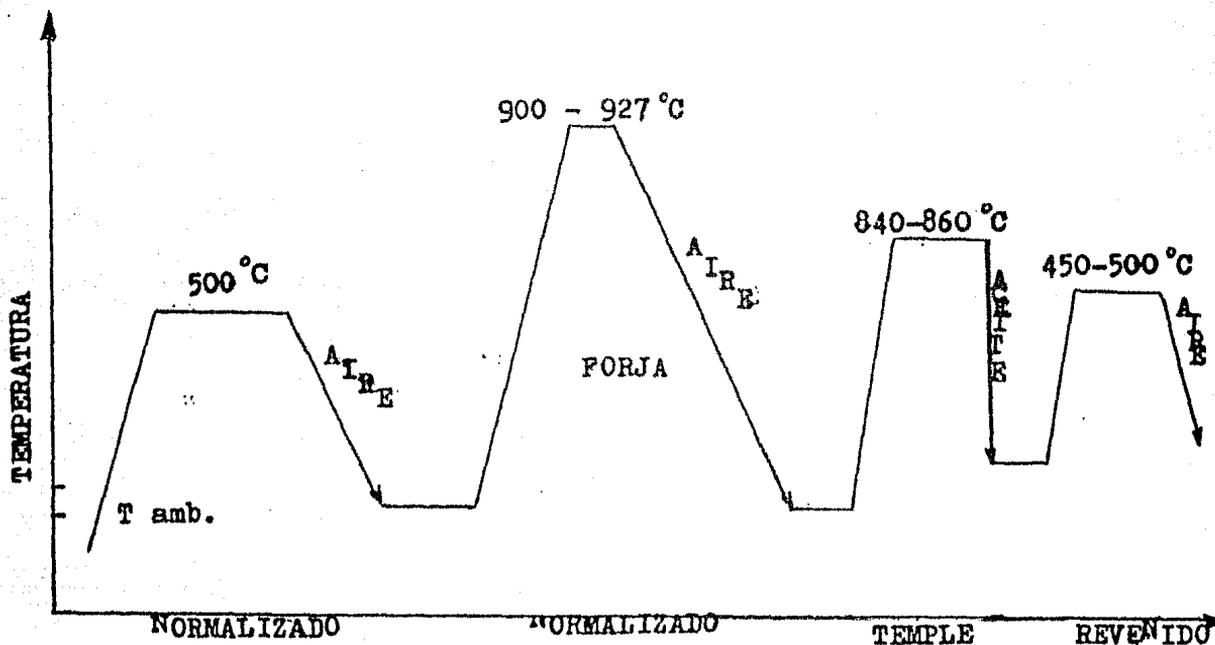


FIG. # 8 .- Ciclo térmico del proceso convencional

## DESCRIPCION DEL PROCESO PROPUESTO

Primeramente las barras de acero martensítico son normalizadas en un horno aproximadamente a  $500^{\circ}\text{C}$ , siguiéndole un proceso de corte para que posteriormente los tochos sean enfriados al aire; para ser trasladados al proceso de forja, donde se forjan los tochos en un rango de temperatura de  $900 - 927^{\circ}\text{C}$ , para que después de un momento de homogeneización, las válvulas sean templadas desde aproximadamente  $840-860^{\circ}\text{C}$  en aceite (Houghton Quench K ), en un horno portátil de temple, provisto de agitador y banda transportadora, que después de unos minutos, las válvulas se depositen en unos contenedores que las transporten hacia el horno de revenido continuo donde se revienen las válvulas entre  $450-500^{\circ}\text{C}$ , dependiendo de la dureza que se especifique. En el esquema # 9 se muestra el ciclo térmico de éste proceso propuesto.

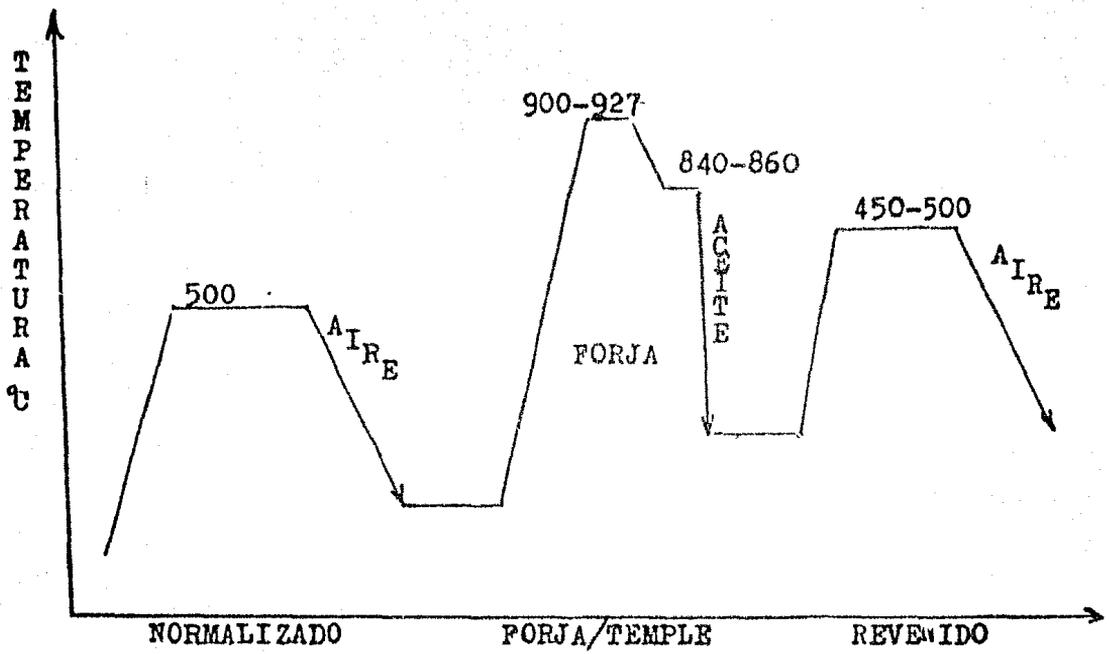


FIG. 9 - Ciclo térmico del proceso propuesto.

## GENERALIDADES

Se ha llevado a cabo pruebas, realizando temple a partir del calor de la forja con aceros 1547 SAE y 8645 SAB, los resultados son prometedores con respecto a la dureza, microestructura y propiedades de resistencia a la tracción. El temple a partir del calor de la forja es de gran interés por las ganancias de potenciales energéticos y costos menores de operación. Es posible obtener buenas estructuras y propiedades en un acero forjable, si nosotros templamos a partir del calor de la forja, éste proceso es metalúrgicamente posible, porque tenemos suficiente tiempo y temperatura para desarrollar recuperación y recristalización en el acero.

Las deformaciones plásticas debido a las forjas en caliente, producen centros de nucleación y dependiendo de la cantidad de deformación se obtiene cierto tamaño de grano, en otras palabras se llega a tener recristalización prematura que se va a desarrollar en función del tiempo y temperatura.

Los esfuerzos originales en la operación de la forja, tienden a desaparecer en el proceso de recuperación, dependiendo de la función tiempo-temperatura.

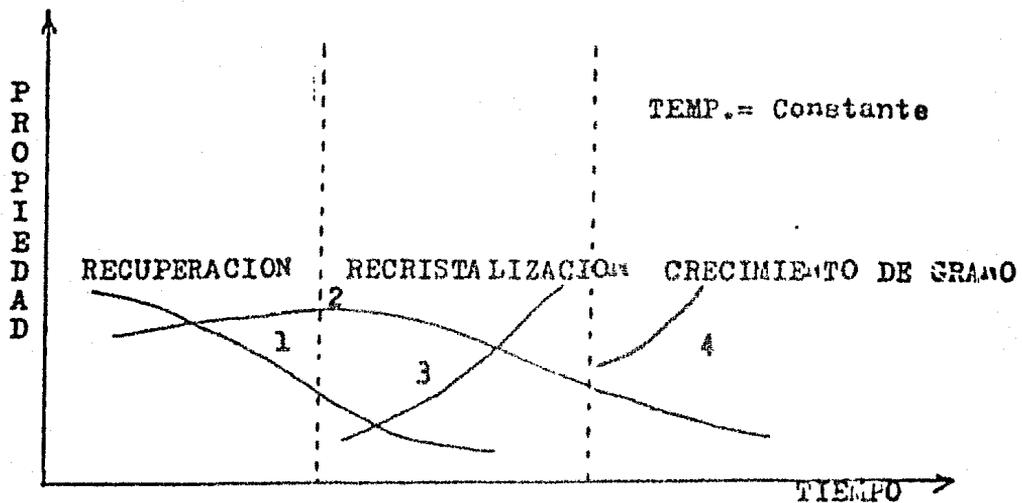
La temperatura de forja es suficientemente alta para una recristalización hasta la fase austenítica ( FCC), ésta recristalización puede ser completa si le damos más tiempo a la temperatura de forja, lo mismo sucede para la recuperación.

La siguiente transformación FCC---->BCC---->TCC martensítica ocurre normalmente, pero la nueva estructura será más fina porque la razón de la recristalización fué más grande, pero la

razón de crecimiento de grano fué más lenta.

La operación de revenido relevará esfuerzos originados en la operación de forja y temple, estabilizando la estructura.

El esquema 10 indica la recuperación, recristalización y tamaño de grano en los principales cambios de propiedades en cada región:



1.- Esfuerzos internos

3.- Ductilidad

2.- Resistencia

4.- Tamaño de grano

FIG. 10

A continuación se expondrán algunos procesos que aclararán el comportamiento de los materiales durante el ciclo térmico propuesto.

## RECUPERACION-

El efecto más inmediato al exponer un metal trabajado en frío a elevada temperatura, es el rearrreglo de dislocaciones en configuraciones de baja energía. Este es un proceso de recuperación llamado POLIGONIZACIÓN y es a menudo una importante etapa inicial del proceso de recocido que conduce a la recristalización. No obstante si la temperatura de recocido es baja ó si antes de la deformación es ligera, el único cambio estructural puede ser la poligonización que tomará lugar durante el recocido.

Un dibujo esquemático de la poligonización se muestra en la figura 11:

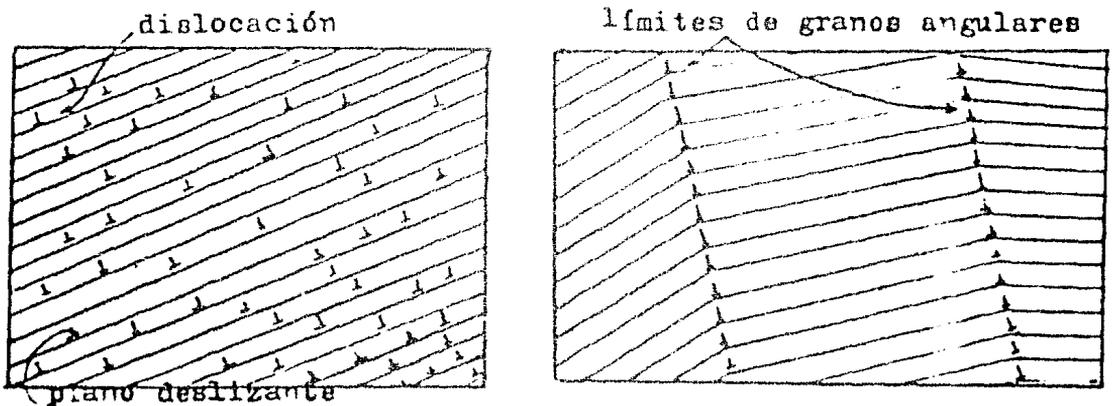


Fig. 11.- Representación esquemática de la poligonización:  
 a) cristal deformado mostrando dislocaciones apiladas sobre planos de deslizamiento; y b) cristales recocidos mostrando dislocaciones en arreglo estable, formando límites de subgranos a pequeños ángulos.

La figura 11(a), muestra la condición deformada dentro de un grano; cada símbolo representa una dislocación sobre un plano de deslizamiento. En la figura 11(b), las dislocaciones han cambiado posición ( por medios caloríficos ) y han formado límites de subgranos a pequeños ángulos, los cuales son de un arreglo más estable. Note las pequeñas desorientaciones de la retícula sobre los lados de los límites.

### RECRISTALIZACION

Un metal trabajado en frío, suficientemente trabajado ( deformado ) y entonces recocido a una temperatura suficiente, intentará formar una nueva microestructura por recristalización, éste proceso es acompañado por la migración de límites de granos de gran ángulo y alta movilidad. Los límites actúan como fronteras de reacción que barren las dislocaciones en su paso y dejan granos libres de deformación detrás.

Los límites móviles requeridos para ésta respuesta pueden ser algunos de la estructura granular original, o ellos pueden ser nuevos límites producidos por poligonización.

La migración de los límites de grano de gran ángulo originales forman el modo esencial de la recristalización en metales ligeros o moderadamente deformados.

La iniciación del proceso se ilustra esquemáticamente en la figura 12, donde se muestra un límite entre dos granos deformados. Diferencias locales en densidad de dislocaciones a través del límite causa que éste se abulte dentro de la región de mayor dislocación " A " y produce un área libre de dislocación detrás de ésta ( área no sombreada ). Esta área libre

de dislocación es un núcleo de recristalización<sup>(25)</sup>.

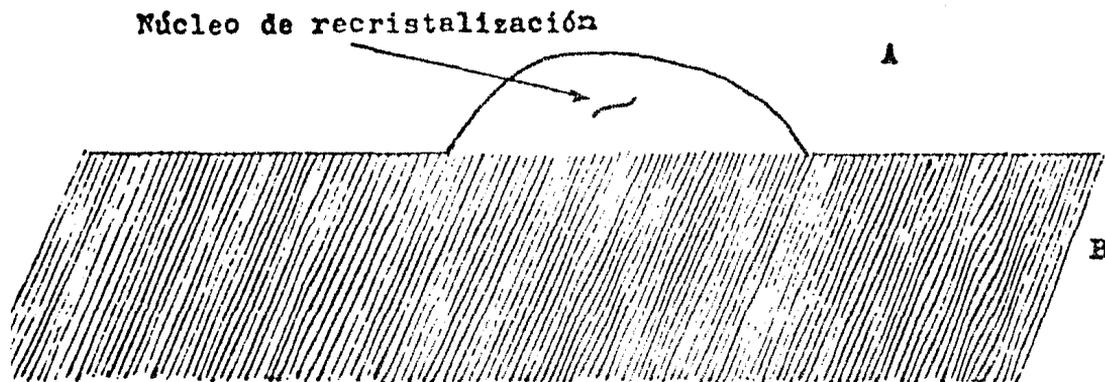


Fig. 12- Modelo esquemático de iniciación de la recristalización por abultamiento de la región " B ", la cual tiene baja densidad de dislocaciones dentro de la región " A ", la cual tiene mayor densidad de dislocaciones por la tanto induce un límite de grano de gran ángulo que emigra dentro de " A ".

### CRECIMIENTO DE GRANO

Usualmente una estructura recristalizada consiste de un arreglo inestable de granos de varias formas y tamaños, como se muestra esquemáticamente en la figura 13 (a).

El continuado recocido promueve la formación de un arreglo más estable de poliedros regulares de igual tamaño ( fig.13 (b)) como un resultado de crecimiento de los granos grandes a expensas de los granos más pequeños. Los límites emigrantes discutidos consisten de superficies contiguas de los granos

vecinos. Cada superficie del grano consiste de pequeños peldaños o patillos ( representando la emergencia de ciertos planos atómicos ), como se muestra en la figura 14.

