

El revenido de los aceros y las variables metalúrgicas

Ing. Ind. ENRIQUE D. BIA

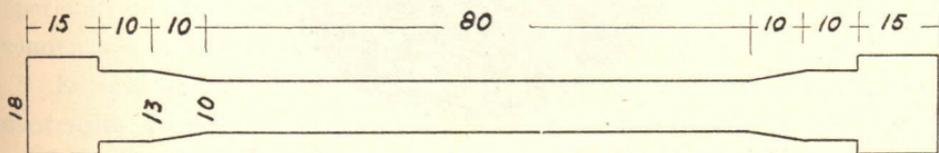
A. — Condiciones Experimentales

1. — Este trabajo se realizó en el Instituto de Ensayo de Materiales, utilizándose un acero Siemens Martin de la composición química siguiente: (*)

Carbono total (c)	%	0.564
Silicio (Si)	"	0.208
Manganeso (Mn)	"	0.556
Fósforo (P)	"	0.013
Azufre (S)	"	0.016

De acuerdo con este análisis, se le puede considerar como un acero S.A.E. 1055, de amplio empleo industrial en la fabricación de piezas de máquinas sometidas a esfuerzos moderados.

2. — Para los ensayos a la extensión se emplearon ejemplares cuya forma y dimensiones se indican en la fig. 1.



EJEMPLAR DE ENSAYO A LA EXTENSION
(en milímetros)

FIGURA 1.

(*) Según análisis del Instituto de Química de la Facultad de Ingeniería.

Los ejemplares para dureza y microestructura, estaban constituidos por discos de 15 milímetros de diámetro y 5 de espesor.

3.— El temple se realizó por calentamiento en el horno eléctrico del Instituto de Ensayo de Materiales a 825° C, haciéndose las lecturas con un error de $\pm 10^{\circ}$ C. Los ejemplares fueron llevados a temperaturas en 10 minutos y luego se les mantuvo 20 minutos a dichas temperaturas, enfriándose posteriormente en agua a $18 \pm 2^{\circ}$ C.

El revenido se ejecutó en el mismo horno, durante los tiempos y a las temperaturas que más adelante se indican.

Las tomas fotomicrográficas se hicieron con el microscopio Reichert del Instituto. El reactivo de ataque fué el nital 2 %.

Cada ensayo se efectuó sobre tres ejemplares, promediándose los valores obtenidos.

B. — Cambios estructurales

4.— La variación de la estructura metalográfica con los tiempos y temperaturas de revenido se pueden apreciar en las fotomicrografías 1 al 8.

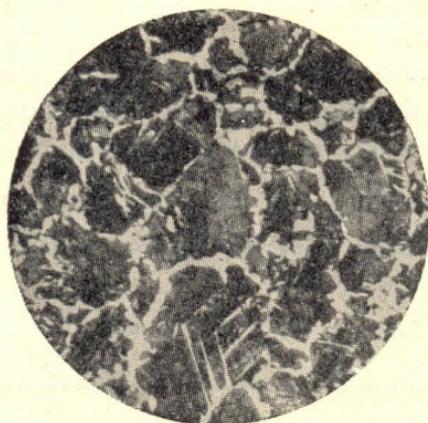
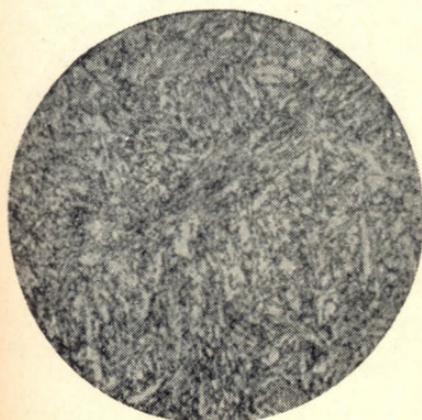


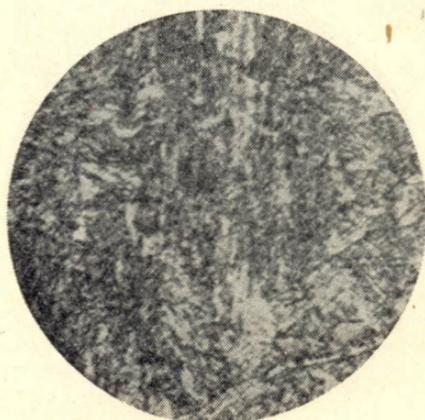
FIGURA 2. — Fotomicrografía 1 correspondiente al acero del comercio. — Ataque nital 2 %; original $150 \times$.

