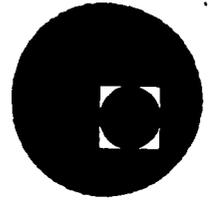




centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

Tema IV: Tratamientos Térmicos del Acero

Capítulo 4: Los Tratamientos Isotérmicos y Superficiales

Ing. José Pappaterra Caballero

junio-julio, 1978.

TRATAMIENTOS ISOTÉRMICOS DEL ACERO

13-1. DEFINICIÓN

Teóricamente, todo tratamiento térmico durante el cual se mantiene a temperatura constante la pieza tratada puede ser calificado de tratamiento *isotérmico*. Bajo este punto de vista, el revenido y los diferentes recocidos de un acero serían, pues, tratamientos isotérmicos.

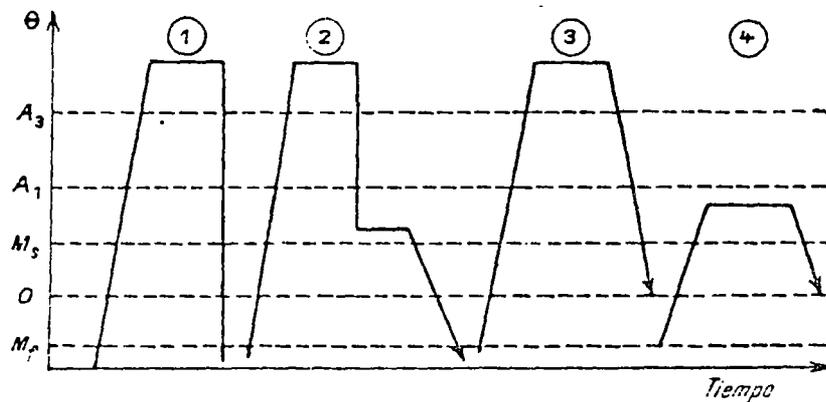


Fig. 13-1 — 1, temple ordinario; 2, temple diferido; 3, recocido; 4, revenido

Sin embargo, se reserva esta expresión para designar los tratamientos térmicos en los cuales el mantenimiento a temperatura constante θ_c se sitúa entre dos enfriamientos; el primero lleva, con mucha rapidez la pieza desde una temperatura θ (igual o superior a $A_1 + 50$) a una temperatura θ_c , comprendida entre los puntos A_1 y M_s ; el segundo, que no es necesariamente muy rápido, hace pasar la pieza desde la temperatura θ_c a una temperatura, elegida en función del resultado que se desee obtener, pero que, lo más corrientemente, es cercana a la temperatura ambiente.

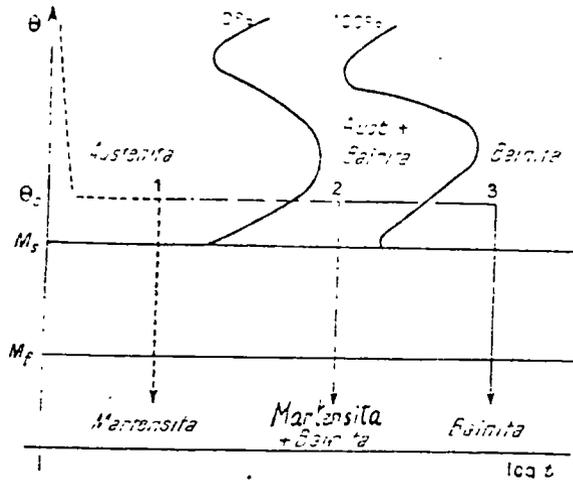
Estos tratamientos *isotérmicos* se presentan, pues, como un temple

que haya sufrido una interrupción durante el curso del enfriamiento: de aquí el nombre de *temple diferido* que se le ha dado, a veces.

La figura 13-1 muestra las diferencias de los cursos de las curvas representativas de un temple ordinario (1), de un temple diferido (2), de un recocido (3) y de un revenido (4).

13-2. INTERÉS GENERAL DE LOS TRATAMIENTOS ISOTÉRMICOS

El conocimiento de los diagramas *T. T. T.* permite efectuar los tratamientos isotérmicos con una precisión grande y obtener (para un acero dado) los componentes que poseen las características mecánicas más apropiadas a sus condiciones de empleo.



En efecto, haciendo variar la duración del mantenimiento isotérmico, el acero se puede llevar a θ_c en tres estados diferentes (figura 13-2):

- a) austenita pura (estado 1).
- b) austenita + bainita (estado 2),
- c) bainita (estado 3).

Un enfriamiento, de velocidad convenientemente elegida de acuerdo con la forma de las curvas, permitirá obtener:

- a) a partir del estado (1), *martensita* que presente un mínimo de esfuerzos mecánicos internos;
- b) a partir del estado (2), una mezcla de *martensita + bainita*.
- c) a partir del estado (3), *bainita*; se puede observar que, en este caso, la velocidad de enfriamiento puede ser cualquiera, puesto que la bainita no se transforma en el curso de la operación.

Cada una de estas estructuras corresponde a características mecánicas bien determinadas, de modo que cabe determinar, pues, para cada acero, la que permite acercarse más a las condiciones exigidas para una utilización dada.

13-3. PRINCIPALES TRATAMIENTOS ISOTÉRMICOS

1. Temple diferido martensítico. — Este tratamiento corresponde al caso n.º 1 de la figura 13-2. El acero se mantiene a una temperatura θ_c superior a M_s hasta la obtención del equilibrio térmico en toda la pieza. Se procede al enfriamiento antes del comienzo de la transformación bainítica y de manera que la curva de enfriamiento no encuentre la curva del comienzo de esta transformación. Finalmente, se obtiene una mezcla de martensita y austenita, o martensita pura, si la temperatura del final del enfriamiento es inferior a M_f .

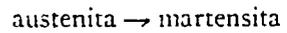
2. Temple diferido bainítico. — Este tratamiento corresponde al caso n.º 3 de la figura 13-2. Así se obtiene una estructura bainítica que presenta una gran resistencia al desgaste.

3. Recocido isotérmico. — Esta operación consiste en efectuar el mantenimiento isotérmico del acero a una temperatura θ_c un poco inferior a A_1 . A esta temperatura, la austenita se transforma integralmente en *perlita*, que se puede llevar, sin alteración, a la temperatura ordinaria, mediante un enfriamiento muy rápido.

Se obtiene, pues, un acero, el cual (teóricamente) se halla en el mismo estado que tendría de haber sufrido un temple directo, o bien de un *revenido* total a la temperatura θ_c . En realidad, para una dureza final igual, el tratamiento clásico temple-revenido conduce a una mejor resiliencia, pero presenta el gran inconveniente de ser más largo, de exigir más mano de obra y, por consiguiente, de ser más costoso.

13-4. ELIMINACIÓN DE LOS RIESGOS DE FISURAS POR TEMPLE DIFERIDO

Durante el curso de un temple ordinario, las velocidades de enfriamiento, desde la temperatura $A_3 + 50$ hasta la temperatura ambiente, relativas al exterior y al interior de la pieza, pueden ser muy diferentes. De aquí resulta que la transformación



está ya terminada en la periferia, cuando se está verificando aún en el centro de la pieza. Ahora bien, esta transformación se hace con un aumento de volumen, resultando que, en un lado y el otro de la zona que se halla en curso de transformación, el núcleo de la pieza y su periferia, están sometidos a fuerzas que engendran tensiones internas

(figura 13-4 a), y que pueden provocar, en determinados casos, la aparición de fisuras (Fig. 13-4 b).

En el caso de un temple diferido, los riesgos de fisuras quedan considerablemente disminuidos por las siguientes razones:

1.º El primer enfriamiento se efectúa por

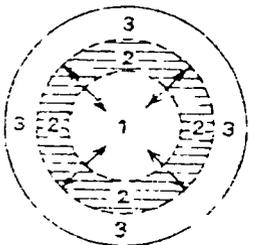
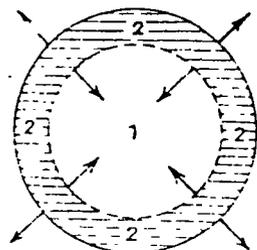


Fig. 13-4 a. — 1, zona no tratada por acción de la contracción; 2, formación de martensita; 3, zona transformada fría martensita.

encanta de la temperatura M_s y no está acompañado de ninguna transformación.

2.º El mantenimiento isotérmico a θ_c permite realizar generalmente el equilibrio

térmico de la pieza con bastante rapidez para que el segundo enfriamiento se pueda efectuar con suficiente lentitud (a causa de la forma de las Curvas T.T.T.) a fin de no provocar la aparición de esfuerzos mecánicos internos. Se observará, además, que este segundo enfriamiento sólo implica una caída de temperatura de 250º C, aproximadamente, en lugar de 800º C, como en el caso del temple directo.



Fig. 13-4 b. — Acero con 0,3% C templado a 900º C, en agua ($\times 100$) E. N. J. A. M. Paris).

TRATAMIENTOS DE SUPERFICIE

14-1. INTERÉS DE LOS TRATAMIENTOS DE SUPERFICIE

En numerosas aplicaciones de la construcción mecánica, una de las cualidades primordiales de una pieza de acero es su *homogeneidad*, de modo que este hecho nos ha conducido al estudio de las condiciones que permiten obtener piezas templadas homogéneas. El interés de los tratamientos de revenido y recocido se apoya, en gran parte, en la posibilidad que ofrecen de destruir las heterogeneidades que provienen de los tratamientos anteriores, heterogeneidades que provocan en la pieza la aparición de esfuerzos internos desfavorables.

Sin embargo, en determinados casos particulares, puede ser interesante conseguir piezas cuyo núcleo y periferia manifiesten propiedades diferentes; por ejemplo, sucede que la superficie de una pieza del acero presenta una gran dureza superficial sin que sea necesario que la totalidad de la pieza posea la misma dureza; hasta puede ser ventajoso que el núcleo de esa pieza posea, por el contrario, una gran resiliencia, incompatible con una dureza elevada.

De este modo se ha llegado a la realización de tratamientos cuyo objeto es crear heterogeneidades en una pieza inicialmente homogénea: los tratamientos llamados de *endurecimiento superficial* tienen como fin incrementar considerablemente la dureza de la periferia de una pieza sin modificar la de su centro. Entre estos tratamientos estudiaremos:

- a) el *temple superficial* que es esencialmente un *tratamiento térmico*;
- b) las *cementaciones* que por hacer intervenir la acción de elementos químicos extraños al acero, son, en realidad, *tratamientos termoquímicos*.

I. Temple superficial

14-2. GENERALIDADES

I. Objeto del tratamiento. — El temple superficial tiene como objeto realizar (en una profundidad de algunos milímetros) el *endureci-*

miento de la parte periférica de una pieza de acero con vistas al aumento de la resistencia al desgaste y —accesoriamente— la resistencia a la rotura, pero conservando en la parte interna de la pieza sus características mecánicas iniciales.

2. Principio. — Para llegar a este resultado, es necesario poder suministrar en un tiempo muy corto una cantidad importante de calor a la parte periférica de la pieza tratada, con el fin de llevar con mucha rapidez su temperatura mas allá del punto A_3 . Sigue inmediatamente un temple energético por aspersión o inmersión.

3. Modos operatorios. — Los dos principales procedimientos de temple superficial difieren por la manera cómo se realiza la elevación de la temperatura de la pieza. A este fin, cabe recurrir a:

- a) al calor desprendido por la combustión de un gas (temple con el soplete);
- b) al calentamiento de la pieza por corrientes inducidas (temple por inducción de alta frecuencia).

4. Resultados. — Después del tratamiento, la capa templada se halla sometida a una compresión, mientras que el alma de la pieza sufre una tensión. La zona superficial constituye una especie de vaina muy delgada de estructura martensítica, la cual, al actuar a modo de un zuncho, aprieta fuertemente el resto de la pieza, cuya estructura perlítica no ha variado.

14-3. TEMPLE CON SOPLETE

El calor necesario está suministrado por la combustión del acetileno en un soplete oxiacetilénico. (A veces se emplea el soplete de gas de aluminuro y oxígeno).

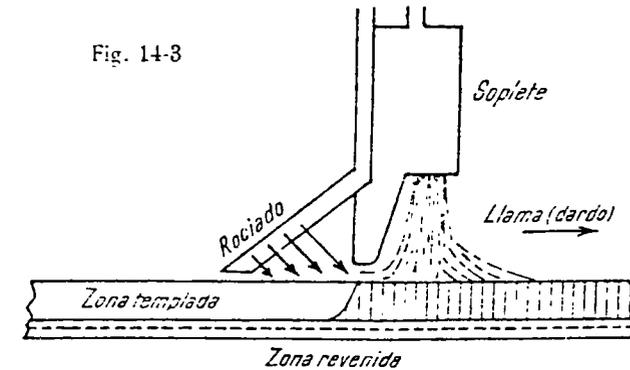
Se utilizan dos modos operatorios:

a) Se calienta la pieza en su totalidad mediante uno o varios sopletes; además, cuando se ha alcanzado la temperatura conveniente, el dispositivo de aspersión ocupa automáticamente el lugar ocupado por los sopletes. En ciertos casos, la pieza calentada descansa en un baño de temple y, automáticamente, se sitúa otra pieza delante del dispositivo de calentamiento.

b) Se utiliza (cuando la forma y las dimensiones de las piezas a tratar se prestan a ello) un bloque, animado de un movimiento de traslación (10 a 40 cm/min). Este bloque desfila por encima de la pieza que se mantiene inmóvil (o sometida, a veces, a una rotación), de modo que el temple prosigue de una manera continua en toda la longitud de la pieza (Fig. 14-3).

Aplicación. — Se tratan así aceros que contienen de 0,3 a 0,5 % de carbono (tipos XC 32 a XC 48) susceptibles de dar, después del temple, durezas Brinell que van de 450 a 650, que son inferiores a las de determinados aceros cementados o nitrurados, pero que se obtienen con mayor rapidez y a un precio más ventajoso. También se pueden

Fig. 14-3



utilizar aceros autotemplantes que se endurecen mediante simple enfriamiento al aire.

El temple con soplete se utiliza para templar engranajes, cilindros de laminadores, hileras de estirado, bancos de torno, etc.

14-4. TEMPLE SUPERFICIAL DESPUÉS DE UN CALENTAMIENTO POR INDUCCIÓN

1. Principio. — La pieza a templar se coloca en el campo de un inductor constituido por una o más espiras de cobre rojo recorridas por una corriente de alta frecuencia.

La pieza se calienta:

- a) a causa del fenómeno de histéresis debido al cambio de sentido del magnetismo en cada semiperiodo de la corriente;
- b) a causa de las corrientes alternas inducidas (corrientes de Foucault) que se localizan en una zona superficial cuya profundidad inversamente proporcional a la raíz cuadrada de la frecuencia, es pues tanto más reducida cuanto más elevada sea la frecuencia.

De modo que para un acero ordinario, a 800°C , las profundidades de penetración de las corrientes inducidas correspondientes a las frecuencias de 1 000, 100 000 y 400 000 periodos son respectivamente iguales a 16,7, 1,67 y 0,83 mm.

2. Realización práctica. — El *circuito inductor* está formado por solenoides tubulares enriados por circulación de agua y cuyo diseño queda impuesto por la forma y dimensiones de las piezas que se han de calentar. La corriente alterna se suministra, ya sea con alternadores de baja frecuencia (3 000 a 10 000 periodos), cuya potencia es del orden de 10³ kW, ya sea con generadores electrónicos de válvulas, comparables a los de las emisoras de radio.

La *pieza a calentar* se dispone en el centro del inductor; a veces esta animada de un movimiento de rotación para obtener una temperatura perfectamente uniforme. El temple se efectúa sin mover la pieza (estando fijadas las toberas de aspersión al chasis del inductor) o por cada de la pieza en una cuba situada debajo. En ciertos casos (ejes, vástagos) la pieza se hace correr con un movimiento uniforme a través del inductor y el temple se realiza de una manera continua, en la salida del inductor.

La *eficiencia* del calentamiento resulta ser muy reducida (de 1 a 5 %); la cantidad de calor suministrada por inducción puede llegar a ser 15 veces mayor que la cedida por un soplete oxiacetilénico.

3. Resultados. — Lo más corriente es tratar aceros que contienen aproximadamente 0,4 % de carbono (tipo NC 42), con un poco de manganeso. Las durezas obtenidas son del orden de 62 grados de dureza Rockwell, con $R = 105 \text{ kg/mm}^2$.

El temple superficial después del calentamiento por inducción tiene numerosas aplicaciones en la construcción de automóviles (rótulas de dirección, coronas de arranque, etc.).

4. Conclusión. — Las ventajas de este modo de endurecimiento son:

- a) una gran elasticidad de ejecución que permite realizar endurecimientos en espesores comprendidos entre 0,1 mm y 10 mm y mayores;
- b) un ritmo de producción muy elevado;
- c) una mecanización extremadamente reducida, después del tratamiento;
- d) la utilización de aceros de calidad corriente, menos caros que los aceros de cementación, pero como que el inductor ha de estar especialmente concebido de acuerdo con la forma de las piezas a tratar, este procedimiento sólo se puede aplicar a series de fabricación muy grandes.

II. Tratamientos termoquímicos

14-5. DEFINICIÓN

El temple, revenido y recocido son tratamientos térmicos en el sentido propio de este término; las modificaciones que aportan a las propiedades del acero se deben únicamente a la acción del calentamiento y el enfriamiento.

Otros tratamientos, como la *cementación*, la *nitruración* y la *carbónización* combinan la acción de un agente químico con la del calor: son *tratamientos termoquímicos*, todos tienden a aumentar la dureza superficial del acero.

14-6. CEMENTACIÓN

1. Principio. — El objeto de la cementación es obtener en la periferia de una pieza de acero dulce, una capa de gran dureza, cuyo espesor puede variar entre 0,2 mm y algunos centímetros.

Se sabe que la dureza y la resiliencia posteriores al temple de un acero ordinario dependen esencialmente del contenido de carbono.

De modo que para un acero puro y otro dulce ($\% \text{ C} = 0,1$), las durezas Brinell alcanzan respectivamente 700 y 180, mientras que las resiliencias correspondientes son 0 y 20.

El principio de la cementación es el de incorporar a la superficie de un acero dulce una cantidad suficiente de carbono para comunicarle las propiedades de un acero duro y, en particular, conferirle la aptitud para el *endurecimiento por temple*. Como que la composición del interior de la pieza no varía, se conservará en él la resiliencia característica de los aceros duros.

2. Enriquecimiento en carbono de la superficie de la pieza. — Para enriquecer en carbono la superficie de la pieza, se dispone en el seno de un medio susceptible de cederle carbono. Este medio puede ser sólido, líquido o gaseoso y lleva el nombre de *cemento*.

Ejemplos. — Cemento sólido de Caron (60 % de carbón de madera, 40 % de carbonato de bario).

— Cementos líquidos: Baños de sales fundidas (a base de cianuro y de carbonato de sodio, adicionados con cloruros de sodio, potasio y bario).

— Cementos gaseosos (gas natural, metano, gas del alumbrado, propano, etc.).

Cualquiera que sea el estado físico del cemento, se aporta el carbono al acero por medio de un gas (CO y CH_4) el cual, en contacto con el

hierro. se descompone dejando carbono en libertad, que se disuelve en el metal.

Ahora bien, el diagrama de equilibrio de las aleaciones hierro-carbono (Fig. 14-6 a) muestra que la solubilidad del carbono, prácticamente

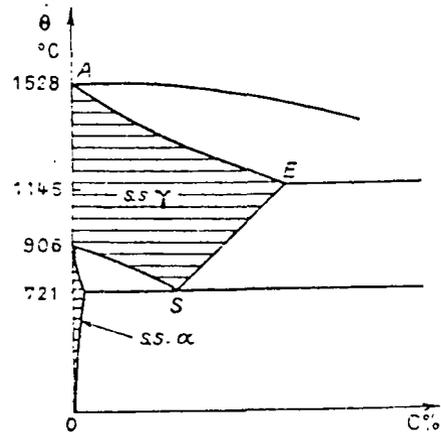


Fig. 14-6 a

nula en el hierro α , se hace relativamente grande en el hierro γ , pasando de 0.85 % a 721° C. a 1.7 % a 1145° C.; es pues necesario calentar por encima del punto de transformación $A_{1.3}$ del acero a cementar para que la operación sea posible.

Durante el curso de la cementación, el carbono se difunde desde la superficie de la pieza hacia su interior: esta difusión es tanto más marcada cuanto más elevada sea la temperatura y cuanto mayor sea la duración del tratamiento.

3 Resultados. — Una cementación se caracteriza:

- a) por el contenido de carbono en la vecindad inmediata de la superficie;
- b) por la profundidad a la cual se hace sentir el incremento del contenido de carbono.

La figura 14-6 b indica el curso de la curva contenido de carbono en función de la distancia a la superficie (temperatura de cementación: 950° C, contenido de carbono del acero tratado: 0.1 %). Al final de la cementación, un acero de esta clase se halla, pues, por entero, en el estado de *austenita*, cuyo contenido de carbono varía entre 0.9 y 0.1 %.

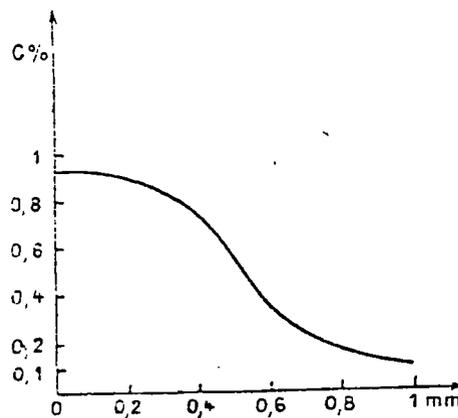


Fig. 14-6 b

Después del enfriamiento lento hasta la temperatura ordinaria, la periferia de la pieza queda formada únicamente por *perlita*; el centro es acero dulce con 0.1 % de carbono:

la capa cementada presenta, pues, en su espesor todos los matices del acero que corresponden a la variación del contenido de carbono de 0.9 a 0.1 % (Fig. 14-6 c).

Sin embargo, el calentamiento prolongado a temperatura elevada suele provocar un crecimiento considerable del grano del acero, lo cual hace que el interior de la pieza presente una gran fragilidad, a pesar de su reducido contenido de carbono.

Es, pues, necesario tratar el acero después de la cementación:

- a) para hacer desaparecer esta fragilidad del núcleo de la pieza;
- b) para aumentar al máximo la dureza de la capa superficial, rica en carbono.

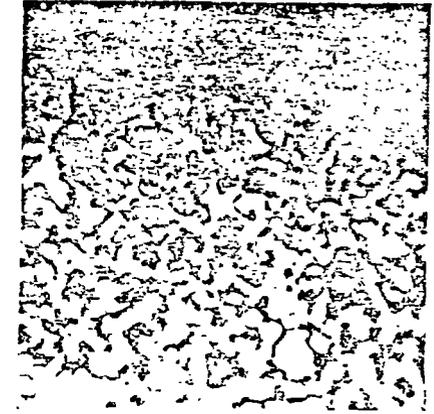


Fig. 14-6 c — Acero cementado, el contenido de carbono (perlita) disminuye hacia el centro ($\times 120$) (A).

4. Tratamiento después de la cementación. — El tratamiento más generalmente empleado para los aceros ordinarios comprende dos fases esenciales (Fig. 14-6 d).

1.º UN CALENTAMIENTO A 925° C. SEGUIDO DE TEMPLE (B). — Este calentamiento a 925° C constituye un recocido de regeneración y devuelve una dimensión normal al grano de acero.

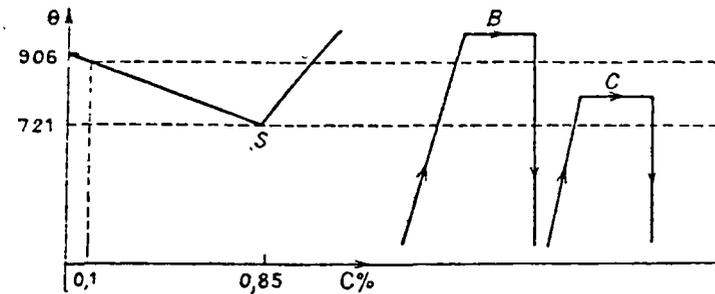


Fig. 14-6 d

El temple siguiente es conveniente por lo que se refiere al núcleo de la pieza cuyo contenido de carbono es débil; sin embargo, la temperatura de 925° C es bastante más elevada que lo necesario para templar correctamente la periferia que contiene 0.9 % de carbono aproximadamente.

2.º UN CALENTAMIENTO A 760° C SEGUIDO DE TEMPLE (C). — Este calentamiento a 760° C constituye un ligero recocido para el núcleo cuya resiliencia se encuentra mejorada.

El temple a partir de 760° C, sólo tiene efecto en la periferia, la cual, finalmente, se halla en estado de martensita y presenta una dureza óptima.

5. **Observaciones.** — 1) Si el grano del acero no aumenta durante la cementación propiamente dicha, a causa del mantenimiento prolongado a 925° C, se evitaría el recocido de regeneración. Esto es lo que se produce con los aceros de 3 % de níquel, porque la presencia de este elemento se opone a un crecimiento indeseable del grano. En estas condiciones, únicamente el temple de la película perlítica es necesario, de modo que se efectúa un temple al aceite, a partir de 760° C.

2) En el caso de los aceros ordinarios, a veces, se termina el tratamiento con un revenido a 150° C, pero únicamente si la eliminación de los esfuerzos de compresión superficial se considera necesario.

14-7. NITRURACIÓN

1. **Definición.** — La nitruración es un tratamiento que consiste en enriquecer en nitrógeno la zona superficial de una pieza de acero. Así resulta la formación de una zona periférica extremadamente delgada (espesor del orden de 1-10 mm) y cuya dureza Brinell puede alcanzar y pasar de 800.

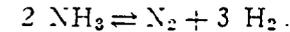
El crecimiento de la dureza obtenido se debe únicamente al aumento del contenido de nitrógeno del metal. La nitruración se distingue, pues, de la cementación por la ausencia de todo tratamiento térmico ulterior. En particular, no hay motivo para que a la nitruración siga un temple. Se trata aquí de un fenómeno químico netamente caracterizado.

2. **Enriquecimiento en nitrógeno de la superficie de la pieza.** En el caso de un acero ordinario al carbono, el enriquecimiento de nitrógeno de la superficie de la pieza se hace por disolución del nitrógeno en el hierro α ; la solubilidad del nitrógeno es máxima a 500° C, siendo entonces igual a 0.42 %. El nitrógeno en exceso se combina con el hierro para formar un nitruro FeN_2 que forma con la solución de nitrógeno en el hierro α un eutéctico del tipo perlita; pero, como que la dureza de este eutéctico no es superior a la de la perlita, no se le puede imputar el crecimiento de la dureza superficial del acero.

Este crecimiento de dureza se debe atribuir a la formación de nitruros de cromo y de aluminio, combinaciones estables a temperatura elevada ($\theta \cong 900^\circ C$) y que presentan una gran dureza. Estos nitruros, en forma de partículas muy finas, se insertan en la red cristalina del

acero deformándolo (de donde resulta el aumento de la dureza) al mismo tiempo que suprime toda posibilidad de deslizamiento en los granos.

3. **Práctica de la nitruración.** — Las piezas de acero se introducen en cubas llenas de gas amoníaco a la temperatura de 520-525° C. El nitrógeno resulta de la disociación parcial del amoníaco:



La duración de la operación varía entre 50 y 100 horas, a causa de la lentitud de las reacciones. Se obtienen espesores de nitruración que pueden llegar a 1.2 mm.

Los aceros tratados deben contener 0.3 % de carbono, como mínimo; de no ser así, la nitruración provocaría una fragilidad excesiva. Además, el acero ha de contener el cromo y el aluminio necesarios para la formación de nitruros de gran dureza. El acero clásico de nitruración:

$$\% C = 0.35; \quad \% Cr = 1.1; \quad \% Al = 1; \quad \% Mo = 0.2.$$

permite obtener durezas del orden de 800 a 1.200 Vickers, conservando al mismo tiempo en el núcleo de las piezas, buenas características mecánicas ($R = 100$, $E = 80$, $K = 10$). Los mejores resultados se obtienen en aceros templados previamente y llevados a la estructura sorbitica por revenido.

4. **Comparación entre nitruración y cementación.** — La nitruración permite obtener una mayor dureza superficial que la cementación, al mismo tiempo que una mejor resistencia al desgaste y a la corrosión. Además, el aumento de dureza obtenido se conserva en caliente.

Como que la nitruración se efectúa a una temperatura netamente inferior a la temperatura de transformación A_{C1} de los aceros, no son de temer las deformaciones de las piezas.

En el pasivo de la nitruración, cabe incluir el espesor extremadamente reducido de la capa nitrurada, la ausencia de transición entre la composición química de esta capa y la del resto de la pieza (mientras que esta transición existe en las piezas cementadas); y finalmente, es necesario mecanizar las piezas antes de la nitruración, siendo prácticamente imposibles los retoques después del endurecimiento.

14-8. CARBONITRURACIÓN

1. **Principio.** — La carbonitruración es un procedimiento de endurecimiento superficial del acero realizado en una atmósfera formada

por un gas reductor ($\text{CO} + \text{H}_2 + \text{N}_2$), amoníaco NH_3 y propano C_3H_8 a temperaturas comprendidas entre 590 y 900° C.

Por efecto de la temperatura hay, a la vez, enriquecimiento en nitrógeno y en carbono en la periferia de las piezas tratadas. El examen micrográfico de un acero carbonitrurado pone en evidencia la existencia de dos capas de composiciones diferentes.

a) una capa superficial (0.1 mm aprox.) enriquecida en nitrógeno y carbono.

b) una capa subyacente (0.4 mm aprox.) enriquecida en carbono únicamente. El núcleo de la pieza no se ha modificado.

El espesor total de las dos capas periféricas aumenta cuando se eleva la temperatura. Sin embargo, la importancia relativa de la capa superficial rica en nitrógeno es máxima para temperaturas del orden de los 500-600° C; más allá de los 850° C esta película desaparece prácticamente.

2. **Práctica de la carbonitruración.** — Hay que distinguir tres tipos de tratamiento, cuyas características se resumen en la siguiente tabla:

Carbonitruración	Espesor m.m.	Temperaturas	Tratamiento ulterior	Dureza Rockwell C
Ligera	0.02 — 0.04	550 — 800° C	Temple al aire	35/55
Media	0.05 — 0.09	750 — 900° C	Temple al aceite	57/63
Intensa	0.1 — 0.5	850° C después se mantiene a 550° C	Temple al agua	57/60

La carbonitruración se practica en aceros ordinarios o en aceros de cementación.

3. **Interés de la carbonitruración.** — La carbonitruración es esencialmente una cementación, porque el endurecimiento de la capa superficial se debe ante todo a la transformación *austenita* → *martensita* obtenida con el temple.

— La presencia del nitrógeno hace bajar notablemente los puntos de transformación: de modo que el punto A_1 (721° C) se puede llevar a 600° C. Cabe, pues, realizar la carbonitruración a temperaturas inferiores a las que exige la cementación, lo que evita el crecimiento del grano del acero y permite economías de combustible.

— Además, a causa de la reducida velocidad del temple de las austenitas ricas en nitrógeno, el temple al aceite siempre es posible, lo cual reduce los peligros de la aparición de fisuras y de deformación: el temple al aire es suficiente, a menudo.

— Finalmente, los aceros carbonitrurados presentan siempre (después del temple) una cierta cantidad de austenita residual susceptible de ser transformada en martensita, ya sea por un revenido a 300° C, ya sea por enfriamiento con aire líquido: resulta un aumento de la dureza del acero (endurecimiento secundario).