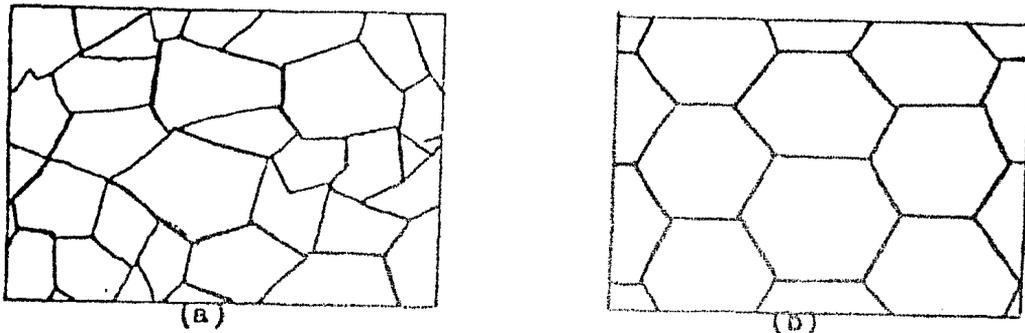


Fig. 13.- Una representación esquemática del crecimiento de grano: (a) La estructura típica irregular de granos, que existe justo después de la recristalización del recocido; (b) la estructura regular de granos ( idealizada aquí ) que existe después del crecimiento de grano a partir del recocido continuado.

La migración del límite se cree envuelve el liberamiento de átomos en los peldaños sobre una superficie y la absorción de algunos átomos en los peldaños sobre la otra superficie. Esto permite a los peldaños moverse perpendicularmente al plano límite y por la tanto produce el movimiento hacia adelante del límite. A mayor densidad de peldaños en ambos lados de un límite, mayor rapidéz será la migración de ese límite. (1)

(1)- H. Gleiter, The Mechanism of Grain Boundary Migration, Acta. Met., Vol. 17, (1969), p. 565 y 853.

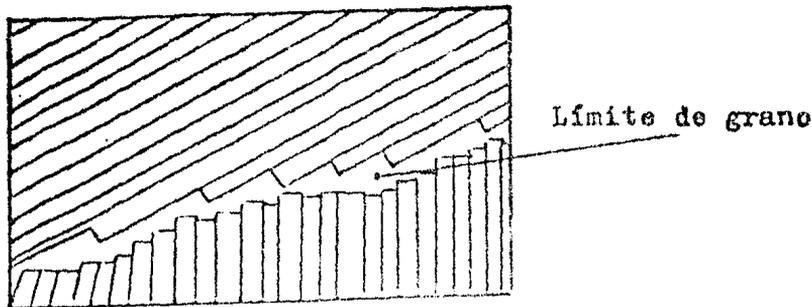


Fig. 14.- Representación esquemática de un límite de grano mostrando los peldaños o pretilos en la superficie de cada grano.

## DEFORMACION

Casi todos los metales, excluyendo algunos hierros colados y partes sinterizadas, son trabajados en caliente durante su procesamiento hasta un producto final. La mayoría de éstos materiales trabajados en caliente van al servicio en un estado deformado. El resto es trabajado en frío en una serie de operaciones subsecuentes. Ya sea como un producto final o intermedio, las propiedades de tales materiales deformados en calientes son marcadamente influenciados por las características de la microestructura que es producida por el proceso de trabajado.

### A.- PROCESOS DE RECUPERACION ESTATICA Y DINAMICA

La recuperación y recristalización han sido tradicionalmente considerados como mecanismos de recuperación a través de la cual el metal trabajado en frío regresa parcial o completamente

a su condición antes del trabajado. Estos mecanismos generalmente operan cuando un metal es recocido a alta temperatura por un período de tiempo. En este aspecto el término "alta temperatura" es por supuesto relativa; esto depende del metal individual siendo calentado y es mejor expresado en términos de temperatura homóloga, que es una fracción de la temperatura de fusión absoluta. Una temperatura homóloga alta en relación al recocido es aproximadamente  $1/2$ .

El recocido es usualmente llevado a cabo en la ausencia de esfuerzos o deformaciones, en el cual el caso de recuperación o recristalización que ocurre es denominado: ESTÁTICA.

No obstante recuperación y recristalización puede también tomar lugar bajo esfuerzos y durante concurrentes deformaciones, es decir, bajo condiciones de alta temperatura de deformación.

En tal caso, ellos son distinguidos de sus respectivos procesos estáticos por los términos RECUPERACION DINÁMICA y RECRISTALIZACION DINÁMICA. Representaciones esquemáticas de algunas de las combinaciones de los procesos de ablandamiento dinámico y estático que ocurren en el trabajado en caliente<sup>+</sup> en la forja de válvulas automotrices se muestra en la figura # 15

Puesto que la recuperación dinámica y la recristalización dinámica han sido observadas suceder bajo trabajado en caliente y termofluencia. Existe a menudo similitud entre las microestructuras producidas por éstos dos modos de deformación.

Consecuentemente será útil tomar en cuenta algunas de las observaciones realizadas en estudios de termofluencia.

+ propuesto por el autor.

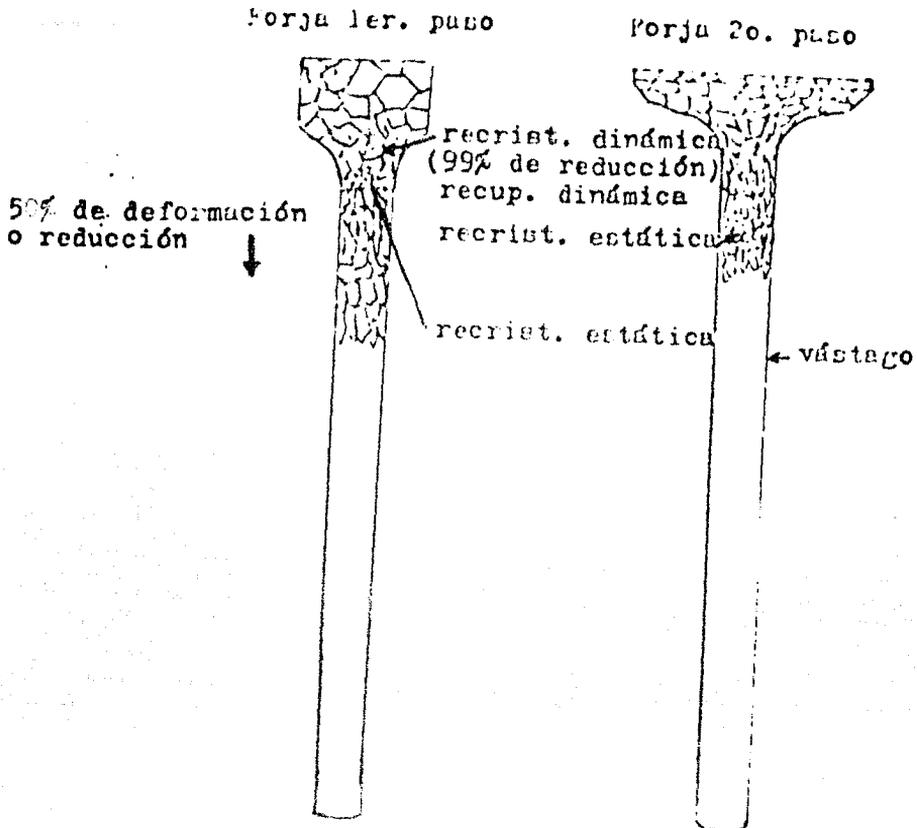


Fig. 15 - En las operaciones comerciales de trabajado en caliente, en el cual la deformación es baja ( laminación ), los granos se ablandan durante la deformación por recuperación dinámica.

dinámica. En metales de alta falla de energía de apilamiento ( válvulas ), la recuperación estática toma lugar durante el enfriamiento, mientras en metales de baja falla de energía de apilamiento, la recristalización estática fácilmente ocurre también. En operaciones de forja que producen altas deformaciones ( extrusión ), los metales de alta falla de energía de apilamiento, experimentan recuperación dinámica seguida por recuperación estática y recristalización estática, por el otro lado, los metales de baja falla de energía de apilamiento experimentan tanto la recuperación y recristalización dinámicas seguidas de recuperación y recristalización estáticas.

## COMPARACION DE MODOS DE DEFORMACION POR TERMOFLUENCIA Y TRABAJADO EN CALIENTE

Bajo condiciones de termofluencia una muestra de metal es deformado bajo esfuerzos constantes, siendo la rapidéz de deformación la variable dependiente. Los esfuerzos son considerablemente más bajos que los esfuerzos de deformación en una prueba estándar de tensión a la temperatura ambiente, y la velocidad de deformación en cuestión cae en el rango de  $10^{-10}$  a  $10^{-3}$  seg.<sup>-1</sup>.

En la práctica, la termofluencia también ocurre bajo condición de relevación de esfuerzos; ésto es, en una muestra de metal llevada a un valor constante de deformación total ( estática + plástica ). Aquí los esfuerzos gradualmente disminuyen tan pronto la deformación elástica es reemplazada por el flujo plástico; no obstante, la deformación plástica es limitada a la requerida para relevar el esfuerzo elástico, y es por lo tanto sólo del orden de 0.1%.

La velocidad de deformación bajo condiciones de termofluencia es grandemente controlada por procesos de recuperación dinámica, entre intervalos de deformación por termofluencia, la recuperación estática también juega un rol importante si se mantiene la temperatura. Por contraste, la posibilidad de recristalización dinámica, la cual puede conducir a incrementos de velocidad de deformaciones de hasta un orden de magnitud; es generalmente prevenido por los elementos aleantes presentes en aleaciones comerciales. Estos aleantes también previenen recristalización estática que ocurren entre intervalos de carga.

En la práctica del trabajado en caliente, una muestra de metal

caliente es deformado en la forma requerida y a la velocidad definida por la maquinaria del proceso. Esto usualmente involucra un perfil de velocidad de deformación-tiempo, el cual es para cada proceso particular. Aunque éste también toma lugar a temperaturas elevadas, la operación de trabajado en caliente puede ser distinguida del proceso de termofluencia por tres factores: el primero, en el caso del trabajado en caliente, el perfil de la velocidad de deformación es arbitrario, y es por lo tanto la variable independiente con los esfuerzos desarrollados como la variable dependiente ( en el caso de la termofluencia, la converso se aplica ). Además las pruebas y operaciones de trabajado en caliente son conducidos en mucho mayor velocidad de deformación en el rango de  $10^{-3}$  a  $10^3 \text{ seg}^{-1}$ ., Así que los esfuerzos desarrollados son considerablemente mayores que los esfuerzos que producirán termofluencia a la misma temperatura. Finalmente deberá ser notado que, mientras el ablandamiento bajo condiciones de termofluencia es usualmente restringido a los procesos de recuperación estática y dinámica, todos los cuatro procesos de ablandamiento operan bajo condiciones de trabajado en caliente.

#### RECUPERACION DINAMICA A ELEVADAS TEMPERATURAS

La curva de flujo a altas temperaturas-

Cuando un metal recristalizado es cargado a constante velocidad nominal de deformación, la curva de flujo que resulta puede ser dividida en tres estados distintivos ( Luton y Jonas, 1970 ) el primer estado es que de la microdeformación, la cual es el intervalo durante el cual la velocidad de defor-

mación plástica en la muestra se incrementa desde cero a la velocidad de deformación aproximada de la muestra.

Durante éste intervalo, el estado de deformación en el material se incrementa rápidamente, aunque no bastante para ser una deformación abrupta, como lo hace a temperaturas convencionales.

Subestructuras retenidas por trabajado en caliente pueden también impartir mejorada resistencia a la termofluencia, por ejemplo, por templado de la subestructura, la vida de la termofluencia puede ser aumentada por un factor de 5 en metales simples, aceros inoxidable y superaleaciones base níquel.

#### RECRISTALIZACION DINAMICA Y RESISTENCIA DE LA SUBESTRUCTURA

En un metal trabajado en caliente el cual es dinámicamente recristalizado y es rápidamente templado, es posible retener la dislocación de la subestructura por un enfriamiento a temperatura ambiente. Además previniendo la recristalización metadinámica, el tamaño de grano dinámico también es preservado. Este puede ser más grueso o más fino, dependiendo de la deformación y condiciones de estancia.

La dureza a temperatura ambiente se incrementa con el incremento en la temperatura compensada de la velocidad de deformación del conformado en caliente, puesto que produce una subestructura y tamaño de grano más finos.

Más aún se puede observar que la dureza del metal dinámicamente recristalizado tiene una dureza intermedia entre la dureza de un metal laminado en caliente dinámicamente recuperado y la de un metal estáticamente recristalizado.

Además se puede ver que el material trabajado en caliente tiene una dureza similar a la encontrada en un material trabajado en frío entre 10 y 50 °C. Estructuras como éstas son desafortunadamente inestables a temperaturas elevadas de servicio.

### RECRISTALIZACION ESTATICA

En muchas operaciones de trabajado en caliente, la recristalización toma lugar antes de que el producto sea enfriado a temperatura ambiente. Tal recristalización elimina la subestructura y remueve la fuente de resistencia. Aunque esto no sería benéfico si el producto fuera a ser puesto en servicio sin ningún procesamiento posterior, es útil si el metal va ser sometido a deformación en frío.

Por lo tanto aún si la subestructura no va a ser retenida, la rapidéz de enfriamiento siguiente al trabajado es importante para el control del tamaño de grano para la existencia y uniformidad de la deformación en frío.

Los efectos del trabajado en caliente y de la rapidéz de enfriamiento sobre las características de la recristalización son utilizadas en los procesos conocidos como " laminación controlada ", la cual es aplicada principalmente a aceros ( Irvine et. al., 1970; Tegart, 1971 ). El objetivo es un fino tamaño de grano de ferrita uniforme, el cual es producido por una rápida transformación de un grano austenítico fino ( ver fig. 16 ).

El último es producido por recristalización estática a partir de la austenita, la cual ha sido deformada hasta un 50%.

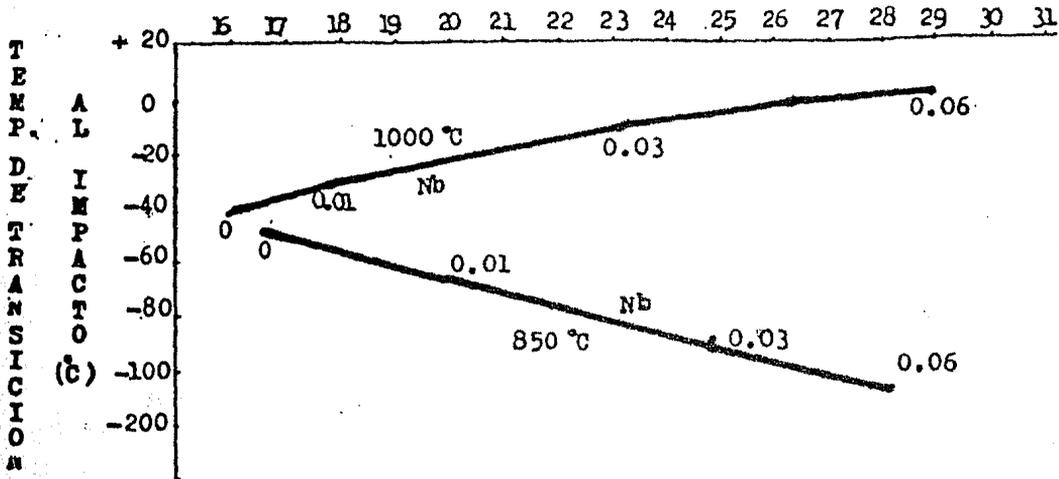


Fig. 16.- El efecto de la adición de Nb sobre la resistencia a temp. ambiente y temperatura de transición al impacto de un acero con 0.04% C y 6.5% Mn. El mejoramiento resultante de una temperatura de laminación más fría se muestra. ( Jones y Rothwell, 1968 ).

Si la deformación total en los países relevantes es mucho mayor que 50%, existe una fuerte posibilidad estadística de que la austenita recristalice dinámicamente durante la deformación. No obstante existe también la posibilidad de que el billet recristalice estáticamente mientras se enfría a la apropiada temperatura final. antes de someterse al paso final. Tal ciclo de ablandamiento puede hacer crecer el tamaño de grano final o producir tamaños de granos mezclados indeseables. Para disminuir la recristalización de la austenita de modo que el proceso sea más fácil de controlar, pequeñas cantidades de Nb son agregadas al acero. Esto tiene la ventaja posterior de que deformaciones más altas pueden ser alcanza-

das sin recristalización dinámica, por lo tanto, incrementando el número de núcleos ( Jones y Rothwell, 1968 ).

En el caso donde NbC inhibe la recristalización estática, los granos austeníticos alargados dan un incremento a los granos de ferrita aproximadamente igual a su dimensión más corta. Puesto que la nucleación es llevada a cabo principalmente en los límites.