La número 1 representa al acero tal cual se le vende en el comercio. Presenta una estructura regular de grano mediano, compuesta por perlita rodeada de ferrita proeutectoide en los límites de los primitivos granos austeníticos, a partir de los cuales se proyecta

a veces la ferrita radialmente. Las fotomicrografías 2-3-4-5 nos ponen en evidencia los cambios de estructura del acero, templado en las condiciones indicadas en el párrafo 3, cuando se le somete a un revenido de una hora a temperaturas crecientes.



Fotomicrografía 2



Fotomicrografía 3

FIGURA 3. — Variación de la estructura del acero templado y revenido durante una hora a las siguientes temperaturas: fotomicrografía 2-300°C; fotomicrografía 3-400°C. Ataque nital 2%; original 400 ×.

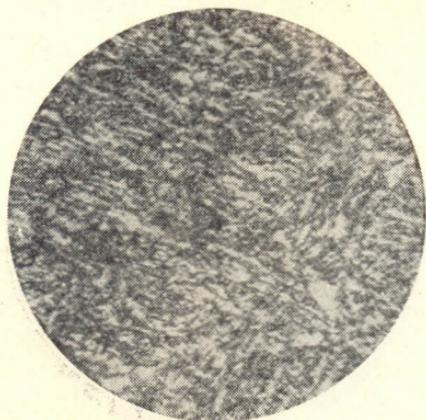
Los productos obtenidos por revenido de la martensita se conocen en metalografía por martensitas de revenido. La fotomicrografía 2 representa una estructura de martensita ligeramente revenida, la 3 una moderadamente revenida y en la 4 se tiene otra altamente revenida. En la 5, el revenido ha sido muy intenso; en efecto se realizó a 700°C, por lo cual, en realidad, estamos sobre la temperatura crítica; de ahí que la estructura de temple haya desaparecido por completo siendo sustituida por otra de recocido. Es visible la aparición de una red de granos de ferrita, a partir de cuyos límites comienza a crecer la perlita (*).

Es opinión prevaleciente (1) (**), que la transformación de la martensita durante el revenido se realiza mediante un proceso de precipitación de un compuesto de transición, que reduce el contenido en carbón de la martensita; ésta última, en estado no revenida, tiene los átomos de carbono intersticiales colocados de tal

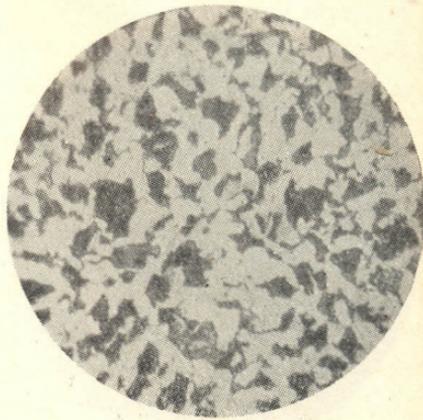
(*) Este caso particular se define en la bibliografía anglo-sajona por el nombre de "process-annealing". La norma mejicana DGN 332 lo llama "proceso de recocido".

(**) Los números indican la bibliografía que va al final de este trabajo.

manera, que el enrejado resultante es tetragonal. Mientras el calentamiento se realiza por debajo de 205°C , el enrejado martensítico se contrae, pero se va haciendo menos tetragonal. Se considera este proceso como la primer etapa del revenido.



Fotomicrografía 4



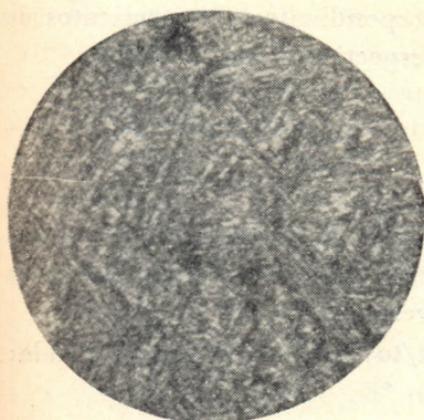
Fotomicrografía 5

FIGURA 4. — Variación de la estructura del acero templado y revenido durante una hora a las siguientes temperaturas: fotomicrografía 4 - 550°C ; fotomicrografía 5 - 700°C . Ataque nital 2%; original $400\times$.