14-9. CIANURACIÓN

1. **Principio.** — El acero a tratar se mantiene a 800° C en un baño líquido formado por cloruro, carbonato y cianuro de sodio. El cianuro de sodio (NaCN) se oxida en contacto con el aire y se descompone por efecto de la temperatura produciendo un desprendimiento de nitrógeno y de óxido de carbono.

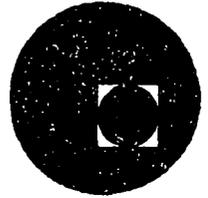
El nitrógeno se combina con el hierro para formar el nitruro de hierro Fe_3N . El óxido de carbono CO produce una carburación del metal.

La cianuración dura una hora y media aproximadamente; después, el acero se somete a un tratamiento ulterior como en el caso de un acero cementado, pero teniendo en cuenta el hecho de que la presencia del nitrógeno rebaja la temperatura de aparición de la martensita y reduce la velocidad crítica del temple del acero.

2. **Práctica de la cianuración.** — Desde hace unos veinte años, se tiende a sustituir este procedimiento, que ya es antiguo, por la carbonitruración.



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

Tema V: Aceros Especiales

Capítulo I: Aceros para Herramienta: Producción Nacional

Ing. José Pappaterra Caballero

Junio-Julio, 1978.

Aplicaciones de

Nota: (Los numeros que aparecen entre

USO	ACEROS ALTA VELOCIDAD SERIES (AISI T y M)	ACEROS PARA TRABAJO EN CALIENTE al Tungsteno y Molibdeno (AISI H-14 al H-1J)	ACEROS PARA TRABAJO EN CALIENTE 5% Cromo (AISI H-10 al H-13)
CORTE	Buriles (65-69) Cortadores para fresadoras (64-67) Brocas Machuelos y Rimas (63-66) Creadores (64-67) Herramientas brochadoras (64-67) Hojas de segueta (62-67) Herramientas para trabajar maderas (62-66)		
FORJA (en caliente)	Punzones y matrices para formar en caliente (56-60)	Dados para forja en Prensa y Martinete (48-55) Dados para cabecear y formar en caliente (48-53) Dados para prensar en caliente (50-53) Dados para embutir en caliente (52-55)	Dados para prensas y martinetes (46-54) (Contracción limitada). Dados para formar y cabecear en caliente (46-50) Dados para prensar en caliente (48-52)
EXTRUSION (en caliente)		Dados, camisas, blocks postizos, mandriles (38-44). (Para la extrusion de latón y acero)	Dados y blocks (para extrusion de aluminio) (45-52) Blocks y mandriles para extrusion del latón (42-50) Vastagos y camisas (46-50)
FUNDICION A PRESION		Dados para fundición a presión (40-44) (latón)	Moldes para la fundición a presión de aluminio, manganeso y zinc (42-48) Moldes para plasticos (48-51)
CORTAR PUNZONAR TROQUELAR RANURAR	Troqueles (60-64) Punzones (62-63) Sierras circulares para ranurar metales (62-63) Dados para cortar (62-64)	Punzones para agujerear en caliente (48-53) Cuchillas para corte en caliente (52-58)	Cuchillas para corte en caliente (46-52)
FORMAR EN FRIO CABECEAR EXTRUSION EMBUTIDO PROFUNDO ESTIRAR	Dados para compactar polvos metálicos (64-67) Punzones para extrusion en frio (63-65) Dados para rolar cuerdas (62-66) Roles para molinos tipo Z (65-70)		Cubiertas para dados de extrusion en frio (46-53) Dados para formar (esquinas agudas) (48-54)
GOLPEAR			
ESTRUCTURAL	Rodamientos de bolas y de rodillos (59-62)		Cuerpos para herramientas de carburo (48-52) Componentes estructurales de alta resistencia (48-54)

Aceros Especiales

parentesis indican la dureza de trabajo)

ACEROS PARA DADOS - ALTO CROMO - ALTO CARBONO (Serie D de AISI)	ACEROS DE TEMPLE AL AIRE Y AL ACEITE PARA DADOS (SERIES AISI A y O)	ACEROS RESISTENTES A LOS CHOQUES (IMPACTOS) (SERIE S DE AISI)	ACEROS AL CARBONO Y DE BAJA ALEACION (SERIES AISI P, L, F Y W)
			Series F y W Herramientas para grabar (65-67) Brocas, machuelos y rimas (62-66) Hojas de seguetas (63-67) Herramientas para ranurar y centros para torno (64-67)
		Dados para formar y cabecear en caliente (buterolas) (45-50) Suajes para trabajo en caliente (53-55)	
	Moldes para plásticos (58-60)		Serie P Moldes para fundición a presión (32-38) (Plomo y zinc) Moldes para plásticos (32-60)
Punzones (corte en frío) (60-63) Dados para recortar 59-60) Troqueles para cortar y formar (60-63) Cuchillas para cortar en frío lámina delgada (60-62) Cortadores delgados para ranurar (60-62)	Punzones (corte en frío) (59-63) Dados para recortar en frío (58-62) Troqueles para cortar y formar (60-63). Cuchillas para cortar en frío (59-62) Cortadores delgados para ranurar (60-62)	Punzones sacabocados (59-60) Punzones para trabajo severo (56-60) Dados para recortar en caliente (52-55) Cuchillas para corte en frío (57-60) y en caliente (48-52) Cortadores para tubos (58-60) Pasadores de golpe (56-60)	Series L y W Dados para recortar en frío (58-60) Dados para troquelar y formar (57-63) de corta duración Cuchillas para cortar en frío (59-60)
Dados para compactar polvos metálicos (64-66) insertos para dados de extrusión en frío (56-65) Dados para formado y embutido profundo (58-66) Dados para rolar cuerdas (60-63) Roles para formar (58-63) Dados y roles para bruñir (62-64). Dados para estirar barras y alambre (62-64)	Dados para enderezar y doblar (58-60) Dados para formar y embutido profundo (58-66) Dados para rolar cuerdas (60-62). Roles para formar (60-63)		Series L y W Dados para cabecear en frío (56-62) Dados para formar corta duración (58-66) Roles y matrices para realzar (58-65)
		Herramientas neumáticas (54-58) Cinceles (56-60) Suajes para trabajo en frío (60-62) Herramientas para pailería y calderería (53-56)	Serie W Cinceles de mano (56-60) Martillos (58-60) Herramientas para remachar en frío y Recalcar (40-45)
Calibradores (62-66) Partes sujetas a desgaste.	Calibradores 63-67) Bushings (62-64) Arboles Partes de máquinas herramientas (50-65)	Zancos para herramientas de carburo (52-60) Boquillas (42-60) Desarmadores chicos (54-58)	Series L y W Calibradores o galgas (63-69) Mordazas para chuck (55-58)

(Tipo AISI M-2)

Sidena M-2

Color de Distinción: MORADO

CARACTERISTICAS

Acero de Alta Velocidad al tungsteno - molibdeno posee excelente resistencia al desgaste, buena elasticidad y recocido para su fácil maquinado.

Tiene un amplio rango de temple y puede ser tratado térmicamente sin requerir precauciones especiales para la prevención de descarbonización tal como es necesario para otros tipos de aceros al molibdeno.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

Precalear a 750°-810°C (1382°-1490°F) hasta que todo el material se encuentre a esta temperatura. Calentar rápidamente hasta el rango de forja, entre 1121°-926°C (2050°-1700°F). Enfriar muy lentamente las piezas forjadas en horno de enfriamiento o cubriendo con cal, cenizas u otro medio aislante.

RECOCIDO:

Calentar lentamente el acero hasta 843°-871°C (1550°-1600°F) y enfriar muy lentamente dentro del horno.

TEMPLADO:

Precalear a 760°-815°C (1400°-1500°F), pasar rápidamente a una temperatura de 1176°-1232°C (2150°-2250°F) y enfriar en aceite. Para obtener la máxima dureza, enfriar al aire o en baño de sales a 537°-593°C (1000°-1100°F).

Para cualquiera de estos procedimientos, deberá enfriarse hasta 93°C (200°F) antes de revenir, para asegurar que la operación de revenido sea completamente efectiva.

REVENIDO:

Utilizar temperaturas comprendidas en el rango 537°-648°C (1000°-1200°F) para revenir a la dureza deseada.

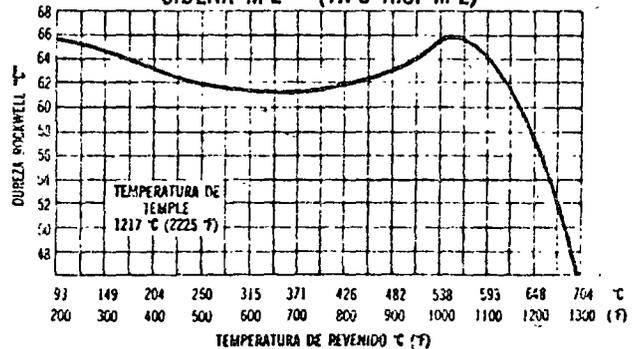
Recomendamos invariablemente dos revenidos.

ANALISIS

Elemento	Típico	Límites	
Carbono84 %	.82 —	.86 %
Silicio30	.20 —	.40
Manganeso25	.20 —	.30
Azufre00	.03	Máximo
Fósforo00	.03	Máximo
Tungsteno	6.35	6.00 —	6.75
Cromo	4.20	3.90 —	4.40
Vanadio	1.00	1.75 —	2.05
Molibdeno	5.00	4.75 —	5.25
Tipo Bajo Carbono		.65 — .70 %	
Tipo Alto Carbono		.95 — 1.00	

CURVA DE REVENIDO

SIDENA M-2 (TIPO AISI M-2)



APLICACIONES

Acero de alta velocidad para usos generales. Sidena M-2 da resultados altamente satisfacto-

rios en una amplia variedad de herramientas y aplicaciones. Lo recomendamos para:

Machuelos
Peines para roscar
Rima
Cortadores
Brocas para cañones
Brocas

Cabeceadores de Clavos
Cortadores para
Fresadora
Sierras Circulares
Herramientas para Grabar
Roles

Herramientas para Brochar
Creadores
Herramientas de Forma
Punzones
Herramientas para
Torno y Cepillo

Herramientas para
Bruñido de Ejes
Cortadores para
Ranurar
Hojas para Sierra
Oscilante

Sidena M-7

Color de Distinción: ROJO - MORADO

CARACTERISTICAS

Acero de alta velocidad al molibdeno. Su contenido de tungsteno, cromo y molibdeno es similar al del tipo M-1 pero con carbono y vanadio más altos. El aumento del contenido de estos elementos incrementa la eficiencia en el corte de metales con este acero, sin reducir la elasticidad. El tipo M-7 tiene más tendencia a la descarburización, pero utilizando baños de sales o bien hornos de atmósfera controlada, este problema puede ser eliminado.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

Calentar el acero a una temperatura entre 1063° 926°C (1950° - 1700°F) y enfriar las piezas forjadas lentamente en cenizas, cal u otro material aislante.

RECOCIDO:

Calentar lenta y uniformemente el acero a 828° 856°C (1525° - 1575°F) y enfriar lentamente dentro del horno, evitando en lo posible toda descarburización mediante la utilización de un recipiente sellado.

TEMPLADO:

Precalentar a 815° - 898°C (1500° - 1650°F) y pasar rápidamente a 1177° - 1217°C (2150° - 2225°F); enfriar rápidamente en aceite o en sales fundidas a 538° - 606°C (1000° - 1125°F).

Para templar en horno de sales calentar a 1189°C (2175°F).

Para templar en hornos de atmósfera controlada calentar a 1204°C (2200°F).

Es importante ajustarse a las temperaturas arriba indicadas, de acuerdo a las características de su equipo, para obtener los mejores resultados.

REVENIDO:

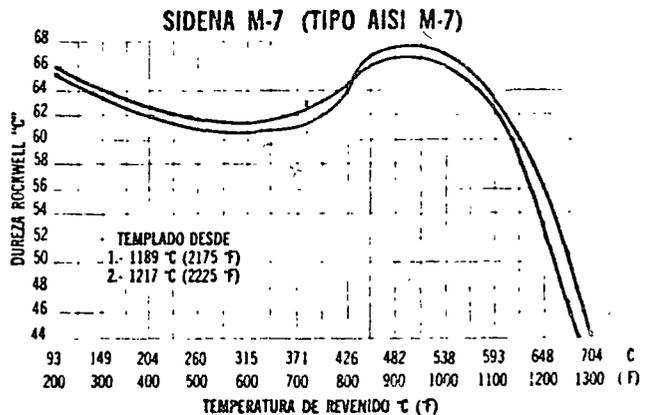
Para máxima dureza, calentar a 538° - 648°C (1000° - 1200°F).

Recomendamos en todos los casos un doble revenido para obtener los mejores resultados.

ANALISIS

Elemento	Típico	Límites
CARBONO99%	.96 - 1.02%
SILICIO25	.20 - .30
MANGANESO25	.20 - .30
AZUFRE00	.03 Máximo
FOSFORO00	.03 Máximo
TUNGSTENO	1.75	1.50 - 2.00
CROMO	3.75	3.50 - 4.00
VANADIO	2.05	1.90 - 2.20
MOLIBDENO	8.75	8.40 - 9.10

CURVA DE REVENIDO



APLICACIONES

A continuación proporcionamos una lista de sus aplicaciones más comunes:

Brocas

Cortadores para fresadoras

Dados para rolar cuerdas

Rimas

Peines para roscar

Matrices para troquelar

Hojas para cizallar

Cortadores de forma

Machuelos

Creadores

Herramientas para torno

Herramientas para cepillos

Punzones

ACEROS DE ALTA VELOCIDAD
(Tipo AISI M-33)

Sidena M-33

Color de Distinción: ROJO - BLANCO - ROJO

CARACTERISTICAS

Acero de alta velocidad al molibdeno - cobalto. El molibdeno en el acero Sidena M-33 está aleado en mayor cantidad, substituyendo total o parcialmente al tungsteno.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

Precalear el acero muy lentamente hasta 760°C (1400°F), pasar rápidamente a la temperatura de forja de 1121°C (2050°F) dejando de forjar a 926°C (1700°F); después de forjar, enfriar la herramienta lentamente en aire tranquilo, cuidando que no entre en contacto con la humedad o corrientes de aire. Recocer siempre después de forjar.

RECOCIDO:

Es preferible el recocido en caja sellada, usando cenizas secas, mica, cal, etc., y una pequeña parte de carbón vegetal (8 partes de las primeras por 1 de la última). Recocer a 871° - 898°C (1600° - 1650°F) y una vez alcanzada esta temperatura, enfriar lentamente dentro del horno. La dureza brinell resultante no deberá exceder de 255.

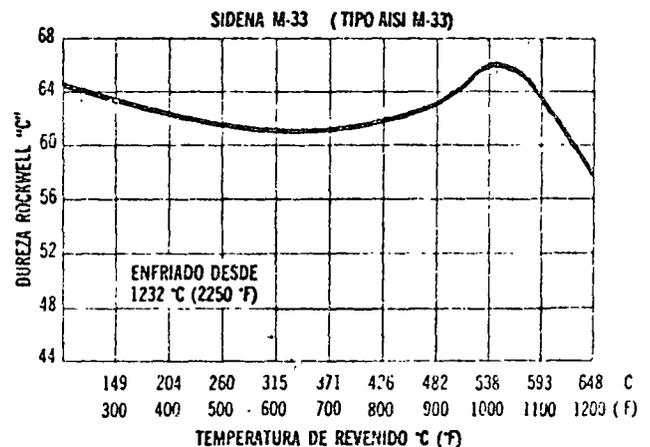
TEMPLADO:

Precalear lentamente a 815° - 842°C (1500° - 1550°F) y pasar rápidamente a 1204° - 1232°C (2200° - 2250°F). Enfriar en aceite, plomo fundido, baño de sales o aire seco. Si se enfría al aceite, éste deberá estar caliente y una vez apagada la herramienta, dejarla enfriar al aire tranquilo. Si hay secciones pequeñas no permitir su enfriamiento hasta la temperatura ambiente, únicamente hasta los 93°C (200°F) tocándola, a ésta temperatura iniciar el revenido.

ANALISIS

Elemento	Típico	Limites
CARBONO90%	.85 - .95%
SILICIO25	.10 - .40
MANGANESO25	.10 - .40
AZUFRE00	.03 Máximo
FOSFORO00	.03 Máximo
TUNGSTENO	1.50	1.30 - 1.70
CROMO	3.75	3.50 - 4.00
VANADIO	1.15	1.00 - 1.30
MOLIBDENO	9.50	9.25 - 9.75
COBALTO	8.00	7.75 - 8.25

CURVA DE REVENIDO



REVENIDO:

A la dureza deseada entre 538° - 593°C (1000° - 1100°F) durante 2 horas, para obtener una dureza entre 65-60 Rc.

APLICACIONES

Especialmente recomendado para:

- Brocas
- Machuelos
- Cortadores para fresadoras
- Matrices para punzonar
- Herramientas brochadoras

Sidena T-1

Color de Distinción: ROJO

CARACTERISTICAS

Acero de alta velocidad al tungsteno, tipo 18-4-1. Favorito de la industria para propósitos generales.

Tiene alta capacidad de corte a elevada temperatura y excelente resistencia a la abrasión y al desgaste.

Fácil de maquinar y tratar térmicamente, cubre la gran mayoría de las operaciones de corte.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

Calentar lenta y uniformemente hasta la temperatura de forja comprendida entre 1121° - 926°C (2050° - 1700°F). El enfriamiento debe ser lento en un lecho de carbón, cenizas o cal.

NORMALIZADO:

No se recomienda.

RECOCIDO:

Calentar el acero a 871° - 898°C (1600° - 1650°F). Si se carece de atmósfera controlada, recomendamos llevarlo a cabo con la pieza colocada en una caja que contenga virutas de fundición gris.

TEMPLADO:

Precalear el acero a 815° - 898°C (1500° - 1650 F) después con relativa rapidez pasar a una temperatura de 1204° - 1300°C (2200° - 2375°F). Si se utiliza horno de sales, es recomendable una temperatura de 1260° - 1277°C (2300° - 2330°F) y para hornos de mufla 1288° - 1299°C (2350° - 2370°F).

REVENIDO:

Inmediatamente después del temple, revenir a 538° - 648°C (1000° - 1200°F).

Recomendamos dos revenidos invariablemente.

ANALISIS

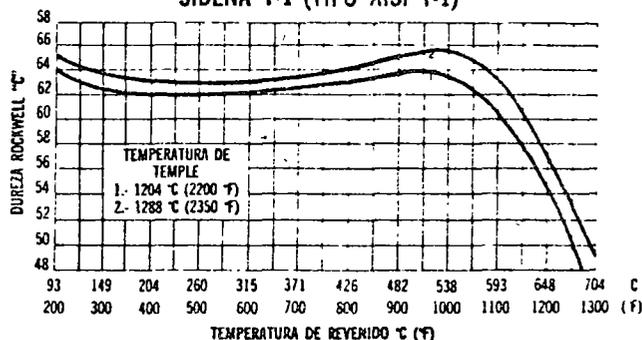
Elemento	Típico	Límites
CARBONO	ver temper.	ver temper.
SILICIO32%	.25 - .40%
MANGANESO20	.10 - .30
AZUFRE00	.03 Máximo
FOSFORO00	.03 Máximo
TUNGSTENO	18.00	17.50 - 18.50
CROMO	4.00	3.75 - 4.25
VANADIO	1.00	.95 - 1.10

TEMPER (Rangos para el Carbono)

J50 - .55%	O66 - .70%
L56 - .60	P71 - .75
M61 - .65	H76 - .80

NOTA: Normalmente se proporciona con un contenido de carbono de .71 - .75%

CURVA DE REVENIDO SIDENA T-1 (TIPO AISI T-1)



APLICACIONES

A continuación se indican algunas de las aplicaciones generales de este acero:

Navajas para trabajar madera
Herramientas cortantes para usos diversos
Herramientas brochadoras
Cortadores para fresadoras
Brocas para cañones
Punzones y matrices para formar en caliente
Creadores de engranes
Matrices y dados para laminación

Resortes que trabajan a elevada temperatura
Centros de tornos
Peines para roscadoras
Dados para formar vidrio
Terrajas y machuelos para roscar
Brocas helicoidales
Buriles para picar limas
Herramientas cortantes de formas complicadas.

Buriles especiales para torno y cepillo

Q ACEROS DE ALTA VELOCIDAD
(Tipo AISI T-5)

Sidena T-5

Color de Distinción: BLANCO - NEGRO - NARANJA

CARACTERISTICAS

Acero con 18% de tungsteno, 4% de cromo y 2% de vanadio (18-4-2) con 9% de cobalto aproximadamente. Combina el aumento de la resistencia al desgaste resultante del alto contenido de carbono y vanadio, con una "dureza al rojo" muy alta resultante del contenido de cobalto. (9%)

Apto para el corte de materiales relativamente duros que dan rebabas cortas y discontinuas, como el hierro gris y ciertos materiales no ferrosos, el alto grado de "Dureza al Rojo" permite cortar a mayores velocidades y avances que la mayoría de los aceros de alta velocidad.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

Precalentar lenta y uniformemente a una temperatura dentro del rango de 704° - 760°C (1300° - 1400°F) pasar finalmente a una temperatura entre 1149° - 981°C (2100° - 1800°F) y enfriar muy lentamente en horno, cenizas u otro material aislante.

RECOCIDO:

Al abrigo del aire, en caja con rebaba de hierro gris, arena o mica, calentar el material a una temperatura en el rango de 898° - 926°C (1650° - 1700°F) enfriar lentamente dentro del horno a razón de 10°C (50°F) por hora hasta alcanzar los 648°C (1200°F), después enfriar más rápidamente.

TEMPLADO:

Calentar lenta y uniformemente a una temperatura de 815° - 842°C (1500° - 1550°F) y pasar rápidamente a 1272° - 1300°C (2325° - 2375°F). Una buena temperatura es 1288°C (2350°F). Enfriar al aceite.

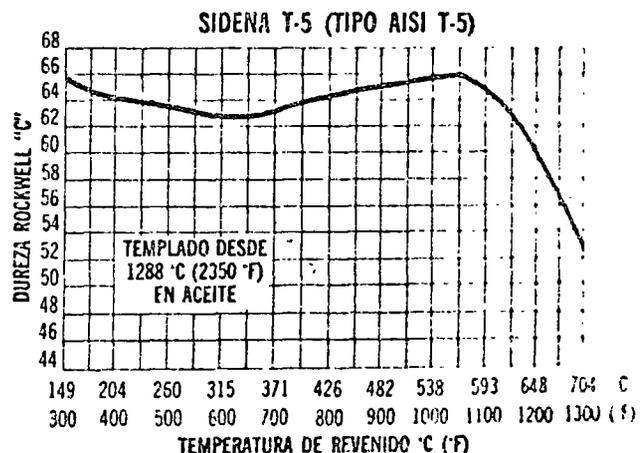
REVENIDO:

A la dureza deseada entre 538° - 648°C (1000° - 1200°F).

ANALISIS

Elemento	Típico	Limites
CARBONO78%	.76 - .80%
SILICIO30	.20 - .40
MANGANESO25	.20 - .30
AZUFRE00	.03 Máximo
FOSFORO00	.03 Máximo
TUNGSTENO	18.50	18.00 - 19.00
CROMO	4.25	4.00 - 4.50
VANADIO	1.85	1.80 - 1.90
COBALTO	8.75	8.50 - 9.00
MOLIBDENO75	.50 - 1.00

CURVA DE REVENIDO



APLICACIONES

Como el acero Sidena T-5 combina buena resistencia a la abrasión y "Alta Dureza al Rojo", es especialmente valioso para la fabricación de herramientas cortantes de materiales duros, escamosos y arenosos (Brutos de fundición).

Es ampliamente usado para buriles para torno, cepillos de mesa y de codo, etc. Así como otras muchas herramientas cortantes. Sidena T-5 es el clásico acero de alta velocidad y alta producción en condiciones severas.

Sidena T-15

Color de Distinción: ROJO - ALUMINIO

CARACTERISTICAS

Este acero posee alta dureza, la más alta dureza al rojo y la más alta resistencia al desgaste y eficiencia al corte, que cualquiera otro tipo de acero de alta velocidad. Puede ser usado a velocidades entre 15% y 100% más altas que las normalmente usadas con otros aceros y numerosas pruebas han demostrado que la vida de las herramientas es 5 a 10 veces mayor con este acero.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

Forja satisfactoriamente dentro del rango comprendido entre 1149° - 981°C (2100° - 1800°F). Es recomendable precalentar a 760° - 787°C .. (1400° - 1450°F).

RECOCIDO:

La temperatura de recocido está en 871° - 898°C (1600° - 1650°F). Enfriar lentamente dentro del horno a razón de 10°C (50°F) por hora para obtener una dureza de 241 brinell o menor. Por debajo de 538°C (1000°F) el acero puede ser enfriado más rápidamente.

TEMPLADO:

Precalentar a 787° - 842°C (1450° - 1550°F), enseguida pasar a 1232° - 1260°C (2250° - 2300°F) y después enfriar al aire o al aceite.

REVENIDO:

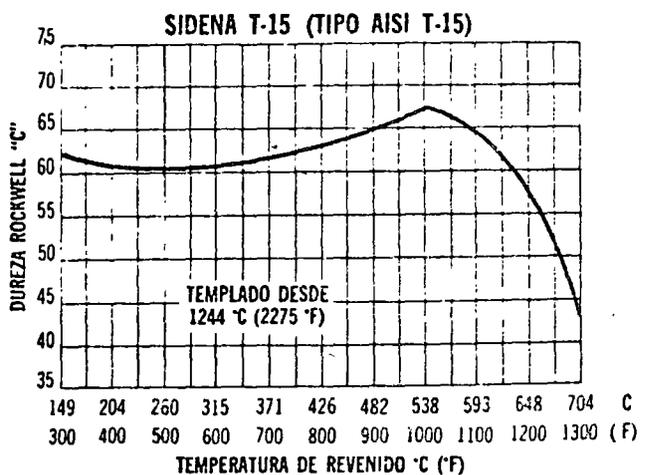
A la dureza deseada, entre 538° - 648°C (1000° - 1200°F). Recomendamos invariablemente dos revenidos.

La gráfica da una idea de las durezas que se obtienen a distintas temperaturas de templado y revenido.

ANALISIS

Elemento	Típico	Límites
CARBONO	1.57%	1.55 - 1.60%
SILICIO25	.15 - .35
MANGANESO25	.15 - .35
AZUFRE00	.03 Máximo
FOSFORO00	.03 Máximo
TUNGSTENO	12.50	12.00 - 13.00
CROMO	4.75	4.50 - 5.00
VANADIO	5.00	4.75 - 5.25
COBALTO	5.00	4.75 - 5.25

CURVA DE REVENIDO



APLICACIONES

Especial para toda aplicación que implique desgaste y altas temperaturas de corte.

Se recomienda para herramientas tales como:

Troqueles para alta producción
Brocas
Cortadores para fresadoras
Herramienta de forma
Herramientas para torno

Navajas para cortar madera
Creadores
Herramientas para cepillo
Punzones
Dados para troquelear tuercas

○ ACEROS PARA TRABAJO EN CALIENTE
 (Tipo AISI H-11)
 (Tipo AISI H-12)

Sidena H-11

Color de Distinción: CAFE - AMARILLO

Sidena H-12

Color de Distinción: ROJO - NARANJA

CARACTERISTICAS

Aceros desarrollados originalmente para la industria del aluminio en el campo de la fundición a presión. Son aceros autotemplantes (templan al aire) de una relativamente baja temperatura sin descaburarse excesivamente.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

Principiar a forjar a 1036° - 1093°C (1900° - 2000 F) y dejar de forjar a una temperatura de 871°C - (1600°F).

NORMALIZADO:

No se recomienda.

RECOCIDO:

Calentar a 815° - 842°C (1500° - 1550°F).

TEMPLADO:

Precalentar a 760° - 815°C (1400° - 1500°F) elevar la temperatura a 981° - 1036°C (1800° - 1900 F) enfriar al aire.

REVENIDO:

Calentar entre 482° - 620°C (900° - 1150°F) se recomienda doble o triple revenido.

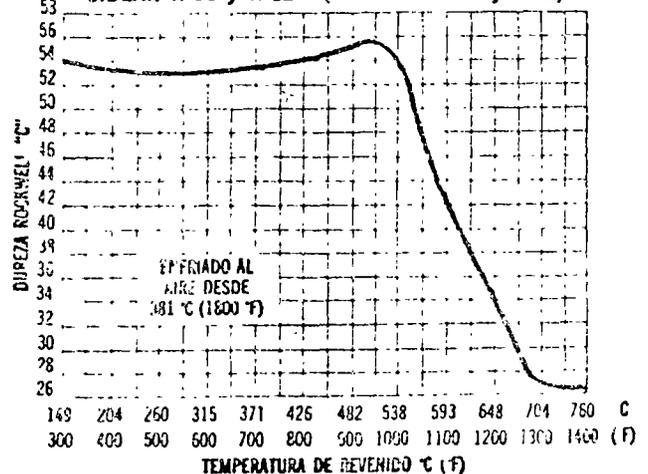
SIDENA H-11 ANALISIS

Elemento	Típico	Límites
CARBONO35%	.32 - .38%
SILICIO90	.80 - 1.00
MANGANESO30	.20 - .40
AZUFRE00	.03 Máximo
FOSFORO00	.03 Máximo
CROMO	5.00	4.75 - 5.25
MOLIBDENO	1.30	1.20 - 1.40
VANADIO45	.40 - .50

SIDENA H-12

Elemento	Típico	Límites
CARBONO35%	.32 - .38%
SILICIO90	.80 - 1.00
MANGANESO30	.20 - .40
AZUFRE00	.03 Máximo
FOSFORO00	.03 Máximo
CROMO	5.00	4.75 - 5.25
MOLIBDENO	1.40	1.30 - 1.50
TUNGSTENO	1.40	1.20 - 1.60
VANADIO45	.40 - .50

CURVA DE REVENIDO SIDENA H-11 y H-12 (TIPO AISI H-11 y H-12)



APLICACIONES

Matrices para fundición a presión, matrices para forjar, matrices para prensas de forja, insertos para trabajo en caliente, punzones y cabeceas

para trabajo en caliente, cuchillas para corte en caliente y matrices para extrusión entre otras.

Sidena H-13

Color de Distinción: NEGRO - NARANJA

CARACTERISTICAS

Acero al cromo-molibdeno-vanadio, resistente al desgaste a elevada temperatura, conservando su dureza. Es particularmente util en matrices para fundición a presión y trabajos similares donde es necesario contar con resistencia a la fatiga termica con ciclos alternados de calentamiento y enfriamiento. Otro factor que prolonga la vida de las herramientas hechas con este acero, es el bajo coeficiente de expansión, lo cual proporciona una máxima estabilidad durante largos períodos de ciclos a elevada temperatura.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

Principiar a forjar a 1036° - 1204°C (1900° - 2200 F) y no forjar por debajo de 871°C (1600 F) enfriar el material lentamente en cenizas, cal o mica.

NORMALIZADO:

No se recomienda.

RECOCIDO:

Calentar a 815° - 842°C (1500° - 1550°F) y enfriar lentamente dentro del horno.

TEMPLADO:

Precalentar a 760° - 815°C (1400° - 1500°F) y luego elevar la temperatura a 1008° - 1052°C (1850° - 1930°F). Enfriar al aire.