#### CONCLUYENDO:

Cuando los metales son deformados bajo operaciones de trabajado en caliente y condiciones de termofluencia, el endurecimiento por deformación es contrabalanceada por los procesos de ablandamiento concurrentes de la recristalización y recuperación dinámicas. Durante la recuperación dinámica, sucede que, mecanismos tales como: deslizamiento cruzado, ascenso y libramiento de nódulos, permiten a las dislocaciones desenlazarse de las redes de endurecimiento y aniquilarse una a otra. Durante la recristalización dinámica, nuevos granos nuclean y crecen, no obstante, con el resultado que la recristalización toma lugar una y otra vez. Durante la recristalización dinámica, la recuperación dinámica ocurre tanto en los granos viejos como en los nuevos. Las características de los dos mecanismos de ablandamiento son sumariados y comparados posteriormente.

A.- La capacidad de un metal para la recuperación dinámica, disminuye con la disminución en la falla de energía de apilamiento conforme las dislocaciones se hacen más extendidas.

PROCESOS DE PLASTICIDAD EN A ALTA TEMPERATURA

METALES	ESTRUCTURA TRABAJADA EN FRIO	ESTADO RECIBIDO (METALURGICO)	DURANTE DEFORMACION DINAMICA	DURANTE PERMANENCIA ESTATICA
-ALUMINIO -Aleaciones Ferriticas -Metales refractarios -Aleaciones de Zr -Metales HCP	BUEN DESARROLLO DE ESTRUCTURA CELULAR	RECUPERACION SEGUIDA POR RECRISTALIZACION (CON CREACION POR COALESCENCIA A ALTAS DEFORMACIONES)	RECUPERACION ANTES A ALTAS DEFORMACIONES	
-Alquel -Super aleaciones de base Ni. -Aleaciones austeniticas -Cobre -Latón	ESTRUCTURA CELULAR QUE SE AFINEA GRADUAMENTE PARA UNIFORMIZAR LA DISTRIBUCION DE DISLOCACIONES CON DISMINUCION DE LA FALLA DE ENERGIA DE APILAMIENTO.	RECUPERACION LIMITADA, SEGUIDA POR RECRISTALIZACION (ACELERACION POR SUBSTITUCION O POR COALESCENCIA LOCAL ELEVADA DE DISLOCACIONES).	TRABAJADO EN CALIENTE A PEQUEÑAS DEFORMACIONES CREEP A VELOCIDADES NORMALES DE DEFORMACION.	
			RECUPERACION	RECUPERACION SEGUIDA POR RAPIDA RECRISTALIZACION ESTATICA.
			TRABAJADO EN CALIENTE CON GRANDES DEFORMACIONES.	
			RECUPERACION Y RECRISTALIZACION	RECUPERACION Y RECRISTALIZACION METADINAMICA SEGUIDA POR RECRISTALIZACION ESTATICA.

TABLA 4.- Características de los metales y aleaciones diferentes.

La recristalización dinámica ocurre en un metal, si el grado de la recuperación dinámica es insuficiente para mantener la densidad de la subestructura abajo del nivel crítico para la nucleación. Las características de los metales y aleaciones diferentes, se resumen en la tabla # 4.

B.- Ambos procesos dinámicos conducen a curvas de flujo con regiones de estado estable, con la recristalización dinámica, no obstante, el estado estable del flujo de esfuerzos es alcanzado sólo después de pasar a través de un máximo, la recristalización es iniciada en éste punto, produciendo ablandamiento con esfuerzos posteriores a valores bajos de velocidad de esfuerzo a temperatura corregida, la recristalización dinámica conduce a curvas de flujo periódicas.

C.- La recuperación toma lugar dinámicamente. Los granos se elongan en la dirección del flujo; mientras tanto la subestructura se somete a un proceso llamado re-poligonización, el cual la mantiene dimensionalmente estable y equiaxial. Bajo condiciones de recristalización dinámica, nuevos granos continuamente reemplazan a los más endurecidos por trabajado, manteniendo una estructura de granos finos equiaxiales, con una distribución de diferentes grados de deformación.

D.- Incrementos en la temperatura y decrementos en la rapidéz de esfuerzo de deformación, resulta en granos o subgranos mayores y más perfectos, durante la recuperación o recristalización dinámicas respectivamente.

E.- Disminución en la temperatura e incrementos en la rapidéz

de esfuerzo incrementa los esfuerzos para la nucleación y para la terminación de la recristalización. Conforme la última se hace mayor que la primera, los ciclos periódicos de ablandamiento empiezan a traslaparse y la recristalización se hace continua.

F.-- Los nódulos de esfuerzo bajo condiciones de trabajado en caliente es altamente sensitivo a la rapidéz de deformación y a la temperatura. A éste respecto, éste difiere de los nódulos esencialmente atómicos observados a temperaturas intermedias. La dependencia de la velocidad de esfuerzo y temperatura del estado estable del esfuerzo es similar a la del nódulo de esfuerzo, indicando que los mecanismos similares son de rapidéz controlada.

G.-- Los esfuerzos de estado estable observados a altas temperaturas son aproximadamente el doble de los nódulos de esfuerzo. El incremento en el flujo de esfuerzos después de cederse pueden ser atribuidos a un crecimiento en los esfuerzos internos, el cual es en turno proporcional a la densidad del subgrano y a la raíz cuadrada de la densidad de dislocación.

H.-- El tamaño de subgrano desarrollado bajo condiciones de recuperación y recristalización dinámicas es inversamente relacionado al esfuerzo de estado estable.

La correlación similar entre el tamaño de grano dinámicamente recristalizado y el flujo de esfuerzos surge de la dependencia de la densidad del núcleo sobre la densidad del subgrano.

I.-- La ductilidad es aumentada muchas veces sobre aquella a

a temperatura ambiente por la ocurrencia de ya sea recuperación dinámica o recristalización a alta temperatura. Un alto nivel de recuperación dinámica reduce el agrietamiento intergranular a través de la formación de abultamientos en los límites de grano, los cuales restringen el deslizamiento. El más bajo flujo de esfuerzos producido por una recuperación dinámica intensificada también permite una acomodación más fácil en puntos triples, reduciendo las grietas de nucleación. Cuando la recristalización dinámica ocurre, ésta previene la propagación de grietas intergranulares por medio del desplazamiento continuado de los límites de grano a partir de las puntas de las grietas.

J.- Adiciones de soluto usualmente retardan la recuperación dinámica, especialmente si ellos causan una posterior extensión de las dislocaciones. Esto en turno tiende a incrementar la energía almacenada, y de ahí promover recristalización dinámica. No obstante, los átomos de soluto también retardan la nucleación y disminuyen la migración del límite de grano; dando como resultado que altas temperaturas de deformación son necesarias para el logro de un flujo de estado estable. En muchas aleaciones, la ocurrencia del deslizamiento del límite de grano sin concurrencia de recristalización dinámica, a temperaturas intermedias, conduce sin impedimento del agrietamiento del límite de grano con la consecuente reducción en ductilidad.

K.- La presencia de una segunda fase de partículas finas, usualmente estabiliza la subestructura. por lo tanto incremen-

tando el flujo de esfuerzos de estado estable y retrasando la recristalización dinámica. Una mayor fase secundaria de partículas frecuentemente causan un considerable decremento en la ductilidad de los metales que recristalizan dinámicamente en tanto que ellos " clavan " los límites de grano, permitiendo la propagación de grietas intergranulares.

L.- La presencia de estructura dinámicamente recuperada o dinámicamente recristalizada en el comienzo de un estado posterior de deformación puede tener un efecto considerable sobre el flujo posterior. La estructura heredada puede conducir a un flujo de esfuerzos inicialmente alto o más bajos, dependiendo sobre si ya sea más dura o más blanda que la estructura en el equilibrio para el nuevo estado de deformación.

Sin embargo, a altos esfuerzos, la estructura de equilibrio y el flujo de esfuerzos son independientes de la estructura inicial.

M.- Tan pronto la deformación es completada o interrumpida, la recuperación y recristalización estáticas toman lugar, siguiendo los procesos dinámicos de ablandamiento. Un alto grado de recuperación dinámica se retrasa y puede prevenir recristalización estática. La recristalización dinámica provee núcleos para la recristalización metadinámica ( post - dinámica ), la cual como resultado no tiene un período de incubación y toma lugar concurrentemente con la recuperación estática. La rapidéz de los tres procesos de ablandamiento estático se incrementan con la temperatura, rapidéz de deformación y esfuerzo anterior a la deformación.

N.- Las subestructuras producidas por recuperación y recristalización dinámicas, cuando se retienen a temperatura ambiente, conduce a ceder esfuerzos mayores que algunos materiales recocidos. El módulo de resistencia de metales trabajados es proporcional a la inversa del tamaño del subgrano y a la inversa de la raíz cuadrada del tamaño de grano.

del calor de forja, aquí no existe ningún gasto en:

- Planta de endurecido ( excepto de cualquier tren de enfriamiento).
- Transporte al horno de revenido.
- Costos de energía para el revenido.
- Otros transportes y costos de almacenamiento.

Existe también una ganancia posterior en tiempo, puesto que las forjas están listas para cualquier otro proceso subsecuente inmediatamente después de forja.

Diferentes valores numéricos pueden ser dados a las actuales ganancias en los costos por haber usado procesos simplificados de tratamientos térmicos.

Un punto aproximado de un 5 a 10% puede alcanzarse al cambiar del tratamiento térmico convencional al tratamiento térmico a partir de la temperatura de forja, y un 5 a 18% por cambiar al enfriamiento controlado, en este último caso es dependiente sobre los materiales actuales empleados en las dos variantes.

En suma a las ventajas financieras, los aspectos tecnológicos de los dos procesos no pueden ser ignorados. En el trabajo siguiente, las ventajas y desventajas, y también las posibles aplicaciones de los dos procesos serán explorados por medio de varios ejemplos, para después terminar con un estudio sobre la factibilidad de aplicar el temple directo a válvulas de admisión automotrices, ver figura 17.

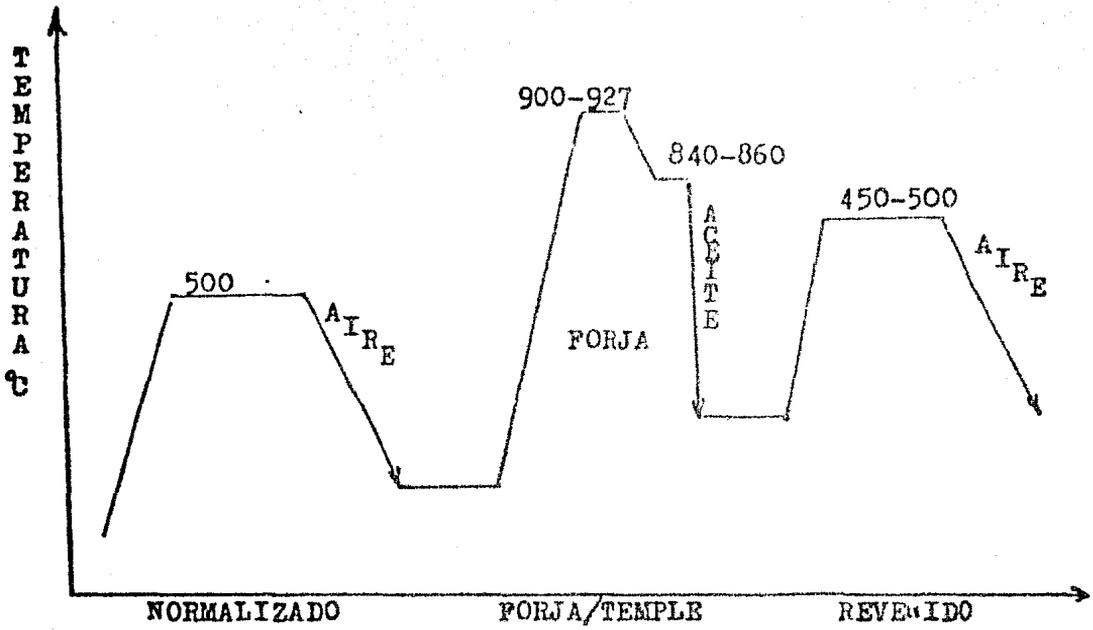


FIG.17.- Ciclo térmico del proceso propuesto.

-Endurecimiento a partir del calor de forja contra el tratamiento térmico convencional.-

El endurecido a partir de la temperatura de forja es un proceso, el cual está en constante estudio y ha sido usado exitosamente en la industria de forja. Cuando éste proceso es correctamente aplicado, ciertas mejoras pueden ser obtenidas comparadas con el tratamiento térmico convencional.

-Mejoras en propiedades al endurecer a partir del calor de forja...

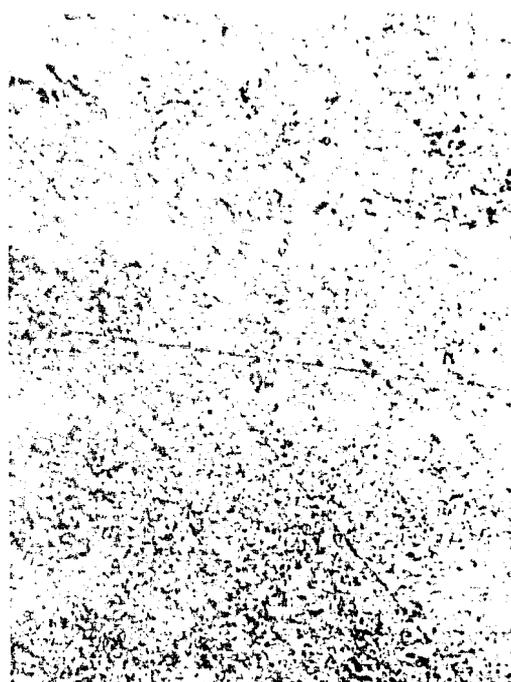
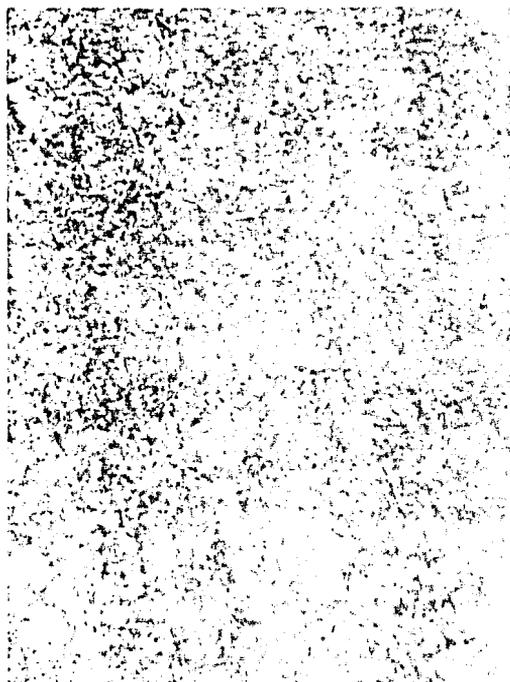
Investigaciones en el instituto Hannover de Investigación para la forja<sup>(13)</sup> y en forjas industriales han mostrado las siguientes ventajas:

- A.- Mejoramiento, o por lo menos la misma relación de  $R_e/R_m$  ( módulo de Young / resistencia a la tensión ).
- B.- Mejoramiento en la microestructura ( dependiendo de los parámetros de producción ).
- C.- Una mayor homogeneidad en propiedades mecánicas y una menor diferencia en dureza de la zona superficial a la central y reducida velocidad de agrietamiento por esfuerzos internos.
- D.- Menor distorsión ( rectificación mínima necesaria ).

Estos puntos serán ilustrados con una serie de componentes.

## A.- Límite elástico aparente.-

Como primer ejemplo se mencionará una parte de una transmisión hecha de acero Cf53, con un peso de 1.9 Kg. Es aparente que de la figura 1, se nota que una microestructura más fina se obtiene endureciendo las piezas a partir del calor de forja ( es decir un temple directo en comparación con el método convencional usando el mismo medio de temple.)



Microestructura templada + rev.