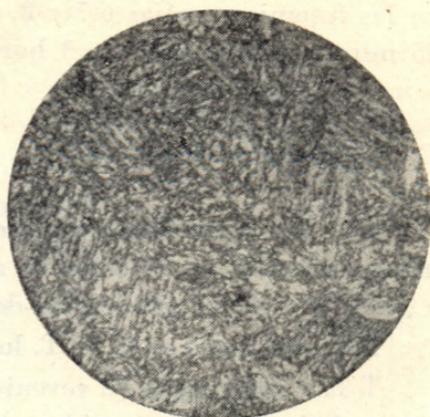
Al aumentar la temperatura hasta 315°C , la austenita retenida en el temple se descompone en un producto semejante a la bainita, constituyendo esto la segunda etapa del revenido, que se realiza con aumento de volumen.

Cuando la temperatura ha sido llevada más allá de los 400°C , el precipitado de transición se convierte en cementita y resulta la tercer etapa del revenido, que produce una marcada disminución de volumen, que se superpone al aumento que provoca la transformación de la austenita residual.

En esta última etapa la martensita tetragonal pasa a ser cúbica y al intensificarse el revenido, el carbono precipita de la martensita cúbica, llevando el contenido en carbón de ésta hasta el valor límite de equilibrio, que permite la solubilidad del carbón en la ferrita, quedando en definitiva la martensita cúbica reducida simplemente a ferrita. Cuando el contenido de carbón de la martensita ha sido reducido suficientemente, las partículas de carburo de hierro comienzan a esferoidizarse y luego crecen a expensas de las más pequeñas, difundiéndose en la ferrita, para precipitar cuando sus radios de curvaturas son grandes.



Fotomicrografía 6



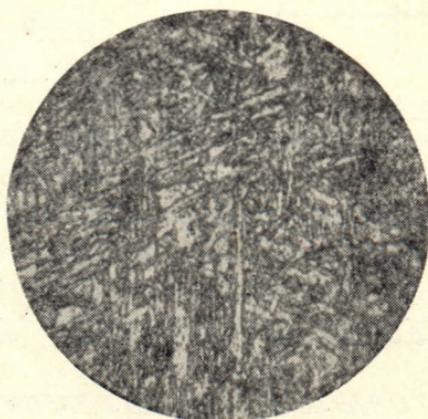
Fotomicrografía 7

FIGURA 5. — Variación de la estructura del acero templado y revenido a 550°C durante siguientes tiempos: fotomicrografía 6 - 15 minutos; fotomicrografía 7 - 30 minutos. Ataque nital 2%; original 400 ×.

En general, la precipitación, la transformación del carburo de transición en cementita, la esferoidización y el crecimiento de las partículas, se suceden superponiéndose parcialmente.

Este proceso de precipitación y crecimiento del carburo de hierro en el revenido de la martensita lo podemos apreciar si prestamos atención a las fotomicrografías 2-3-4.

Con mayor claridad, se pueden ver los esferoides de carburo de hierro, en las estructuras de martensitas revenidas representadas



Fotomicrografía 8

FIGURA 6. — Variación de la estructura del acero templado y revenido a 550°C durante 3 horas. — Ataque nital 2%; original 400 ×.

en las fotomicrografiás 6-7 y 8, correspondientes a tratamientos de 15 minutos, 30 minutos y 3 horas respectivamente, a 550°C.

C. — *Aptitud de Revenido*

5. — La esferoidización y crecimiento de la cementita a que nos hemos referido en el párrafo anterior depende, según Hollomon y Jaffe (2), de un parámetro de revenido.