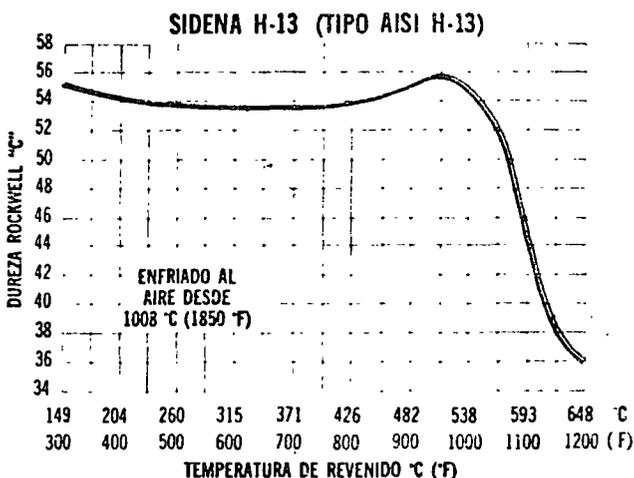
REVENIDO:

A la dureza deseada entre 510° - 620°C (950° - 1150°F). Recomendamos doble o triple revenido.

ANALISIS

Elemento	Típico	Límites
CARBONO37%	.35 - .43%
SILICIO	1.00	.90 - 1.10
MANGANESO35	.25 - .45
AZUFRE00	.03 Máximo
FOSFORO00	.03 Máximo
CROMO	5.25	5.00 - 5.50
MOLIBDENO	1.25	1.10 - 1.40
VANADIO	1.05	.90 - 1.20

CURVA DE REVENIDO



APLICACIONES

Dados para la extrusión de aluminio y sus aleaciones. Mandriles para la extrusión de latón, matrices para forjar, herramientas para prensas

que trabajan en caliente. Cabeceadores para trabajo en caliente.

Sidena H-19

Color de Distinción: BLANCO - NEGRO - AMARILLO.

CARACTERISTICAS

Sidena H-19, es un nuevo acero que contiene como aleación, tungsteno, cromo, cobalto y vanadio, especial para herramientas que trabajan en caliente. Las propiedades mecánicas del Sidena H-19 a elevada temperatura, son superiores a las de los aceros típicos con 9.50% de tungsteno para trabajo en caliente. El contenido de cobalto de este nuevo acero, aumenta la "Dureza en Caliente" y la resistencia a la tensión a elevada temperatura. El contenido de vanadio, también contribuye a conservar la "Dureza en Caliente" y aumenta la resistencia al desgaste y a la fatiga térmica. Temple profundamente obteniéndose dureza uniforme, aún en grandes secciones.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

El acero Sidena H-19, se forja fácilmente, calentando la herramienta a un rango de temperatura entre 1149°-1232 C (2100°-2250 F). Recomendamos no forjar el acero por debajo de 898 C (1650°F). Una vez forjada la pieza, enfriar lentamente en mica, cal, u otro material aislante.

RECOCIDO:

Muy conveniente será recocer en caja cerrada, calentando uniformemente a 871° - 898°C (1600° - 1650 F). Estabilizar de 1 a 5 horas, dependiendo del tamaño de la pieza y enfriar lentamente dentro del horno, a no más de 10°C (50 F) por hora hasta 593°C (1100 F) después se puede enfriar más rápidamente. La dureza resultante estará entre 202-241 brinell.

TEMPLADO:

Precalentar lenta y uniformemente, a 815 - 842°C (1500 - 1550 F), una vez alcanzada la anterior temperatura, pasar a 981 - 1203 C (1800° - 2200°F) y enfriar inmediatamente al aire, o al aceite.

REVENIDO:

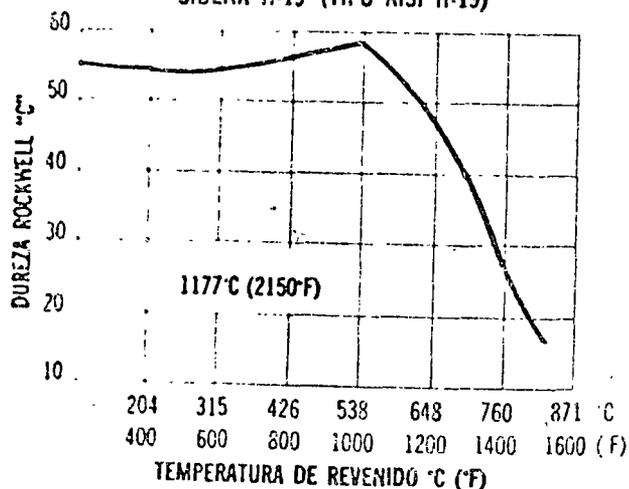
A la dureza deseada entre 565° - 675°C (1050° - 1250 F). Para obtener máxima dureza secundaria y alta resistencia al choque térmico, aconsejamos doble revenido. Utilícese como guía la curva de revenido, para obtener la dureza deseada.

ANALISIS

Elemento	Típico	Límites
CARBONO	.40%	.38 - .42%
SILICIO	.30	.20 - .40
MANGANESO	.30	.20 - .40
AZUFRE	.00	.03 Máximo
FOSFORO	.00	.03 Máximo
TUNGSTENO	4.25	4.00 - 4.50
CROMO	4.25	4.00 - 4.50
VANADIO	2.10	2.00 - 2.20
COBALTO	4.25	4.00 - 4.50
MOLIBDENO	.40	.30 - .50

CURVA DE REVENIDO

SIDENA H-19 (TIPO AISI H-19)



APLICACIONES

Los usos más comunes de acero Sidena H-19 son:

Dados de extrusión en caliente para acero, cobre o latón; moldes permanentes para el colado de latón; insertos para dados de forja, matrices

para prensas de forja; dados para trabajo en caliente, para acero y latón; mandriles y punzones.

Sidena H-20

Color de Distinción: MORADO - VERDE.

CARACTERISTICAS

Acero al bajo carbono y alto tungsteno particularmente apropiado para matrices, las cuales pueden ser calentadas severamente hasta el rojo naciente por efecto del trabajo en caliente. Este acero puede ser empleado en matrices que alcancen temperaturas hasta de 593 C (1100°F) con muy buenos resultados. Posee propiedades autotemplantes (templa al aire) haciendo posible el tratamiento térmico de matrices sin peligro de excesivo pandeo o deformación, si bien para grandes secciones, no es recomendable templarlo al aire sino al aceite.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

Principiar a forjar a una temperatura de 1093 - 1204°C (2000° - 2200°F). Suspender la forja a 871°C (1600°F).

NORMALIZADO:

No se recomienda.

RECOCIDO:

Calentar lentamente el acero a 856° - 871°C (1575 - 1600°F). Enfriando dentro del horno.

TEMPLADO:

Precalentar a 815° - 842°C (1500° - 1550°F), elevar la temperatura a 1121° - 1204°C (2050° - 2200°F). Enfriar en aceite, agitando.

REVENIDO:

Calentar la herramienta a 538° - 704°C (1000° - 1300°F) dependiendo de la dureza deseada.

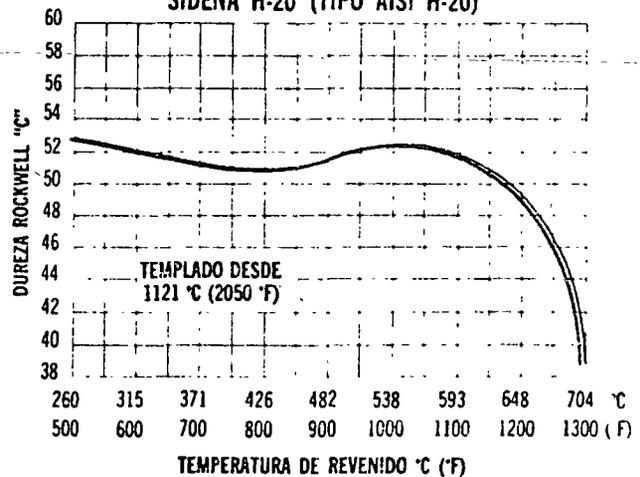
Recomendamos doble o triple revenido.

ANALISIS

Elemento	Típico	Limites
CARBONO35%	.33 - .38%
SILICIO25	.20 - .30
MANGANESO25	.20 - .30
AZUFRE00	.03 Máximo
FOSFORO00	.03 Máximo
TUNGSTENO	9.25	9.00 - 9.50
CROMO	2.00	1.75 - 2.25
VANADIO50	.40 - .60

CURVA DE REVENIDO

SIDENA H-20 (TIPO AISI H-20)



APLICACIONES

Muy útil en el campo de la fabricación de tubo por extrusión. Matrices para formar en calien-

te latón y acero. Muy usado para máquinas forjadoras tipo UP-SET, etc.

Sidena H-21

Color de Distinción: ROJO - BLANCO

CARACTERISTICAS

Acero al bajo carbono-alto tungsteno, particularmente indicado para matrices, las cuales pueden ser calentadas al rojo naciente mientras están en operación. Este acero tiene muchas de las características de los aceros de alta velocidad ofreciendo inclusive mayor elasticidad. Soporta temperaturas de trabajo hasta 593°C (1100°F) aproximadamente. Tiene propiedades autotemplantes (templa al aire) lo que permite el tratamiento térmico de matrices y dados sin riesgos de pandeo excesivo o deformaciones nocivas.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

Principiar a forjar a 1093° - 1204°C (2000° - 2200°F) - dejar de forjar a 898°C (1650°F).

NORMALIZADO:

No se recomienda.

RECOCIDO:

Calentar el acero a 871° - 898°C (1600° - 1650°F) enfriar lentamente dentro del horno, a no más de 4.4°C (40°F) por hora.

TEMPLADO:

Precalear el acero a 815° - 842°C (1500° - 1550°F). Para templar tanto al aire como al aceite calentar el acero a 1008° - 1204°C (1850° - 2200°F).

REVENIDO:

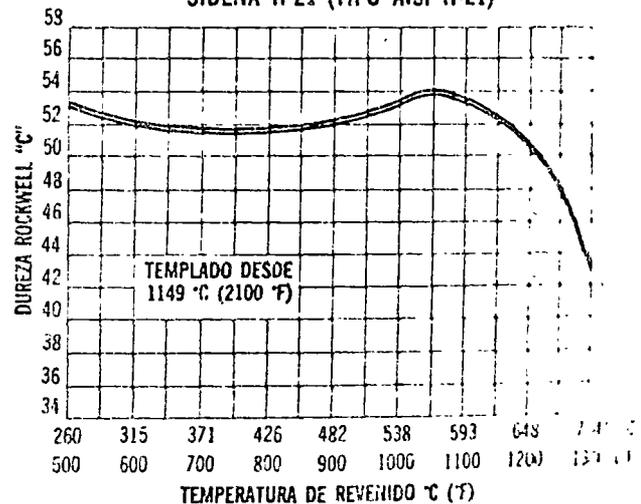
A la dureza deseada, calentando la herramienta entre 538° - 704°C (1000° - 1300°F).

Recomendamos doble o triple revenido.

ANALISIS

Elemento	Típico	Limites
CARBONO33%	.30 - .35%
SILICIO30	.20 - .40
MANGANESO20	.10 - .30
AZUFRE00	.03 Máximo
FOSFORO00	.03 Máximo
TUNGSTENO	9.75	9.50 - 10.00
CROMO	3.50	3.25 - 3.75
VANADIO45	.35 - .55

CURVA DE REVENIDO SIDENA H-21 (TIPO AISI H-21)



APLICACIONES

Especial para operaciones de forjado y prensado, herramientas de extrusión, insertos de matrices y dados para forjar, punzones para trabajo en caliente, matrices para prensas que trabajan en caliente, cuchillas para corte en

caliente, suajes, etc. El acero Sidena H-21 es especialmente útil para la extrusión en caliente de válvulas para motores de automóvil y operaciones similares.

DADOS PARA FORJA

DIMENSIONES		PESOS
Pulgadas:	Milímetros (*)	Kgs. (*)
1.- 8 x 8 x 10	200 x 200 x 250	81.0
2.- 8 x 10 x 10	200 x 250 x 250	101.0
3.- 10 x 10 x 10	250 x 250 x 250	126.0
4.- 10 x 10 x 12	250 x 250 x 300	152.0
5.- 10 x 12 x 12	250 x 300 x 300	182.0
6.- 10 x 14 x 14	250 x 350 x 350	247.0
7.- 12 x 14 x 14	250 x 350 x 350	279.0
8.- 10 x 16 x 16	250 x 400 x 400	323.0
9.- 12 x 16 x 16	300 x 400 x 400	388.0
10.- 10 x 18 x 18	250 x 450 x 450	409.0
11.- 12 x 18 x 18	300 x 450 x 450	490.0
12.- 20 x 20 x 20	500 x 500 x 250	504.0
13.- 12 x 20 x 20	300 x 500 x 500	605.0
14.- 10 x 22 x 22	250 x 550 x 550	610.0
15.- 12 x 22 x 22	300 x 550 x 550	732.0
16.- 10 x 24 x 24	250 x 600 x 600	726.0
17.- 12 x 24 x 24	300 x 600 x 600	871.0

(*)Aproximado

Tambien podemos fabricar Blocks de medidas intermedias, pero no mayores de 871 kilos. Fabricamos insertos, soleras y medias cañas.

DADOS PARA FORJA

Durezas estandar
(300 Kgs. de carga y bola de 10 mm.)

GRADO Templado y Revenido	Brinell ∅ de la bola en milimetros	Número de Brinell	Rockwell "C"
A	2.80-2.90	477-444	50-47
1	2.95-3.10	429-388	46-42
2	3.15-3.30	375-341	40-37
3	3.35-3.50	331-302	36-32
4	3.55-3.70	293-269	31-28

Observaciones:

- 1.- Los blocks proporcionados en los grados A y 1, tendrán zancos blandos para su fácil mecanizado.
- 2.- Para ordenar blocks templados y revenidos, ordenar:
 - a) la dureza deseada de acuerdo con la tabla anterior (letra o número indicada arriba)

b) especificar el tamaño en el siguiente orden:

alto x ancho x largo

ejemplo: 10"(alto) x 14"(ancho) x 16"(largo)
Nuestros blocks pueden fabricarse en los aceros siguientes: H-11, H-12, G-C, SIDENA "D", 6-F2 y 6-F3 o sus equivalentes.

Sidena A-2

Color de Distinción: NARANJA - VERDE

CARACTERÍSTICAS

Sidena A-2 es un acero dimensionalmente estable, de excelente tenacidad y resistencia al desgaste, producido en horno eléctrico básico partiendo de materias primas seleccionadas por sus propiedades, resulta muy adecuado si se hacen dados intrincados y dispositivos que no pueden ser rectificadas. Sidena A-2 es un acero para herramienta relativamente nuevo, que elimina la distorsión, pandeo y alabeo, reteniendo sus dimensiones y forma, eliminando también el peligro de fracturas en secciones delgadas, temple profundamente y en general es el acero indicado para dados. Fácil de maquinar, se entrega recocido a una dureza máxima de 229 Brinell.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

Sidena A-2 es fácil de forjar a un rango entre 1063° - 898°C (1950° - 1650°F), recalentado cuantas veces sea necesario hasta terminar de forjar. Una vez forjando, enfriar lentamente el acero cubriéndolo con cal, mica, cenizas etc., para asegurar un enfriamiento lento. Deberá dejarse enfriar hasta 204°C (400°F) antes de recalentarlo para recocer.

RECOCIDO:

Se recomienda recocer en caja, al abrigo del aire, y a una temperatura de 842°C (1550°F.), una vez alcanzada esta temperatura, estabilizar por suficiente tiempo para lograr uniformidad. Es esencial enfriar lentamente a no más de 4.4°C (40°F) por hora. Una vez enfriado hasta 538°C (1000°F) el enfriamiento puede ser más rápido. La dureza resultante estará alrededor de 228 brinell.

TEMPLADO:

Calentar lenta y uniformemente, a un rango entre 926° - 953°C (1700° - 1750°F). No obstante, dados de gran tamaño pueden templarse desde 967°C (1775°F). Después de un tiempo razonable a estas temperaturas, enfriar al aire tranquilo.

REVENIDO:

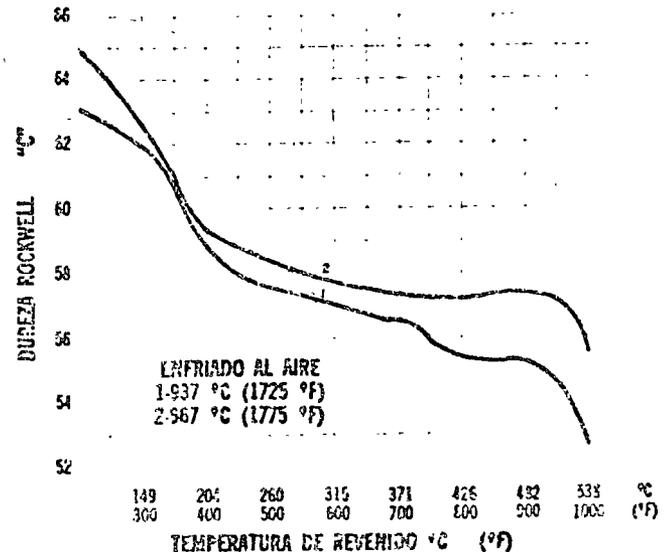
A la dureza deseada, de acuerdo con las curvas de revenido que se proporcionan como guía.

ANALISIS

Elemento	Típico	Limites
Carbono	1.00 %	.95 — 1.05 %
Silicio	.30	.20 — .40
Manganeso	.60	.50 — .70
Azufre	.00	.03 Máximo
Fósforo	.00	.03 Máximo
Cromo	5.25	5.00 — 5.50
Molibdeno	1.10	.95 — 1.25
Vanadio	.25	.20 — .30

CURVA DE REVENIDO

SIDENA A-2 (TIPO AISI A-2)



APLICACIONES

Sidena A-2 es un acero particularmente valioso para dados intrincados, ya que no cambia de

dimensiones cuando se temple al aire. A continuación mencionamos algunas de sus principales aplicaciones.

Cuchillas
Roles
Placas de corte
Punzones

Dados para rolar cuerdas
Dados para punzonar
Dados para embutir

Dados para formar
Centros de torno
Calibradores intrincados
Matrices intrincadas

Sidena D-2

Color de Distinción: CAFE - BLANCO.

CARACTERISTICAS

Acero de alto cromo alto carbono, autotemplante, para herramientas. Este popular acero para dados, contiene otros elementos de aleación para incrementar sus propiedades de temple al aire o al aceite. Posee excelente resistencia al desgaste y una mínima tendencia al pandeo y torcimiento. Combina excepcional elasticidad con alta dureza cuando se enfría al aire tranquilo. 63 Rockwell "C" uniforme, aun en grandes secciones. Templada al aceite si se desea. Puede ser recocido y no ofrece ninguna dificultad en el maquinado.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

El alto contenido de carbono y alta aleación de este acero, hace que pierda plasticidad a la temperatura de forja; esto hace necesario que se principie a forjar con golpes ligeros, hasta que el acero principie a fluir. Debe forjarse a una temperatura entre 1063° - 898°C (1950° - 1650°F), cuidando de no forjar por debajo de 898°C (1650°F). Después de forjar, deberá cubrirse el acero con cenizas, cal, u otro material aislante, para que el enfriamiento sea muy lento.

NORMALIZADO:

No se recomienda.

RECOCIDO:

Cuando es adecuadamente recocido, la dureza del Sidena D-2 estará alrededor de 228 Brinell. Para obtener lo anterior, el acero deberá ser enfriado muy lentamente, a no más de 10°C (50°F) por hora, desde una temperatura de 871° - 898°C (1600° - 1650°F). Una vez que en el enfriamiento se alcancen 538°C (1000°F), el acero puede ser enfriado más rápidamente.

Recomendamos recocer en caja debidamente sellada, para evitar excesiva descarburización y obtener un enfriamiento lento.

APLICACIONES

Puede usarse este acero con toda confianza donde se requiere alta resistencia al desgaste y tenacidad o bien donde, debido a la forma de la

TEMPLADO:

Prevenir en lo posible la descarburización. Precalear el acero a 787°C (1450°F), pasar rápidamente a una temperatura entre 1008° - 1050°C (1850° - 1925°F) enfriar al aire tranquilo. Si se desea enfriar al aceite o bien con chorro de aire, recomendamos templar entre 953° - 1050°C (1750° - 1925°F).

REVENIDO:

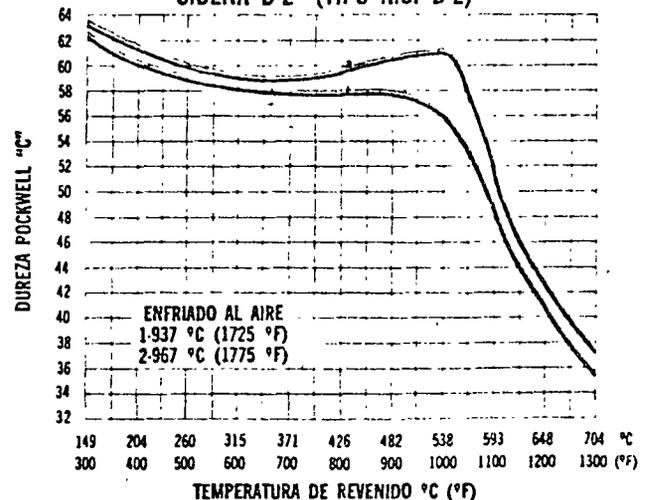
A la dureza deseada entre 149° - 538°C (300° - 1000°F). El tiempo de revenido será de una hora como mínimo y 1 hora por pulgada de espesor, cuando se trate de piezas grandes. Se recomienda una temperatura mínima de revenido de 232°C (450°F). A continuación proporcionamos como guía, la curva de revenido de este acero.

ANALISIS

Elemento	Típico	Límites
Carbono	1.55 %	1.50 — 1.60 %
Silicio	.38	.30 — .45
Manganeso	.25	.20 — .30
Azufre	.00	.03 Máximo
Fósforo	.00	.03 Máximo
Cromo	12.00	11.50 — 12.50
Vanadio	.80	.70 — .90
Molibdeno	.80	.75 — .85

CURVA DE REVENIDO

SIDENA D-2 (TIPO AISI D-2)



Cuchillas para cortar en frío
Centros para torno
Roles
Calibradores

Herramientas para brochar
Herramientas para bruñir etc.
Dados para punzonar chapa gruesa
Dados para embutir

Dados para formar
Dados para rolar cuerdas
Dados para acuñar
Punzones

○ ACEROS PARA TRABAJO EN FRIO

(Tipo AISI D-3)

Sidena D-3

Color de Distinción: NEGRO - AMARILLO

CARACTERISTICAS

El acero Sidena D-3, es un acero tipo alto cromo-alto carbono, con excelente resistencia al desgaste y mínima tendencia al pandeo y alabeo. Responde al tratamiento térmico fácilmente y se maquina sin dificultad. Temple al aceite profundamente y es resistente al ablandamiento a elevada temperatura.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

Calentar el acero Sidena D-3 a una temperatura de 1008° - 1093° C (1850° - 2000° F) y no forjar por debajo de 926° C (1700° F). Enfriar lentamente después de forjar la pieza en cal, ceniza, u otro material aislante.

NORMALIZADO:

No se recomienda.

RECOCIDO:

Calentar la herramienta en caja para evitar la descarburización a una temperatura de 871°-898° C (1600° - 1650° F), una vez alcanzada esta temperatura, enfriar lentamente en el horno a no más de 10°C (50° F) por hora, la dureza resultante andará alrededor de 217 a 255 brinell.

TEMPLADO:

Calentar uniforme y muy lentamente la herramienta, precalentando a 815°C (1500°F), después pasar más rápidamente a una temperatura de temple de 926°-981°C (1700°-1800°F). Estabilizar durante un tiempo de 15 a 45 minutos y enfriar al aceite.

REVENIDO:

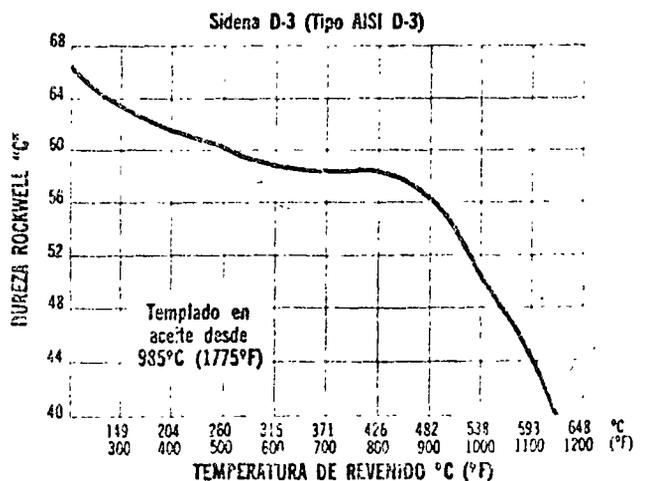
A la dureza deseada, con un rango de temperatura comprendida entre 204°-593°C (400°-1100°F). Las durezas así obtenidas varían entre 61-46 Rockwell "C". La curva de revenido siguiente es una buena guía para revenir este acero.

ANALISIS

Elemento	Típico	Límites
Carbono	2.20%	2.10 — 2.30%
Manganeso30	.20 — .40
Silicio30	.10 — .40
Fósforo00	.03% Máximo
Azufre00	.03% Máximo
Cromo	12.00	11.50 — 12.50
<hr/>		
(*) Niquel30	.50% Máximo
(*) Vanadio60	.20 — 1.00

(*) Elementos opcionales. Sólo a solicitud del cliente.

CURVA DE REVENIDO



APLICACIONES

A continuación proporcionamos algunas de las aplicaciones de este acero.

Partes sujetas a desgaste
 Punzones
 Centros de tornos
 Troqueles de alta producción
 Dados

Troqueles de chapa gruesa
 Calibradores
 Partes sujetas a abrasión
 Etc.

Sidena D-4

Color de Distinción: CAFE

CARACTERISTICAS

El Sidena D-4, es un acero para herramientas con 2.20% de carbono y alto cromo. Lo cual asegura una alta resistencia al desgaste, superior a la mayoría de los otros tipos de acero alto cromo-alto carbono. Es autotemplante en aire tranquilo desde la temperatura de temple. La composición del Sidena D-4 ha sido cuidadosamente balanceada para mejorar su maquinabilidad, respondiendo también rápidamente al tratamiento térmico. La tendencia del Sidena D-4 al pandeo o torcimiento, es probablemente la más baja de todos los aceros para dados.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

El alto contenido de carbono y la alta aleación de este acero, hace que disminuya su plasticidad a la temperatura de forja, principiase a forjar con golpes ligeros, hasta que el acero comience a fluir. Forjar entre 1063° - 898°C (1950° - 1650°F). Invariablemente recomendamos no forjar por debajo de 898°C (1650°F). Una vez forjada la pieza, enfriar muy lentamente en mica, cal, cenizas u otro material aislante.

RECOCIDO:

Calentar el acero lenta y uniformemente entre 871° - 898°C (1600° - 1650°F) una vez alcanzada esta temperatura, enfriar muy lentamente dentro del horno a no más de 10°C (50°F) por hora. Si se desea, una vez enfiado hasta 538°C (1000°F) se puede enfriar más rápidamente. La dureza resultante deberá de estar alrededor de 228 Brinell.

TEMPLADO:

El acero Sidena D-4, temple al aire desde una temperatura entre 953°-1008°C (1750°-1850°F), siendo 981°C (1800°F) una buena temperatura de temple para la mayoría de las herramientas.

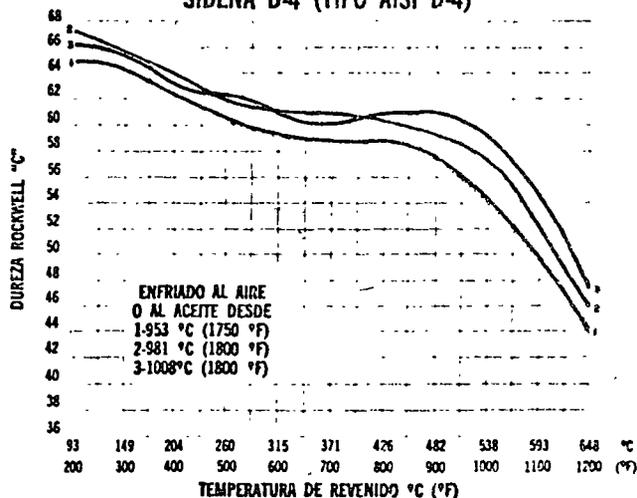
REVENIDO:

La curva de revenido que se proporciona como guía, muestra los efectos del revenido en la dureza de varias probetas templadas al aire y al aceite. Por otra parte salvo pocas excepciones, recomendamos una temperatura mínima de revenido de 177°C (350°F).

ANALISIS

Elemento	Típico	Límites
Carbono	2.20 %	2.10 — 2.30 %
Silicio	.30	.20 — .45
Manganeso	.20	.10 — .30
Azufre	.00	.03 Máximo
Fósforo	.00	.03 Máximo
Cromo	12.00	11.50 — 12.50
Vanadio	.40	.30 — .50
Molibdeno	.80	.70 — .90

CURVA DE REVENIDO SIDENA D-4 (TIPO AISI D-4)



APLICACIONES

Sus aplicaciones más usuales, se mencionan a continuación.

Dados para punzonar	Dados para formar	Dados de estirado	Dados para rolar cuerdas
Dados para laminar	Calibradores	Partes sujetas a desgaste	Cuchillas
Punzones	Ruedas para moletear	Roles	Centros para torno

ACEROS SIDENA CALIDAD AL SERVICIO DE LA INDUSTRIA

○ ACEROS PARA TRABAJO EN FRIO
(Tipo AISI F-2)

Sidena F-2

Color de Distinción: NEGRO - ROSA

CARACTERISTICAS

Acero para herramientas, de temple al agua. Puede ser templado a una dureza de 67 RC. Por su habilidad de tomar tan alta dureza, tiene muchas aplicaciones en herramientas donde el desgaste y el filo tienen importancia. No conserva la dureza a elevada temperatura, por consecuencia cuando se usa para propósitos de corte, deberá usarse solamente a velocidades y avances adaptados para herramientas de acero al carbono.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

Calentar a 1036° - 815°C (1900° - 1500°F). Enfriar lentamente en cal, cenizas u otro material aislante.

NORMALIZADO:

Calentar lenta y uniformemente la pieza a una temperatura de 898°C (1650°F), enfriar al aire tranquilo. Toda pieza forjada recomendamos sea normalizada.

RECOCIDO:

Por su alto contenido de carbono, el acero Sidena F-2 deberá calentarse a únicamente 787°C (1450°F) permaneciendo a esta temperatura durante 3 horas, seguido por un enfriamiento lento. Para prevenir la decarburización recomendamos recocer en caja con carbón vegetal. La dureza resultante estará entre 207 a 228 Brinell.

TEMPLADO:

Precalentar a 760°C (1400°F) pasar a una temperatura de 842° - 871°C (1550° - 1600°F). Enfriar de preferencia en salmuera, o bien en agua.