- Nital 5%

- 100 x

(a)

Microestructura templada directamente a partir del calor de forja + rev.

-Nital 5% - 100 x

(b)

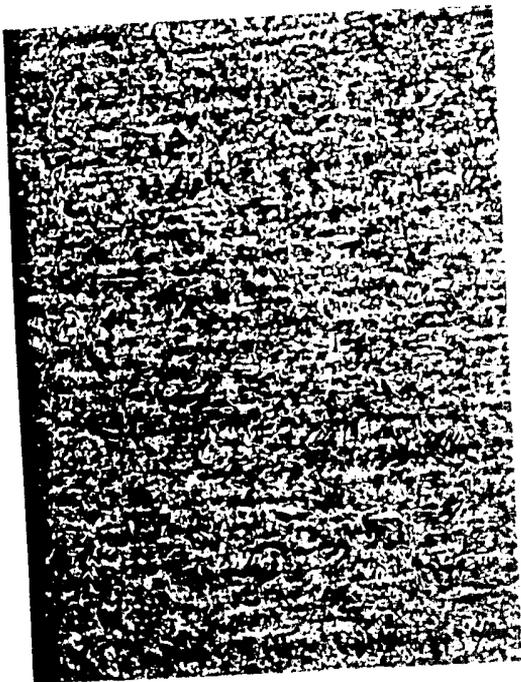
Fig. 18.- Microestructura de un componente de una transmisión hecha de acero Cf 53. Mostrando (a): una fotomicrografía de una pieza templada y revenida, y (b) una templada directamente a partir del calor de forja + revenida.

**B.- Microestructura.-**

El siguiente ejemplo es una carcasa de una brida de acero C35 con un peso de forja de 238 g. Para ésta parte el tratamiento convencional fué introducido para obtener una mejor microestructura, puesto que con el aceite de temple la forma estructural fué inadecuada, lo mismo con temple al agua, ya que el componente causaba muchos rechazos por diseño variado. La investigación, la cual fue conducida en paralelo con la producción normal, involucró una comparación de los aceros C35 de calidad normal y C35 de grano refinado, cada uno templado en la forma convencional y también a partir del calor de la forja.

Con el cambio al endurecimiento a partir del calor de forja, una estructura mejorada fue obtenida con ambas calidades de aceros. ( fig. 19 ).

Calidad Normal (a)

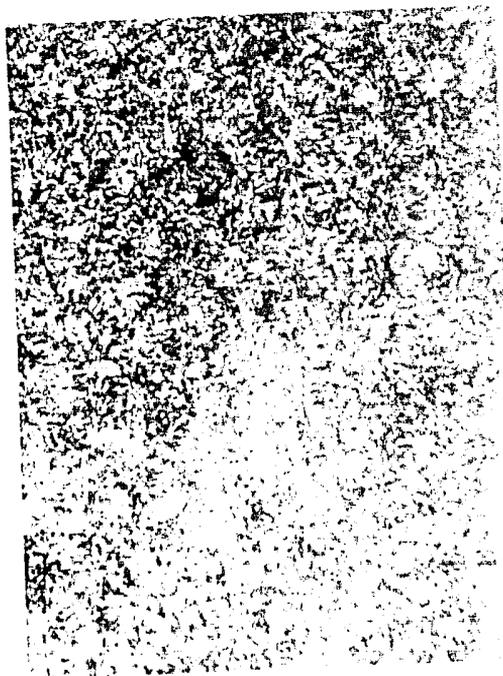


V

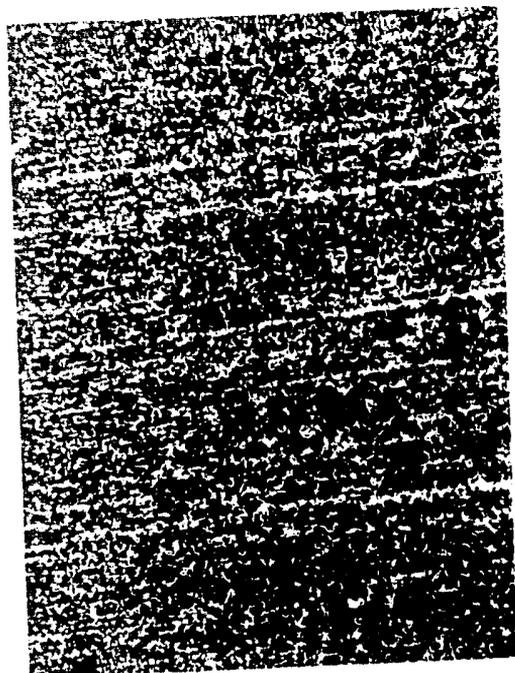


VS

Calidad grano ref. (b)



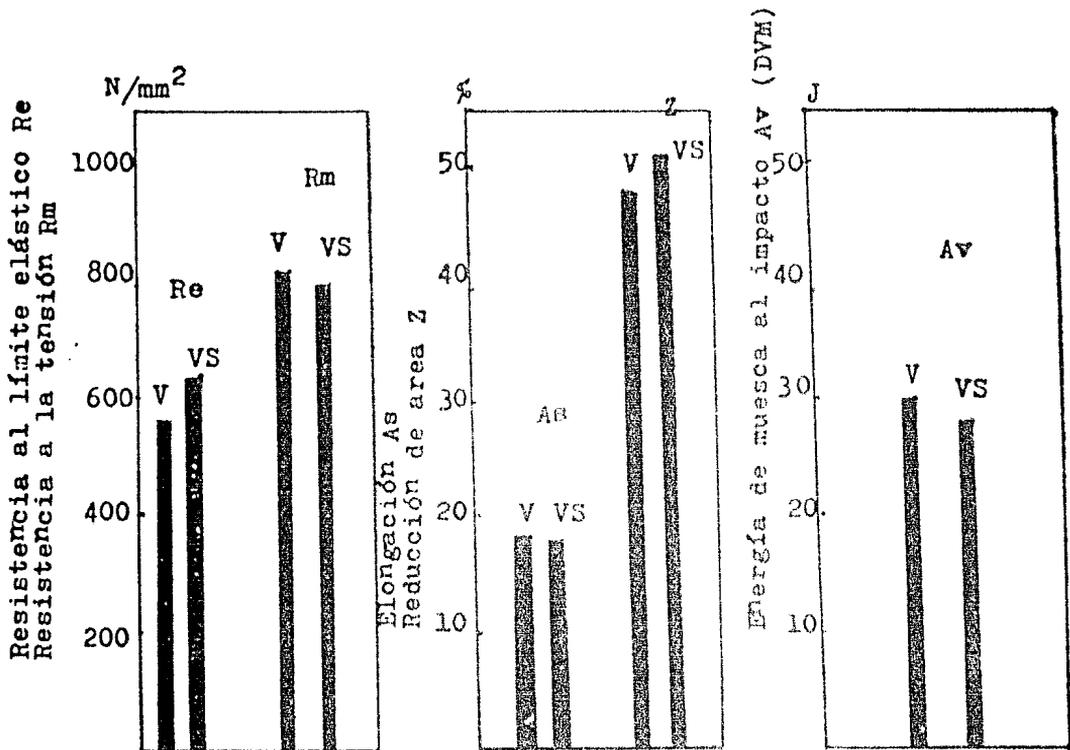
V



VS

Fig. 19- Estructura a 100 x, de una carcasa de una brida, templada y revenida (V) y templada directamente a partir del calor de la forja (VS). (a) y (b) respectivamente.

Una comparación de las propiedades mecánicas ( Fig. 20 ) también muestra las ventajas del temple directo a partir del calor de forja. Con ligera resistencia a la tensión reducida y aproximadamente la misma tenacidad.



V= Templado y revenido

VS= templado directo a partir del calor de forja.

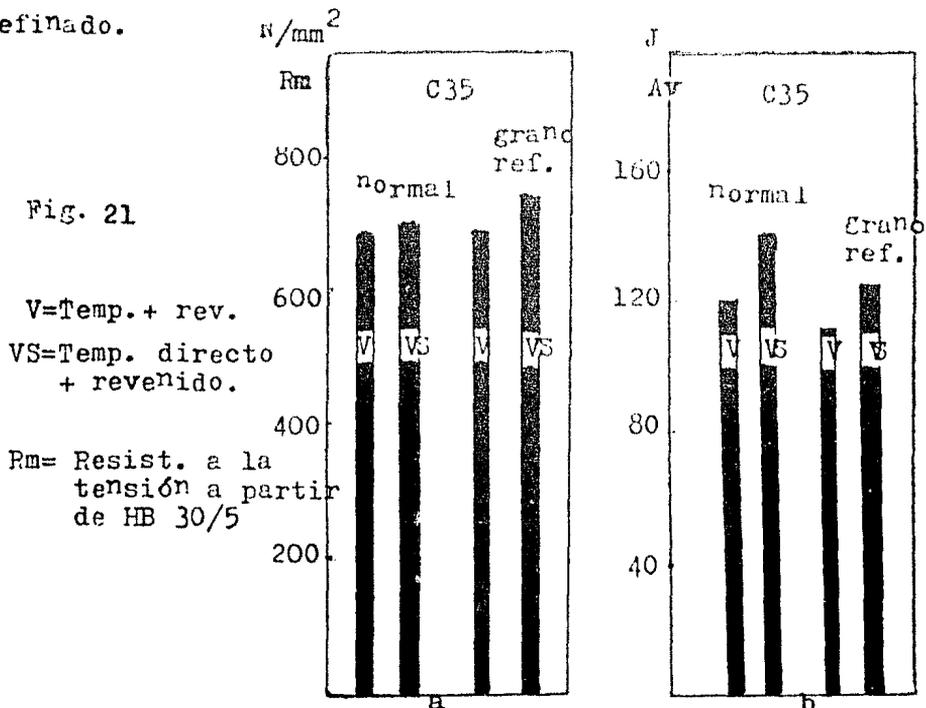
Fig.20.- Valores de pruebas de impacto y de tensión para un componente de transmisión de acero Cf 35.

La resistencia de la razón del límite elástico aparente es incrementada aproximadamente de 558 a 615 N/mm<sup>2</sup>. El mejoramiento en la relación de éste, depende no obstante de los parámetros de producción tales como por ejemplo el retraso antes del temple y el medio de temple mismo.

El uso de una calidad de material de grano refinado es justificada en el temple convencional, en vista de la microestructura más

fina con bordes más estrechos de ferrita en los límites de grano, pero con componentes templados a partir del calor de forja, ésto es innecesario, puesto que en éste caso el grano fino y los de calidad normal no muestran ninguna diferencia en estructura.

A partir de una comparación de las propiedades mecánicas ( figs. 21 (a) y 21 (b) ), se puede ver que la resistencia a la tensión, calculada a partir de HB 30/5, fue ligeramente mejor para la parte templada a partir del calor de la forja en comparación con la templada por el método convencional. La energía de impacto entallada de las partes templadas a partir del calor de forja ( Fig. 21b ) es aproximadamente 27 Joules arriba del valor para la carcasa de la brida tratada con el método convencional. La energía de impacto entallada para el acero C 35 de calidad normal están en ambos casos cerca de 14 Joules arriba éstos en comparación con los de grano refinado.



C.- Mayor homogeneidad en propiedades mecánicas.-

El tercer ejemplo concierne al cambio de templado a partir del calor de forja de una biela motriz pesada de aproximadamente 4000 g. de acero C 35. El análisis del material es mostrado en la tabla 5.

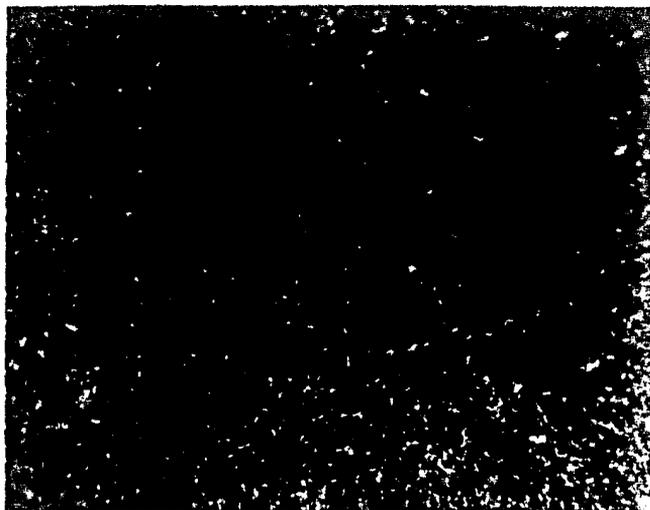
MATERIAL	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Al
C35 mod (V)	0.34	0.31	1.07	0.011	0.027	0.22	0.033
C35 mod (VS)	0.34	0.28	1.01	0.011	0.029	0.29	0.034

Tabla 5.- Composición química de la biela motriz para el tratamiento térmico convencional (V) y para el temple directo a partir de la temperatura de forja (VS).

La comparación de las microestructuras ( fig. 22 ), muestran rudamente cualquier diferencia entre las dos variantes.



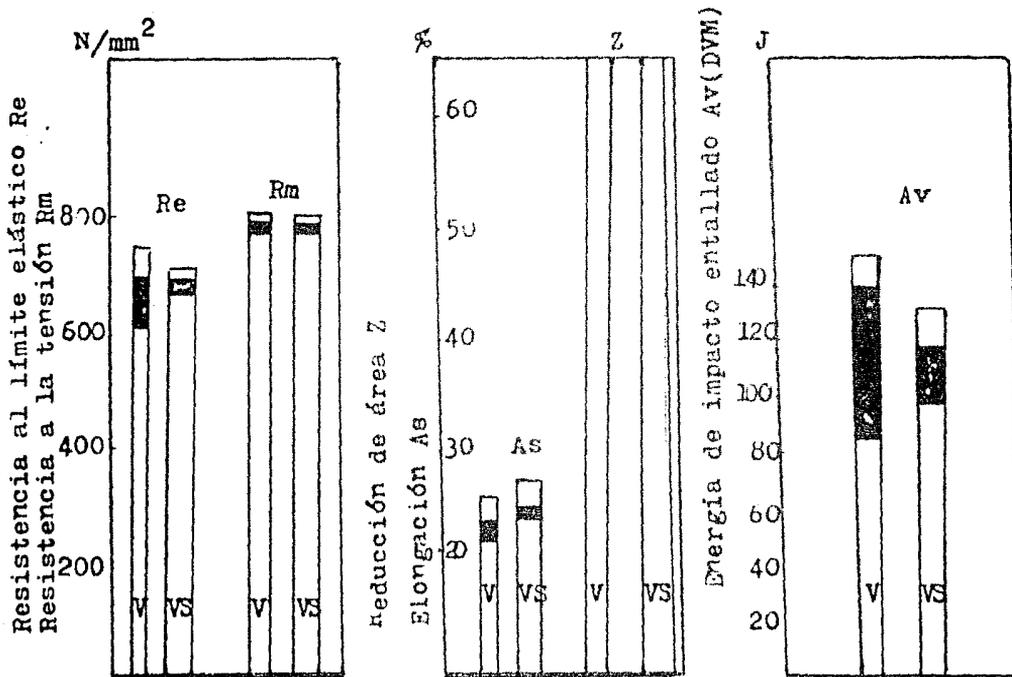
C 35 mod. Temple y revenido convencional.  
- Nital 5%, 100 X.



C 35 mod. Temple directo a partir de forja y revenido.  
- Nital 5%, 100 X.

Fig. 22.- Microestructura de una biela motriz.

La comparación de las propiedades mecánicas ( fig. 23), no muestran diferencia en las características del material. Está demostrado no obstante que las bandas de dispersión ( áreas sombreadas ) de los valores para los componentes endurecidos a partir del calor de la forja son más estrechos que algunos para las partes convencionalmente endurecidas.



V= Temple y revenido

VS= Temple y revenido a partir del calor de la forja.

Fig. 23.- Valores de pruebas de tensión e impacto para una biela motriz de acero C 35 modificado.

Esto es un argumento convincente en favor del temple directo. La fig. 24, muestra los valores de resistencia derivados de microdureza HV 10 sobre una sección transversal. Los valores nominales en el rango de 750 a 850  $N/mm^2$  fueron los que se esperaba lograr.