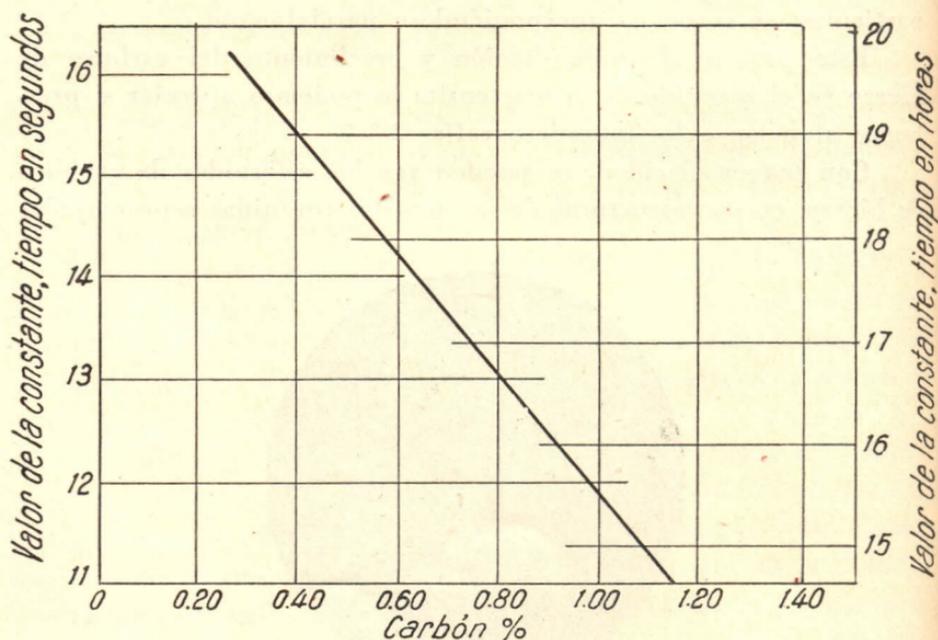
Ese parámetro es $M = T \cdot \log. (t/t_0) = T (c + \log. t)$ siendo:

T la temperatura de revenido en °K.

t el tiempo de revenido.

to una constante que depende del contenido en carbón del acero.

En esa relación empírica están comprendidas las dos variables del revenido: tiempo y temperatura, de modo de considerar simultáneamente la acción de ambas, sobre la dureza y resistencia resultante.



Variación de la constante del parámetro de revenido con el contenido en carbón, para aceros simples, templados totalmente.

De acuerdo a las experiencias de los citados investigadores la variación de la constante de revenido c con el contenido en carbón es lineal (Fig. 7). En el caso del acero que estudiamos se tiene $c = 18.1$, con el tiempo expresado en horas. Tenemos entonces:

CUADRO 1

N.º del Ejemplar	Temperatura o K	Tiempo horas	M	Dureza Rc (medida)
1 - 2 - 3	973	1	17600	9.3
4 - 5 - 6	823	1	14900	14.7
7 - 8 - 9	673	1	12200	27.1
10 - 11 - 12	573	1	10300	37.3
13 - 14 - 15	823	0.25	14400	20.3
16 - 17 - 18	823	0.50	14650	15.8
19 - 20 - 21	823	3	15300	12.7

La figura 8 representa la curva de aptitud de revenido construida con los valores indicados en el cuadro anterior. A cualquier proceso de revenido de un acero previamente templado, de la composición estudiada, le corresponderá un punto de esa curva; de ahí su gran interés industrial.

D. — Previsión de dureza

6. — Hollomon y Jaffe definieron también dos nuevos conceptos de indudable aplicación industrial: "dureza característica" y "diferencia de dureza".

La "diferencia de dureza" permite comparar los efectos de tratamientos térmicos sobre un mismo acero. Empíricamente relacionaron la diferencia de dureza en Rockwell C., con las variables del revenido, mediante la expresión aproximada:

$$Hd = 0.00216 T (19.5 + \log. t)$$

Válida principalmente para aceros que contengan de 0.15 a 0.45 % de carbón.