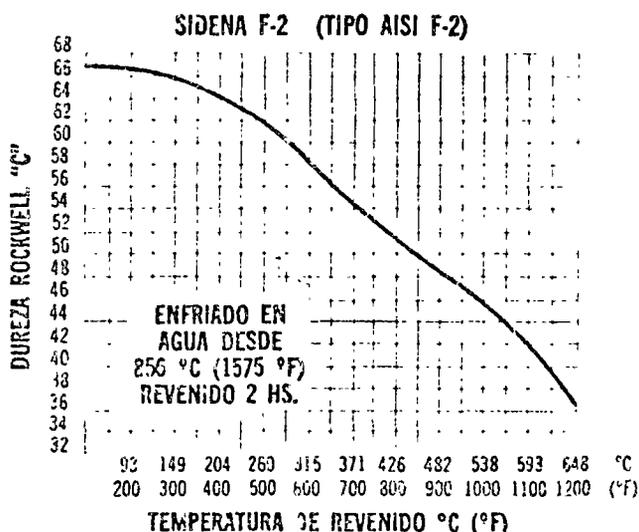
REVENIDO:

La mayoría de las herramientas se revierten durante 2 horas alrededor de 162°C (325°F). Se puede revenir también a una temperatura entre 149° - 260°C (300° - 500°F) a la dureza deseada.

ANALISIS

Elemento	Típico	Límites
Carbono	1.30 %	1.25 — 1.35 %
Silicio	.25	.15 — .35
Manganeso	.25	.20 — .30
Azufre	.00	.03 Máximo
Fósforo	.00	.03 Máximo
Tungsteno	3.50	3.25 — 3.75
Cromo	.00	.15 Máximo

CURVA DE REVENIDO



APLICACIONES

Herramientas para bruñir
Herramientas cortantes para latón.
Dados cabeceadores

Dados para estirar alambre,
Dados para estirar barras
Roles formadores, etc.

Sidena O-1

Color de Distinción: NEGRO

CARACTERISTICAS

El acero Sidena O-1 es un acero dimensionalmente estable y el más versátil de los aceros para trabajo en frío. Es de fácil maquinado y temple con la mínima distorsión y cambio de tamaño sin peligro de tracturas. Las propiedades combinadas de maquinabilidad, baja temperatura de temple y estabilidad dimensional hacen del Sidena O-1 el acero para trabajo en frío de mayor aplicación. Las propiedades anteriores lo hacen especialmente adaptable a la fabricación de dados y herramientas que por su construcción, no admiten un rectificado posterior al tratamiento térmico.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

El acero Sidena O-1 se forja fácilmente a las temperaturas comprendidas entre 926 - 815°C (1700° - 1500 F). Enfriar al aire tranquilo, a menos que las piezas sean de forma intrincada.

RECOCIDO:

Calentar la herramienta a 773° - 787°C (1425 - 1450 F) estabilizándolo a dicha temperatura durante un tiempo conveniente y enfriando lentamente dentro del horno a una velocidad no mayor de 10 C (50 F) por hora. Puede sacarse del horno una vez alcanzada la temperatura de 593 - 648°C (1100 - 1200 F). La dureza resultante será alrededor de 183 a 196 Brinell.

TEMPLADO:

Precalear la herramienta a 675 C (1250 F), pasar lentamente a 773° - 815°C (1425 - 1500 F) y al alcanzar la temperatura de temple estabilizar el material durante 10 a 20 minutos y enfriar rápidamente en aceite agitando.

REVENIDO:

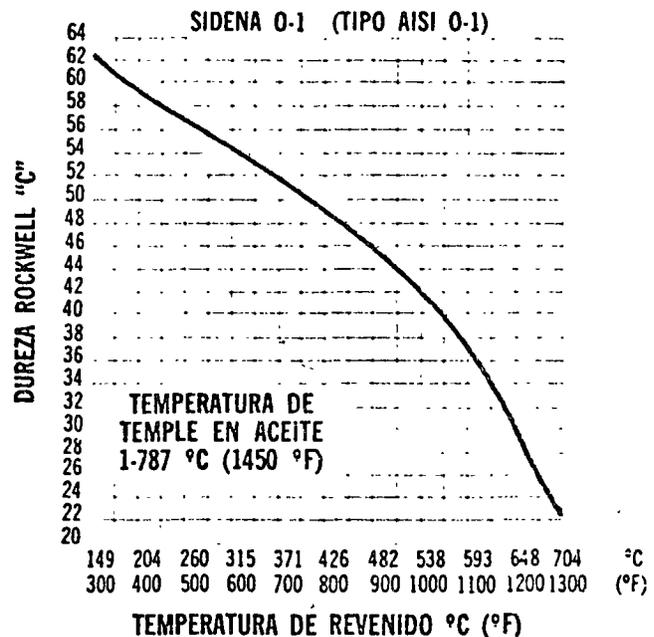
Cuando la pieza se encuentre aproximadamente a 38 C (100°F) después del temple, debe colocarse

dentro del horno de revenido a una temperatura entre 149° - 260°C (300 - 500 F) para obtener durezas entre 62-58 Rockwell "C".

ANALISIS

Elemento	Tipico	Limites
Carbono	.95 %	.90 — 1.00 %
Silicio	.30	.20 — .40
Manganeso	1.12	1.00 — 1.25
Azufre	.00	.03 Máximo
Fósforo	.00	.03 Máximo
Tungsteno	.50	.40 — .60
Cromo	.50	.40 — .60
Vanadio	.20	.15 — .25

CURVA DE REVENIDO



APLICACIONES

A continuación se indican algunas de las muchas aplicaciones de nuestro acero Sidena O-1.

Machuelos	Matrices para estampar en frío	Dados para cortar en frío
Rimas	Punzones y tazas para trabajo en frío	Rodillos para laminar en frío
Herramientas para brochar	Troqueles para trabajo en frío	frío metales suaves.
Calibradores	Moldes para bakelita	Dados para rolar cuerdas

ACEROS SIDENA - CALIDAD AL SERVICIO DE LA INDUSTRIA

○ ACEROS PARA TRABAJO EN FRIO
(Tipo AISI O-7)

Sidena O-7

Colo. de Distinción: NARANJA - BLANCO.

CARACTERÍSTICAS

Acero al tungsteno aleado con cromo, vanadio y molibdeno con un contenido relativamente alto de carbono. Puede ser templado tanto al aceite, como al agua, dando elevada dureza. Cuando se temple al aceite, la tendencia al pandeo es mínima y comparable en este sentido a los aceros al manganeso de temple al aceite tal como el Sidena O-1. Puede ser templado a un grado tan alto como cualquiera de los aceros de temple al aceite para dados.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

Calentar el material a una temperatura de 1008° - 871°C (1850 - 1600°F), manteniéndose la temperatura dentro de estos rangos y recalentando cuantas veces sea necesario.

RECOCIDO:

Calentar en paquete el material, para recocerlo a una temperatura de 800°C (1475°F). Enfriar en el horno a razón de 10°C (50°F) por hora hasta 538°C (1000°F), después enfriar más rápido si se desea.

TEMPLADO:

Si se desea templar al aceite, recomendamos 871°C (1600°F).

Para templar al agua, recomendamos el lado alto del rango 782-828°C (1400-1525°F). Puesto que el acero Sidena O-7 es fabricado para templarlo tanto al aceite como al agua, la dureza máxima no será encontrada en muy grandes tamaños cuando se temple al aceite.

REVENIDO:

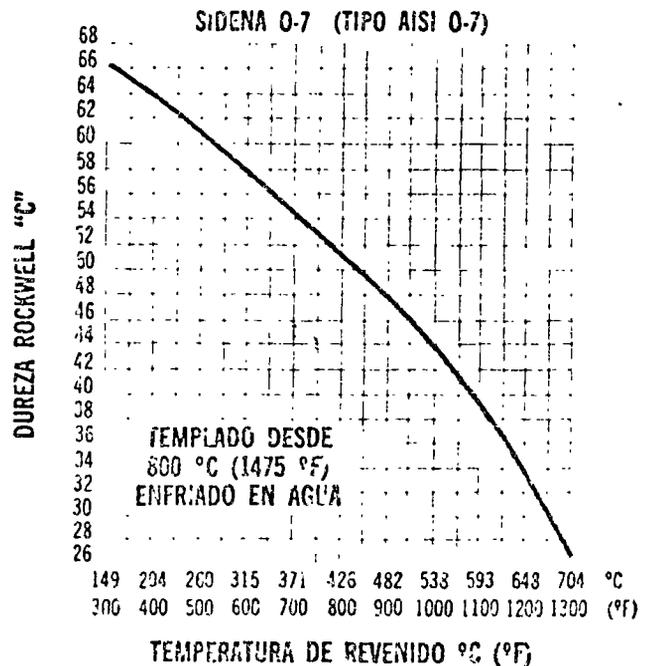
A la dureza deseada entre 149° - 538°C (300° - 1000°F). La curva nos muestra el efecto del revenido de una probeta de 1" cúbica (2.54 Cm. por lado) templada en agua y es válida también

para un material templado en aceite siempre y cuando su tamaño sea tal que permita un temple completo en aceite.

ANÁLISIS

Elemento	Típico	Limites
Carbono	1.20 %	1.15 — 1.25 %
Silicio	.30	.20 — .40
Manganeso	.25	.20 — .30
Azufre	.00	.03 Máximo
Fósforo	.00	.03 Máximo
Tungsteno	1.60	1.50 — 1.70
Cromo	.70	.60 — .80
Vanadio	.20	.15 — .25
Molibdeno	.25	.20 — .30

CURVA DE REVENIDO



APLICACIONES

Damos a continuación algunas aplicaciones de este acero:

Machuelos
Rimas
Herramientas brochadoras
Calibradores
Galgas

Dados para punzonar
Dados para formar
Punzones
Herramientas para labrar madera
Navajas para cortar papel

○ ACEROS AL CARBONO Y CARBONO VANADIO
(Tipo AISI W-1)

Sidena W-1

Color de Distinción: AMARILLO

El Sidena W-1 es un acero para herramientas al alto carbono de calidad extra, fabricado en horno eléctrico básico con materias primas altamente seleccionadas.

Se fabrica a petición del consumidor con límites de templabilidad comprendidos entre 5/64" y 13/64" (1.98 y 5.15 mm.).

Cuando el consumidor no especifica los límites de templabilidad lo producimos entre 7/64" y 9/64" es decir (2.77 y 3.57 mm.).

El Sidena W-1 es un acero de grano fino austenítico siendo el mínimo 9, cuando se temple desde una temperatura de 788°C (1450 F) en salmuera (agua salada al 10%). Tiene aplicaciones muy extensas en herramientas.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

El Sidena W-1 se forja muy fácilmente. Calentar el acero lenta y uniformemente a una temperatura comprendida entre 1088-787°C (1850-1450 F). Una vez alcanzada esta temperatura proceder inmediatamente al forjado no forjando por debajo de 787°C (1450°F). Enfriar al aire y en lugar seco.

NORMALIZADO:

A 815 -871°C (1500'-1600 F).

RECOCIDO:

Recomendamos el recocido en caja que contenga rebaba de hierro gris, después calentar en horno a una temperatura de 745'-776°C (1375'-1430 F) y después enfriar muy lentamente dentro del horno ya apagado. La dureza resultante será de alrededor de 156 Brinell.

TEMPLADO:

Calentar lentamente la herramienta a 760 -787°C (1400 - 1450°F). Sacar la pieza del horno y enfriar en salmuera, agitando.

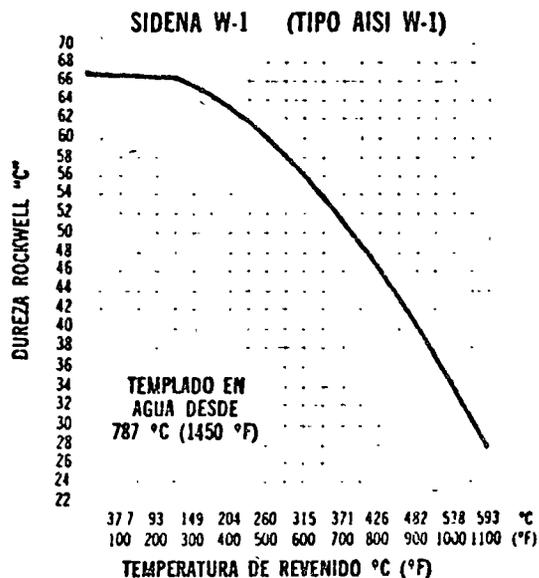
REVENIDO:

A la dureza deseada, según la curva de revenido que a continuación proporcionamos.

ANALISIS (Temper 10)

Elemento	Típico	Límites
Carbono	1.00 %	.96 — 1.05 %
Silicio	.25	.10 — .40
Manganeso	.25	.10 — .40
Fósforo	.00	.02 Máximo
Azúfre	.00	.02 Máximo

CURVA DE REVENIDO



También proporcionamos este acero en los rangos de carbono siguiente:

Temper No.	Rango del carbono %
7	0.66 — 0.75
8	0.76 — 0.85
9	0.86 — 0.95
10	0.96 — 1.05
11	1.06 — 1.15
12	1.16 — 1.25
13	1.26 — 1.35
14	1.36 — 1.45

APLICACIONES

A continuación mencionaremos algunas de sus aplicaciones, como una guía.

Rodillos de presión	Formones	Prismas de balanza
Punzones	Brocas para madera	Herramientas para joyeros
Machuelos	Herramientas para acuñar	Cuchillas pequeñas para trabajos en frío
Cinceles	Herramientas para grabar	Cortadores para tubos etc.

Sidena W-2

Color de Distinción: AZUL - AMARILLO

CARACTERÍSTICAS

Acero para herramientas al carbono-vanadio de la más alta calidad. Se produce en horno eléctrico básico, partiendo de materias primas cuidadosamente seleccionadas y sujeto a los más modernos métodos de inspección en su control de calidad. Su popularidad es atribuida, a su fácil disponibilidad, excelente maquinabilidad y su amplia aplicación. Puede surtirse con una templabilidad comprendida en el rango de 6/64" a 12/64", (prueba P-F) penetración fractura (2.38-4.76 mm) de penetración. Si la templabilidad no es especificada por el consumidor, se surte con penetración de 6/64" a 8/64" (2.38-3.17 mm.) y con un tamaño de grano No. 9, o más fino.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

El acero Sidena W-2, se forja muy fácilmente, calentar el acero lenta y uniformemente a 1008°-787°C (1850°-1450°F), una vez alcanzada esta temperatura proceder inmediatamente al forjado; no forjar por debajo de 787°C (1450°F).

NORMALIZADO:

A 815 - 871°C (1500 - 1600°F), enfriando al aire tranquilo y en ausencia de humedad. También se puede normalizar enfriando en aceite.

RECOCIDO:

Para evitar la descarburización, recomendamos el recocido en caja que contenga rebaba de hierro gris, después calentar en un horno a 745°-776°C (1375 - 1430°F), enfriar muy lentamente dentro del horno ya apagado. La dureza resultante estará alrededor de 156 Brinell.

TEMPLADO:

Calentar lentamente la herramienta a 760°-787°C (1400 - 1450°F), una vez alcanzada esta temperatura se saca la pieza del horno y se entrea en salmuera (agua salada al 10%), agitand

REVENIDO:

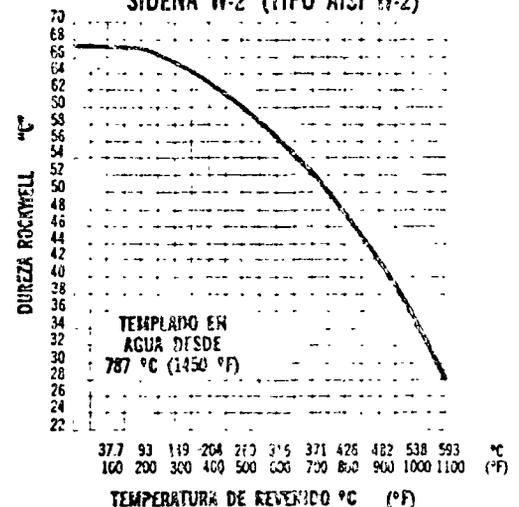
A la dureza deseada. Utilizando como guía, la curva de revenido que a continuación proporcionamos.

ANÁLISIS (Temper 10)

Elemento	Típico	Limites
Carbono	1.00 %	.96 — 1.05 %
Silicio	.25	.10 — .40
Manganeso	.25	.10 — .40
Fósforo	.00	.02 Máximo
Azúfre	.00	.02 Máximo
Vanadio	.20	.18 — .22

CURVA DE REVENIDO

SIDENA W-2 (TIPO AISI W-2)



También proporcionamos este acero en los rangos de carbono siguientes:

Temper No.	Rango del carbono %
7	0.65 — 0.75
8	0.76 — 0.85
9	0.86 — 0.95
11	1.06 — 1.15
12	1.16 — 1.25
13	1.26 — 1.35
14	1.36 — 1.45

APLICACIONES

A continuación y como guía, proporcionamos algunas de sus aplicaciones más comunes.

Centros de torno	Herramientas brochadoras	Cuchillas para cortar en frío
Matrices para cabecear en frío	Rimas puente	Mandriles
Herramientas para joyeros	Avelanadores	Cortadores para tubos
Cuchillería	Barreras para minas	Matrices para punzonar.
	Punzones	

%	SBH-2	SRH-3
C	0.91-1.05	0.39-0.44
Mn	0.20-0.35	0.75-0.95
Si	0.18-0.30	0.60-0.80
Cr	0.90-1.20	1.40-1.60
Mo	0.18-0.30	0.18-0.30
Ni	0.25 Máx.	0.40-0.50
P	0.025 Máx.	0.025 Máx.
S	0.020 Máx.	0.020 Máx.

	S. Métrico	S. Inglés
Esfuerzo a la Tensión	125-140 Kg/mm ² .	177, 800-199,100 Lbs/pulg ² .
Límite elástico	80- 90 Kg/mm ² .	113, 800-128,000 Lbs/pulg ² .
% de Alargamiento	7- 12	7-12
Dureza Brinell (BHN)	SBH-2 360-415	SBH-3 390-440
Dureza Rockwell Rc.	SBH-2 38.8-44.5	SBH-3 42- 47

Las barras de acero Hueco SBH-2 y SBH-3 serán entregadas como laminadas en caliente y enfriadas al aire.

ACEROS PARA USOS ESPECIALES Y MOLDES

Tipo AISI		Pág.
	RESISTENTES AL IMPACTO	
S-1	SIDENA S-1	32
S-5	SIDENA S-5	33
	MEDIO CARBONO - TEMPLE AL ACEITE	
L-6	SIDENA L-6	34
	ACEROS PARA MOLDES	
P-1	SIDENA P-1	35
P-4	SIDENA P-4	36
P-20	SIDENA P-20	37

SIDERURGICA NACIONAL, S. A.
CIUDAD SAHAGUN, HIDALGO, MEXICO.

Sidena S-1

Color de Distinción: NARANJA - MORADO

CARACTERISTICAS

Acero para herramientas, de mediano contenido de carbono con aleación de tungsteno, cromo y vanadio. Los efectos benéficos de estas aleaciones son bien conocidos y cuando se agregan al acero de este contenido de carbono en una adecuada proporción, imparten una excelente combinación de dureza y alta tenacidad. Sidena S-1, es un acero fácil de tratar térmicamente y puede ser templado en aceite dentro de un amplio rango de temperaturas. El acero Sidena S-1, puede ser cementado para producir una resistencia al desgaste superficial, sin pérdida de su alta resistencia y alta tenacidad del núcleo.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

Sidena S-1 se puede forjar fácilmente sin requerir precauciones especiales. Recomendamos calentar entre 1036°-898°C (1900°-1650°F) una vez forjada la herramienta, enfriar al aire tranquilo.

RECOCIDO:

Cinceles y herramientas similares, invariablemente deberán ser recocidas antes de templar. Asimismo piezas grandes, que han sido previamente forjadas y piezas maquinadas después de forjar, recomendamos sean recocidas con tiempos de estabilización razonables. Recocer a 800-815°C (1475°-1500°F) y enfriar lentamente dentro del horno. Las durezas más bajas, se obtienen dando el recocido en caja sellada.

TEMPLADO:

Sidena S-1 no tiene tendencia a la descarburización, por lo tanto no es necesario tomar precauciones especiales en su calentamiento para el temple. Un corto tiempo de estabilización a la temperatura de temple, será suficiente para obtener la máxima dureza. Recomendamos templar al aceite, desde una temperatura entre 871-898°C (1600°-1650°F).

Recomendamos templar al aceite, desde una temperatura entre 871-898°C (1600°-1650°F).

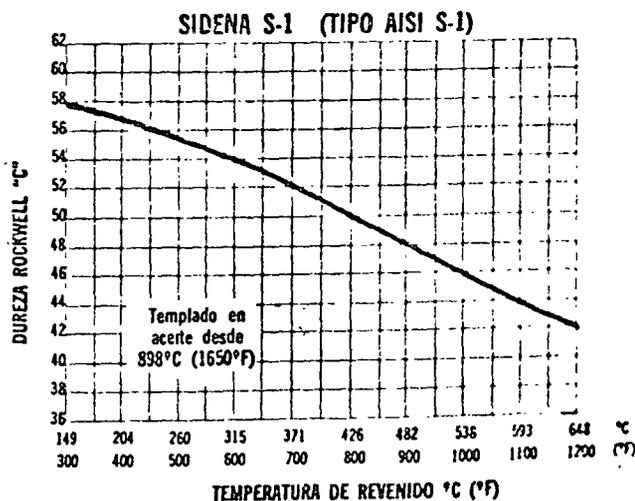
REVENIDO:

Calentar lentamente el acero Sidena S-1 a la temperatura de revenido deseada y entre 260°-704°C (500°-1300°F). La curva de revenido indica las durezas que se obtienen en función de diferentes temperaturas.

ANALISIS

Elemento	Típico	Limites
Carbono53%	.50 — .55%
Silicio28	.20 — .35
Manganeso20	.10 — .30
Azufre00	.03 Máximo
Fósforo00	.03 Máximo
Tungsteno	2.00	1.75 — 2.25
Cromo	1.65	1.50 — 1.80
Vanadio25	.20 — .30

CURVA DE REVENIDO



APLICACIONES

Como el acero Sidena S-1 combina un buen grado de dureza y tenacidad, tiene un amplio campo de aplicación. Es excelente para cinceles, punzones y herramientas neumáticas; dados para forja tipo "Up-Set" las cuales están sujetas a choques y enfriadas con agua. Otras aplicaciones muy comunes son las siguientes.

Como el acero Sidena S-1 combina un buen grado de dureza y tenacidad, tiene un amplio campo de aplicación. Es excelente para cinceles, punzones y herramientas neumáticas; dados para forja tipo "Up-Set" las cuales están sujetas a choques y enfriadas con agua. Otras aplicaciones muy comunes son las siguientes.

Dados cabeceadores
Punzones
Cinceles
Cuchillas

Pasadores de Clutch
Dados para fundición a presión
Dados para cabecear pernos

Dados para formar en caliente
Partes que requieren superficie dura y núcleo tenaz
Cortadores circulares para tubos

Sidena S-5

Color de Distribución: AZUL - BLANCO

CARACTERISTICAS

Sidena S-5 es un acero de temple de aceite al silicio manganeso con un contenido medio de carbono. Especialmente desarrollado para aplicaciones tales como punzones, cuchillas, cinceles y otras aplicaciones que requieren un acero resistente a los choques.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

El acero Sidena S-5 puede ser forjado dentro de un amplio rango de temperaturas, como 1121°-871°C (2050 -1600 F). Una vez forjada la pieza a la anterior temperatura, enfriar lentamente no siendo necesario hacerlo en cal, mica, etc., basta al aire tranquilo.

RECOCIDO:

Entre 787°-815°C (1450°-1500°F). Dar tiempos de estabilización cortos, por la tendencia del acero a la descarburización. La mejor práctica consiste en enfriar lo más lento posible desde la temperatura de recocido hasta los 593°C (1100°F); por debajo de esta temperatura es posible enfriar más rápidamente si se desea. La dureza resultante, estará entre 173 a 207 Brinell.

TEMPLADO:

Como este acero tiene cierta tendencia a la descarburización, recomendamos precalentarlo a una temperatura de 734°C (1350°F) una vez alcanzada, calentar a un rango de temperaturas comprendido entre 856°-898°C (1575°-1650°F) y enfriar al aceite.

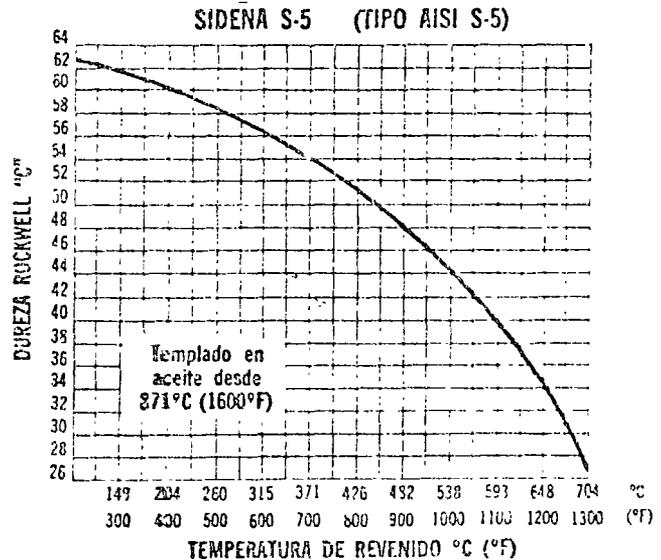
REVENIDO:

Después de enfriar a una temperatura alrededor de 38°C (100°F). Para su revenido, el acero Sidena S-5, deberá calentarse lentamente a la temperatura seleccionada, de acuerdo con la dureza deseada. Proporcionamos la curva de revenido, que será una buena guía.

ANALISIS

Elemento	Típico	Límites
Carbono57%	.55 — .60%
Silicio	1.90	1.80 — 2.00
Manganeso85	.80 — .90
Azufre00	.03 Máximo
Fósforo00	.03 Máximo
Cromo25	.20 — .30
Molibdeno35	.30 — .40
Vanadio20	.15 — .25

CURVA DE REVENIDO



APLICACIONES

El acero Sidena S-5, es aplicable donde se requieren las propiedades que caracterizan a los aceros al silicio manganeso, combinadas con las

- Punzones
- Cinceles Neumáticos
- Cinceles de mano
- Buriles especiales para torno y cepillo

ventajas de los aceros de temple al aceite. A continuación proporcionamos algunas de las aplicaciones más comunes.

- Sierras Rotatorias (trabajo pesado)
- Dados de doblar
- Cuchillas para corte de chatarra.

○ ACEROS PARA USOS ESPECIALES Y MOLDES
(Tipo AISI L6)

Sidena L-6

Color de Distinción: ALUMINIO

CARACTERISTICAS

El acero Sidena L-6 es de temple profundo capaz de tomar una dureza tan alta como 62 rockwell "C" independientemente del tamaño, enfriándolo en aceite desde una temperatura baja. En secciones delgadas se obtienen durezas altas por enfriamiento al aire; no obstante, el valor máximo de la dureza dependerá del espesor de la sección tratada. Este acero no muestra tendencia a la descarburización cuando se calienta para el templado y su temple al aire o al aceite asegura un cambio dimensional muy pequeño. Asimismo este acero combina a un excelente grado, propiedades de dureza, resistencia al choque y al desgaste, elasticidad, etc. Estas propiedades han hecho del acero Sidena L-6 el elegido para una variedad muy grande de herramientas, dados y producción de partes.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO.

Calentar el acero a 1036"-842°C (1900"-1550°F)

NORMALIZADO.

Calentar el acero a 871°C (1600°F)

RECOCIDO.

Calentar el acero a una temperatura de 760"-787 C (1400"-1450°C).

TEMPLADO.

Para templar al aceite, calentar a una temperatura de 773"-815°C (1425"-1500°F). Pequeñas secciones pueden ser enfriadas en aire tranquilo desde una temperatura de 815"-828°C (1500"-1525°F).

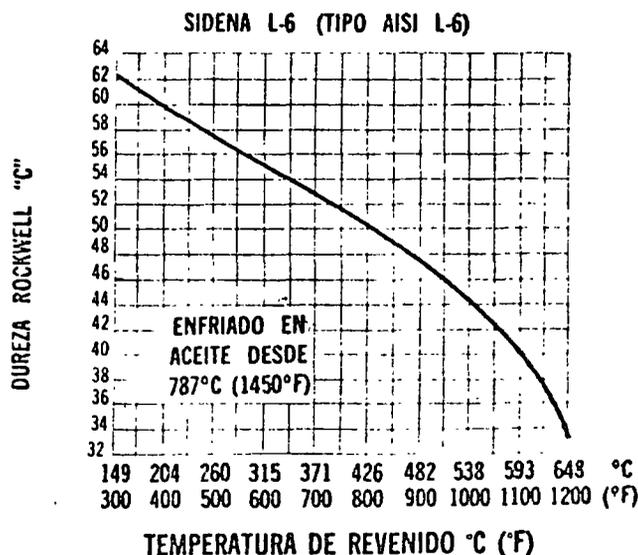
REVENIDO.

A la dureza deseada entre 177°-538°C (350 - 1000°F).

ANALISIS

Elemento	Típico	Límites
Carbono70 %	.68 - .73 %
Silicio30	.20 - .40
Manganeso55	.50 - .60
Azufre00	.03 máximo
Fósforo00	.03 máximo
Cromo85	.80 - .90
Níquel	1.40	1.35 - 1.50
Molibdeno25	.20 - .30

CURVA DE REVENIDO



APLICACIONES

A continuación se citan una serie de aplicaciones típicas:

Moldes para baquelita.
Matrices y dados para fundir a presión.
Aleaciones de plomo y de zinc.
Moldes para plásticos.
Piezas de maquinaria de gran responsabilidad.
Cuchillas.

Punzones.
Matrices para forjar
Matrices.
Cinceles.
Dados para rolar cuerdas
Sierras de disco

Sidena P-1

Color de Distinción: Azul-Blanco-Azul

CARACTERISTICAS

Acero especial para embutidos profundos y para "clavar en frío". Muy suave para maquinar, para cementar y templar al agua. Especialmente refinado reduciendo las impurezas al mínimo.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

1050° - 850°C (1920° - 1550°F).

RECOCIDO:

No se recomienda recocer este acero. No obstante, en clavados muy profundos que requieran un recocido intermedio este debe hacerse a 650°C (1170°F).

CEMENTADO:

Calentar entre 880° - 920°C (1620° - 1690°F) y enfriar lentamente en el horno.

TEMPLADO:

Calentar el acero a una temperatura de 770° - 800 C (1418 - 1472°F), enfriar en agua.

REVENIDO:

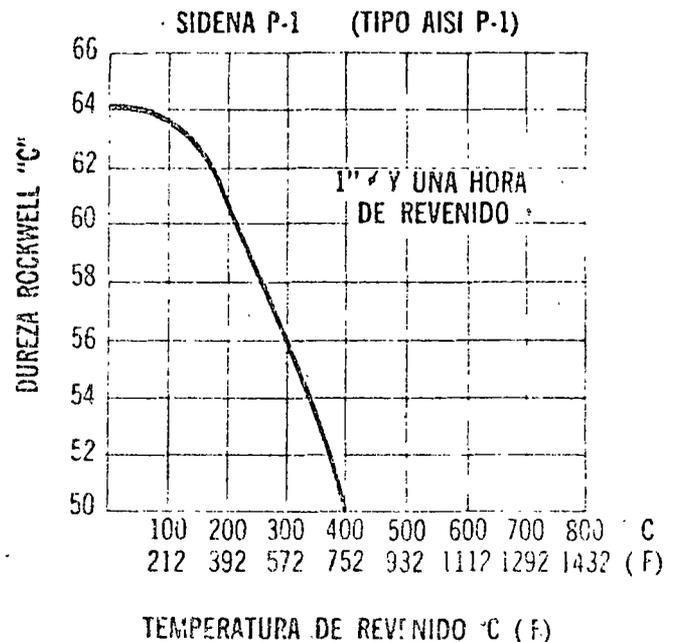
A la dureza deseada. Los promedios de dureza Rockwell "C" para varias temperaturas de revenido (aproximadas) son dados en la gráfica siguiente.