En el caso del temple convencional una más pronunciada pendiente hacia el centro fue encontrada.

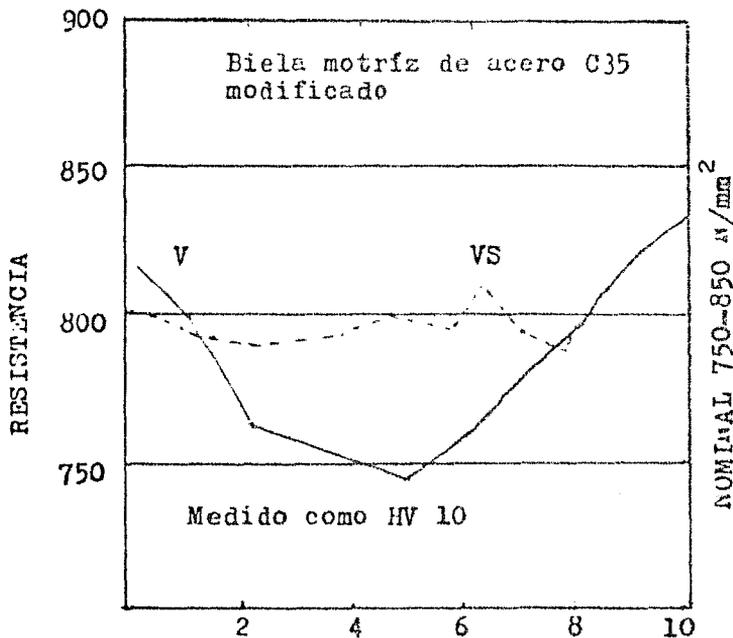


Fig. 24.- Puntos de medición sobre la sección de una biela motriz.

Ahí los valores de la resistencia estuvieron al límite más bajo del rango nominal. Después del tratamiento VS ( temple directo ) una mayor resistencia uniforme fueron encontrados sobre la sección transversal.

De éste modo la carga tensión-compresión de la parte fué incre-

mentada y el peligro de agrietamiento por esfuerzos reducidos. En suma, por la mejor templabilidad con el endurecido a partir del calor de forja, un medio de temple moderado puede ser seleccionado, el cual conduce a una posterior reducción en el peligro de agrietamiento por esfuerzos internos. Usualmente a una velocidad de temple reducida un tanto baja, disminuye un poco la resistencia y los valores de tenacidad por impacto entallado se obtienen. Puesto que, no obstante en el tratamiento de temple directo las partes son templadas a partir de temperaturas más altas que en el endurecido convencional, los carburos son más uniformemente distribuidos y en consecuencia se obtienen valores uniformes de material estático.

#### D.- Menor distorsión.-

Una ventaja posterior del endurecido a partir del calor de forja fue el disminuir la distorsión, con la resultante ganancia en el trabajo de rectificación. Esta ventaja será ilustrada aquí por medio de un ejemplo numérico. Investigaciones sobre el componente arriba mencionado mostró que de un 20 a un 40 % del trabajo de rectificación era requerida por carga con el endurecido a partir del calor de la forja este problema fue reducido a menos de un 1 %.

#### CONDICIONES REQUERIDAS PARA ENDURECER A PARTIR DEL CALOR DE LA FORJA.

En contra de las ventajas económicas y tecnológicas del tem-

ple a partir del calor de la forja, deben establecerse ciertas desventajas y requerimientos inevitables, los más importantes de los cuales se mencionan abajo:

- La combinación de los procesos de forja y temple directos involucra un gasto considerable para la instalación y mantenimiento del baño de temple. Por lo tanto grandes cantidades de producción se requieren para asegurar una recuperación económica para éste gasto ( en el caso de las válvulas de admisión, dado el gran volumen de producción necesario, asegura una recuperación rápida ).

En los componentes endurecidos existen altos esfuerzos residuales. Los cuales pueden después de un tiempo muerto originar grietas de temple, éste es, el lapso de tiempo entre el temple y revenido debe ser corto, el cual asume un buen tiempo de coordinación de las operaciones de temple y revenido.

En algunos casos, dependiendo del diseño del componente, el revenido después del temple a partir del calor de la forja requiere una mayor temperatura por el mayor incremento en la dureza comparado con el temple convencional.

La microestructura y por lo tanto las propiedades mecánicas con el temple directo son esencialmente dependientes del período entre la última deformación y la inmersión en el baño de temple.

Las siguientes pruebas son de carcassas de bridas tratadas con el método del temple directo, hechas con acero C 35 con temple retrasado. Los tiempos retrasados, el incremento en la dureza después del temple y la resistencia después del revenido están dados en la tabla 6.

TABLA 6.- Incremento de dureza después del temple y resistencia después del revenido para carcusas de bridas de acero C 35 VS, con períodos diferidos de retraso antes del temple directo y revenido: 60 minutos, 640 °C enfriados al aire.

No.	Seg. de retraso	Incremento de dureza RC.	Rm a partir del HB 30/5, revenido (N/mm <sup>2</sup> )
0	5	47	853
1	10	47	853
2	20	46	834
3	30	46	834
4	40	45	834
5	50	44	804
6	60	44	804
7	70	43	804
8	80	42	785
9	90	41	705
10	100	40	716

La microestructura mostró un tamaño de grano que se incrementó con el retraso del tiempo, aumentando también la red de ferrita.

**Planta de endurecimiento piloto.-**

Para realizar el endurecimiento a partir del calor de la forja de manera que sea más económico para cargas pequeñas y de ahí aceptable a un mayor número de prensas de forja ( caso del forjado de válvulas automotrices ), han sido diseñadas varias plantas pilotos que por su diseño compacto puede ser instalada en forjas con pequeño espacio disponible en el área de forja y puede ser movida con una grúa o con montacargas, los cuales son comunes en el área de forja, éstas han sido operadas con una máxima capacidad de 700 Kg./Hr. y las forjas grandes que forjan piezas con un peso que no excede 8 Kg. y una dimensión máxima de 300 mm., dando buenos resultados. El tanque de temple, consta de un sistema que relativamente no necesita mantenimiento.

### EJEMPLOS DEL TEMPLE DIRECTO.

La compañía " Metal Forming, Welding & Heat Treatment-Engineering Dept. - Toyota Motor Corporation ", producen cerca de 130 diferentes clases de productos templados directamente, los cuales representan un 20 % en peso de todos los productos forjados en caliente.

La técnica del temple directo ha sido puesta en práctica en ésta compañía desde 1965 y las formas de los productos han sido puesta en práctica en ésta compañía desde 1965 y las formas de los productos han sido simplificados ahorrando un peso en un rango de 0.2 a 2 Kg.

Los productos representativos producidos durante éste periodo han incluido:

- Brazos de rótulas
- Brazos de bielas
- Flechas para propelas
- Horquillas para la dirección.

La mayoría de éstos productos son hechos de acero S30C y son templados al agua por sus pequeños tamaños. Por varios años los proyectos técnicos en diferentes direcciones han sido realizados.

Uno de ellos puede ser visto con las rótulas de dirección, éstos productos son de tamaño grande y tienen complicadas formas.

Hasta ahora éstos productos han sido fabricados con acero S55C templados y revenidos, pero éste método de producción fue reemplazado por uno en el cual el acero S48C fue usado

como el material, usándose la técnica del temple directo como tratamiento térmico.

Más aún el acero S48C está ahora siendo reemplazado por el acero S35C. No obstante, los materiales que requieren temple por inducción en los procesos subsecuentes han sido cambiados por un acero S45C.

Mientras que aquellos que requieren una posterior soldadura han sido reemplazados por el acero SMn420. Los productos representativos son mostrados en la figura 25

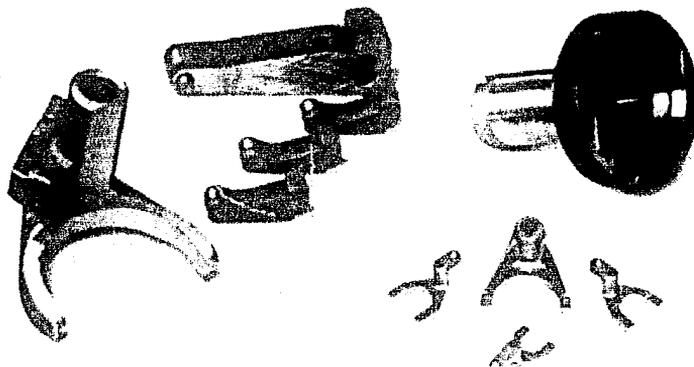


Fig. 25.- Productos representativos de un temple directo.

Ejemplo 2.- Recientemente un tratamiento térmico que ahorra energía ha sido desarrollado en las Compañías Osaka Steel Works y en el Applied Mechanics Laboratory del Central Research Laboratories. Dicho tratamiento se ha aplicado a los cigüeñales, siendo la resistencia a la fatiga estudiada, encontrándose que los cigüeñales templados y revenidos por métodos ordinarios o convencionales tienen la más alta resistencia a la fatiga, mientras que los cigüeñales en estado de forja tienen la menor. El método del temple directo da una

resistencia a la fatiga intermedia. Este orden corresponde al de la dureza. En otras palabras la resistencia a la fatiga del cigüeñal depende principalmente de la dureza más que de la microestructura.

Por lo tanto, el uso de aceros microaleados para cigüeñales en estado de forja darán una dureza comparable a la obtenida por tratamiento térmico de temple y revenido ordinarios y la omisión de éste, no conducirá a ningún problema con la resistencia a la fatiga.

Introducción.— Como uno de los más importantes elementos de las máquinas de combustión interna, el cigüeñal se diseña y manufactura con gran cuidado. Entre muchas propiedades requeridas del cigüeñal ( las cuales incluyen: resistencia a la tensión, ductilidad y resistencia al impacto ), la resistencia a la fatiga es de particular importancia debido a que la mayoría de fallas de cigüeñales son debido a esfuerzos repetidos de flexión y/o torsión.

Recientemente estudios profundos sobre cigüeñales han intentado un método exacto de análisis de esfuerzos para así satisfacer los requerimientos para incrementar la potencia con componentes más ligeros, y desarrollar un nuevo proceso de manufactura nuevo a precios bajos, alta calidad, reemplazando el temple convencional y revenido con el temple directo y revenido que ahorra energía.

Cuatro coladas de acero al carbón fueron seleccionados para un experimento de resistencia a la fatiga, dos con aceros JIS S43C y los otros dos con aceros S50C y S55C, respectivamente ( ver tabla # 3, capítulo II ), éstos materiales

fueron rolados en caliente y posteriormente forjados en una prensa de alta velocidad.

Tratamiento Térmico:- Los siguientes dos modos fueron aplicados:

(A) Temple y revenido convencional.

(B) Temple directo y revenido.

El rango de temperatura de forja fue de 1100-1150 °C y las temperaturas de revenido fueron de 540 °C para (A) y de 570 °C para (B)-2 y 600 °C para (B)-1 y (B)-3.

El tiempo de espera desde el forjado al temple fue de un minuto para (B)-1 y (B)-2, y de tres minutos para (B)-3. Las condiciones de los cigüeñales usados en pruebas de fatiga son mostrados en la tabla No. 7.

SÍMBOLO	TRATAMIENTO TÉRMICO	MATERIAL
A	TEMPLE Y REVENIDO ORDINARIOS	550 Cx 20 min Temple al agua Revenido 540 C S43C
B-1	Temple directo y revenido	Temple al agua 1 min. después de forja, rev. a 600 °C S43C
B-2	Temple directo y revenido	Igual como B-1 revenido a 570 °C S43C
B-3	" Temple directo y revenido	Temple al agua 3 min. después de forja, rev. a 600 °C S43C

Tabla 7- Condiciones de los cigüeñales probados.

Procedimiento experimental.— Los especímenes para las pruebas de fatiga fueron a escala completa y enroscados a ambos lados para atornillar en la máquina de prueba de fatiga, misma que operó bajo el principio de flexión resonante. Los resultados de la medición de esfuerzos, son mostrados en la tabla No. 8.

Esfuerzo (MPa)	A	Especímenes		
		B-1	B-2	B-3
118	$7.58 \times 10^4$	-----	-----	-----
108	-----	-----	-----	$8.32 \times 10^4$
103	$1.461 \times 10^5$	$1.168 \times 10^5$	-----	-----
98	-----	-----	$1.680 \times 10^5$	-----
88	$7.854 \times 10^5$	$2.385 \times 10^5$	$2.306 \times 10^5$	-----
78	-----	$4.381 \times 10^5$	$4.754 \times 10^5$	$3.342 \times 10^5$
74	$6.272 \times 10^5$	$5.426 \times 10^5$	-----	-----
69	-----	-----	$9.964 \times 10^5$	$9.048 \times 10^5$
64	$3.2544 \times 10^5$	$9.871 \times 10^5$	-----	-----
59	$1.03 \times 10^7$ (N)	-----	$1.06 \times 10^7$ (N)	$2.4460 \times 10^6$
54	-----	$1.00 \times 10^7$ (N)	-----	$1.03 \times 10^7$ (N)
49	-----	-----	-----	-----

(N) indica que el espécimen no se rompió después de  $10^7$  ó más ciclos.

Tabla No. 8.— Resultados de la prueba de fatiga.

En el cigüeñal probado, el factor de concentración del cuello del pasador fue cerca de 6, el cual es mayor que el del cuello de la chumacera.

Resultados de la prueba de fatiga.- Los resultados de la prueba de fatiga, indicaron que los cigüeñales producidos por varios tratamientos térmicos mostraron una pequeña diferencia en la resistencia. Su resistencia nominal a la fatiga está en el rango de 49-59 MPa.

La dureza y microestructura a lo largo del cuello del seguro fueron investigadas como sitios de iniciación de grietas de fatiga. Ya que es bien conocido que la resistencia a la fatiga de aceros al carbón depende de la resistencia a la tensión ( dureza ) y la microestructura. La figura No. 26 muestra la distribución de durezas:

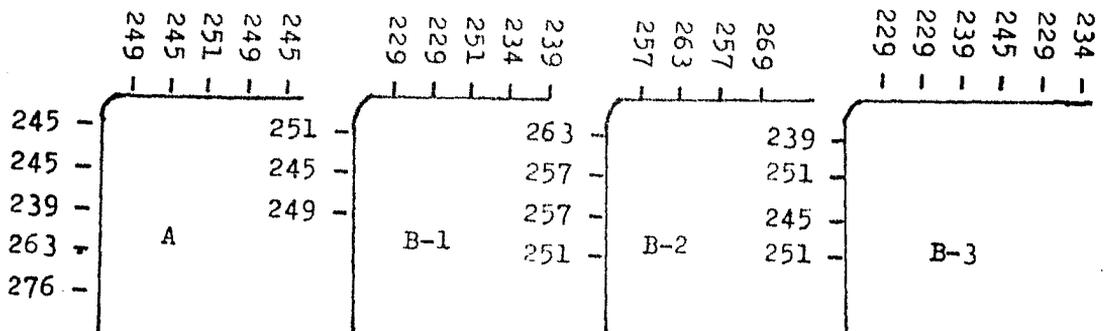


Fig. 26.- Distribución de durezas a lo largo del cuello del seguro del cigüeñal.

Respecto a la microestructura, el cigüeñal (A), templado y revenido por métodos ordinarios, tiene una estructura de grano fino, mientras que el cigüeñal en condición de forja tie-

ne una estructura de grano grueso en la cual una ferrita proeutectoide precipita a lo largo del límite de grano austenítico previo. Los cigüeñales templados directamente y revenidos (B) tienen una estructura intermedia a (A) y a los que tienen en condición de forja. (B)-2, Cuyo tiempo de espera es mayor que el de (B)-1, ha logrado algún proceso en recristalización.

Discusión.- Los efectos del tratamiento térmico son vistos en la dureza y la microestructura. Para clarificar el efecto sobre la dureza, los límites de fatiga derivados a partir de la dureza son comparados en la tabla # 9, ésta tabla indica que los límites actuales de fatiga de los cigüeñales se incrementa en el orden (A), (B) sobre el rango de 296-355 MPa.