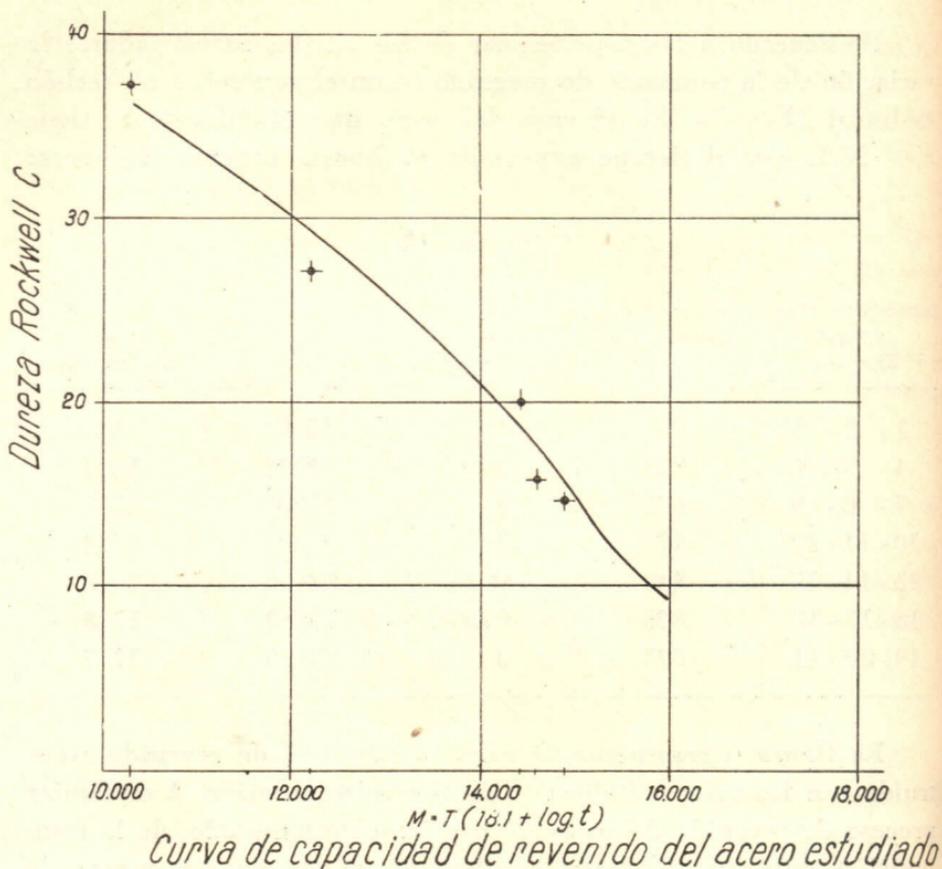


FIGURA 8.

La representación gráfica permite comparar fácilmente la diferencia entre las durezas obtenidas con dos ciclos de revenido; basta para ello situar en la figura 9 los puntos representativos de cada uno mediante sus coordenadas tiempo y temperatura de revenido y leer sobre las curvas de las diferencia de dureza los valores H_{d_1} y H_{d_2} que les corresponden. La diferencia de dureza resultante de los dos ciclos es:

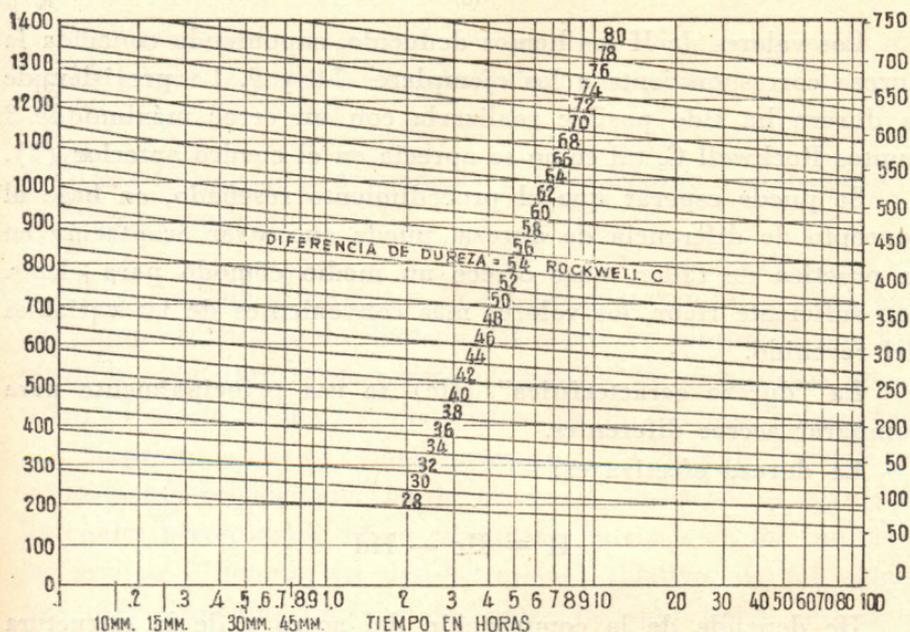
$$A = H_{d_1} - H_{d_2}$$

Y si se conoce la dureza H_1 (*) producida por uno de ellos, la suma algebraica:

$$H_2 = H_1 + A$$

nos da el valor de la dureza que produce el otro.