ANALISIS

Elemento	Típico	Límites
Carbono	.10%	máximo
Manganeso	.20	.15 - .25%
Silicio	.10	.06 - .12
*Vanadio	.10	.06 - .12

(* Opcional)

CURVA DE REVENIDO



APLICACIONES

Para moldes en la industria de plásticos y resinas sintéticas, de formas sencillas. Acero muy económico que debe usarse en estado cemen-

tado y templado. También se usa en el ramo de electricidad para imanes, electrodos, etc. debido a su bajo contenido de carbono.

○ ACEROS PARA USOS ESPECIALES Y MOLDES
(TIPO AISI P-4)

Sidena P-4

Color de Distinción: Azul-Blanco-Rojo

CARACTERÍSTICAS

Acero especialmente refinado reduciendo las impurezas al mínimo. Para cementación y temple al aceite.

CEMENTADO:

En caja sellada o en horno de sales a la profundidad deseada. La temperatura recomendada es 880° - 920°C (1620 - 1690°F), enfriar al ambiente.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

Calentar el acero a una temperatura de 1050 - 850 C (1920° - 1550°F).

TEMPLADO:

Calentar a 840° - 860°C (1545° - 1580°F), enfriar al aceite o baño termal.

RECOCIDO:

Recomendamos recocer a una temperatura de 760 - 780 C (1400° - 1440°F).

REVENIDO:

A la dureza deseada calentando el material entre 180° - 200°C (355° - 395°F) por un tiempo de una hora.

ANALISIS

Elemento		
Carbono	.10%	máximo
Manganeso	.40	"
Silicio	.40	"
Cromo	5.00	"
Molibdeno	.75	"
Fósforo	.03	"
Azufre	.03	"

APLICACIONES

Acero especial para hembras de clavado profundo e intrincado y para moldes

Sidena P-20

Color de Distinción: Negro-Rojo

CARACTERISTICAS

Sidena P-20 es un acero para herramientas de contenido medio de carbono y media aleación, producido especialmente para moldes donde se requieren acabados superficiales muy elevados. Temple profundamente. Durezas de 300 a 350 brinell. Son obtenidas en secciones tan grandes como 50 x 25.4 Cm., (20" x 10") después de templar en aceite y revenir. Puede cementarse y templarse al aceite cuando se requieren durezas elevadas.

Debido a las condiciones de "Temple al aceite" y temperaturas suficientemente bajas de temple, este acero es dimensionalmente estable relativamente. Se utiliza recocido o tratado a una dureza maquinable (220 - 300 brinell). Se fabrica en horno eléctrico controlando al mínimo las impurezas por lo que alcanza superficies altamente pulimentadas.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO

Principiar a forjar entre 1008° - 1121°C (1850° - 2050°F) y no forjar por debajo de 871°C (1600°F)

NORMALIZADO:

Calentar a 898°C (1650°F) y enfriar al aire tranquilo.

RECOCIDO:

Calentar la herramienta en caja sellada al abrigo del aire, a una temperatura de 787 - 842°C . . . (1450° - 1550°F) y enfriar lentamente dentro del horno.

TEMPLADO:

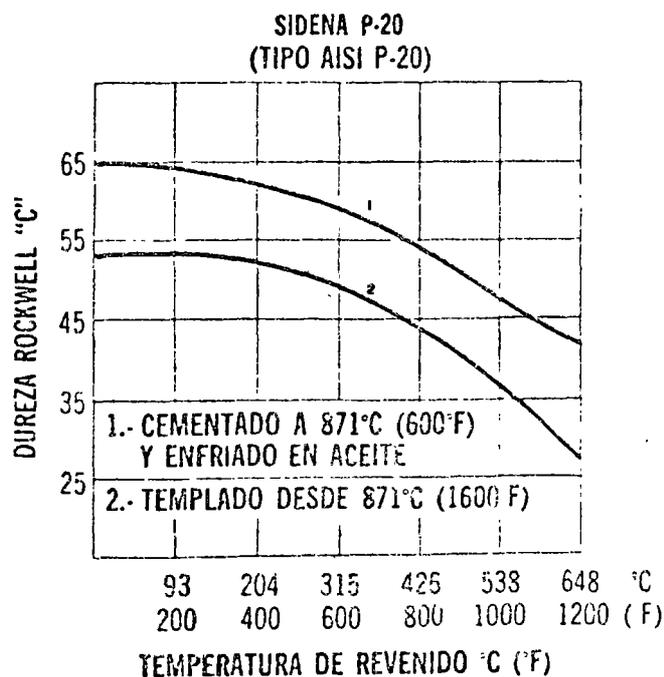
Calentar para templar al aceite a una temperatura entre 842° - 871°C (1550° - 1600°F). Para cementar, templar al aceite y obtendrá elevada dureza superficial, calentar a 871° - 898°C (1600° - 1650°F).

REVENIDO: A la dureza deseada de acuerdo a la curva de revenido que se propociona.

ANALISIS

Elemento	Típico	Limites
Carbono	.35%	.32 - .38%
Silicio	.40	.30 - .50
Manganeso	.85	.70 - 1.00
Azufre	.00	.03 máximo
Fósforo	.00	.03 máximo
Cromo	.85	.70 - 1.00
Molibdeno	.40	.30 - .50

CURVA DE REVENIDO



APLICACIONES

Moldes para plásticos
Dados para fundición a presión de metales blancos
Barras para tornos

Bushings
Husillos
Flechas
Engranés y piñones

Sidena 303 y 303Se

Color de Distinción: 303 AZUL-BLANCO-VERDE
303 Se AZUL-NARANJA-VERDE

CARACTERISTICAS

Acero austenítico no templable. Estos tipos de acero son fabricados con un alto contenido de cromo y níquel y no son endurecidos por tratamiento térmico. Son más resistentes a la corrosión que los aceros ferríticos y martensíticos y son muy apreciados por su resistencia a la deformación y oxidación a elevada temperatura. En estado recocido estos aceros no son magnéticos, pero laminados en frío llegan a ser parcialmente magnéticos. Es un acero inoxidable tipo 18-8.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

Por sus agregados no metálicos, no recomendamos estos aceros aptos para piezas forjadas, sin embargo, se recomienda una temperatura de 1288-926°C (2350-1700°F).

RECOCIDO:

La temperatura de recocido de estos aceros está comprendida entre 1008-1121°C (1850-2050°F).

DUREZA: 160-180 brinell, enfriando muy rápidamente.

TEMPLADO:

No es templable.

ANALISIS

Elemento	Típico
Carbono15 % máximo
Manganeso	2.00 % máximo
Silicio	1.00 % máximo
Cromo	17.00 — 19.00 %
Níquel	8.00 — 10.00 %
Fósforo20 % máximo
Azufre15 % mínimo
Molibdeno60 % (opcional)

NOTA: El acero 303 Se se proporciona con un contenido de selenio de .15% mínimo, y azufre .06%.

CARACTERISTICAS MECANICAS:

MAQUINABILIDAD: Buena, sobre todo cuando está presente el selenio.

SOLDABILIDAD: Pobre, excepto cuando se usan electrodos de bajo hidrógeno.

En barras recocidas presenta las siguientes características mecánicas:

RESISTENCIA A LA TENSION: 90,000 Lb/pulg.² (6300 Kg/cm²).

LIMITE ELASTICO: 35,000 Lb/pulg.² (2450 Kg/cm²).

Alargamiento % en 50.8 mm (2") 50
Reducción de área en % 55

ESTIRADO EN FRIO:

Resistencia a la tensión 110,000-125,000 Lb/pulg.² (7700-8750 Kg/cm²).

LIMITE ELASTICO: 75,000-95,000 Lb/pulg.² (5,250-6,650 Kg/cm²)

Alargamiento % en 50.8 mm (2") 20-30
Reducción de área en % 50
Dureza estirado en frío 240-280 brinell.

APLICACIONES

Son ampliamente usados en la Industria Química, Petroquímica y Aeronáutica, en la fabri-

cación de pernos, birlos, tuercas, etc., así como flechas y partes de máquinas.

Sidena 304

(SAE No. 30304)

Color de Distinción: AZUL-ROJO-VERDE

CARACTERÍSTICAS

Acero inoxidable austenítico, tipo 18-8 con una muy amplia variedad de aplicaciones en la industria química, lechera, petroquímica, etc. Puede ser trabajado en frío y en caliente. Posee buenas propiedades de soldabilidad, resistente a la corrosión y oxidación a elevada temperatura. No toma el temple, recocido no es magnético, la maquinabilidad es baja, por suave.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

Calentar el material, o la pieza a un rango de temperaturas comprendidas entre, 1260°-926°C (2300°-1700 F). Recomendamos no forjar por debajo de 953 C (1750 F). Enfriar al aire.

RECOCIDO:

Calentar el acero a una temperatura comprendida entre, 1008°-1121 C (1850°-2050 F) y enfriar rápidamente en agua.

TEMPLADO:

No toma el temple.

ANALISIS

Elemento	Típico
Carbono08 % máximo
Manganeso	2.00 % máximo
Silicio	1.00 % máximo
Cromo	18.00 — 20.00 %
Níquel	8.00 — 11.00 %
Fósforo045 % máximo
Azufre030 % máximo

CARACTERÍSTICAS MECANICAS:

Maquinabilidad pobre.

Soldabilidad buena.

En barras recocidas presenta las siguientes características mecánicas.

Resistencia a la tensión 5950 Kg/cm² (85,000 Lbs./pulg.²).

Límite elástico 2450 Kg/cm.² (35,000 Lbs./pulg.²)

Alargamiento % en 50.8 mm (2") 50-60

Dureza brinell 150

Dureza rockwell "B" 80

APLICACIONES

Flechas, tornillos, tuercas, birlos, cuchillería, partes para válvulas, partes para aviones, artículos para el hogar, equipo para procesos químicos, etc.

ACEROS SIDENA CALIDAD AL SERVICIO DE LA INDUSTRIA

Sidena 316

(SAE No. 30316)

Color de Distinción: AZUL-AMARILLO-VERDE

CARACTERISTICAS

Acero austenítico muy resistente a la corrosión por la adición de molibdeno y muy resistente a la tensión a elevada temperatura: No magnético en estado recocido y no templable por tratamiento térmico, magnético cuando se trabaja en frío. Muy tenaz y dúctil y puede enfriarse al aire después de trabajarlo en caliente. Fácil de maquinar y soldar.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

Usando buen control de temperatura principiar a forjar a 1149°-1177°C (2100°-2150°F) y suspender la forja de este acero a los 926°C (1700°F). Recomendamos enfriar rápidamente al aire o al agua.

RECOCIDO:

Calentar a una temperatura de 1008°-1093°C (1850°-2000°F) y enfriar rápidamente en agua. Como ya dijimos, este acero no es endurecido por tratamiento térmico.

Se surte.- recocido % 140/160 brinell (75/83 rockwell "B" (puede surtirse estirado en frío).

ANALISIS

Elemento	Típico
Carbono08 % máximo
Cromo	16.00 — 18.00 %
Niquel	10.00 — 14.00 %
Molibdeno	2.00 — 3.00 %

PROPIEDADES MECANICAS:

Resistencia a la tensión: 6000 Kg./Cm.²
(85,000 Lb/pulg.²).

Punto de cedencia: 2400 Kg./Cm.²
(35,000 Lb/pulg.²).

Alargamiento % en 50 mm. (2")

60

Reducción de área en % :

70

TEMPERATURA MAXIMA DE OPERACION:

Intermitente 920°C (1688°F)

Continúa 870°C (1598°F)

APLICACIONES

Muy útil en la industria petrolera y petroquímica, industria del papel, industria aeronáutica, industria alimenticia, etc. Prácticamente este acero tiene usos ilimitados en la industria moderna, sobre todo en la industria química.

ACEROS SIDENA CALIDAD AL SERVICIO DE LA INDUSTRIA

Sidena 416

(Templable por tratamiento térmico)

(SAE No. 51416)

Color de Distinción: AZUL-NARANJA-AZUL

CARACTERISTICAS

Acero martensítico templable, al que se le ha agregado azufre que lo hace muy maquinable, tipo (free-machining). Este acero es particularmente adecuado para ser trabajado en máquinas automáticas. Muestra una excelente resistencia a la corrosión atmosférica, marina y ácidos débiles. Es ferromagnético.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

Este acero no es el más adecuado para forjar. Pero recomendamos precalentar a 787°C (1450°F) una vez obtenida llevar el material a una temperatura de forja inicial a 1121°-1177°C (2050 - 2150 F), terminar de forjar a una temperatura de 871°C (1600°F). Una vez forjado enfriar lentamente el material en cal, mica o cenizas, recomendamos que las forjas pequeñas sean inmediatamente recocidas después de forjar.

RECOCIDO:

Para recocer calentar a una temperatura de 842 -898°C (1550°-1650 F) y enfriar en el horno. Dureza resultante 140/160 brinell (75/83 rockwell "B").

TEMPLADO:

Calentar lenta y uniformemente a una temperatura comprendida entre 920 -1008°C (1638°-1850 F), enfriar al aire frío o bien en aceite. Dureza en estado templado 400 brinell (rockwell "C" 45).

REVENIDO:

A la dureza deseada entre 150°-760°C. (302°-1400°F). Se surte recocido.

ANALISIS

Elemento	Típico
Carbono15 % máximo
Manganeso	1.25 % máximo
Silicio	1.00 % máximo
Fósforo06 % máximo
Azufre	0.15 — 0.35 %
Cromo	12.00 — 14.00 %

PROPIEDADES MECANICAS (RECOCIDO)

Resistencia a la tensión: 5300 Kg./Cm.²

(75,000 Lb./pulg.²)

Punto de cedencia: 2800 Kg./Cm.²

(40,000 Lb/pulg.²)

Alargamiento % en 50 mm. (2''): 35

Reducción de área en %: 70

(TEMPERATURA MAXIMA DE OPERACION:)

Intermitente 760 C (1400°F)

Continua 670°C (1238°F)

APLICACIONES

Pernos, tuercas, birlos, parte de máquinas, remaches, tornillos, partes de avión, resortes, cuchillería, flechas para bombas de pozo profundo, etc.

ACEROS GRADO MAQUINARIA

Tipo AISI	Tipo SAE		Pág.
4140	4140	SIDENA 4140	48
4320	4320	SIDENA 4320	49
6150	6150	SIDENA 6150	50
8620	8620	SIDENA 8620	51
9840	9840	SIDENA 9840	52

SIDERURGICA NACIONAL, S. A.

CIUDAD SAHAGUN, HIDALGO, MEXICO.

○ ACEROS GRADO MAQUINARIA
(TIPO AISI-SAE 4140)

Sidena 4140

Color de Distinción: Rojo - Negro - Naranja

CARACTERISTICAS

Acero al Cromo-Molibdeno para partes de máquinas.

Posee templabilidad intermedia y da buenas propiedades en grandes secciones tratadas térmicamente es soldable con arco eléctrico pre y post-calentado.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

Se recomienda forjar el material entre 1063°-1232°C (1950°-2250°F).

NORMALIZADO:

Calentar el acero a una temperatura de 926°C (1700°F) enfriando al aire.

RECOCIDO:

El recocido se dará a una temperatura comprendida entre 815°-842°C (1500°-1550°F) enfriando lentamente, de preferencia dentro del horno.

TEMPLADO:

Para templar este acero recomendamos calentar el material a una temperatura de 827°-871°C (1520°-1600°F) y enfriar rápidamente en aceite agitando.

REVENIDO:

El revenido deberá de hacerse inmediatamente después del templado. Como guía se proporcionan las temperaturas de revenido y las durezas obtenidas en este acero en materiales de 25.4 mm. (1") calentados a 827°C (1520°F).

°C	°F	BHN
204	400	500
260	500	480
315	600	450
371	700	413
426	800	364
482	900	321
538	1000	282
593	1100	260

Nota: Este acero normalmente se surte recocido, pero a solicitud se proporciona bonificado.

ANALISIS

Elemento	Típico
Carbono	.40%
Manganeso	.90
Fósforo	.03 máximo
Azufre	.03 máximo
Silicio	.25
Cromo	.95
Molibdeno	.20

Nota: A solicitud este acero se proporciona con certificado de templabilidad cuando se requiera como Sidena 4140-H

APLICACIONES

Este acero es muy usado por la industria automotriz en la fabricación de partes tales como bielas, cigüeñales, ejes traseros y flechas. En la industria petrolera en partes para bombas y

vástagos de pistones. En aeronáutica en algunos perfiles y tubos, etc. Muy utilizado en piezas forjadas.

Sidena 4320

Color de Distinción: Aluminio-Morado-Aluminio

CARACTERISTICAS

Un acero al níquel-cromo-molibdeno, propio para cementación. Posee un alto grado de endurecimiento superficial una vez cementado.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

Calentar el acero a una temperatura de 1063"-1232 C (1950"-2250°F).

NORMALIZADO:

La temperatura recomendable de normalizado es de 882°C (1620°F) y enfriar al aire.

RECOCIDO:

Calentar lenta y uniformemente a 827"-853°C (1520"-1570 F) y enfriar dentro del horno. Dureza 197-223 Brinell.

TEMPLADO:

Para cementar se recomienda una temperatura de 920°C (1690°F) y enfriar en aceite hasta la temperatura ambiente. Si la cementación es en caja, recalentar a una temperatura de 815°C (1500°F) y enfriar en aceite, agitando. El tiempo de cementación varía de 4 a 8 Hs. Dureza resultante en la superficie 40 Rockwell "C", en el núcleo 36 Rockwell "C". Los valores anteriores son para materiales de 25.4 mm. de diámetro (1"). Pueden variar por el efecto de masa, cayendo ligeramente su dureza.

REVENIDO:

A la dureza deseada.

ANALISIS

Elemento	Típico
Carbono	.20%
Manganeso	.50
Azufre	.03 máximo
Fósforo	.03 máximo
Silicio	.30
Níquel	1.80
Cromo	.50
Molibdeno	.25

Nota: A solicitud se proporciona este acero con certificado de templabilidad cuando se requiera como Sidena 4320-H.

CARACTERISTICAS MECANICAS

Presenta las siguientes características mecánicas promedio, estirado en frío y recocido:

Resistencia a la tensión:

7630 Kg./Cm.² (109,000 Lb./Pulg.²)

Límite elástico:

6510 Kg./Cm.² (93,000 Lb./Pulg.²)

Alargamiento % en 50.8 mm. (2") 19

Reducción de área en % 54.0

Nota: Este material se surte normalmente recocido. A solicitud, estirado en frío.

APLICACIONES

Ampliamente usado en la industria automotriz y fabricantes de maquinaria. Muy útil en la fabricación de engranes, piñones, engranes con

dientes tallados interiormente, baleros, partes para avión, etc.

○ ACEROS GRADO MAQUINARIA
(Tipo AISI SAE 6150)

Sidena 6150

Color de Distinción: ALUMINIO-MORADO

CARACTERISTICAS

Acero al cromo-vanadio, muy empleado en la fabricación de resortes de todo tipo, sobre todo pequeños.

TRATAMIENTOS TERMICOS

Normalizar el material a una temperatura entre 882°-953°C (1620°-1750°F) enfriando al aire.

RECOCIDO:

A una temperatura de 815 -871°C (1500°-1600°F), enfriar lentamente dentro del horno. Dureza resultante aproximada: 183-202 brinell.

TEMPLADO:

Calentar el acero a una temperatura de 842°-871°C (1550 -1600 F) enfriando en aceite inmediatamente después.

REVENIDO:

Para resortes es muy recomendable dar un revenido a 387°-482°C (730°-900 F) para obtener durezas entre 44-48 o 48-52 rockwell "C" para otros propósitos revenir a la dureza deseada.

ANALISIS

Elemento	Típico
Carbono50 %
Manganeso80
Silicio30
Cromo95
Vanadio15 mínimo
Fósforo03 máximo
Azufre03 máximo

NOTA.- A solicitud, este acero se proporciona con certificado de templabilidad cuando se requiera como 6150 H.

CARACTERISTICAS MECANICAS.- Barras roladas en caliente y recocidas:

Resistencia a la Tensión:	
6772 Kg/cm ² (96,750 Lb/pulg. ²)	
límite elástico:	
4130 Kg/cm ² (59,000 Lb/pulg. ²).	
Alargamiento % en 50.8 mm (2")	23
Reducción de área en %	48.4

APLICACIONES

En la fabricación de resortes y partes de maquinaria sujeta a choques y golpes no muy severos. En la fabricación de partes para bombas, vástagos de pistones de máquinas de vapor, winches, etc.

ACEROS SIDENA CALIDAD AL SERVICIO DE LA INDUSTRIA

Sidena 8620

Color de Distinción: Café-Negro-Blanco

CARACTERISTICAS

Acero al níquel-cromo-molibdeno para cementación.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

Recomendamos calentar a 1063° - 1232°C (1950° - 2250 F).

NORMALIZADO:

Si se requiere normalizar, deberá calentarse el material a una temperatura comprendida entre 871° - 953°C (1600° - 1750 F).

RECOCIDO:

Calentar a una temperatura de 860° - 887°C (1580° - 1630°F).

CEMENTADO:

Calentar a 926°C (1700°F) durante un tiempo de 6 a 8 Hrs. y enfriar dentro del horno recalentando a 842°C (1550°F) y enfriar en aceite agitando muy rápidamente. (No es recomendable enfriar desde la temperatura de cementación).

REVENIDO:

A la dureza deseada. A continuación damos algunos valores de la dureza aproximada resultante, a las temperaturas siguientes:

°C	°F	Brinell
204	400	280
315	600	264
426	800	242
538	1000	220

ANALISIS

Elemento	Típico
Carbono	.20%
Manganeso	.80
Silicio	.25
Níquel	.60
Cromo	.50
Molibdeno	.20
Azufre	.03 máximo
Fósforo	.03 máximo

Nota: También surtimos este acero como Sidena 8620 H. es decir con templabilidad comprobada.

CARACTERISTICAS MECANICAS:

Barras recocidas (149 Brinell)
Resistencia a la tensión 5390 Kg./Cm.²
(77000 Lbs./Pulg.²)
% de alargamiento en 50.8 mm. (2") 31.3
Limite elástico 3906 Kg./Cm.² (55800 Lbs./Pulg.²)
% de reducción de área 62.1
Estado de entrega.- Recocido. 149 - 179 Brinell.

APLICACIONES

Para piezas que requieren cementación así como buenas propiedades en el núcleo, tales como: engranes de transmisión, levas, flechas,

partes para aviones y otras más que exigen una dureza elevada en la superficie y un núcleo tenaz.

**ACEROS GRADO MAQUINARIA
(TIPO AISI-SAE 9840)**

Sidena 9840

Color de Distinción: Amarillo-Rojo-Blanco

CARACTERISTICAS

Acero al cromo-níquel-molibdeno. De muy buen rendimiento. Temple indistintamente en aceite o al aire tranquilo. Sus elementos aleados y debidamente balanceados lo hacen muy resistente a la fatiga. El más popular en las aplicaciones mecánicas.

TRATAMIENTOS TERMICOS

FORJADO:

Calentar el acero a 1088° - 870°C (1994° - 1598°F), inmediatamente después de alcanzar esta temperatura, proceder al forjado de la pieza. Recomendamos no forjar por debajo de 850°C ... (1562°F), recalentando cuantas veces sea necesario. Una vez terminada de forjar la pieza, enfriar al aire tranquilo y en ausencia de humedad.

NORMALIZADO:

Calentar a 871°C (1600°F); enfriar al aire.

RECOCIDO:

Colocar el material dentro de una caja debidamente cerrada que contenga rebaba de hierro gris. Calentar en horno, a 720° - 750°C (1328° - 1382 F). Enfriar lentamente dentro del horno, una vez apagado. La dureza resultante, andará alrededor de 202 Brinell.

TEMPLADO:

El acero Sidena 9840 temple a 820° - 850°C ... (1508 - 1562°F) y una vez alcanzada, se procede a enfriar al aceite o al aire, según se desee.

REVENIDO:

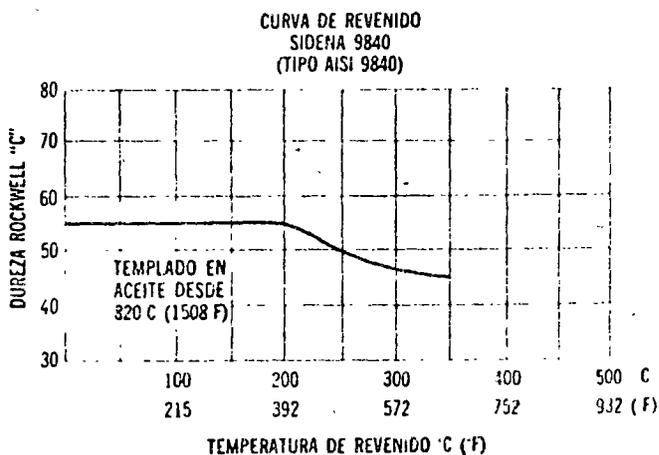
Recomendamos revenir inmediatamente después del temple, para obtener la dureza deseada de acuerdo con las temperaturas indicadas en la curva de revenido que se proporciona.

ANALISIS

Elemento	Tipico
Carbono	.40%
Manganeso	.80
Fósforo	.03 máximo
Azufre	.03 máximo
Silicio	.25
Níquel	1.00
Cromo	.80
Molibdeno	.25

Nota: A solicitud este acero se proporciona con certificado de templabilidad, cuando se requiera como Sidena 9840 H.

CURVA DE REVENIDO



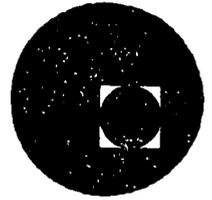
APLICACIONES

Piezas de gran responsabilidad. Partes sujetas a trabajo pesado y fatiga, ejemplo: engranes sinfines, flechas, piñones, husillos, espárragos o

birlos, pernos, tornillos, tuercas, cremalleras, etc. Puede surtirse tratado (bonificado), a una dureza comprendida entre 220 - 302 Brinell.



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



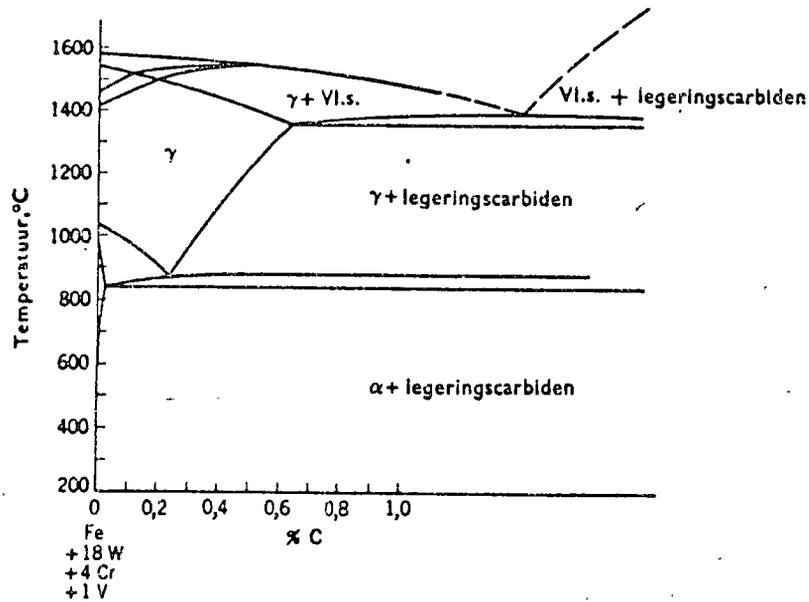
TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

TEMA V: ACEROS ESPECIALES

Capítulo I. Aceros para Herramienta
(Figuras Adicionales)

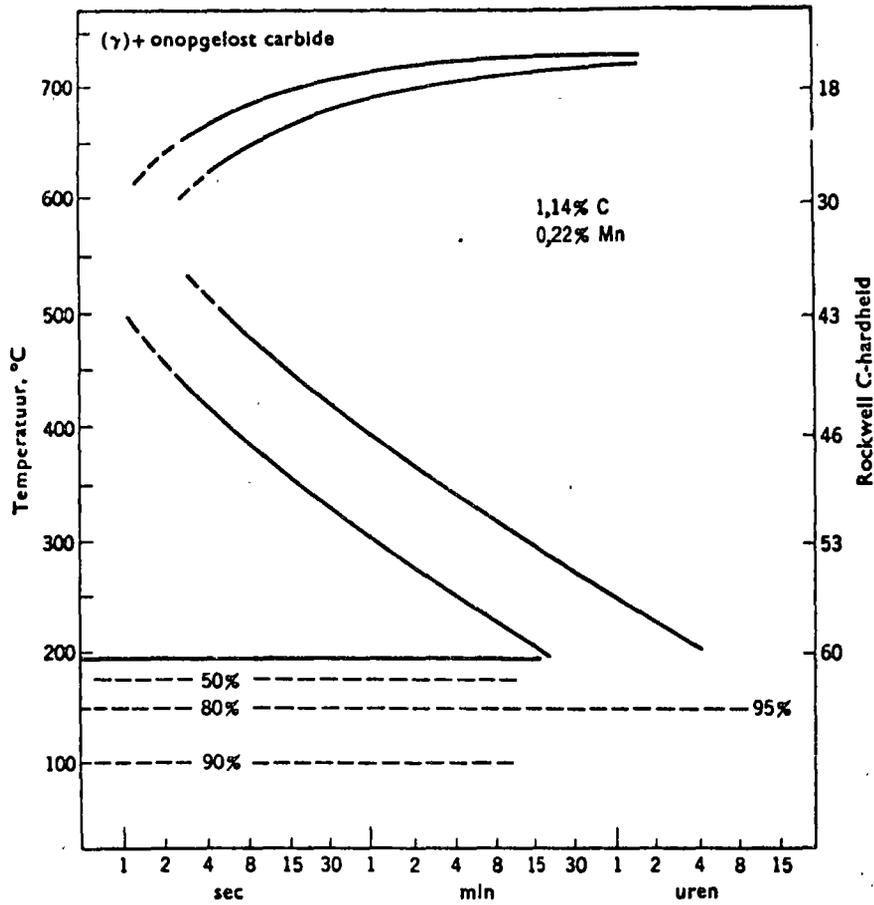
Dr. Ivan Houbert Irmen

Junio-Julio, 1978.