Especimen	Límite nominal de fatiga	Actual Límite de fatiga
A	59.2 MPa	355.2 MPa
B-1	54.3 MPa	314.7 MPa
B-2	59.2 MPa	355.2 MPa
B-3	54.3 MPa	320.7 MPa

Tabla # 9.- Efectos de dureza y resistencia a la tensión sobre la resistencia a la fatiga de cigüeñales. ( $\sigma/\sigma_t = 1.34$  a  $1.49$  y  $\sigma/\sigma_t^+ = 0.42-0.46$  ).

No obstante las relaciones del límite de fatiga a la dureza y resistencia a la tensión tienden a un rango estrecho, éste

+ estimada a partir de la dureza

significa que la resistencia a la fatiga determinada a partir de la dureza o resistencia a la tensión casi no es relacionada al tratamiento térmico. Por lo tanto aunque los cigüeñales en estado de forja no tienen suficiente ductilidad y resistencia al impacto su resistencia al impacto no es afectada.

La tabla # 9 también muestra que la microestructura tiene alguna influencia sobre la resistencia a la fatiga del cigüeñal.

Esto es porque, los pasados estudios han mostrado:

(A) con una estructura de martensita revenida tienen un radio de durabilidad mayor que (B), los cuales tienen una estructura ferrita-perlita.

Estudios llevados a cabo sobre el carbón equivalente y adiciones de elementos como por ejemplo nitrógeno, han mostrado que un acero microaleado apropiado para los cigüeñales en estado de forja, puede hacer posible eliminar los procesos convencionales de temple y revenido.

#### Conclusiones.-

1.- Los cigüeñales templados y revenidos por métodos convencionales tienen la más alta resistencia a la fatiga, mientras que los cigüeñales en condición de forja tienen la menor. El temple directo y revenido dan una resistencia a la fatiga intermedia. Este orden corresponde al de la dureza.

2.- En otras palabras, la resistencia a la fatiga del cigüeñal depende principalmente sobre la dureza en vez de la microestructura.

3.- Por lo tanto el uso de aceros microaleados para la fabricación de cigüeñales dan una dureza comparable a la ob-

tenida por temple ordinario y revenido, la omisión de éste proceso, no conducirá a ningún problema con la resistencia a la fatiga.

Ejemplo 3.- Como un ejemplo final se incluirá un estudio práctico realizado con rótulas de dirección automotrices, templadas directamente a partir del calor de la forja en la Compañía " EATON- División Ejes Industriales, Planta Toluca ".

**Sinopsis.-**

a) Las temperaturas críticas para el acero 8640-H son:

AC1 = 1350 °F y AC3 = 1435 °F, la temperatura óptima para el temple es 1555 °F.

b) La temperatura de forja es aproximadamente 2100 °F o sea 545 °F arriba de la temperatura de transformación austenítica, en otras palabras, se encuentra en el rango cristalino cúbico centrado en las caras ( FCC ).

**Experimentos.-**

Los experimentos fueron hechos en la planta de forja con el proceso normal de forja, sólomente con la diferencia de que se introdujo casi inmediatamente la parte en el medio de temple, éste fue agua.

Experimento 1: temple directo - pieza N<sup>o</sup>P 401400.

Temperatura de forja	2200 °F aprox.
Cantidad	10 piezas.
Número de parte	401400.
Nombre	Rótulas de dirección Chrysler.
Volúmen de agua ( medio de temple )	1000 litros.
Acero usado	8640-H.
Intervalo de tiempo entre la temperatura de forja y el temple	180 seg.
Tiempo de inmersión en el medio de temple	15 minutos.
Dureza de temple	601 BHN.
Microestructura	Martensita gruesa mediana.
Temperatura de revenido	1100 °F.
Dureza de revenido	285 BHN.
Microestructura	Martensita rev. fina
Grietas	Ninguna.

Nota: Revenido inmediato después de temple.

Experimento 2: Temple directo- Pieza N/P 401414.

Temperatura de forja	2100° F.
Cantidad	80 piezas.
Número de parte	401414.
Nombre	Brazo de eje delantero.
Volúmen de agua ( medio de temple )	4000 litros.
Acero usado	8640.
Intervalo de tiempo entre la temperatura de forja y el temple	185 segundos.
Tiempo de inmersión en el medio de temple:	15 minutos.
Dureza de temple	601-650 BHN.
Microestructura	Martensita gruesa mediana.
Temperatura de revenido	1100° F.
Dureza de revenido	302-321 BHN.
Microestructura	Martensita fina rev.
Grietas	Ninguna.

Nota: Revenido inmediato después de temple.

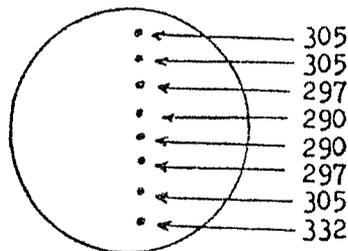
Experimento 3: Temple directo - Pieza N/P 407605.

Temperatura de forja	2100 °F.
Cantidad	25 piezas.
Número de parte	407605.
Nombre	Brazo de eje delantero.
Volúmen de agua ( medio de temple)	4000 litros.
Acero usado	8640-H.
Intervalo de tiempo entre la temperatura de forja y el temple	185 segundos.
Tiempo de inmersión en el medio de temple:	15 minutos.
Dureza de temple	477-555 BHN.
Microestructura	Martensita gruesa mediana.
Temperatura de revenido	1100 °F.
Dureza de revenido	331-363 BHN.
Microestructura	Martensita rev. fina.
Grietas	Ninguna.

Nota: Revenido inmediato después del temple.

Experimento 4: temple directo - Pieza N/P 407604.

Temperatura de forja	2100 °F.
Cantidad	25 piezas.
Número de parte	407604.
Nombre	Brazo de eje delantero.
Volúmen de agua ( medio de temple )	4000 litros.
Acero usado	1541-H.
Intervalo de tiempo entre la temperatura de forja y el medio de temple	185 seg.
Tiempo de inmersión (medio de temple)	15 min.
Dureza de temple	477-601 BHN.
Microestructura	Martensita gruesa mediana.
Temperatura de revenido	1100 °F.
Dureza de revenido	290-332 BHN.
Microestructura	Martensita rev. fina.
Grietas ( rev. inmediato al temple )	Ninguna.



Sección transversal-gradiente de dureza (BHN).

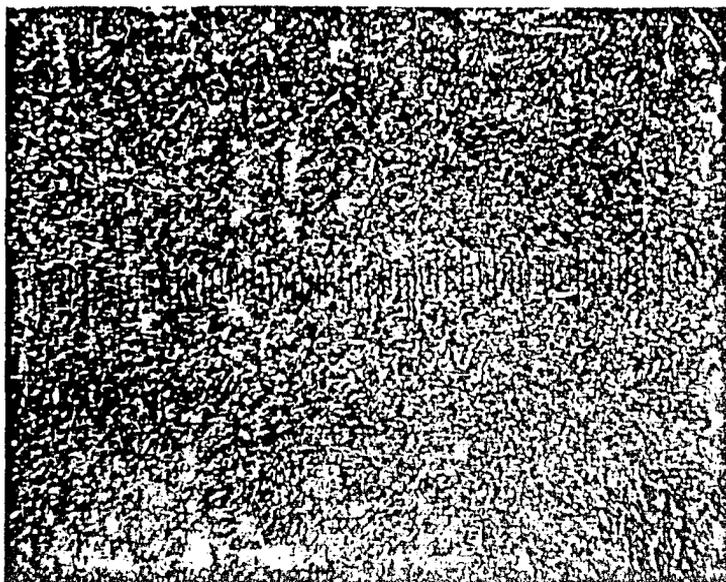
Fotomicrografías ( figs. 27-30).

Estas fotomicrografías corresponden a la sección más interna del acero 8640-H, templado a partir del calor de la forja.

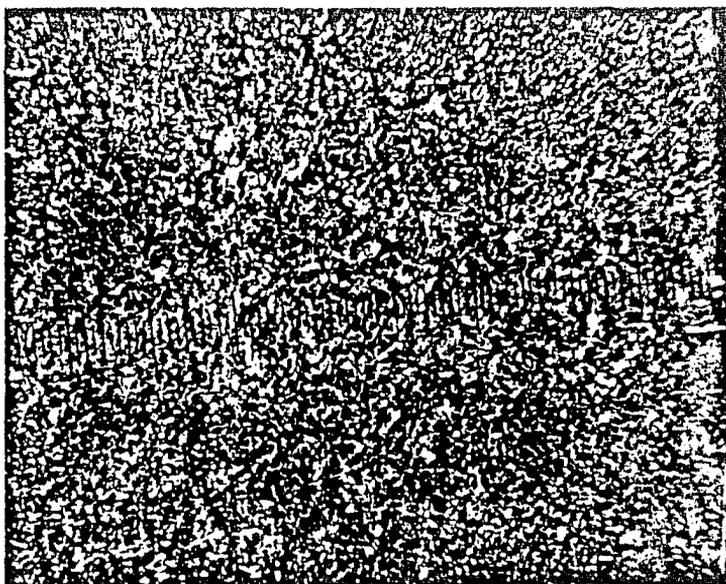
Se puede observar martensita revenida " austenizada " en el rango 2100 - 1600°F, el revenido fue a 1100°F. Esta temperatura de revenido tenía un pequeño efecto sobre la microestructura final.

-- Aumento a 400 X.

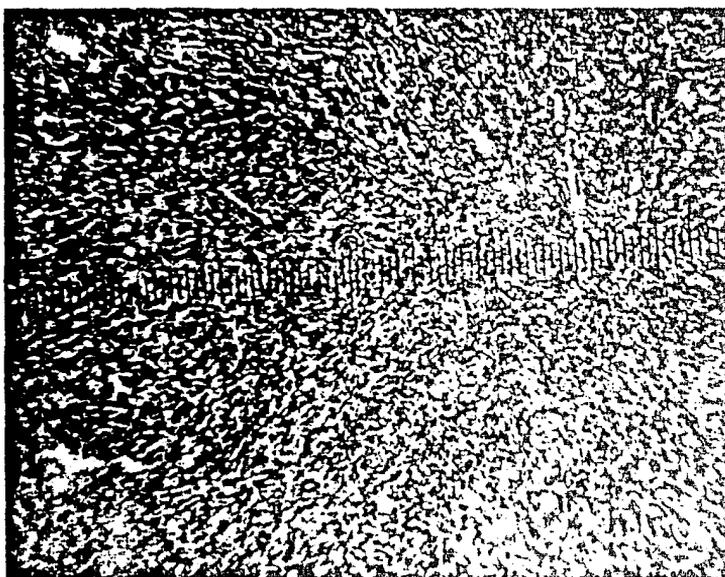
-- Reactivo: Nital 5 %.



Fotomicrografia # 27

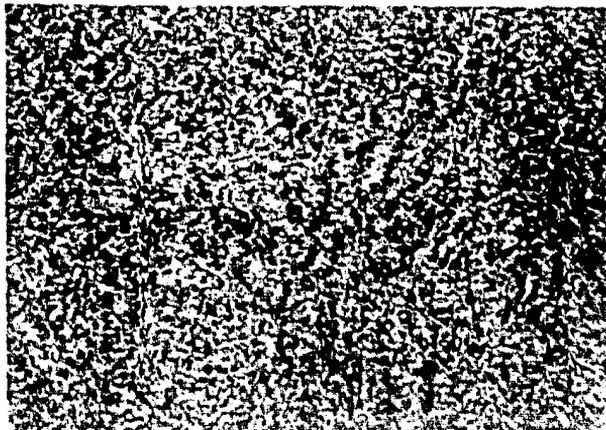


Fotomicrografia # 28



---

Fotomicrografia # 29



Fotomicrografía # 30

- 400 X      Nital 5%.

Fotomicrografía que representa una sección interna de un acero 8640-H, templado directamente a partir del calor de la forja.

En este caso se esperaba el intervalo de 185 segundos necesarios para decrementar la temperatura. Se pudo observar ciertos límites de granos, debido a la alta temperatura para el temple directo, el medio de temple fue agua agitada.

Las propiedades mecánicas aparentemente no ofrecen mucha deterioración. Esta pieza fue revenida, mostrando recristalización y pocos límites de granos.

Ciclo térmico utilizado para templar el brazo 401414  
-Acero 8640-H., aprovechando la temperatura de forja.

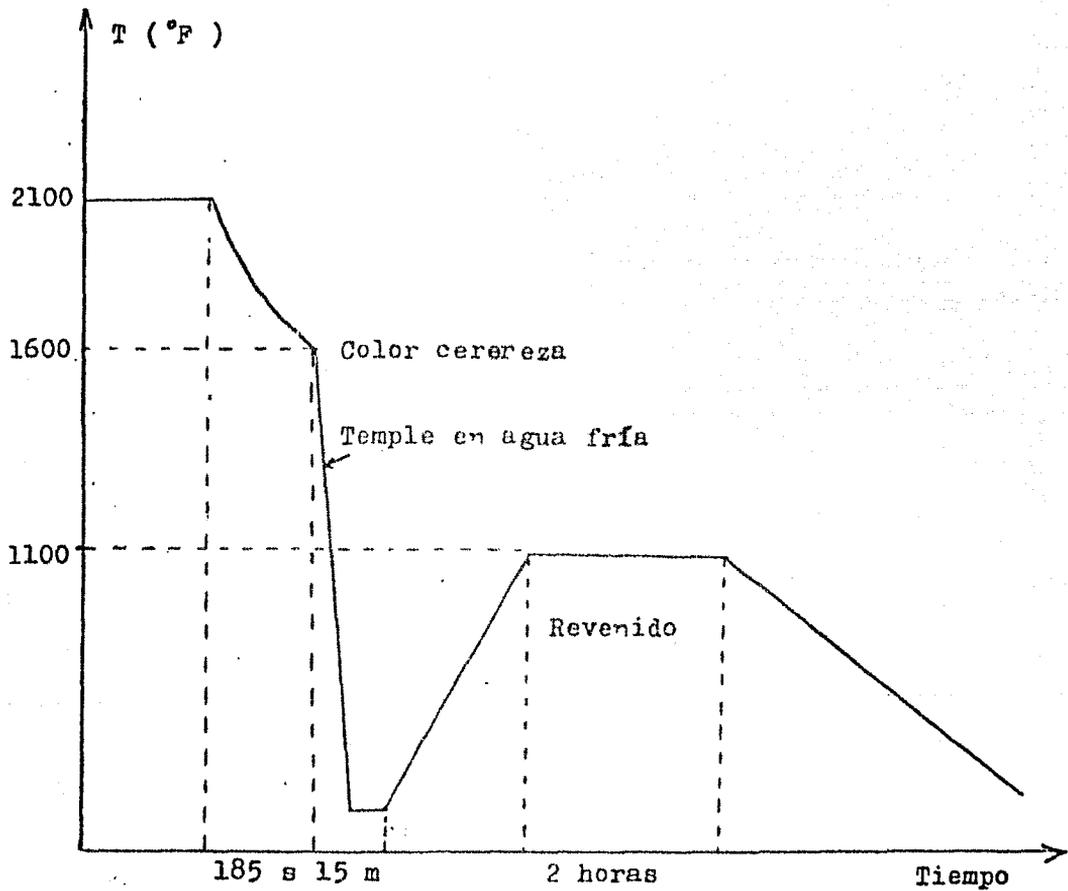


Fig. # 31.- Ciclo Térmico para el brazo 401414.

Fig.-32

Resultados de resistencia a la tensión.

Tipo de acero A3640-H.

# muestra	Carga ( lbs. )	Última resistencia a la tensión (PSI).	% Elongación	% Reducción de área
1	17085.5	155 322.7	13.7	23.4
2	17416.2	158 329.09	8.6	16.1
3	16093.4	146 303.6	16.7	30.5
4	17416.2	158 329.09	16.0	37.0
5	16375.3	154 330.9	11.6	23.4

Propiedades esperadas para un acero A3640-H con el temple y revenido convencionales

120 000 - 166 000 PSI. ( última resistencia a la tensión ).

255 - 342 ( Número de dureza Brinell, BHN ).

Tipo de fractura observado: dúctil ( cono y copa ).