(*) H_1 representa la dureza real, no confundir con H_{d_1} .



Combinaciones tiempo temperatura que dan revenidos equivalentes principalmente para aceros conteniendo 0.15-0.45% de carbono: c = 19½; (Hollomon y Jaffe)

FIGURA 9.

Con las limitaciones debidas a la composición del acero que estudiamos, algo por encima del límite de utilización principal de la figura 9, hemos confeccionado el siguiente:

CUADRO 2

N.º de Ejemplar	Dureza Medida Rc	Variables del Revenido	Diferencia de dureza (Fig. 3)	$A = Hd \left\{ \begin{matrix} 7 - Hd_i \\ 8 \\ 9 \end{matrix} \right.$	Dureza efectiva a preveer (H)	Dureza Característica (Hc)
1- 2- 3	9.3	1 h — 700° C.	74.2	— 23.5	3.6	83.5
4- 5- 6	14.7	1 h — 550° C.	62.5	— 11.8	15.3	77.2
7- 8- 9	27.1	1 h — 400° C.	50.7	—	—	77.8
10-11-12	37.3	1 h — 300° C.	43.-	+ 7.7	34.8	80.3
13-14-15	20.3	15 m — 550° C.	60.5	— 9.8	17.3	80.8
16-17-18	15.8	30 m — 550° C.	61.2	— 10.5	16.6	77.-
19-20-21	12.7	3 h — 550° C.	63.5	— 12.8	14.3	76.2

Los valores de H los hemos deducido, suponiendo conocida la dureza correspondiente a los ejemplares 7-8 y 9. La previsión de la dureza ha sido posible realizarla con un error máximo de 3 puntos Rockwell C, tal como se aprecia en el cuadro anterior (*).

Se puede esperar que el procedimiento reseñado, en base al concepto de diferencia de dureza, pueda encontrar aceptación en la práctica de taller, pues ofrece un medio cómodo para elegir, con suficiente rigor, los valores más convenientes de las variables del revenido.

La "dureza característica" (H_c) se usa principalmente para comparar aceros diferentes.

La dureza efectiva es:

$$H = H_c - H_d$$

H_c depende de la composición del acero y de la estructura previa al revenido. Su determinación comprende los tratamientos de austenización y temple, de modo de obtener la estructura requerida, luego el revenido a temperaturas y durante tiempos convenientes y la medida de la dureza resultante H.

Agregando a este valor el correspondiente H_d , obtendremos de inmediato H_c .

Fijado el valor H_c para una composición y estructura dada, sustrayendo de ese valor la diferencia de dureza H_d que corresponde a un ciclo particular de revenido, se obtendrá la dureza efectiva resultante del ciclo de revenido considerado.

En el cuadro 2 hemos incluido los valores de la dureza característica del acero estudiado, a partir de las determinaciones directas y de las diferencias de durezas. No tomando en cuenta los ejemplares 1-2-3, la dureza característica del acero de la composición y estructura de temple considerado es 78.2 ± 2.6 Rc.

Waisman y Snyder (3) desarrollaron recientemente un método para predecir el efecto de ciclos de revenido complejos sobre la dureza de aceros templados.

El procedimiento consiste en dividir cualquier ciclo de revenido complicado, en una serie de pequeñas etapas isotérmicas e integrar los efectos de dureza producidos.

(*) No consideramos los ejemplares 1-2-3 que están en un caso límite de revenido.

Los resultados concuerdan con los obtenidos aplicando las relaciones generales propuestas por Hollomon y Jaffe.

E.— *Las Propiedades tensionales y las variables metalúrgicas en aceros revenidos*

7.— Durante el ensayo a la extensión trazamos los diagramas para apreciar el tipo de fluencia del acero. Se comprobó que solamente a temperaturas de revenido elevadas los ejemplares presentaban el efecto Piobert característico de la fluencia heterogénea.