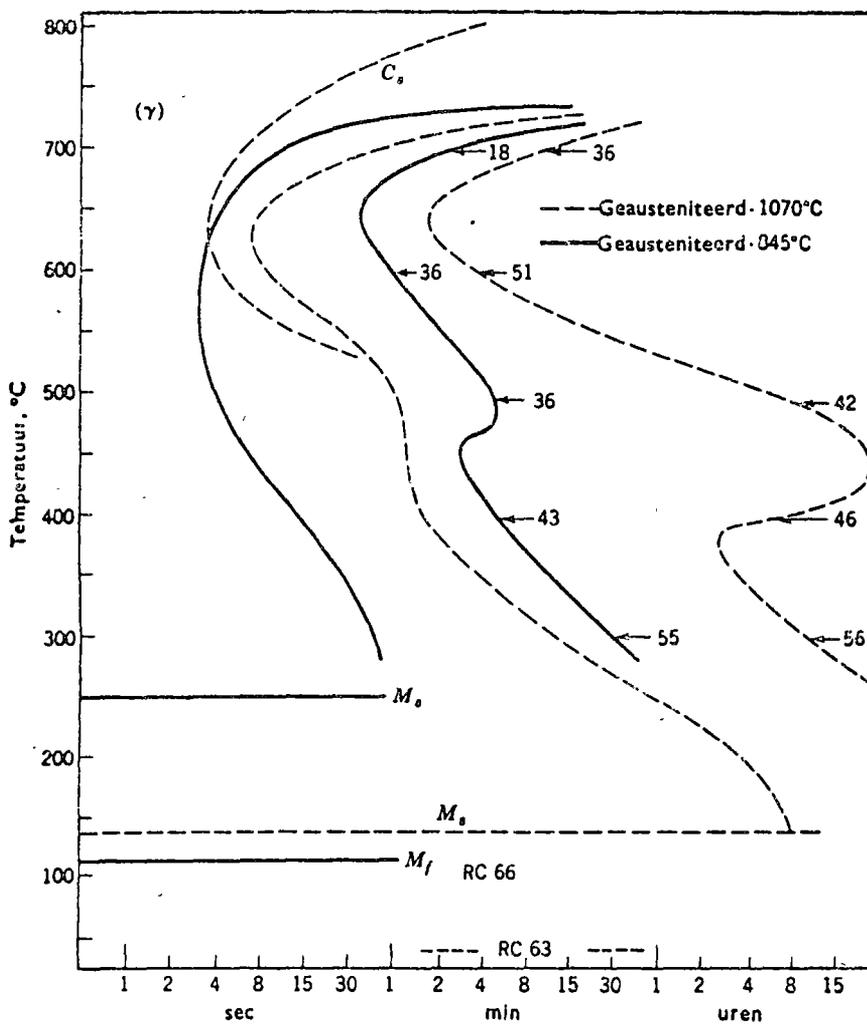
legeringscarbiden = carburos de elementos de aleación

Fig. 1. Diagrama pseudobinario de fases para aleaciones de hierro con 18% W, 4% Cr y 1% V, con contenido en carbono variable. En estas aleaciones complejas, las transformaciones eutécticas y eutectoides ocurren en un intervalo de temperatura y no necesariamente para composiciones determinadas de ferrita, austenita y carburos. El diagrama sólo indica aproximadamente los porcentajes en carbono de la austenita saturada para diferentes temperaturas entre el eutéctico y el eutectoide.



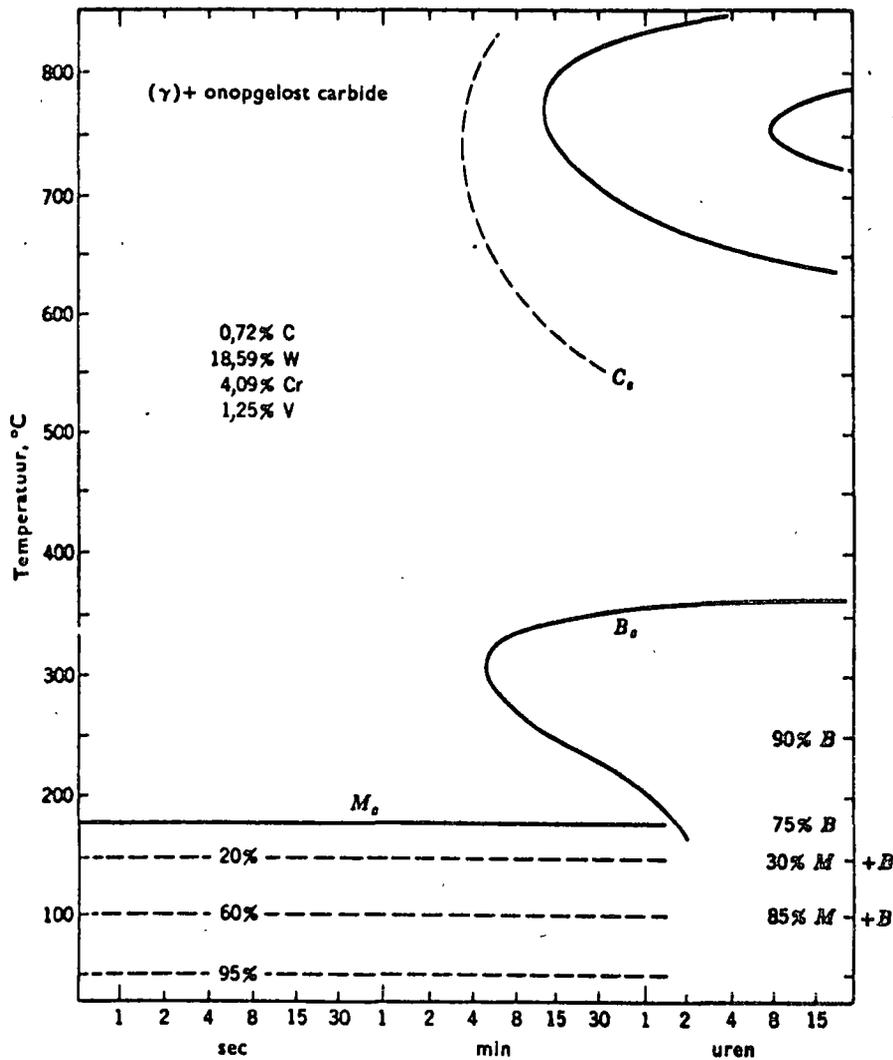
onopgelost carbide = carburo no disuelto
 uren = horas

Fig. 2. Diagrama de transformación isotérmica (curva TTT) de un acero común al carbono para herramienta templable en agua, austenizado a 790°C como es usual para un tratamiento corriente de templado. Debido a esto, el acero se temple desde la zona $\gamma + Fe_3C$ y todavía contiene carburos no disueltos en su microestructura. Se indican las durezas Rockwell C de las estructuras de transición. La cantidad de transformación de austenita a martensita, indicada por las líneas de trazos de la parte inferior de la figura puede variar mucho, dependiendo de la velocidad de enfriamiento (y, relacionado con esto, las tensiones de enfriamiento). La fracción transformada de 95% a la derecha de la línea horizontal de 80% (a 150°C) significa que se formó 80% de martensita y 15% de bainita, ya que manteniendo el acero mucho tiempo a esta temperatura, se corta la línea de la formación de bainita, la cual puede ser prolongada hasta debajo de 200°C. (según Payson y Klein).



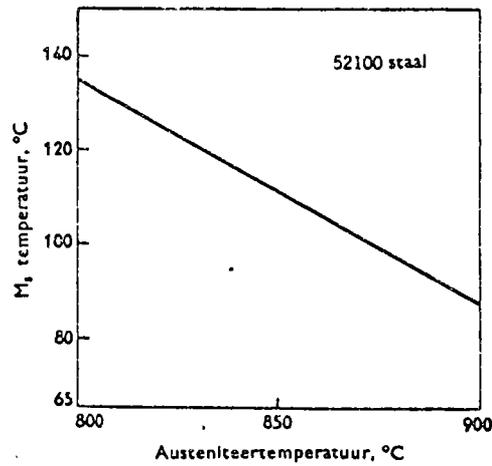
geausteniteerd = austenitizado

Fig. 3. Diagrama de transformación isotérmica (curva TTT) de un acero AISI-52100 (1.02%C, 1.41% Cr), austenitizado a la temperatura normal de templado 845°C (línea gruesa) y a una temperatura de 1070°C, suficientemente alta para disolver todos los carburos. La temperatura de 845°C produce un tamaño de grano muy fino (nº.9), mientras que el tratamiento a 1070°C resulta en un tamaño de grano nº.3. Se indican los valores de dureza Rockwell C. La dureza de templado RC 63 para el tratamiento a 1070°C representa una estructura de martensita y austenita suave (Atlas de los Diagramas Isotérmicos, US Steel Corp.).



onpgelost carbide = carburo no disuelto

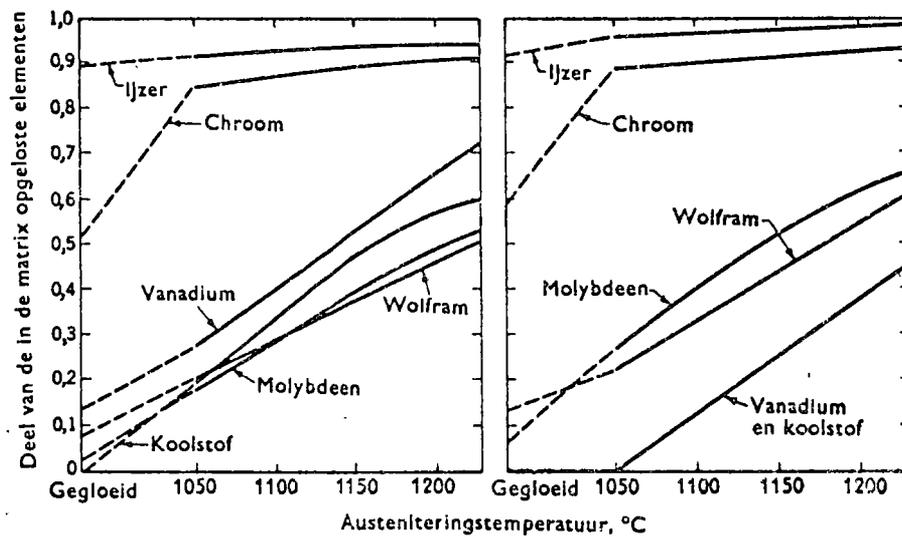
Fig. 5. Diagrama de transformación isotérmica (curva TTT) de un acero rápido 18-4-1 cuando se austenitiza a la temperatura usual de templado de 1290°C a partir de una estructura recocida. Durante el trayecto de la formación de martensita, un mantenimiento prolongado posibilita una formación de martensita, como se indica por el mayor porcentaje de transformación para tiempos largos (15 horas). La línea de trazos C_s indica aproximadamente el inicio de la precipitación de carburos a partir de una austenita sobresaturada antes de la reacción eutéctode.



staal = acero

austeniteertemperatuur = temperatura de austenitización

Fig. 4. La temperatura M_s de un acero 52100 (1% C, 1.25 Cr) en función de la temperatura de austenitización: mayor disolución de carbono reduce la temperatura M_s .



ijzer = fierro, hierro

koolstof = carbono

absica: temperatura de austenitización, °C.

gegloeid = recocido

ordenada: fracción del elemento

disuelta en la matriz

Fig. 6. Distribución de los elementos entre la matriz y los carburos en aceros rápidos M1 (izquierda) y M4. La mayoría de los carburos de cromo se disuelven a 1040°C; los carburos de vanadio, molibdeno y tungsteno se disuelven mucho más lentamente.

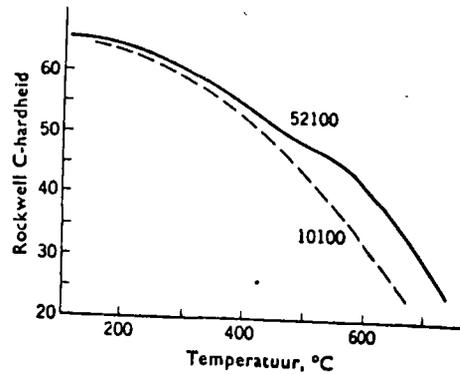
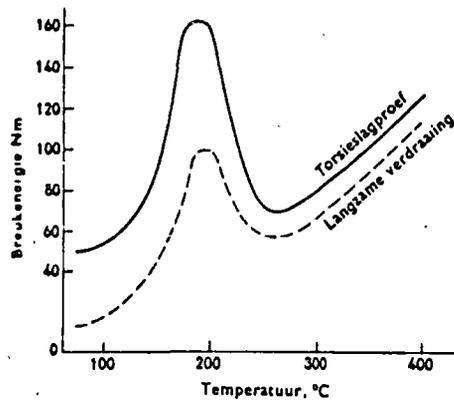


Fig. 7. Datos de revenido para un acero al carbono común, templado en agua desde 790°C y para un 52100 (1% C y 1.25% Cr) después de un templado en aceite desde 845°C. Para ambas curvas el tiempo de revenido fué de una hora.



Breukenergie = energía para fractura
 Torsieslagproef = prueba de torsión brusca
 Langzame verdraaiing = torsión lenta

Fig. 8. Energía necesaria para fracturar la estructura martensítica revenida en función de la temperatura de revenido. El acero para herramienta de 1.1% C se templó desde 790°C en agua salina y se revino una hora a la temperatura indicada. La energía de la fractura para las muestras deformadas lentamente se obtuvo por la integración del área debajo de la curva esfuerzo-deformación en torsión para cada muestra. El pico cerca de 190°C se debe probablemente a una reducción de las tensiones en la martensita, sin modificación de la austenita residual. Los valores bajos cerca de 260°C son el resultado de las tensiones inducidas debido a la transformación de la austenita residual en martensita durante el enfriamiento desde el tratamiento de revenido.

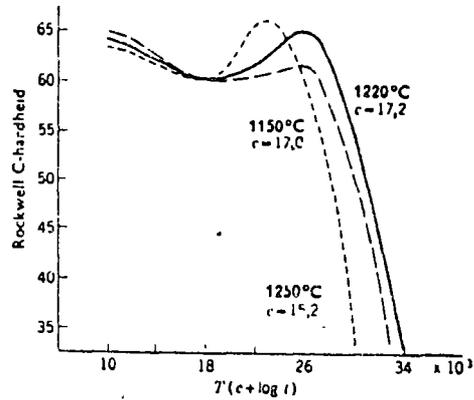


Fig. 9. Curvas de revenido de un acero rápido 6-5-4-2 (6% W, 5% Mo, 4% Cr, 2% V), austenitizado a tres diferentes temperaturas. La dureza de revenido se grafica en función del parámetro $T(c + \log t)$, en donde T es la temperatura de revenido, t el tiempo de revenido y c una constante para un acero determinado y una austenitización determinada. (Según Roberts, Grobe y Moersch).

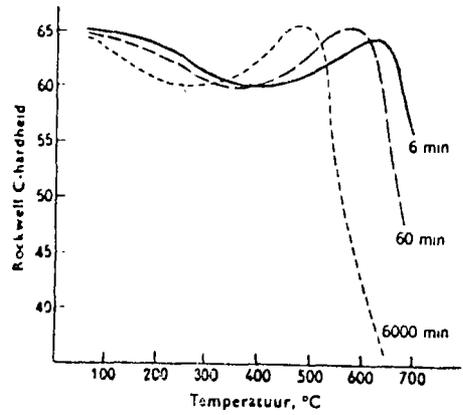


Fig. 10. Curvas de revenido para un acero rápido 18-4-1, templado en aceite desde la temperatura de templado usual de 1290°C. Se representan curvas de dureza después de un revenido de 6,60 y 6000 minutos. Se obtienen curvas de revenido casi idénticas para el acero 6-5-4-2 cuando se temple en aceite desde la temperatura usual de templado de 1220°C. (según Roberts, Grobe y Moersch).

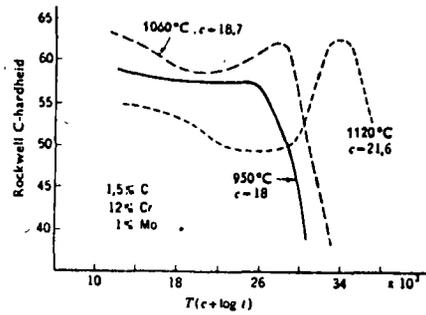
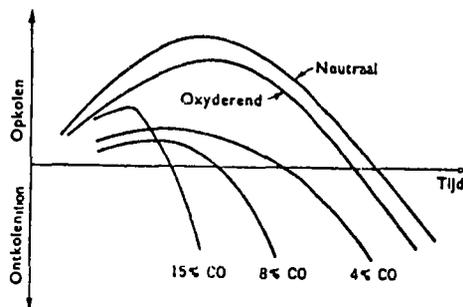
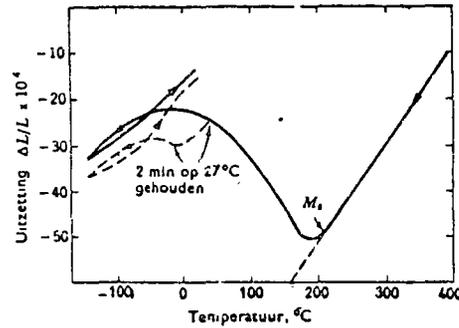


Fig. 11. Curvas de revenido de un acero para matrices, templable al aire, austenitizado a tres diferentes temperaturas, como indicado en cada curva. Se grafica la dureza de revenido en función del parámetro $T (c + \lg t)$, donde T es la temperatura de revenido, t el tiempo de revenido y c una constante para cada curva, con un valor dependiendo de la temperatura de austenitización. Un endurecimiento desde la menor temperatura no resulta en un endurecimiento secundario; el templado desde alta temperatura resulta en una dureza inicial baja debido a la austenita residual y luego en un endurecimiento secundario correspondiente. (según Roberts, Grobe y Moersch).



neutraal = neutro Oxyderend = oxidante
 opkolen = carburizar ontkolen = descarburizar

Fig. 12. Efectos del carbono en la superficie de un acero rápido sobre la temperatura de austenitización en diferentes atmósferas en función del tiempo. Una atmósfera neutra podría ser un gas completamente consumido sin exceso de oxígeno. Una atmósfera oxidante podría ser un gas consumido con exceso de oxígeno y los porcentajes variables de CO (monóxido de carbono) podrían ser atmósferas de gases consumidos con deficiencia de aire. Debido a eso, todas las atmósferas de esta gráfica esquemática contienen CO_2 , H_2O y además Co ó O_2 . (según Schlegel).

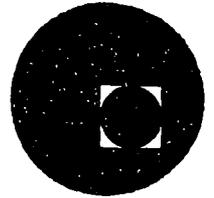


Uitzetting = dilatación
 2 min op 27°C = conservado 2 min. a 27°C

Fig. 13. Cambios volumétricos indicados por medio de dilataciones lineales durante el enfriamiento de un acero rápido 18-4-1 desde 1290°C. La línea continua representa las variaciones de longitud durante un enfriamiento continuo de 1290°C a 190°C. Una expansión empieza cerca de 207°C, temperatura que corresponde a M_s , y continúa hasta que toda la austenita queda transformada a martensita, cerca de -75°C. La línea de trazos representa un caso en el cual el enfriamiento de la muestra se interrumpió conservándola 2 min. a temperatura ambiente. Esto estabilizó marcadamente la austenita todavía presente, de modo que la transformación austenita-martensita no siguió hasta que la muestra alcance una temperatura de aproximadamente -75°C. En este último caso, las dimensiones indican en el caso de un recalentamiento a temperatura ambiente, que, aún en el caso de enfriamiento hasta -190°C, no se transformó toda la austenita (según Cohen).



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

Tema VI: Fundiciones

Capítulo 5: Defectos de Fundición

Ing. José Pappaterra Caballero

Junio-Julio, 1978.

METODO PARA LA SELECCION Y DETERMINACION DE MEDIDAS CORRECTIVAS EN DEFECTOS DE FUNDICION

Por JOSE PAPPATERRA
CABALLERO

Ing. Mec. Aer. y Mec. Elect.
Pringles 334 - B.º Gral. Paz
Córdoba - ARGENTINA

RESUMEN:

Este trabajo consta de dos partes: en la primera se describen los pasos necesarios para el desarrollo de una metodología aplicable a la selección de medidas o acciones correctivas para evitar defectos en piezas de fundición. En la segunda parte se esboza la aplicación del método a un caso práctico, y se ensaya principalmente un sistema de identificación de defectos, modificando la Clasificación Internacional de Defectos de Fundición, desarrollando una denominación numérica propia que permite describir con mayor precisión los defectos. Con esta base se establecen «especificaciones de los defectos», que facilitan la identificación fehaciente.

El cuadro número 1 es una aplicación que permite de un solo golpe de vista abarcar todos los elementos necesarios para arribar a la solución óptima del caso presentado.

PARTE I

ENUNCIADO Y DESARROLLO DEL METODO

1. INTRODUCCION

Para producir con la calidad adecuada de las fundiciones se debe ajustar la calidad al cumplimiento de exigencias normalizadas óptimas, sin sobrepasarlas ni quedar por debajo de las normas y especificaciones, puesto que, de producirse alguna de estas circunstancias, supone un encarecimiento o una inadecuación del producto.

Para mantenerse dentro de la calidad óptima se requiere un eficiente control sistemático desde las materias primas hasta la pieza terminada.

Consideráanse como defectos los fallos que se

presentan por incumplimiento de las especificaciones y normas aceptadas.

Por lo general, los defectos aparecen en piezas terminadas, y el control de las mismas permite detectar, en definitiva, las causas de las anomalías que éstas presentan, porque es posible por este medio la obtención del diagnóstico del defecto.

En los talleres de fundición, con harta frecuencia aparecen defectos en piezas que se funden en las mismas, constituyendo uno de los principales motivos de preocupación la obtención de piezas sanas.

De ordinario se le presenta al fundidor el problema de tener que adoptar las medidas correctivas adecuadas para prevenir, eliminar o por lo menos disminuir la importancia de defectos, situación ésta similar en cierto modo a la del médico, que una vez diagnosticada la enfermedad debe establecer, dentro del repertorio de medicamentos aplicables a esa enfermedad, cuál o cuáles son los remedios convenientes al enfermo, según sus posibilidades.

(*) Trabajo presentado a la Tercera Asamblea general del CENIM:

2. OBJETO

Este trabajo tiene por fin desarrollar un procedimiento racional y metódico que, dentro de ciertos límites, haga posible la selección de la acción correctiva más conveniente para cada caso particular.

Esta finalidad sólo se satisface empleando procedimientos que se basan en reglas generales, así como en principios de orden superior aplicados según un riguroso razonamiento.

La palabra «principio» se usa aquí para significar: «Ley o regla general adoptada para servir como guía de una acción, una base establecida de conducta o práctica.»

Precisamente la razón de este trabajo es la de establecer el camino a seguir para alcanzar el objetivo propuesto, desarrollando una metodología apropiada que para los casos importantes y complejos permita racionalmente seleccionar y determinar las medidas correctivas propias, adecuadas a las disponibilidades, circunstancias y medios existentes. Para los casos poco importantes y/o simples, proceder metódicamente también facilita y asegura la obtención de resultados óptimos.

3. LOS CASOS

Para conocer qué sucede y obtener una información útil con respecto a los defectos es necesario llevar un registro de los acontecimientos suficientemente importantes para obtener conclusiones que sirvan de guía a posteriores acciones.

De estos registros se puede deducir que podemos encontrarnos frente a cualquiera de las cuatro siguientes situaciones:

Caso A.—Determinar las medidas correctivas óptimas para un defecto que aparece en una determinada pieza.

Caso B.—Determinar las medidas correctivas óptimas para un defecto que aparece en distintas piezas.

Caso C.—Determinar las medidas correctivas óptimas para distintos defectos que aparecen en una misma pieza.

Caso D.—Determinar las medidas correctivas óptimas para distintos defectos que aparecen en distintas piezas.

Para el desarrollo del método sólo se tendrá en cuenta el caso A, debido a que los otros casos pueden reducirse a éste del siguiente modo:

Caso B.—El tratamiento es similar al caso A, pero los datos a consignar serán los correspondientes a las distintas piezas.

Caso C.—Deberá procederse con cada uno de los distintos defectos como en el caso A. Para la discusión de resultados únicamente se deberán tener en cuenta los comunes.

Caso D.—Deberá dividirse en tantos casos (A, B y C) como convenga, y se debe adoptar la discusión de resultados que corresponda.

4. ENUNCIADO DEL METODO

El método a desarrollar consiste en adoptar rigurosamente el siguiente proceso o marcha:

1.º Identificar lo más fehacientemente posible, con la debida distinción, el defecto en cuestión. (La identificación.)

2.º Establecer ordenadamente todas las acciones que tiendan a evitar el defecto. (Las acciones.)

3.º Determinar los factores restrictivos que influyen en las acciones. (Las restricciones.)

4.º Confrontar uno con uno cada factor restrictivo con cada acción. Aquellas acciones no compatibles serán consideradas no posibles para nuestro caso.

5.º Establecer los datos correspondientes a las acciones restantes. (Los datos.)

6.º Confrontar nuevamente una con una las acciones restantes con los datos, eliminando las acciones restantes no compatibles con los mismos. Las acciones que quedan son las soluciones posibles.

7.º Discutir las soluciones posibles para establecer la conveniencia y el orden de aplicación de las mismas. (La discusión.)

Continuamos, pues, con un análisis de los casos enunciados.

5. LA IDENTIFICACION

Mediante la identificación se establecen para cada defecto ciertos atributos que los hacen reconocibles, precisándolos de manera constante. Se trata, pues, de un procedimiento generador de orden.

La falta de identificación acarrea consecuencias que conducen a un estado de desorden y confusión, mientras que los procedimientos adecuados de identificación permiten eliminar riesgos de errores perjudiciales, malos entendidos, discusiones y pérdidas de tiempo.

Existen diversos procedimientos para la identificación. Son mejores los que dejan establecida con plena evidencia la identidad y la clara correspondencia entre el defecto y su denominación.

Esencialmente, la identificación se basa en:

1.º Adoptar una clasificación correcta que establezca las pautas de ordenamiento.

2.º Adoptar una nomenclatura y denominación adecuadas para la mejor distinción y fijación de las variantes.

3.º Establecer una correcta descripción para las variantes de los defectos.

a) CLASIFICACION DE LOS DEFECTOS DE FUNDICION

Los defectos de fundición pueden clasificarse en base a efectuar una división aplicando un sólo criterio o fundamento, o varios criterios combinados.

Los fundamentos de mayor empleo son:

1.º Según la naturaleza del defecto.

2.º Según el origen del defecto.

3.º Según las causas del defecto.

Se infiere que es posible establecer varias clasificaciones.

— Clasificación según la naturaleza del defecto

En primera instancia es posible agruparlos en:

1. Defectos con manifestaciones exteriores
2. Defectos ocultos.

Corresponden al grupo 1:

- A) Excrecencias.
- B) Cávidades al exterior.
- C) Piezas incompletas.
- D) Solución de continuidad.
- E) Dimensiones o formas incorrectas.
- F) Otros.

Corresponden al grupo 2:

- H) Cávidades en el interior.
 - I) Heterogeneidades o inclusiones.
 - J) Defectos detectables por ensayos.
 - K) Otros.

Esta clasificación permite determinar mejor qué defectos presentan las piezas producidas, por establecer una fácil identificación de los mismos, y de aquí la conveniencia para su aplicación en este trabajo.

La clasificación adoptada es similar en ciertos aspectos a la Clasificación Internacional de Defectos de Fundición.

— Clasificación según su origen

Está basada en las operaciones y medios empleados en la producción, por los cuales se pueden originar defectos.

Se suelen agrupar según:

1. Diseño

- A) Diseñar.
- B) Modelo.

2. Fusión

- A) Composición.
- B) Fundir.

3. Moldeo

- A) Cajas y aparejos.
- B) Arena de moldeo
- C) Machos.
- D) Moldear.

4. Colada

5. Varios

Esta clasificación es la establecida por la AFS y facilita la localización por la determinación de dónde se origina el defecto, con el fin de evitar la repetición de los mismos.

— Clasificación según las causas de los defectos

Ciertas propiedades físicas, químicas y estructurales de los elementos en juego, cuando no cum-

plen con lo requerido para la obtención de la pieza sana, son las causantes de los defectos de fundición.

Pueden agruparse en: propiedades correspondientes al contenido (metal), las correspondientes al contenedor (molde) y las derivadas de la acción molde-metal.

1. Metal

Defectos debidos a:

- A) La contracción (líquida y sólida).
- B) La colabilidad.
- C) Los gases del metal líquido.
- D) Propiedades físicas, químicas y estructurales, no acordes.
- E) Presión
- F) Otros.

2. Molde

Defectos debidos a:

- A) La permeabilidad.
- B) La resistencia.
- C) La colapsabilidad.
- D) La refractariedad.
- E) Las dimensiones no acordes.
- F) Otros.

3. Acción molde-metal

Defectos debidos a:

- A) Las reacciones molde-metal (carbono y óxido de hierro, etc.).
- B) El pintado.
- C) Los gases.
- D) Otros.

La clasificación según las causas es adecuada para su aplicación a los estudios de orden teórico, ya que permite un agrupamiento lógico en cuanto a los fenómenos generadores de defectos se refiere.

Además existen otras clasificaciones bases de estudios teóricos sobre defectos de fundición.

b) NOMENCLATURA, DENOMINACION Y DESCRIPCION

La nomenclatura y denominación adecuadas son las que permiten una correcta distinción y fijación de las variantes significativas.

Existen indicios tales como: la forma, aspecto, orientación, cantidad, tamaño, extensión, ubicación, que caracterizan a cada defecto y que establecen la distinción que existe entre ellos, para lo cual es necesario describirlos claramente y con cierto grado de precisión.

Cada uno de los indicios importantes que caracterizan al defecto debe ser descrito, y resulta de más valor si se emplea sólo una determinada terminología en base a adoptar términos y la defini-

ción de los mismos, pues de este modo proporciona siempre la misma información y no está sujeta a interpretaciones erróneas.

Por otra parte, es conveniente reunir ordenadamente las descripciones de los indicios pertenecientes a un determinado defecto, acompañadas de las correspondientes figuras, fotografías, etc., a fin de establecer la identificación del defecto.

Agrupando estas descripciones de los defectos con denominación numérica se obtiene un clasificador que tiene la ventaja de orientar rápidamente, por cuanto presenta ordenadamente, para cada tipo de defecto, sus variantes.

En cuanto a la denominación numérica, es posible asignar un número que corresponda a cada indicio o característica, obteniéndose de este modo una cifra propia para cada defecto, y además permiten reproducirlas invariablemente siempre que intervienen tales características.

Constituye el procedimiento más adecuado por las siguientes ventajas:

- Por la elasticidad para alcanzar el grado de detalle necesario.
- Por su uso en series continuas, prácticamente sin límites.
- Por ocupar su anotación espacio reducido.
- Por la claridad y facilidad en la lectura.
- Por la rapidez en la registración, enunciación y transcripción, además de la sencillez en la confrontación.
- Por facilitar la agrupación por características similares y, por ende, la investigación y detección de determinados aspectos, circunstancias, etc.
- Por la facilidad mnemotécnica.
- Por la facilidad en controles estadísticos.

6. LAS ACCIONES

La experiencia y la investigación han establecido las causas que originan los defectos y las acciones que permiten contrarrestarlas.

1.º Acciones que disminuyen o eliminan las causas que originan los defectos.

Por ejemplo:

- Si el defecto se debe a la contracción del metal, la acción puede ser: emplear otra aleación que contraiga menos.
- Si el defecto se debe a la falta de colabilidad del metal, la acción puede ser: emplear otra aleación que cuele mejor, o aumentar la temperatura.

2.º Acciones que facilitan la eliminación de los factores que se oponen a las causas.

Por ejemplo:

- Si el defecto se debe a la contracción del metal, la acción puede ser: aumentar la compresibilidad del molde o macho moldeando en verde, introducir huecos, atacar menos

duro, incorporar a la arena materias compresibles, etc.

- Si el defecto se debe a la falta de colabilidad, la acción puede ser: calentar el molde, etcétera.

3.º Acciones para reforzar las zonas débiles.

Por ejemplo:

- Si el defecto se debe a la contracción del metal y presenta fractura irregular en zonas sometidas a esfuerzos por esta causa, la acción puede ser: introducir nervaduras, acuerdos progresivos entre distintos espesores, etc.
- Si el defecto se debe al desplazamiento de machos, la acción puede ser: colocar soportes, etc.

4.º Acciones en base a modificar métodos, sistemas y otras.