PROYECTO: <u>EMP. LA PALETA DE FORJA</u>		FICHA: <u>8-mayo-61</u>	
1. NOMBRE DE LA PARTE: <u>brzo FORD</u>	2. N.º DE PARTE: <u>497031</u>	3. CANTIDAD: <u>1</u>	4. CANTIDAD DE MATERIA: <u>SAE 1541</u>
5. ANALISIS QUIMICO (FINES TECN): <u>C=0.42% Mn=1.53% Cr=0.010% Si=0.25%</u>	6. ANALISIS QUIMICO (TECN): <u>C=0.43% Mn=1.50% Cr=0.008% Si=0.25%</u>	7. PROCEDIMIENTO DEL ANALISIS: <u>Carbones: Hermannus S.A.</u>	8. PROCEDIMIENTO DEL ANALISIS: <u></u>
9. TAMAÑO DE GRANO (PROVEEDOR): <u>6-7 ASTM</u>	10. TAMAÑO DE GRANO (TECN): <u>6-7 ASTM</u>	11. INCLUSIONES (PROVEEDOR): <u>A2G, B2D, C2D, D1G</u>	12. INCLUSIONES (TECN): <u>A2G, B2D, C2D, D1G</u>
13. DUREZA DE LA BARRA (PROVEEDOR): <u>228/230 BHN</u>	14. DUREZA DE LA BARRA (TECN): <u>228/230 BHN</u>	15. ENSAYO JOMINI (PROVEEDOR): <u>31</u>	16. ENSAYO JOMINI (TECN): <u>31</u>
17. ENSAYO JOMINI (TECN): <u>31</u>	18. ENSAYO JOMINI (TECN): <u>31</u>	19. ENSAYO JOMINI (TECN): <u>31</u>	20. ENSAYO JOMINI (TECN): <u>31</u>
21. TIPO DE HORNO: <u>horno de gas</u>	22. TIPO DE HORNO: <u>3</u>	23. TEMPERATURA DEL PERALCADO DEL HORNO: <u>1240/1245 °C</u>	24. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>
25. TIEMPO EN LA OPERA: <u>15/20 minutos</u>	26. TIEMPO EN LA OPERA: <u>15/20 minutos</u>	27. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	28. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>
29. TIEMPO EN LA OPERA: <u>15/20 minutos</u>	30. TIEMPO EN LA OPERA: <u>15/20 minutos</u>	31. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	32. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>
33. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	34. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	35. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	36. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>
37. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	38. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	39. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	40. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>
41. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	42. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	43. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	44. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>
45. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	46. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	47. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	48. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>
49. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	50. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	51. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	52. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>
53. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	54. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	55. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	56. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>
57. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	58. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	59. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	60. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>
61. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	62. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	63. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	64. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>
65. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	66. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	67. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	68. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>
69. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	70. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	71. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	72. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>
73. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	74. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	75. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	76. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>
77. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	78. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	79. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	80. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>
81. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	82. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	83. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	84. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>
85. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	86. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	87. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	88. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>
89. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	90. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	91. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	92. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>
93. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	94. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	95. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	96. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>
97. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	98. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	99. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>	100. TEMPERATURA DE LA BARRA: <u>1150/1100 °C</u>

+ a las 5 picadas: 10 °C, a las 10: 40 °C, a las 15: 50 °C, a las 20: 60 °C.

TÍTULO:

N.º DE FICHA:

FICHA:

1000

PROYECTO TEMPLE A PARTIR DE FONJA FECHA 6-feb-51

1. NOMBRE DEL PERSONAL BURO FORD

4.1. DESCRIPCION DEL MATERIAL 8640-H

6. CANTIDAD DEL MATERIAL 10641

8. ANALISIS QUIMICO (PROVINCIA) C-0.43%, Mn-0.78%, P-0.016%, S-0.02%, Si-0.27%, Ni-0.15%

9. ANALISIS QUIMICO (TECN) Cr-0.45%

10. TAMAÑO DE GRANO (PROVINCIA) 7-8 ASTM

12. INCLUSIONES (PROVINCIA) Al<sup>1</sup>/2G, Bl<sup>1</sup>/2G, Cl<sup>1</sup>/2G

14. DUREZA DE LA BARRA (PROVINCIA)

16. ENSAYO JOHNSON (PROVINCIA) 60 55 39 35

17. ENSAYO JOHNSON (TECN)

18. TIPO DE HORNOS horno de caja

20. TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO 200/2500 F

22. TIEMPO A TEMPERATURA oxidante

24. ATMOSFERA DEL HORNO

26. N.º DE LA ENLA

28. TIEMPO EN LA OPERACION (TECN)

30. PROCESO DE ENLA

32. TEMPERATURA DE ENLA

34. METODO DE ENLA

36. TEMPERATURA DE ENLA brasa 1500

38. TEMPERATURA INICIAL DEL MEDIO DE TEMPLE 77

40. ASISTACION rápida

42. MOVIMIENTO EN TEMPERATURA 10%

44. TIEMPO EN MEDIO DE TEMPLE 5 mins.

46. TEMPERATURA DEL MEDIO DE TEMPLE brasa 500 F

48. ESTADO DE TEMPLE

50. GR. DE DEFORMACION EN EL MEDIO DE TEMPLE

52. TIEMPO ENTRE TEMPLE Y REVENIDO 8 mins.

54. TEMPERATURA DE REVENIDO 1040 F

56. TIEMPO DE REVENIDO

58. DUREZA DE TEMPLE 27-32 RC

60. DUREZA DE REVENIDO 32-43 RC

62. DUREZA DE TEMPLE no

64. TEMPERATURA DE REVENIDO

66. MICROESTRUCTURA DE TEMPLE martensita gruesa

68. AUMENTOS 100 X

70. MICROESTRUCTURA DE REVENIDO martensita fina revenida

72. AUMENTOS 100 X

74. REACTIVO nital 3%

+ Proceso normal de producción - sólo para información comparativa.

Para el caso de templar directamente las válvulas a partir del calor de forja, será necesario el diseño de un tanque de temple apropiado, como ya se ha mencionado anteriormente.

En la figura 33, se muestra un esquema propuesto para integrar un sistema de temple directo y continuo a partir del calor de la forja, en el mismo se puede observar que consta de dos bandas transportadoras, una de las cuales transporta las válvulas después del segundo paso de forja hacia el tanque de temple, pasando primero por una malla metálica que las sitúa a una distancia que junto con la velocidad de ésta banda, recorren un camino calculado para que la temperatura de las válvulas des-

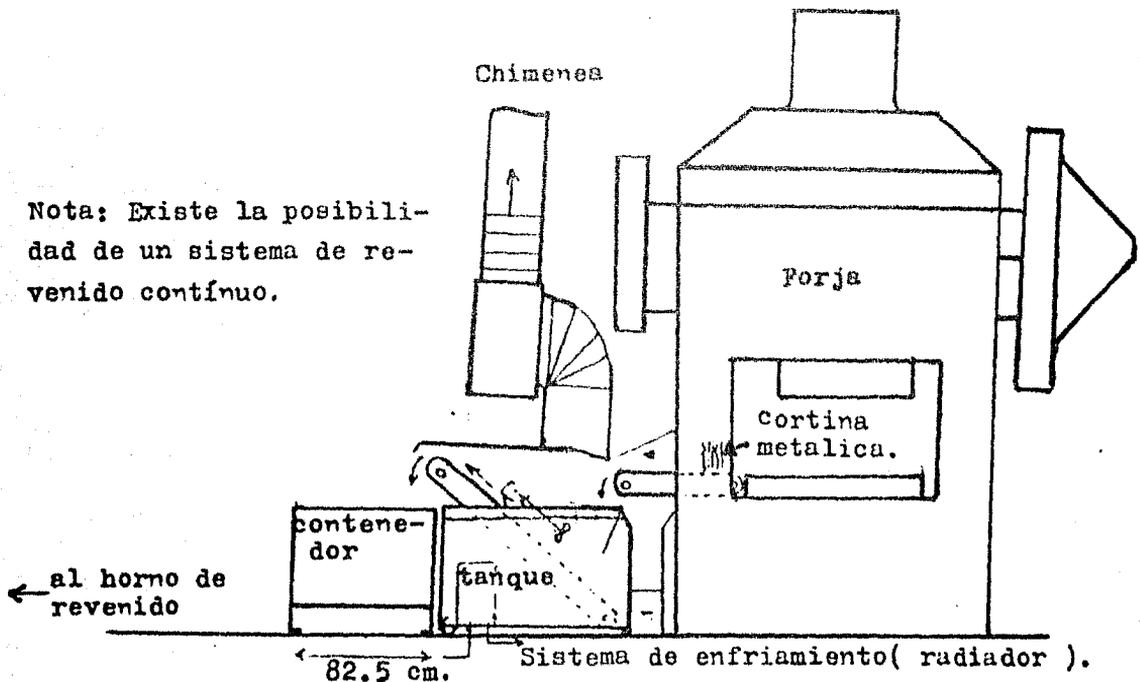


Fig. 33.- Dibujo esquemático que representa un sistema propuesto para templar válvulas directamente a partir del calor de la forja en forma continua.

cienda a aproximadamente 840 - 860 °C antes de caer al tanque de temple, mismo que contiene aceite Houghton Quench K en agitación por medio de un agitador de 1.5 HP \* con un diámetro de propela de 14 pulgadas, El tanque de temple contiene una banda transportadora que después de cierto tiempo ( aprox. 3 minutos ) lleva las válvulas desde la parte inferior hasta la descarga en el contenedor para su envío hacia el horno de revenido. Es de notarse que se necesita un sistema de extracción de humos que una vez filtrados adecuadamente se descargan a la atmósfera.

Existe un recipiente en el fondo de un cubo para captar el posible lubricante de forja excedente, mismo que se depositará por gravedad en dicho recipiente.

Es posible cambiar el diseño del tanque de temple, de acuerdo a las necesidades de espacio. En la figura 34 se muestra otro diseño portátil.

\* Ver cálculo en el artículo: "Improved Quenching of Steel by Propeller Agitation.", USS, 1958, 4a. edición, p. 10.

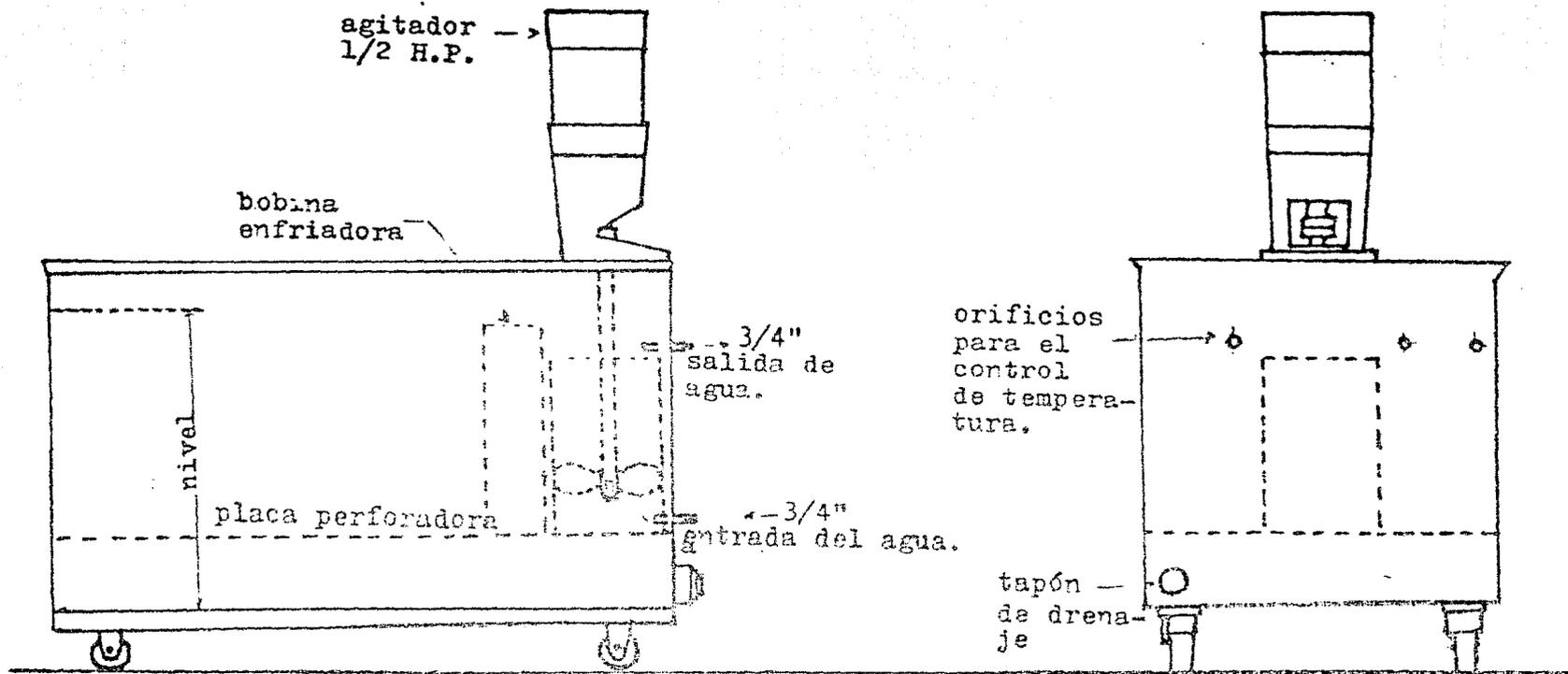


Fig. 34 .- Diseño de un tanque de temple compacto.

Estos tanques de temple contienen controles para la temperatura, así como también del control de enfriamiento ( válvula solenoide ). El intercambiador de calor consta de tubos de cobre con aletas de aluminio probadas a 400 PSI. el suministro de energía puede ser de 115-230 volts a una fase ó 230 volts a tres fases, ó 400 volts a tres fases. El gasto de agua puede ser de 10 gal/min. ( máx ) a 45 PSI ( dren abierto ).



HOJA DE DATOS DE PROCESO :

ECM

PROYECTO: TEMPLE A PARTIR DE FORJA

FECHA: \_\_\_\_\_

1. NOMBRE DE LA PARTE: _____	2. N.º DE PARTE: _____	3. COLOR: _____
4. DESIGNACION DEL MATERIAL: _____	6. PROVEEDOR DEL ACERO: _____	
6. CODIGO DEL PROVEEDOR: _____	7. CODIGO ECM: _____	
8. ANALISIS QUIMICO (PROVEEDOR): _____		
9. ANALISIS QUIMICO (ECM): _____		
10. TAMAÑO DE GRANO (PROVEEDOR): _____	11. TAMAÑO DE GRANO (ECM): _____	
12. INCLUSIONES (PROVEEDOR): _____	13. INCLUSIONES (ECM): _____	
14. DUREZA DE LA BARRA (PROVEEDOR): _____	15. DUREZA DE LA BARRA (ECM): _____	
16. ENSAYO JOMINY (PROVEEDOR): J1 _____ J4 _____ J8 _____ J12 _____		
17. ENSAYO JOMINY (ECM): J1 _____ J4 _____ J8 _____ J12 _____		
18. TIPO DE HORNO: _____	19. HORNO N.º: _____	20. COMBUSTIBLE: _____
21. TEMPERATURA DE OPERACION DEL HORNO: _____	22. TEMPERATURA DE LA BARRA: _____	
23. TIEMPO A TEMPERATURA: _____	24. ATMOSFERA DEL HORNO: _____	
25. N.º DE LA FORJA: _____	26. PASOS DE FORJA: _____	27. LUBRICANTE: _____
28. TIEMPO EN LA OPERACION DE FORJA: _____	29. DECARBURIZACION: _____	
30. PRODUCCION POR HORA: _____	31. TEMPERATURA ANTES DE FORMAR: _____	
32. TEMPERATURA DESPUES DE FORJA: _____	33. GRADIENTE DE TEMPERATURA: _____	
34. INTERVALO ENTRE FORJA Y TEMPLE: _____	35. VELOCIDAD DE BANDA: _____	
36. TEMPERATURA DE LA VALVULA ARTES DE TEMPLE: _____	37. MEDIO DEL TEMPLE: _____	
38. TEMPERATURA INICIAL DEL MEDIO DE TEMPLE: _____	39. CONCENTRACION DEL MEDIO DE TEMPLE: _____	
40. AGITACION: _____	41. INCREMENTO EN TEMPERATURA: _____	42. VOLUMEN DEL TANQUE: _____
43. TIEMPO EN MEDIO DE TEMPLE: _____	44. TEMPERATURA DE LA VALVULA DESPUES DE TEMPLE: _____	
48. GRIETAS DE TEMPLE: _____	46. AREA AGRIETADA: _____	47. PATRON DE GRIETAS: _____
49. GRIETAS REPETITIVAS EN ZONAS EN ESPECIAL: _____		
49. TIEMPO ENTRE TEMPLE Y REVENIDO: _____	50. TEMPERATURA DE REVENIDO: _____	
51. TIEMPO DE REVENIDO: _____	52. DUREZA DE TEMPLE: _____	
53. DUREZA DE REVENIDO: _____	54. OPERACION DE LIMPRESA: _____	
58. MICROESTRUCTURA DE TEMPLE: _____		
59. AUMENTOS: _____	57. REACTIVO: _____	
59. MICROESTRUCTURA DE REVENIDO: _____		
60. AUMENTOS: _____	60. REACTIVO: _____	

TITULO:

NOMBRE:

PIRMA:

## V.- DISCUSION FINAL Y RECOMENDACIONES

### Mejoras del temple directo y revenido.-

El temple directo por supuesto ahorra energía y comparándolo con el método convencional de temple y revenido, ofrece muchas ventajas porque se aprovecha el calor de la temperatura de forja en el temple directo.