Se presume que el comportamiento en la zona de fluencia está íntimamente relacionado con la presencia de carbón y nitrógeno, los cuales precipitando como carburos y nitruros en los límites de los granos, dificultan su desplazamiento relativo, de tal manera que esos elementos introducidos entre las superficies deslizantes, limitan la tensión requerida para el flujo plástico. Cuando la precipitación entre los granos disminuye, por dispersión del carburo dentro de sus masas, entonces son los granos mismos quienes ofrecen mayor resistencia al flujo que la provocada por el precipitado intergranular y en esas condiciones la fluencia se vuelve homogénea.

Dentro de este orden de ideas, se justificaría que a las altas temperaturas de revenido la fluencia se vuelva homogénea, en virtud de la tendencia a precipitar que tiene el carburo cuando la temperatura aumenta.

La resistencia a la extensión se relaciona también con la estructura.

Se ha encontrado que en aceros con resistencias a la fluencia moderadas y estructuras de martensita revenida, la relación $\frac{\text{resist. a la fluencia}}{\text{resist. a la extensión}}$ es mayor que las correspondientes a estructuras perlíticas o bainíticas de la misma resistencia.

Por otra parte, existe acuerdo en que la resistencia de fractura depende del tamaño de las inclusiones y de las partículas de carburo. En aceros martensíticos revenidos, las partículas de carburo aparecen como esferoides y es por lo tanto el tamaño de ellos quien afecta la tensión de fractura; en cambio, en aceros recocidos, el factor metalográfico a considerar es la mayor dimensión de las láminas de carburo de la perlita.

CUADRO 3

Variación de las propiedades mecánicas de ejemplares templados y luego revenidos a distintos tiempos y temperaturas.

Ejemplar	Temp. de revenido	Dureza Rock. C	Resist. a la extensión kg/mm. ²	Prom.	Diámetro inicial mm.	Diámetro final mm.	Reducción de área %	Prom. %	Alarg. %	Prom.
1	1 h. — 700°		65.5		9.81	6.65	54.1		30.-	
2	"	9.3	66.1	65.9	9.82	6.50	56.1	54.4	27.6	28.5
3	"		66.2		9.80	6.70	53.2		28.-	
4	550		66.7		9.87	5.55	68.4		24.6	
5	"	14.7	68.2	67.1	9.88	5.55	68.4	68.4	22.2	23.6
6	"		66.4		9.85	5.55	68.3		24.-	
7	400		87.4		9.92	6.15	61.5		20.1	
8	"	27.1	89.6	89.7	9.90	6.15	61.4	60.-	17.-	17.1
9	"		92.3		9.88	6.50	57.-		14.4	
10	300		97.		9.80	6.90	50.5		11.4	
11	"	37.3	102.5	98.6	9.80	7.05	48.3	47.2	10.6	12.4
12	"		96.5		9.75	6.35	43.9		15.2	
13	550 ² —15 m.		82.7		9.73	5.90	63.2		20.4	
14	"	20.3	80.3	80.7	9.75	6.05	66.2	63.8	18.2	21.1
15	"		79.2		9.80	5.80	65.-		24.6	
16	30 "		78.2		9.90	5.70	66.8		24.-	
17	"	15.8	78.1	78.2	9.80	5.60	67.4	67.4	20.6	21.9
18	"		78.4		9.91	5.60	68.-		21.-	
19	3 h.		70.3		9.93	6.20	58.3		24.6	
20	"	12.7	69.4	69.3	9.94	5.45	70.-	65.7	25.4	25.5
21	"		68.7		9.92	5.55	68.7		26.6	

El alargamiento porcentual o ductilidad, es función de la cantidad, tamaño y distribución de las inclusiones; y puesto que estos factores están relacionados con la dirección e importancia del tra-

bajo en caliente, la influencia de la metalurgia del acero sobre esta propiedad se hace evidente.

Los factores que influyen sobre la tensión de fractura afectan también la reducción en área y como ellos están representadas por las inclusiones, cuya distribución puede no ser regular dentro de una misma colada de acero, se justifica el carácter fuertemente