- Por cambio a molde o macho cáscara.
- Por empleo de inoculantes.
- Otros.

7. RESTRICCIONES

Designaremos «restricciones» a las condiciones limitativas en que se desenvuelven las acciones y que por lo general no están al alcance del que las ejecuta el modificarlas. Como guía para la posible detección de las restricciones se agrega la siguiente lista, y el examen de la misma puede sugerir las correspondientes o propias del caso que se estudia.

1.º Limitaciones de orden técnico:

- A introducir modificaciones a las especificaciones.
- En los medios y procedimientos a emplear.

2.º Limitaciones de orden económico.

3.º Limitaciones de orden financiero.

4.º Otras limitaciones:

- En cantidad.
- En tiempo.
- Cronológicas.
- Etcétera.

8. LOS DATOS

En este grupo consignaremos las magnitudes, resultados, etc., de las acciones realizadas para la obtención de la pieza de fundición.

Los datos a consignar en la aplicación del método deben ser solamente los necesarios y suficientes para evitar aquellos trabajos y pérdidas de tiempo innecesarios.

Es conveniente obtener solamente aquellos datos referentes a las acciones restantes al confron-

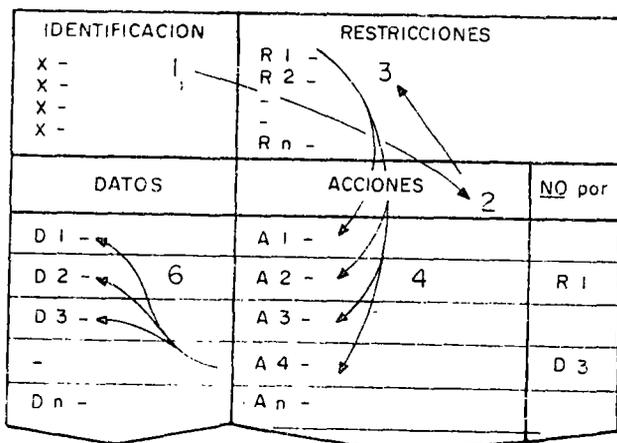


Fig 1. Disposición y secuencia en el proceso para detectar las acciones posibles.

tamiento entre las acciones y las restricciones, de modo tal que si una de las acciones restantes consiste en elevar la temperatura del metal a colar, el dato deberá ser la temperatura a que se cuela éste. Si dicha temperatura ya es elevada, la acción de elevar la temperatura no es posible.

Si, por ejemplo, la acción consiste en inclinar el molde, el dato es la posición del molde, y además, según el caso, puede ser necesaria también la geometría de la pieza.

9. PROCEDIMIENTO

Para seguir el método es conveniente, sobre todo en los casos complicados, proceder de la siguiente manera:

Disponer las acciones, restricciones, datos, etcétera, según lo indica la figura 1, y proceder de acuerdo a la siguiente secuencia:

1.º Identificar el defecto.

2.º Establecer el listado de acciones correspondientes A1, A2..., An.

3.º Determinar las restricciones existentes R1, R2..., Rn.

4.º Confrontar cada restricción R1, R2..., Rn con cada acción A1, A2..., An, anulando aquellas que no son posibles, por ejemplo la A2 en figura 1.

5.º Establecer los datos D1, D2..., Dn correspondientes a las acciones A1, A2, A4..., etc.

6.º Confrontar cada dato D1, D2..., Dn con cada acción A1, A2..., An, etc., anulando aquellas que no resulten posibles, por ejemplo la A4.

7.º Discutir las soluciones posibles A1, A3..., etcétera.

10. DISCUSION DE RESULTADOS

El número de acciones posibles está relacionado con el número de acciones que tienden a evitar el defecto, compatibles con las restricciones y las acciones ya efectuadas (datos).

De la aplicación de esta confrontación puede resultar que son aplicables: ninguna, una, dos o más acciones posibles.

- Si ninguna acción es posible, significa: que es necesario modificar o revisar las restricciones.
- Si sólo una acción es posible, significa: que la acción es única, salvo que se modifiquen las restricciones.
- Si dos o más acciones son posibles, significa, según el caso:

- que deben aplicarse simultáneamente todas las acciones, o
- que deben aplicarse simultáneamente parte de las acciones, para lo cual hay que determinar y aplicar la o las soluciones óptimas.

PARTE II

APLICACION

1. PLANTEO

Con el fin de establecer la acción correctiva más conveniente, aplicamos el método propuesto en la parte I, caso A, para una pieza que presenta una fractura en caliente. No se describen detalles y circunstancias en que se produce el defecto, con el fin de evitar la repetición del enunciado de los mismos, de modo que los iremos incorporando a medida que sea necesario.

Se presenta un ejemplo poco complejo que permite mostrar un esquema simple del método.

La aplicación del método se justifica para una producción de cierto volumen y variedad; se supone estar comprendido en tal situación.

2. IDENTIFICACION

A los fines de la identificación, previamente se realizan los siguientes pasos:

1.º Describir los mecanismos de formación del grupo de defectos: solución de continuidad.

2.º Establecer el significado de ciertas palabras y frases clave para la correcta descripción.

3.º Estructurar el clasificador:

- Adoptando una clasificación de los defectos.
- Estableciendo los factores que los definen.
- Describiendo los factores.
- Asignando un número característico a cada clase y factor.
- Reuniendo en la especificación correspondiente a cada defecto la descripción de los factores para establecer la denominación numérica.

4.º Por último, por medio de un cotejo entre los defectos con las especificaciones, se identifican los defectos.

A continuación, y como ejemplo, se realizan los pasos necesarios para la correcta identificación.

a) MECANISMOS DE FORMACION DEL DEFECTO

Solución de continuidad

1.º Las roturas se producen porque los esfuerzos han vencido la resistencia del material, y pueden ocurrir a distintas temperaturas (alta, mediana o baja). Los esfuerzos pueden generarse por dificultades a la libre contracción durante la solidificación y enfriamiento de la pieza, o por maltrato (choque). Las dificultades pueden originarse por la excesiva rigidez del molde, del macho o por diferencia de enfriamiento debidas a la forma, espesor, etc.

2.º Las separaciones por falta de unión se deben a la acción de los óxidos superficiales de las corrientes de alimentación o por corte de la misma.

b) TERMINOLOGIA ADOPTADA

A los efectos de la confección de las descripciones del clasificador, emplearemos las palabras con el sentido que se establece a continuación:

- **Hendidura:** Abertura prolongada (alargada) en un cuerpo sólido (pieza).
- **Grieta:** Hendidura poco profunda que se forma en la superficie (piel).
- **Fractura:** Hendidura (rotura) producida por esfuerzos.
- **Abertura:** Hendidura, grieta, fractura.
- **Pieza fragmentada:** Cuando presenta hendiduras que la dividen en partes separadas.
- **Pieza unida con hendiduras:** Cuando las hendiduras no alcanzan a separar la pieza en partes.
- **Muy caliente:** Temperatura un poco por de-

bajo de la temperatura de solidificación del metal.

- **Medianamente caliente** (o temperaturas intermedias): Es la temperatura a la cual la aleación puede soportar esfuerzos más o menos elevados.
- **Temperatura baja:** Vecina a la temperatura ambiente.

c) CLASIFICACION NUMERICA

1.º Clasificación adoptada

Fundamento de la división	Denominación genérica del defecto	Cifra clave
Defectos con manifestaciones externas en la pieza	Excrecencias	1000
	Cavidades externas	2000
	Piezas incompletas	3000
	Solución de continuidad.	4000
	Dimensiones o formas incorrectas	5000
	Otros.	9000
Defectos con manifestaciones internas o intrínsecas en la pieza.	Cavidades internas.	6000
	Heterogeneidades.	7000
	Propiedades mecánicas, físicas, etc., no conformes	8000
	Otros.	9000

2.º Agrupamiento

Contenido del grupo 4000

En este grupo se incluyen los defectos en piezas que, aunque bien constituidas, están caracterizadas por la falta de unión del metal en el cuerpo de la pieza.

3.º Descripción de factores

DESCRIPCION DEL FACTOR ESTRUCTURA DEL DEFECTO

Corresponde al segundo lugar de la denominación numérica 4 X..

	Forma	Tamaño	Cantidad
1	Fractura irregular según los granos. Con bordes o labios algo deformados, no redondeados y, por lo general, sensiblemente separados	De cierta magnitud y profundo.	Por lo general, único o en reducido número
2	Fractura irregular según los granos. Con bordes o labios coincidentes, no redondeados, por lo general sección separada.	En una sección de la pieza	Por lo general, único.
3	Grietas irregulares según los granos. Con bordes o labios algo deformados, no redondeados y, por lo general, sensiblemente separados	Relativamente pequeñas	Múltiples
4	Grietas irregulares por falta de unión (o arrugas). Con bordes o labios más o menos redondeados, por lo general acompañados de capas de óxido.	Relativamente pequeñas y de mediana longitud	De múltiples a reducido número.
5	Hendidura pasante por falta de unión. Con bordes o labios redondeados, coincidentes y juntos.	Toda una sección.	Única.

DESCRIPCION DEL FACTOR ASPECTO DEL DEFECTO

Corresponde al tercer lugar de la denominación numérica 4 . X .

	Aspecto de la sección de la abertura
1	Granuloso, grosero, algunos granos arrancados, coloreados (azulados) por la oxidación en caliente (muy caliente).
2	Granuloso, granos algo arrancados, coloreados por la oxidación en caliente (azulados) (muy caliente.)
3	Granuloso, rotura neta, coloreados por la oxidación en caliente (medianamente caliente) (azulado poco pronunciado).
4	Granuloso, rotura neta, de aspecto metálico sin colorear (Temperatura baja.)
5	Liso, neto, de la misma coloración que la piel de la pieza.

DESCRIPCION DEL FACTOR UBICACION DEL DEFECTO

Corresponde al cuarto lugar de la denominación numérica 4 . . X

	Lugar	Localización y/o posición
1	En la zona de enfriamiento más lento que el resto de la pieza, en las masividades o «equivalencias de masividad» locales, en los enlaces entre partes de la pieza (profundos).	Perpendicular al sentido de los esfuerzos de contracción.
2	En la zona donde intensas sollicitaciones internas sobrepasen a la resistencia del material (toda la sección).	La sección más débil, perpendicular a los esfuerzos de contracción.
3	En la superficie (superficiales).	Perpendicular al sentido de los esfuerzos de contracción.
4	En la confluencia o unión de corrientes líquidas que forma el metal al llenar el molde.	Generalmente, en un plano vertical con respecto a la posición de llenado.
5	Cualquiera.	Según un plano horizontal con respecto al plano de llenado.

4.º Especificaciones

Especificación del defecto 4111 (figura 2)

1. Estructura: Fractura irregular según los granos. Con bordes o labios: Algo deformados, no redondeados y, por lo general, sensiblemente separados.
2. Tamaño: De cierta magnitud y profundo.
3. Cantidad: Por lo general, único, o en reducido número.
4. Aspecto de la sección de la abertura: Granulosa, grosera, granos arrancados, coloreados por la oxidación en caliente (azulados) (muy caliente).
5. Lugar: En la zona de enfriamiento más lento que en el resto de la pieza, en las masividades o equivalencias de masividad locales, en los enlaces entre partes de la pieza (profundos).
6. Localización y/o posición: Perpendicular al sentido de los esfuerzos de contracción.

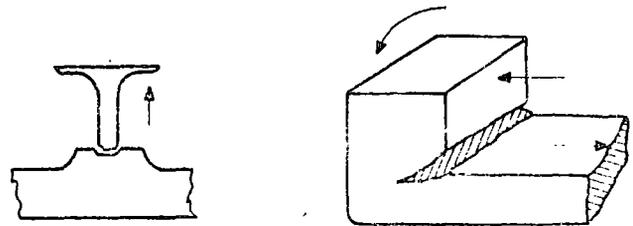


Fig. 2. Defecto 4111.

Especificación de los defectos 4232 y 4242

1. Estructura: Fractura irregular según los granos. Con bordes o labios: Coincidentes, no redondeados, por lo general sección separada.
2. Tamaño: Una sección de la pieza.
3. Cantidad: Por lo general, único.
4. Aspecto de la sección de la abertura: Para 4232: Granulosa, rotura neta, coloreados por la oxidación en caliente (media-

namente caliente), azulado poco pronunciado.

Para 4 2 4 2: Granulosa, rotura neta, de aspecto metálico, sin colorear (temperatura baja).

5. Lugar: En la zona donde intensas sollicitaciones internas sobrepasan la resistencia del material (toda la sección).
6. Localización y/o posición: La sección más débil, perpendicular a los esfuerzos de contracción.

Especificación del defecto 4 3 2 3 (figura 3)

1. Estructura: Grietas irregulares según los granos. Con bordes o labios algo deformados, no redondeados y, por lo general, sensiblemente separados.
2. Tamaño: Relativamente pequeños.
3. Cantidad: Múltiples.
4. Aspecto de la sección de la abertura: Granulosa, granos algo arrancados, coloreados por la oxidación en caliente (azulados) (muy caliente).
5. Lugar: En la superficie (superficiales).
6. Localización y/o posición: Perpendicular al sentido de los esfuerzos de contracción.

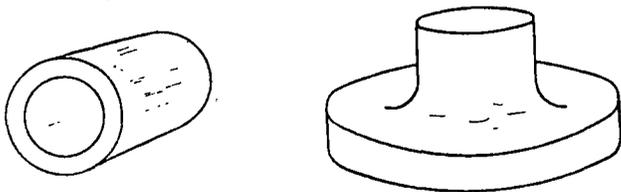


Fig. 3 Defecto 4 3 2 3.

5. Lugar: En la superficie (superficiales), a lo largo de la confluencia o unión de corrientes líquidas que forman el metal al llenar el molde.
6. Localización y/o posición: Generalmente en un plano vertical con respecto a la posición de llenado.

Especificación de los defectos 4 5 5 4 y 4 5 5 5 (figura 5)

1. Estructura: Hendidura pasante por falta de unión. Con bordes o labios redondeados y, por lo general, coincidentes y juntos.
2. Tamaño: Toda una sección.
3. Cantidad: Única.
4. Aspecto de la sección de la abertura: Lisa, neta, de la misma coloración que la piel de la pieza.
5. Lugar:
 - Para 4 5 5 4: En la confluencia o unión de corrientes líquidas que forma el metal al llenar el molde.
 - Para 4 5 5 5: Cualquiera.
6. Localización y/o posición:
 - Para 4 5 5 4: Generalmente en un plano vertical con respecto a la posición de llenado.

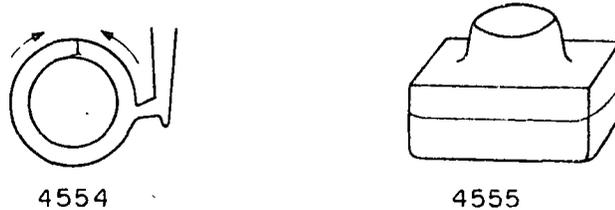


Fig. 5. Defectos 4 5 5 4 y 4 5 5 5.

Especificación del defecto 4 4 5 4 (figura 4)

1. Estructura: Grietas por falta de unión (o arugas). Con bordes o labios más o menos redondeados, por lo general acompañado con capas de óxido.
2. Tamaño: Relativamente pequeñas y de mediana longitud.
3. Cantidad: De múltiples a reducido número.
4. Aspecto de la sección de la abertura: Lisa, neta, de la misma coloración que la piel de la pieza.

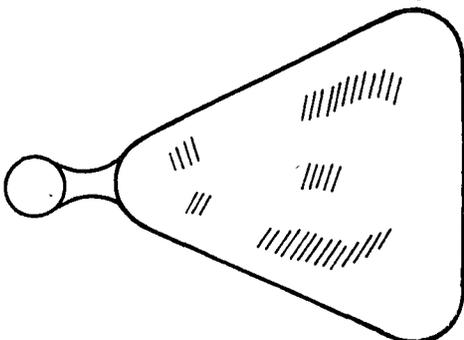


Fig. 4 Defecto 4 4 5 4.

3. APLICACION (ver cuadro número 1)

Establecida la identificación del defecto por medio del cotejo del especificador con aquél y que determine el defecto, es el defecto 4 1 1 1.

En la bibliografía (1) se pueden determinar las acciones correctivas A1..., A28 correspondientes. Se consignan las restricciones R1..., R5.

Luego se deduce:

Que A1 (modificar la composición química) no es aplicable por R1, que establece la imposibilidad de modificar especificaciones.

Que A2 (atacar menos duro), si bien no está afectado por las restricciones, no es posible realizar, por cuanto el atacado es normal.

Y así sucesivamente.

Resultado

De este análisis se deduce que sólo A5 (aumentar espesor...), A9 (retirar arena que se opone a la contracción...), A18 (colocar enfriadores) y A19 (retirar la arena que rodea la zona, inmediatamente después del colado) son posibles. Las acciones A9 y A19 son una misma cosa.

CUADRO NUMERO 1

Identificación	Restricciones		
4. Solución de continuidad. 1 Fractura irregular. 1 Granulosa azulada. 1 Perpendicular a los esfuerzos de contracción.	R 1. Piezas por encargo (sin posibilidad de modificar especificaciones). R 2. Cantidad restringida de piezas. R 3. Plazo perentorio de entrega. R 4. Procedimiento único. R 5. No pueden tomarse medidas que afecten otras piezas.		

Datos	Acciones	No por	Observaciones
D 1 - (A 2). Atacado normal. D 2 - (A 4). Moldeo en verde. D 3 - (A 5). Pequeño espesor entre travesaño y zona de rotura D 4 - (A 6). No hay problemas por los machos. D 5 - (A 7). El diseño de la pieza no permite la previsión de espacios huecos en el molde. D 6 - (A 10, A 11, A 12). No hay problemas por las coladas. D 7 - (A 14). No se emplean coquillas. D 8 - (A 17). Los canales de colada se hallan distantes de la zona de rotura. D 9 - (A 21). Los canales de colada se hallan cerca de las partes delgadas. D 10 - (A 22). Se cuela por parte delgada. D 11 - (A 23). Única pieza en el molde D 12 - (A 24). Buena desoxidación. D 13 - (A 26) Tenores de S y P reducidos	A 1. Modificar la composición química (menos contracción). A 2. Atacar menos duro. A 3. Utilizar arena magra que endurezca (heno) al secar. A 4. Moldear de preferencia en verde. A 5. Aumentar el espesor de la capa de arena entre partes peligrosas y los travesaños de cajas, armaduras, linterna, etc. A 6. Rodear los machos de materias comprensibles. A 7. Prever espacios huecos en los moldes y machos. A 8. Prever conductos de agua en los moldes. A 9. Retirar la arena que se opone a la contracción de la pieza en la proximidad de los lugares peligrosos de la pieza. A 10. Retirar la arena que rodea las coladas susceptibles de crear oposición a la contracción de la pieza. A 11. Romper las coladas que crean oposición a la contracción. A 12. Retirar el metal sobrante de las coladas y que se expande sobre el molde. A 13. Modificar composición química (mayor conductibilidad). A 14. Calentando las coquillas. A 15. Estufando los moldes de arena. A 16. Colar en moldes calientes. A 17. Distanciar de la zona los canales de colado. A 18. Colocar enfriadores. A 19. Retirar inmediatamente después del colado la arena que rodea la zona. A 20. Enfriar por medio de conductores de agua. A 21. Acercar los canales de colado a las zonas delgadas A 22. Colar por las partes delgadas. A 23. Colocar las masas calientes en la proximidad de zonas delgadas. A 24. Purificar perfectamente la aleación (desoxidar). A 25. Agregar elementos especiales A 26. Reducir los tenores de fósforo y azufre. A 27. Prever nervaduras y refuerzos (modificar diseño). A 28. Utilizar acuerdos progresivos (modificar diseño).	R 1 D 1 R 4 D 2 D 4 D 5 R 3 D 6 D 6 D 6 R 1 D 7 R 4 R 4 D 8 R 3 D 9 D 10 D 11 D 12 R 5 D 13 R 1 R 1	Las acciones correctivas se agrupan de la siguiente manera. 1. La acción A 1 tiene por objeto disminuir la contracción lineal de la aleación. 2. Las acciones A 2 a A 12 tienen por objeto reducir la oposición ejercida por los moldes y machos a la contracción. — De la A 2 a la A 8, por aumento de la compresibilidad de la arena — De la A 9 a la A 12, por desprendimiento parcial después del colado de la arena que rodea a la pieza 3. Las acciones A 13 a la A 23 tienen por objeto aumentar la resistencia de las zonas dobles. — De la A 13 a la A 23, reduciendo la anisotermia en la pieza durante el enfriamiento — De la A 24 a la A 26, mejorando la resistencia propia de la aleación a alta temperatura. — De la A 27 a la A 28, reducir las sollicitaciones internas por una mayor sección.

4. CONCLUSIONES

1. De la parte I (Teoría)

Que es posible desarrollar un método racional para la detección de acciones correctivas.

2. De la parte II (Aplicación)

Que siguiendo el método propuesto es posible detectar racionalmente las acciones correctivas óptimas.

Que es necesario y conveniente desarrollar un sistema de identificación más adecuado en base a las ya existentes, y si fuera posible, es deseable que tuviera alcance internacional.

5. BIBLIOGRAFIA

1 Bousard, F.: «Défauts de Fonderie». Edit Dunod.



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

TEMA IV: TRATAMIENTOS TERMICOS DEL ACERO

CAPITULO 6: LOS TRATAMIENTOS TERMOMECHANICOS

ING. JOSE PAPPATERRA CABALLERO

DR. YVAN HOUBAERT IRMEN

JUNIO, 1978.

cia mecánica teórica es igual aproximadamente a $(0,1 - 0,5) E$, donde E es el módulo de la elasticidad normal. La resistencia mecánica real es decenas y, a veces, centenares de veces menor. Dicho de otro modo, en los metales modernos se utiliza una parte insignificante de su posible resistencia.

Hasta hace poco, se consideraba que el proceso de deformación plástica consistía en el desplazamiento simultáneo de los planos cristalinos uno respecto a otro. Esta representación se relaciona con la gran magnitud de los esfuerzos indispensables para vencer los enlaces atómicos en los planos de deslizamiento. Hoy día, es universalmente admitida la teoría, conforme a la cual el desplazamiento no transcurre instantáneamente, sino por etapas sucesivas (por relevos).

En los sectores de disposición de las dislocaciones, como resultado de la distorsión de la red cristalina se forman zonas de deslizamiento simplificado. Basta un esfuerzo de cizallamiento relativamente pequeño para provocar en tal sector el desplazamiento de los planos cristalinos a una distancia interatómica. Este desplazamiento va acompañado del traslado de la zona de deslizamiento simplificado en la dirección o contra la dirección de la acción de la fuerza. En el nuevo lugar de la disposición de la zona, a su vez, transcurre el desplazamiento a una distancia interatómica que va acompañado de un nuevo traslado de la zona de deslizamiento.

De este modo, la zona de deslizamiento, trasladándose sucesivamente en dirección de la acción de la fuerza, provoca el desplazamiento de todo el plano cristalino a una distancia interatómica. Si la fuerza continúa actuando, el fenómeno se reitera varias veces y tiene lugar un *macrodesplazamiento* de los planos cristalinos.

Evidentemente que este desplazamiento sucesivo que exige sólo la ruptura *local* de los enlaces atómicos transcurre bajo la acción de la fuerza muchas veces menor que la fuerza indispensable para desplazar simultáneamente a la vez todo el plano cristalino.

El mecanismo descrito del surgimiento y propagación del desplazamiento es la causa fundamental de la reducida resistencia mecánica real de los metales, en comparación con la teórica.

El traslado del área de deslizamiento simplificado continúa hasta que la dislocación sale a la superficie del bloque cristalino o topa con algún obstáculo (aglomeración de átomos ajenos de impurezas, dislocación dispuesta perpendicularmente, dislocación de disposición igual, pero de otro signo). Las dislocaciones de diferentes denominaciones al chocar una con otra, se extinguen recíprocamente.

De aquí se deduce que el aumento del número de heterogeneidades, es decir, el aumento de la cantidad de impurezas y del número de distorsiones de la red cristalina, así como el afino de los bloques cristalinos endurecen el metal creando obstáculos en el camino del desplazamiento de las dislocaciones y bloqueando su propagación.

Las dislocaciones son regularmente inherentes de cualquier metal y surgen en enormes cantidades. La densidad media de la distribución de dislocaciones en los aceros es de $10^8 \div 10^{10} \text{ cm}^{-2}$.

Las causas del surgimiento de las dislocaciones son muy diversas. A estas se refieren: el acuanamiento de las capas cristalinas sobantes, los así llamados extraplanos (*dislocaciones lineales*), el desplazamiento espiral de los planos cristalinos uno respecto a otro (*dislocaciones helicoidales*). Una variedad de las dislocaciones son las lagunas, es decir, la ausencia de átomos en el todo de las redes cristalinas, así como la inclusión de átomos ajenos entre los nudos. Las distorsiones locales de la red tienen lugar al aplicar cargas exteriores, así como en las zonas de acción de las tensiones internas.

El surgimiento de dislocación puede provocar la aparición de nuevas dislocaciones en los sectores contiguos. Existen fuentes de surgimiento espontáneo de dislocación: dos dislocaciones lineales compatibles forman un generador de dislocación que actúa continuamente (fuentes de Frank, etc.).

Los trabajos sobre la creación de materiales extrarresistentes se basan en la representación moderna de las *dislocaciones* (distorsiones locales de las redes átomo-cristalinas espaciales), como la causa de origen de la divergencia que se observa entre la resistencia mecánica real de los metales y la teórica predicha sobre la base de la magnitud de los enlaces atómicos en las redes cristalinas. La resis-

Existen dos caminos fundamentales para aumentar la resistencia mecánica de los metales:

- 1) la eliminación o el reducimiento del número de dislocaciones (creación de metales de estructura cristalina homogénea correcta);
- 2) aumento del número de heterogeneidades (creación de obstáculos que frenen el desarrollo y la propagación de las dislocaciones).

Las posibilidades del primer procedimiento son bastante limitadas, ya que una estructura indecible puede obtenerse sólo en materiales muy puros y en volúmenes muy pequeños que excluyen el surgimiento y desarrollo de dislocaciones. En condiciones de laboratorio suelen obtenerse cristales delgaditos (de 0,05—2 μ de espesor) filiformes de varios milímetros de longitud (llamados

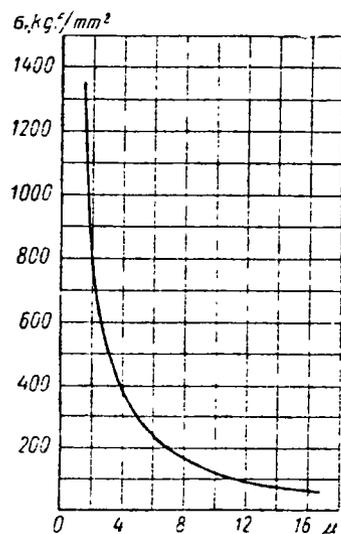


Fig. 93. Resistencia mecánica de las agujas de hierro (kgf/mm^2) en función del diámetro (μ)

agujitas); que poseen una resistencia mecánica extraordinaria. El cristal filiforme del hierro tiene una resistencia a la rotura de 1350 kgf/mm^2 , lo que es aproximadamente 100 veces mayor que el límite de rotura del hierro ordinario técnico y 10 veces mayor que la resistencia de los aceros aleados de calidad. Al mismo tiempo, las agujitas poseen características elásticas muy elevadas. El alargamiento elástico de las agujitas de hierro alcanza el 5%, mientras que en el hierro técnico éste sobrepasa un 0,01%.

La resistencia mecánica elevada y la elasticidad de las agujitas está relacionada con la pureza de sus materiales y con la correcta

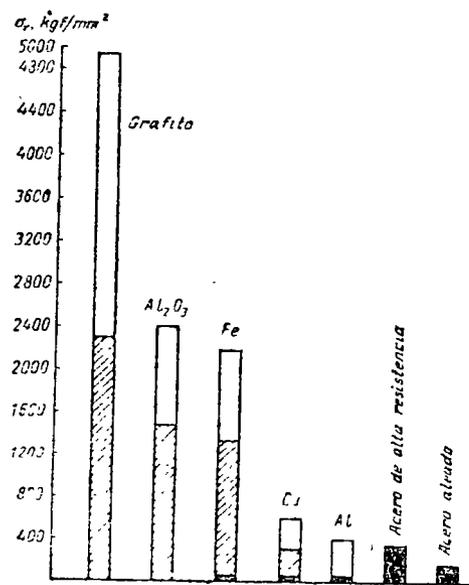


Fig. 94. Resistencia mecánica teórica de los materiales (rectángulos blancos), resistencia mecánica de las agujas (rectángulos rayados) y resistencia mecánica técnica real (rectángulos ennegrecidos)

estructura cristalina. El desarrollo de las dislocaciones en las agujitas prácticamente es imposible, debido a que su diámetro es menor que la extensión media de las dislocaciones. Con el aumento del diámetro la resistencia mecánica de las agujitas cae bruscamente (fig. 93), debido a la aparición de dislocaciones.

Las agujitas se obtienen también de materiales no metálicos (grafito, óxido de aluminio Al_2O_3 , óxido de silicio SiO_2 , carburo de silicio SiC); su resistencia mecánica es aún mayor que la de las agujitas metálicas (fig. 94).

La resistencia mecánica de las agujitas es un 50—60% de la teórica. No obstante, el empleo técnico de los cristales filiformes es difícil por sus pequeñas dimensiones.

Tal vez, el único procedimiento real de utilizar los cristales filiformes es la creación de materiales compósitos compuestos de agujitas colocadas en orden orientado en una matriz metálica (por ejemplo, de aluminio) o de plástico. Si las agujitas tienen una longitud suficiente para adherirse sólidamente con las matrices (por la superficie lateral de las agujitas), entonces puede utilizarse en considerable medida su resistencia mecánica. La resistencia mecánica de los materiales compósitos que contienen, en peso, un 40—50% de agujitas constituye aproximadamente el 30% de la resistencia de las agujitas. Así, la composición de agujitas de zafiro (Al_2O_3) y de aluminio metálico tiene una resistencia mecánica de 500—600 kgf/mm^2 .

Estos materiales son muy caros (su coste es aproximadamente igual al precio del platino); se emplean limitadamente para construcciones especiales.

El segundo camino es de más perspectiva por tender al aumento del grado de heterogeneidad y número de heterogeneidades. La primera etapa en este camino son la aleación y el tratamiento térmico, cuyo efecto endurecedor, en esencia, se reduce a aumentar la densidad de las dislocaciones.

Los ulteriores éxitos en la creación de aceros resistentes están relacionados con que en algunos aceros aleados de múltiples componentes (con un contenido total relativamente pequeño de adiciones de aleación) durante el enfriamiento desde la temperatura de transformación de la austenita en un determinado intervalo de temperaturas (450—550° C) no se observa la desintegración de la austenita, acompañada de la formación de mezclas sólidas ferrito-cementíticas. Por consiguiente, en este intervalo de temperaturas el acero queda un tiempo ilimitado en estado plástico: éste puede forjarse, estamparse y laminarse.

Esto puso principio al procedimiento termomecánico de tratamiento que representa la combinación de los procesos de tratamiento térmico y deformación plástica.

El tratamiento termomecánico a baja temperatura (TTBT) consiste en una deformación plástica intensiva del acero en el intervalo de temperatura del estado austenítico estable.

Este proceso (fig. 95, a) consta del calentamiento a esta 900—1000° C, el rápido enfriamiento hasta 450—550° C. La deformación plástica reiterada a esta temperatura con gran grado de def

(hasta un 90%), del temple martensítico y el revenido a la temperatura de 250—400° C.