Estos procesos causan el retraso de la rapidéz de transformación, debido al engrosamiento de los granos austeníticos<sup>(1)</sup>, fácil formación de martensita en núcleo, debido al trabajado mecánico<sup>(2)</sup> y una templabilidad mejoradas sobre la base de tamaños grandes de granos austeníticos y el efecto de la conformación de la pieza.

Sobre la base de éstas ventajas, una variedad de forjas han sido desarrolladas, realizando una templabilidad mejoradas. Las ventajas de adoptar el temple directo, pueden ser resumidas como sigue:

- 1) Reducción en los costos de los materiales.
- 2) Mejoramiento en la calidad de soldaduras.
- 3) Reducción en energía.
- 4) Mejoramiento de la maquinabilidad.
- 5) Reducción en costos de equipo y áreas de trabajo.
- 6) Mejoramiento del ambiente de trabajo
- 7) Reducción en inventarios.
- 8) Estabilización de calidades de productos templados por inducción.

La figura 35 muestra el consumo de energía empleado en los varios tratamientos térmicos:

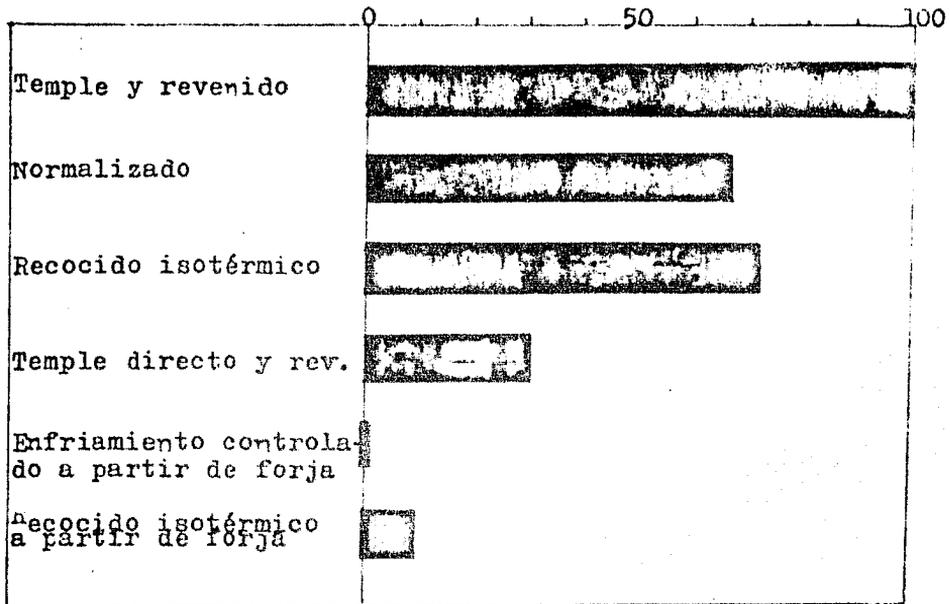


Fig. 35.- Consumo de energía de los diferentes métodos de tratamientos térmicos ( temple y revenido=100 ).

La figura 36 muestra el porcentaje de utilización de tratamientos térmicos ( fuente: Toyota Motor Company ).

- Futuras tendencias en el tratamiento térmico de partes forjadas:

Como se describió en las secciones anteriores, no es ninguna exageración decir que el tratamiento térmico de productos forjados con un punto crítico de decisión.

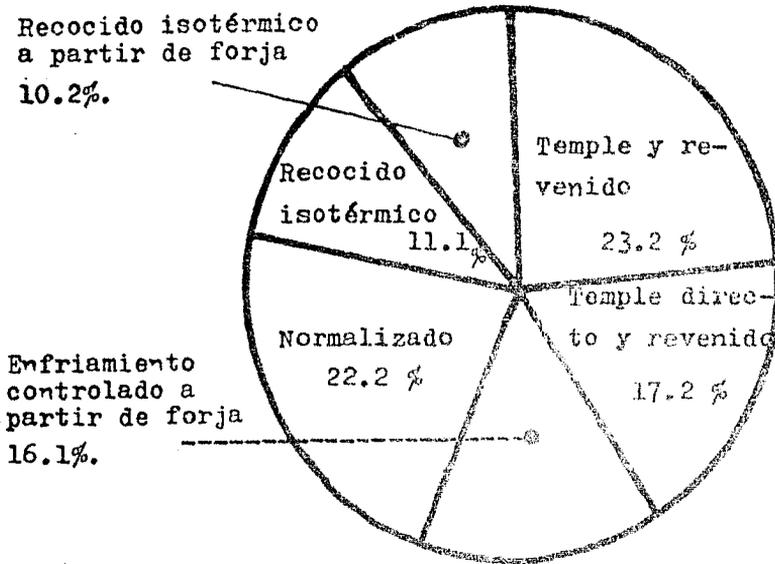


Fig. 36.- Utilización de métodos de tratamiento térmico en términos de peso de productos ( 1982 ).

(1) Método de tratamiento térmico.-

Como la figura 37 sugiere, el método de tratamiento térmico para productos forjados, son un punto crítico de decisión para 1986, y será la modalidad por la utilización expandida del temple directo y enfriamiento controlado a partir de forja.

En el futuro cercano, el método de temple y revenido será aplicado solamente a procesos en los cuales el calor residual de los productos de forja no pueda ser utilizado, tales como forja tibia y partes forjadas en frío. Mientras todas las partes forjadas en caliente pueden ser sujetas al temple directo, enfriamiento controlado, etc.

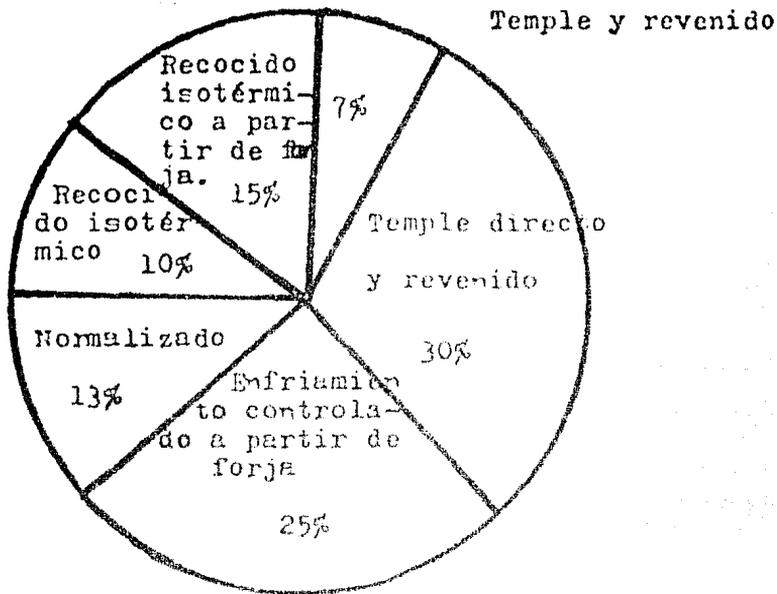


Fig. 37.- Futuras tendencias en la aplicación de métodos de tratamiento térmico.

Las posibilidades para la simplificación del tratamiento térmico han sido considerados con referencia a las ventajas económicas y metalúrgicas de éste método.

Las posibilidades y aplicaciones, junto con los requerimientos para el temple a partir del calor de la forja, han sido discutidos con ejemplos de la industria. Ha sido posible mostrar los efectos positivos de éste proceso sobre las propiedades del material.

**CONCLUSION DE LOS RESULTADOS;**

- Después de los tres experimentos en EATON con piezas de diferente geometría, se pudo observar que los resultados son los mismos como en el proceso convencional, excepto que en el temple directo a partir de la temperatura de forja, se ahorra tiempo y energéticos.

La microestructura observada es fina porque el intervalo de tiempo entre el proceso de forja y el proceso de temple directo es el mínimo para desarrollar la recuperación y una temprana recristalización y casi cualquier tamaño de grano.

Es necesario realizar el revenido inmediato después del temple porque así se asegura el evitar la formación de grietas, debido a los esfuerzos internos originados a partir de la deformación mecánica y la reacción martensítica.

**Experimentos futuros.-**

Se recomienda repetir los mismos procedimientos, pero cambiando el medio de temple por otro con menor severidad que el agua y dentro de los 185 segundos de intervalo entre la forja y el temple directo, sería buena idea instalar un transportador para las piezas calientes y desarrollar un temple continuo.

PRINCIPALES CARACTERIZACIONES DEL ACERO SAE 1547.

1.1 Descripción del material:

El acero SAE 1547 es un acero al manganeso de medio carbón, usado para fabricar válvulas de admisión automotrices y la porción del vástago para las válvulas de dos piezas.

2.0 Referencias:

2.1 Otras designaciones:

Nombre comercial	1547
SAE	NV-2
AISI	1047
AMS	ninguna
ASTM	1547
DIN	Cr45
JIS	SMA3H
UNS	G15470

3.0 Requerimientos de composición:

3.1 Límites químicos:

	% mín	% máx.
Carbono	0.41	0.51
Manganeso	1.35	1.65
Silicio	0.15	0.35
Fósforo	-----	0.040
Aluminio	0.015	-----
o		
Vanadio	0.010	-----

#### 4.0 Requerimientos de funcionabilidad :

104

##### 4.1 Templabilidad:

En una prueba de temple en un extremo, según norma ASTM-A-255, éste acero deberá tener o desarrollar una dureza mínima de 55 Rockwell "C" a un punto de 5.00 mm. ( 0.20 pulg. ) a partir de la superficie templada.

#### 5.0 Imperfecciones superficiales:

- 5.5.1 La profundidad radial de imperfecciones superficiales en barras de un diámetro mayores de 15.1 mm. ( 0.594 pulg. ), no deberá exceder de 1.0 % del diámetro de la barra.
- 5.5.2 Ninguna profundidad con carbón libre se permite en la superficie de éstas barras.
- 5.5.3 La profundidad de superficies decarburadas en éstas barras, no deberán exceder del 1.5% del diámetro de la barra.
- 5.5.4 La prueba del empobrecimiento de carbón superficial será ejecutado de acuerdo a procedimientos internos.

#### 6.0 Imperfecciones internas:

- 6.1 Las inclusiones no deberán exceder S-7 y O-7, cuando son medidas de acuerdo con la norma SAE J 422.
- 6.2 La calificación de inclusiones deberá ser un promedio de las medidas en los peores campos de cada muestra examinada.
- 6.3 Ninguna muestra deberá tener más de dos campos que excedan S-7 ó O-7.

## 7.0 Tamaño de grano:

- 7.1 El tamaño de grano deberá ser ASTM 5 ó más fino, determinado según ASTM E-112 ( método de comparación ), usando la placa I ( granos no-gemelos ).

## 8.0 Reportes requeridos:

- 8.1 Composición química, dureza de recepción, tamaño de grano, nivel promedio de inclusiones y templabilidad, número de colada y condición.

I-BIBLIOGRAFIA ESPECIFICA:

- (1) Maeda, Abe, Endo: Journal of Japan Metal Society, 27, ( 1963 ), ( en japonés ).
- (2) Nakamura: Journal of Japan Metal Society, 30 ( 1966 ), 151, ( en japonés ).
- (3) Tamura: Iron and Steel, 52 ( 1966 ), 140, ( en japonés ).
- (4) Sioya, Yamada, Inada: Journal of Japan Metal Society, 32 ( 1968 ), 487 ( en japonés ).
- (5) H. Hashimoto, Y. Serino, Y. Adyama, K. Hashimoto: SAE paper, 820125 ( 1982 ).
- (6) Takahashi: Toyota Technology, 11-3 ( 1959 ), 167, ( en japonés ).
- (7) Yoshida, Yokoyama: Toyota Technology, 30-1 ( 1980 ), 47 ( en japonés ).
- (8) Nanba: Industrial Heating, 17-1 ( 1980 ), 30, ( en japonés ).
- (9) Yoshida, Tomimori, Sato: Automobile Technology, 31-2 ( 1977 ), 136, ( en japonés ).
- (10) Funatani, Yoshida: Casting, Forging and Heat Treating, 5 ( 1981 ), 1, ( en japonés ).
- (11) Brief History of Heat Treatment Technology: Kenji Ushita ni- Akira Yokoyama, 102 JSAE Review, March 1984.
- (12) P. Fasher: Savings in Production Costs for Forgings,

Simplified Heat Treatment by Controlled Cooling, Industrie-Anzeiger, 104 ( 15 January 1982 ), 5, 23-26.

- (13) P. Fasher, R. Klemz, H. R. Myses, R. Schimdt y W. Bender, HFF Bericht No. 6 UmformTechnisches Kolloquium Hannover, 12/13, march 1980 pp. 10/1 - 10/13.
- (14) Fatigue Strength of Die-Forged Crankshafts - Study from the viewpoint of energy saving - Kenjii Hirakawa, Kazuo Toyama, Hidenori Matzuoka y Kenji Sakai, The Sumitomo Search No. 25 de mayo de 1981.

#### II-BIBLIOGRAFIA GENERAL:

- (15) Prediction of microstructure development during recrystallization hot rolling of Ti-V steels, by W. Roberts, A. Sandberg, T. Siwecki, T. Werlefors, American Society for Metals- Paper 8306-004, 1983.
- (16) Strength and structure under hot-working conditions, by J. J. Jonas, G. M. Sellars, and W. J. McG. Tegart, Metallurgical Reviews 130.
- (17) Static recrystallization and restoration after hot deformation of type 304 stainless steel, by D.R. Barraclough and C. M. Sellars, Metal Science, March-April 1979, 257.
- (18) The transition from multiple to single peak recrystallization during high temperature deformation, by J.J.

Jonas and T. Sakai, Les traitements thermomécaniques: Aspects Théoriques et Applications, 24<sup>ème</sup> Colloque de Métallurgie, ISNT ( Saclay ), June 1981, in press.

- (19) Hot vs. warm forging- a comparison, by Dr. E. Avitzur and L. Ache, Precision Metal, december 1980, pp. 21/23.
- (20) The hardenability of steels, C.A. Siebert, D.V. Doane, D.H. Breen, American Society for Metals, 1977.
- (21) Alloying elements in steel, 2a. ed., by Edgar C. Bain, H. W. Paxton, American Society for Metals, 1966.
- (22) Principles of Heat Treatment of Steels, by G. Krauss, American Society for Metals, 1980.
- (23) Influence of Metallurgy on Machinability, by American Society for Metals, # 7, proceedings 1977.
- (24) Fatigue and microstructure, Paper at 1978 ASM seminar, october 1978, American Society for Metals.
- (25) Metallography, Structures and Phase Diagrams, American Society for Metals, Vol. 8, Ed. 8a., 1973, pp. 225-222.