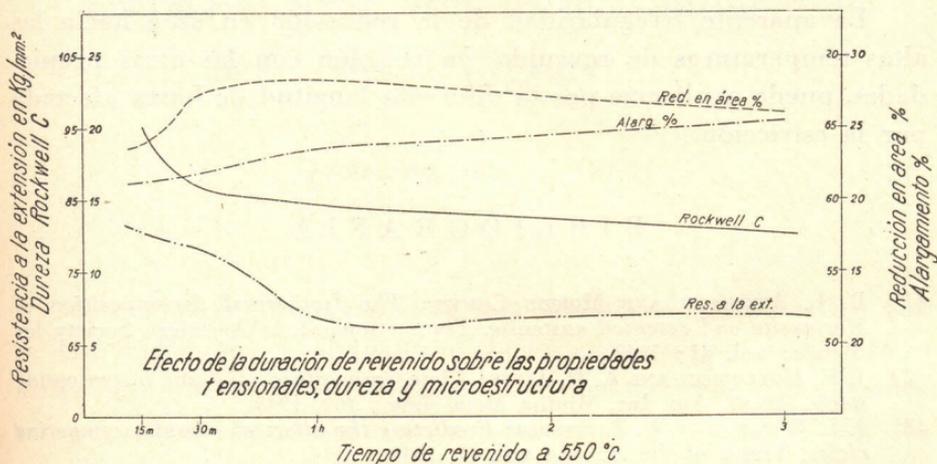


FIGURA 10.

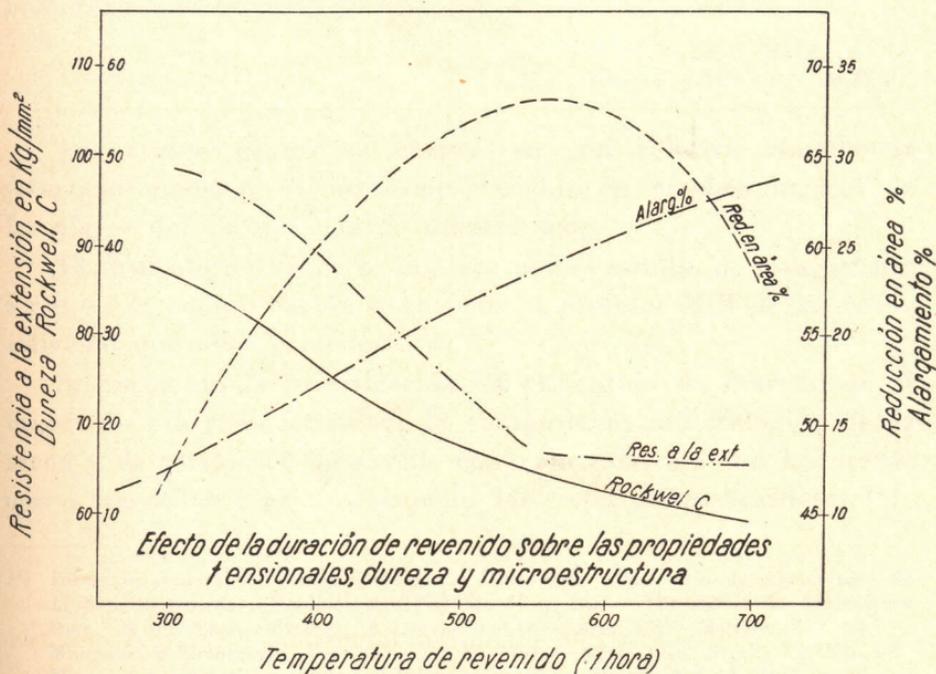


FIGURA 11.

variable de la reducción en área. De ahí su poco interés como elemento de apreciación de la calidad.

Con los valores indicados en el cuadro 3 hemos confeccionado las figuras 10 y 11, las cuales nos expresan la variación de las propiedades mecánicas con los tiempos y temperaturas de revenido.

La dureza, resistencia y ductilidad, guardan entre sí una relación lógica.

La aparente irregularidad de la reducción en área hacia las altas temperaturas de revenido, en relación con las otras propiedades, puede explicarse por la diferente longitud de barra afectada por la estricción.

BIBLIOGRAFIA

- (1) B. L. AVERBACH AND MORRIS COHEN; *The Isothermal decomposition of Martensite and retained austenite*. Transactions of the American Society for Metals; vol. 41; 1949.
- (2) J. H. HOLLOMON AND L. D. JAFFE; *Time-temperature relations in tempering steels*. Trans. Am. Ins. Mining Metal Eng.; 162, 1945.
- (3) J. L. WAISMAN Y W. T. SNYDER; *Predicting the effect of complex tempering cycles*. Trans. of the A.S.M.; vol. 41, 1949.