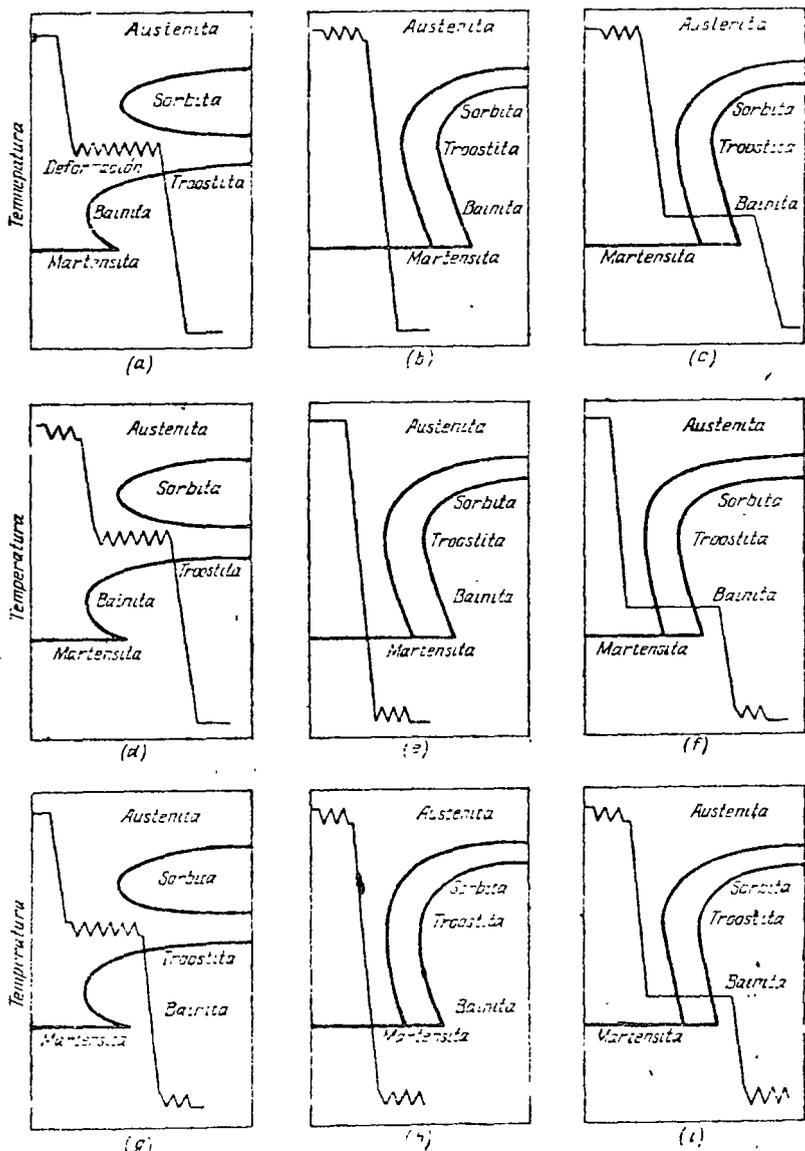


Fig. 95. Esquemas del tratamiento termomecánico (en los diagramas de desintegración isotérmica de la austenita: temperatura — tiempo)

Al tratamiento termomecánico a baja temperatura se someten los aceros de la siguiente aproximadamente composición química: 0,4—0,6% de C; 1—1,5% de Ni; 0,7—1,5% de Mn; 1—1,5% de Si;

1—3% de Cr y 0,5—1,5% de Mo, que poseen el intervalo de temperatura indicado del estado estable de la austenita.

El TTBT provoca un considerable aumento de la resistencia mecánica (resistencia a la tracción $\sigma_r = 320\text{—}350 \text{ kgf/mm}^2$, límite de fluencia $\sigma_{0.2} = 280\text{—}300 \text{ kgf/mm}^2$ a un alargamiento $\delta = 8\text{—}12\%$). Esto es aproximadamente 2 veces mayor que los índices de resistencia mecánica de los mejores aceros aleados modernos. Es esencial que TTBT eleva bruscamente la resistencia a la fatiga.

El aumento de la resistencia mecánica con TTBT está condicionado principalmente por el gran grado de alteración de la estructura cristalina como resultado de la deformación semiplástica acompañada de un afino de los bloques cristalinos (4—5 veces en comparación con las dimensiones de los bloques con el tratamiento térmico habitual).

La insuficiencia del TTBT consiste en que las piezas después de tratamiento no pueden someterse a la acción de altas temperaturas, ya que durante el calentamiento el acero pierde la resistencia mecánica adquirida. Esto excluye la soldadura de las piezas sometidas a TTBT.

Este proceso es aplicable para el laminado y las piezas de forma sencilla. El tratamiento de las piezas de configuración compleja no da resultados de pleno valor, debido a que no es posible asegurar igual grado de deformación y propiedades homogéneas del metal en todos los sectores de la pieza.

Otra insuficiencia es el aumento de los esfuerzos indispensables para la deformación del material en estado semiplástico.

Para eliminar esta última insuficiencia se aplica el *tratamiento termomecánico a alta temperatura* (TTAT). Con este procedimiento (fig. 95, b) el material se deforma en el intervalo de temperaturas de 800—900° C a un grado de deformación de un 20—30%. Después de esto, la pieza se somete al temple martensítico y al revenido. A veces se realiza el temple bainítico (fig. 95, c).

Este procedimiento de TTAT da un acrecimiento menor de la resistencia mecánica. El límite de rotura se eleva hasta 220—280 kgf/mm², lo que, sin embargo, es 1,5—2 veces mayor que la resistencia en el caso de tratamiento separado por presión y tratamiento térmico. Además, con el TTAT aumenta la plasticidad y la resiliencia, disminuye la sensibilidad del acero a la concentración de tensiones.

Al endurecimiento con TTAT se someten también los aceros ordinarios con 0,3% aproximadamente de carbono, aunque en este caso el efecto de endurecimiento es menor. Así, el tratamiento termomecánico a alta temperatura aumenta el límite de rotura del acero St. 45 hasta 180—200 kgf/mm².

Se pueden combinar distintos métodos de tratamiento termomecánico. La combinación del TTAT y del TTBT (fig. 95, d) da un 15—20% de acrecimiento complementario de la resistencia mecánica.

Otro procedimiento de endurecimiento está fundamentado en el envejecimiento por deformación de la martensita (EDM). Con este procedimiento (fig. 95, e) el acero, al principio se somete al tratamiento térmico endurecedor ordinario (temple y revenido a 250—400° C). Luego, se deforma en frío con un grado de deformación de 1—3%. A continuación sigue el envejecimiento en el curso de 1—2 h a una temperatura aproximadamente 100° C inferior a la de revenido. En el proceso de envejecimiento la resistencia mecánica del acero aumenta hasta 200—250 kgf/mm². Es esencial que la relación del límite de fluencia al límite de rotura resulta igual a $\frac{\sigma_{0.2}}{\sigma_r} \approx 1$. Como resultado de esto, los aceros envejecidos por deformación se aproximan según la magnitud del límite de fluencia, que es la característica fundamental de resistencia del material, a los aceros endurecidos por los procedimientos más complejos descritos anteriormente.

Para la deformación puede utilizarse cualquier procedimiento: cinglado, tracción, torsión, estampado, laminado. Las piezas de configuración compleja se deforman, aplicándoles cargas que reproducen carga de trabajo. Así, los recipientes se consolidan aplicando elevada presión interna con el subsiguiente envejecimiento.

El aumento de la resistencia mecánica con el envejecimiento por deformación es el resultado de la acción conjunta de dos factores: el endurecimiento por deformación en frío (aumento de la densidad de las dislocaciones) y el afino de los bloques de martensita.

Una variedad de este procedimiento es el temple isotérmico bainítico con el subsiguiente envejecimiento por deformación (fig. 95, f). Se aplica también la combinación del envejecimiento por deformación con el TTBT (fig. 95, g) y el TTAT (fig. 95, h, i).

En los últimos años se ha propuesto un proceso de endurecimiento fundamentado en el *envejecimiento de la martensita aleada sin carbono*. A este tipo de endurecimiento se someten las aleaciones sin carbono (< 0.01% de C) Fe—Ni—Co—Mo que contienen un 18—20% de Ni; 7—10% de Co y 3—5% de Mo y, aditivos obligatorios de Ti (0,3—1,5%) y Al (0,1—0,3%), que son los principales elementos endurecedores.

El tratamiento térmico de estas aleaciones consta del temple martensítico, que a diferencia del temple ordinario de las aleaciones al carbono no exige elevadas velocidades de enfriamiento y transcurre al aire tranquilo desde la temperatura de 800—1000° C (habitualmente las aleaciones se templan desde la temperatura de forja). Como resultado del templado se forma martensita blanda (HRC 10—15) que se somete bien a la deformación en frío.

A continuación el material se somete al envejecimiento, manteniéndolo en el curso de 3 h aproximadamente a la temperatura de 450—500° C. Después del envejecimiento el límite de rotura aumenta hasta 210—250 kgf/mm² (con una relación de $\frac{\sigma_{0.2}}{\sigma_r} \approx 1$); la martensita adquiere una dureza de hasta HRC 50, conservando alta plasti-

cidad ($\delta = 10 \div 12\%$) y tenacidad ($a_k = 8 \div 12 \text{ kgfm/cm}^2$). El endurecimiento está condicionado preferentemente por el desprendimiento de compuestos intermetálicos tipo Ni(Ti, Al) y Ni₃(Ti, Al, Mo).

Las aleaciones que se someten a envejecimiento martensítico poseen altas características tecnológicas. El envejecimiento no provoca pandeo en el producto y, por consiguiente, puede ser la operación tecnológica definitiva. Tales aleaciones pueden elaborarse por deformación plástica en caliente de todos los tipos (forja, laminación). En estado templado (hasta el envejecimiento) estas aleaciones pueden elaborarse por presión (embutición profunda, operaciones para la conformación en el torno). La maquinabilidad mecánica de éstas es buena; se someten a la soldadura tanto después del temple, como después del envejecimiento. El desdurecimiento en la zona de la costura soldada (al soldar en estado envejecido) se elimina reiterando el envejecimiento.

La insuficiencia de las aleaciones que se someten a envejecimiento martensítico es el aumento del contenido de los escasos Ni y Mo. Con la introducción de 1,5—2% de Mn pueden obtenerse altos índices de resistencia mecánica y de tenacidad con un contenido de Ni no mayor de 8—12%.

Los científicos soviéticos han elaborado un procedimiento para endurecer los aceros pobres en carbono, valiéndose del tratamiento mecánico-térmico reiterado (TMTR). Este procedimiento radica en deformar 5—6 veces la probeta correspondiente para cada etapa de carga a la longitud de la zona de fluencia en el diagrama tensión — alargamiento relativo (la deformación sumaria es de un 6—8%), hasta la desaparición total de la zona de fluencia. A continuación sigue el envejecimiento a una temperatura de 100—200° C en el curso de 10—20 h. Como resultado de este tratamiento el límite de fluencia aumenta un 25—30% (haciéndose prácticamente igual al límite de rotura), y el límite de fatiga un 30—50%.

Ultimamente junto con el tratamiento termomecánico se practica el endurecimiento complementario mediante la *aplicación de un campo magnético* que provoca, en virtud del fenómeno conocido de magnetoestricción, el cambio de las dimensiones de los cristales. Las tensiones que aparecen como resultado de la magnetoestricción, adicionándose a las tensiones obtenidas como resultado del tratamiento termomecánico precedente, en un grado aún mayor, endurecen el acero (aproximadamente en un 10—15% en comparación con la resistencia mecánica inicial). Este procedimiento de endurecimiento se llama *tratamiento termomecanomagnético* (TTMM).

En las condiciones de laboratorio ya se han obtenido probetas de aceros extrarresistentes con un límite de rotura de 400—500 kgf/mm², es decir, 10 veces más resistentes que los aceros al carbono y 3—4 veces más resistentes que los aceros aleados modernos.

Con la aparición de los aceros de alta resistencia han surgido una serie de nuevos problemas constructivos, ya que las piezas fabricadas de los metales más resistentes resultan de menor rigidez. Esto se ex-

plica por que el módulo de elasticidad de cada metal tiene una magnitud estable y depende poco del tratamiento térmico y del contenido (en cantidades habituales) de elementos de aleación. Ya que las deformaciones elásticas son proporcionales a la relación de las tensiones al módulo de elasticidad, entonces con el aumento de la magnitud de las tensiones (y precisamente en esto consiste el sentido del empleo de los materiales de alta resistencia) la magnitud de las deformaciones crece proporcionalmente a las tensiones; la rigidez cae en relación inversamente proporcional.

Esto es justo con la suposición de que la longitud de las piezas no varía, como suele suceder en la mayoría de los casos. Las dimensiones lineales de la construcción se suelen definir por las condiciones de trabajo de la máquina. En los generadores y convertidores de energía estas dimensiones dependen del volumen de trabajo y de los parámetros del proceso de trabajo (por ejemplo, en los motores de combustión interna dependen de las dimensiones del cilindro que dependen, a su vez, de la magnitud de la presión de trabajo de los gases; en las máquinas para elaborar dependen de las dimensiones exteriores de los productos que se someten a elaboración en la máquina dada; en las estructuras metálicas dependen de la longitud constructiva y altura de las obras. En todos estos casos el empleo de materiales de alta resistencia puede influir sólo en la sección, pero no en la longitud de las piezas.

Existen una serie de máquinas, en las que las dimensiones lineales dependen sólo de la resistencia mecánica de los materiales. Estas máquinas comprenden, por ejemplo, los reductores. El empleo de materiales de alta resistencia, aquí, permite junto con la disminución de las secciones, disminuir proporcionalmente la longitud de las piezas y las dimensiones exteriores de la construcción en total. En este caso, la rigidez de la construcción no se reduce como consecuencia del empleo de materiales de alta resistencia.

Analicemos el caso en que las dimensiones lineales de las piezas no varían. Supongamos que de dos barras de igual resistencia a la tracción y de igual longitud una está fabricada de acero al carbono 45 con límite de rotura de 50 kgf/mm², y la otra, de acero extrarresistente con límite de rotura de 500 kgf/mm². La rigidez de la segunda barra es, evidentemente, 10 veces menor que la de la primera. Apreciemos la magnitud absoluta de las deformaciones.

Para ejemplo tomemos la biela de un motor de combustión interna de longitud $L = 400$ mm. Si la tensión de compresión debida a la fuerza de explosión en la biela fabricada de acero ordinario es igual a 20 kgf/mm², entonces la deformación elástica por compresión será

$$\lambda = \frac{\sigma}{E} L = \frac{20}{21000} \cdot 400 \approx 0,4 \text{ mm.}$$

La deformación por compresión de la biela hecha de acero extrarresistente, con sección proporcionalmente reducida de la condición de igual resistencia mecánica, alcanza una magnitud muy grande.

$$\lambda = 4 \text{ mm.}$$

No hay medios de lucha contra la disminución de la rigidez, en caso de tracción y compresión, ya que con los datos de σ y E la magnitud de las deformaciones depende sólo del área de la sección y no depende absolutamente de su forma. En el caso de flexión, torsión y flexión longitudinal, la reducción de la rigidez es aún mayor, pero para este caso existen algunos medios de lucha contra este fenómeno.

Si dos barras de igual resistencia con perfiles geoméricamente semejantes de las secciones y de igual longitud se fabrican de los mismos aceros que las anteriores y se someten a la flexión (o torsión), en el caso dado la rigidez de la barra de acero de alta resistencia será menor $10^{1/3} = 21,5$ veces.

Aportemos un ejemplo numérico. Supongamos que un árbol de 60 mm de diámetro y $L = 400$ mm de longitud está apoyado por los extremos y cargado en el centro con la fuerza P .

La máxima flecha de flexión del árbol bajo la acción del momento flector es ($M_{flec} = PL/4$)

$$f = \frac{PL}{48EI} = \frac{M_{flec}L^2}{12EI}.$$

Ya que $I = W \frac{D}{2}$, entonces

$$f = \frac{M_{flec}L^2}{6EDW} = \frac{\sigma}{E} \cdot \frac{L^2}{6D}.$$

Si la tensión de flexión en el árbol fabricado de acero al carbono es igual a 20 kgf/mm², entonces

$$f = \frac{20}{21000} \cdot \frac{400^2}{6 \cdot 60} \approx 0,45 \text{ mm.}$$

La flecha de flexión del árbol hecho de acero extrarresistente y que tiene la sección proporcionalmente disminuida alcanza una magnitud muy grande

$$f' = 21,5 \cdot 0,45 \approx 10 \text{ mm.}$$

Así pues, el empleo de los metales extrarresistentes con la utilización completa de su recurso de resistencia mecánica y con la disminución de las secciones de la pieza sin la respectiva reducción de las longitudes puede conducir a una disminución catastrófica de la rigidez.

El camino habitual para aumentar la rigidez, es decir, aumentar las dimensiones diametrales de la pieza con el adelgazamiento simultáneo de sus paredes, en el caso dado no conduce al objetivo. Con el aumento de los momentos de inercia aumentan simultáneamente los momentos de resistencia de las piezas, lo que va acompañado de la disminución de las tensiones. De este modo, este camino se reduce a la disminución del nivel de tensiones, lo que encierra la ventaja fundamental de los materiales de alta resistencia: la posibilidad de aumentar las tensiones calculadas con la ventaja respectiva en el peso. Esta ventaja se logra realizar sólo en parte y con un adelgazamiento muy grande de las paredes (hasta la magnitud del orden de

1—2 mm para las piezas ordinarias en la construcción de maquinaria general), es decir, al pasar a las construcciones de envoltura.

Para ciertas piezas de la construcción de maquinaria (discos, compartimientos, ruedas dentadas, bielas, palancas, árboles) esta forma es realizable, aunque exige un cambio radical de la construcción y tecnología de fabricación. Por eso, junto con el aumento de los momentos de inercia es necesario aplicar otros medios para disminuir las deformaciones: reducción de la longitud de las piezas, disposición más angosta de los apoyos, etc.

En todo caso, el empleo de materiales extrarresistentes plantea a los diseñadores y tecnólogos nuevos problemas, cuya solución exige esfuerzos creadores.

La particularidad positiva de las piezas fabricadas de aceros de alta resistencia es la facultad extraordinariamente alta de oponer resistencia a las cargas de impacto, condicionada por la gran magnitud de las deformaciones elásticas. La resistividad a las cargas de impacto es aproximadamente proporcional a la relación $\frac{\sigma_{0.2}}{E}$ (véase la fórmula 57), donde $\sigma_{0.2}$ es el límite de fluencia, y E es el módulo de elasticidad. Si se considera que el límite de fluencia es proporcional al límite de rotura, entonces la resistividad de los aceros extrarresistentes a las cargas de impacto será mayor que los aceros ordinarios en la relación $\left(\frac{\sigma'_r}{\sigma_r}\right)^2$, donde σ'_r y σ_r son los límites de rotura de los

aceros extrarresistente y ordinario respectivamente. Siendo $\frac{\sigma'_r}{\sigma_r} = 10$ la resistividad de los aceros extrarresistentes a las cargas de impacto es 100 veces mayor que la de los aceros ordinarios.

Al número de materiales que se emplean en la construcción de maquinaria con pequeño peso específico se refieren

	γ en kg/dm ³
las aleaciones a base de aluminio	2,6—3,2
las aleaciones a base de magnesio	1,8
las aleaciones a base de titanio	4,5
los plásticos	1—1,8
madera mejorada	1,3—1,6
materiales cerámicos	2,2—3,2

3.4.1 Aleaciones a base de aluminio

De las aleaciones ligeras las de a base de aluminio son las más difundidas. Se distinguen por su pequeño peso específico ($\gamma \approx 3 \text{ kgf/dm}^3$), alta conductibilidad térmica ($\lambda' = 100 \div 150 \text{ cal/m} \cdot \text{h} \cdot ^\circ\text{C}$) y resistencia mecánica satisfactoria; son plásticas y se mecanizan bien con herramienta de corte. Muchas de ellas se pueden soldar con ayuda de la soldadura eléctrica al arco en argón con electrodos de tungsteno no fundibles o mediante la soldadura hidrogenoatómica. Se aplica también la soldadura por gas con fundente (LiCl, NaCl, KCl, KF). Los materiales en chapa se sueldan con soldadura eléctrica por contacto.

Las aleaciones a base de aluminio resisten la corrosión en condiciones de atmósfera seca, son resistentes a la acción de los álcalis y de las soluciones débiles de ácidos, pero se someten a la corrosión en condiciones de aire húmedo (particularmente marino), son inestables a la acción de ácidos fuertes, son blandas (su dureza oscila en los límites de HB 60—130). El coeficiente de dilatación lineal $\alpha = (20—26) \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$. El módulo de elasticidad $E = 7000 \div 7500 \text{ kgf/mm}^2$.

La resistencia mecánica de las aleaciones a base de aluminio cae rápidamente con el aumento de la temperatura. Hay, no obstante, aleaciones que conservan cualidades mecánicas satisfactorias hasta las temperaturas de 250—300 °C.

Las aleaciones a base de aluminio se dividen en dos categorías fundamentales: *las de fundería y las deformables* (que se someten a la forja, estampado, laminado).

Las aleaciones de fundería (tabla 9), según su composición química, se dividen en aleaciones a base de aluminio-cobre, aluminio-magnesio, aluminio-cinc, aluminio-cinc-silicio, aluminio-cobre-silicio, aluminio-silicio y complejas (con aditivos Ni, Ce y otros).

Las aleaciones a base de aluminio-silicio (*siluminos*) son las que poseen los índices sumarios más altos. Se distinguen por su pequeño peso específico ($\gamma = 2,6 \div 2,7 \text{ kgf/dm}^3$), buenas cualidades de fundición, soldabilidad y elevada resistencia a la corrosión. Los siluminos son particularmente apropiados para la fundición de piezas

4.4 TRATAMIENTOS TERMOMECA^{OMECANICOS}~~NICOS~~.

4.4 En los últimos años se trabajó intensamente para conseguir materiales de mayor resistencia que los usuales, desarrollando, entre otros, nuevos tratamientos para aprovechar hasta el máximo las calidades potenciales de los materiales.

En trabajos de investigación de las posibles mejoras y variantes de los tratamientos de templeo descritos en uno de los párrafos anteriores, se ensayaron combinaciones de tratamientos térmicos con deformaciones mecánicas simultáneas del material, en alguna fase de su proceso. Así fue posible elevar la resistencia mecánica de algunos aceros de 205 Kg/mm² a 280 kg/mm², cifra realmente notable en comparación con las resistencias corrientes de los aceros.

Los tratamientos termomecánicos que se practican actualmente son tres :

- a) El AUSFORMING, basado en la deformación de la austenita antes de su transformación en martensita,
- b) El MAR-STRAINING o ZEROLLING, en el que se deforma la martensita sin revenido y
- c) El ANDEFORMING o MARFORMING, en el cual se deforma la martensita revenida.

4.4.1 El ausforming

El ausforming (de "forming", deformación, y "aus", austenita) es un tratamiento derivado del templeo martensítico normal y se realiza deformando del 60% al 90% el acero, una vez calentado a la temperatura prealable al templeo y, por tanto, en estado austénitico, enfriándolo después bruscamente para transformar la austenita en martensita en la forma acostumbrada.

A veces, este tipo de tratamiento térmico se denomina "tratamiento térmico de clase I", o sea con deformación plástica antes de la transformación de la austenita. Esta puede ser una austenita estable (austenitización a una temperatura superior a A_1 ó A_3) o una austenita meta-estable, como en la primera parte de la línea isotérmica que corresponde a la temperatura del tratamiento termomecánico (TTM) con $T < T_{A_1}$.

En la literatura anglosajona se habla en el primer caso de clase I_a y de HTMT (high temperature thermomechanical treatment) = tratamiento termomecánico de alta temperatura. La fig. 4A... representa esquemáticamente el enfriamiento para un HTMT en un diagrama T.T.T.

En el segundo caso, se habla de clase I_b y de LTMT = tratamiento termomecánico de baja temperatura. Se indica en la fig. 4B... la posibilidad de aprovechar la gran distancia entre la rodilla perlítica y la rodilla bainítica de algunos aceros aleados, permitiendo una larga estancia sin transformación en esa zona de temperatura.

Fundamentos del ausforming de clase I_b

El "ausforming" es básicamente un LTMT y se aplica a ciertos tipos de aceros templables al aire, como los empleados para matricería, del tipo F-528, de 0.45% de C, 0.30% de Mn, 0.20% de Si, 0.70% de Cr, 1.50% de Ni, 0.5% de Mo, cuya curva TTT está prácticamente partida en dos secciones en la zona de 400° a 600° C, por ser en ella extraordinariamente largos los tiempos de transformación, permitiendo por eso sobradamente la deformación del material a estas temperaturas.

No se conoce bien todavía a qué se debe la mejora de las propiedades del acero que se logra por este tratamiento. Se atribuye en parte a la acritud que la deformación produce en la austenita, en parte al afino de su grano y, sobre todo, a una

dispersión submicroscópica de los carburos de tamaño inferior a 50 Å, que multiplica el efecto endurecedor de éstos. Por eso los elementos de aleación que más influencia tienen en el éxito de este tratamiento son los carburígenos, como el cromo y el molibdeno.

Práctica del ausforming

El ausforming se realiza en cinco fases (fig.4-C) :

- 1.a Se calienta el acero a su temperatura de temple.
- 2.a A continuación, se lleva el acero a un horno, que puede ser de sales, que está a la temperatura adecuada para la deformación, que oscila entre 625° y 450°, según los aceros, manteniéndolo en el horno hasta que se uniforma la temperatura en toda su masa.
- 3.a Se procede seguidamente a la deformación del material. Esta deformación, que es la fase fundamental del tratamiento, se puede realizar en una o varias etapas por forja, embutición profunda, laminación, extrusión, estirado e incluso por explosión (tubos de 75 mm.), método que tiene la ventaja de que la deformación se realiza prácticamente en un instante, lo que permite aplicar este tratamiento a los aceros de más rápida transformación de la austenita.

La extrusión y el estirado hay que aplicarlo sin rebasar una determinada velocidad límite, pues si supera ésta se produce un calentamiento adiabático que disminuye o anula el efecto del tratamiento.

La deformación debe ser como mínimo de un 60% y cuanto mayor es más elevado es el endurecimiento obtenido.

- 4.a Una vez deformado el material, se somete al enfriamiento del temple, en la forma acostumbrada para el acero que se trata.

5.a Finalmente, se revienen las piezas en la forma habitual y de acuerdo con las características de dureza y tenacidad que se desean obtener.

Aceros ausforming.

Los aceros adecuados para el ausforming son los de bajo contenido de carbono, inferior a 0.5%, relativamente altos en silicio (1.50% de media) y aleados con cromo (2,5%), níquel (1,50 a 4%), molibdeno (0,5 a 1,5 %) y algunas veces vanadio (0,35%).

En el cuadro ^I figuran algunos tipos de aceros que han resultado experimentalmente los más adecuados por este tratamiento. Las características obtenidas después de tratados pueden verse en el cuadro ^{II} y las del AISI-4340 se han representado en la figura. 4-D.

Puede verse que la resistencia mejora en un 20% como mínimo y, lo que es más interesante, sin pérdida apreciable de ductibilidad (alargamiento). También la resistencia a la fatiga resulta muy mejorada (fig. 4-E).

APLICACIONES DEL AUSFORMING.

La práctica del ausforming no resulta engorrosa ni encarece el producto, puesto que la deformación puede realizarse como una fase del proceso de fabricación de la pieza. Así, se aplica a la fabricación de barras de torsión, muelles y multitud de piezas aeronáuticas.

4.4.2 El Marstraining o zerolling.

El mar-straining, también denominado zerolling, es un tratamiento termomecánico que se realiza deformando de un 8 a un 10% determinados aceros una vez templados y sin revenir. Como esta deformación es generalmente un estirado del material,

o sea, de la martensita, la denominación de este tratamiento se deriva de esta operación (mar, martensita; straining... tirado).

El tratamiento se realiza de la manera siguiente (fig 4F):

- 1.a Se calienta el acero hasta la temperatura de T_p para austenizarlo.
- 2.a Se enfría a continuación a la velocidad requerida por el acero, según sea su templabilidad, para transformar la austenita en martensita.
- 3.a Una vez el material a la temperatura ambiente y en estado martensita, se sigue enfriando hasta 90° bajo cero.
- 4.a Se decapa el acero a continuación.
- 5.a Finalmente, se estira en hilera, dándole una deformación de 8 a 10% 300 Kg/mm^2 , con una estricción del 30% y alargamiento de 3 a 4%. La resistencia a la fatiga supera en un 35% a la del acero templado normalmente.

Los aceros experimentados y los resultados obtenidos se dan en los cuadros ~~29-3~~ y ~~29-4~~,
III IV

El aumento de resistencia mecánica se atribuye a una cierta acri-
litud adquirida por el material, que en las condiciones en que ha tenido lugar la deformación no perjudica mucho la ductibilidad del material.

4.4.3 Andeforming o marforming.

El andeforming, también denominado marforming cuando se aplica a las aleaciones maraging, es un tratamiento compuesto de una pequeña deformación del material, combinada con un tratamiento de envejecimiento o maduración artificial que eleva el límite elástico de ciertos tipos de aceros.

La deformación se realiza sobre los aceros templados y revenidos, y desde luego a la temperatura ambiente. En general, la deformación no es superior al 1%, aunque en las aleaciones maraging, como veremos en el capítulo ~~III~~, se llega hasta un 60%.

Después de la deformación se da al material un tratamiento de envejecimiento artificial o maduración, calentándolo a 200° durante dos horas (fig. 49).

Con este tratamiento se eleva el límite elástico del acero de 10 a 20%, sin ninguna ~~v~~ variación del alargamiento si la deformación no ha superado el 0,4%. La estricción se mantiene sin variación hasta un 1% de deformación. También aumenta la resistencia a la fatiga un 25% (fig. 44).

Aplicaciones de marforming

El marforming se aplica a los aceros martensíticos de baja aleación, a los de matricería, aceros inoxidable y semi-inoxidables y a los aceros inoxidable martensíticos.

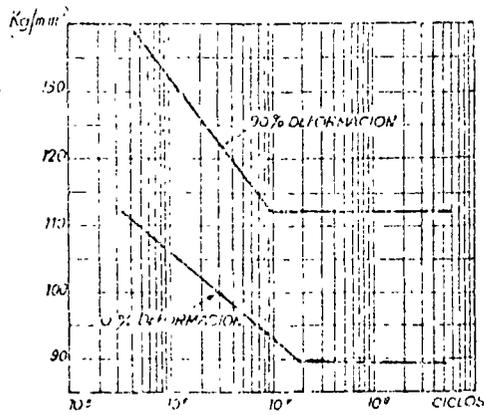


FIG. 4E

Curvas de fatiga del acero Vascojet 1.000 de 0,4 C., 0,5 Mn., 5 Cr., 0,6 V. y 1,3 Mo. después de templado (0 % de deformación) y con austorming (50 % deformación).

ACEROS EXPERIMENTADOS CON EL TRATAMIENTO MAR-STRAINING (García Poggio)

Aceros	C	Mn	Si	Ni	Cr	V	Mo	W
Aceros de baja aleación								
300 M	0,40	0,75	1,6	1,8	0,0	0,1	0,40	—
D 6 A C	0,46	0,75	0,2	0,6	1,0	0,1	1,0	—
W C M-1	0,50	0,80	2,0	5,0	1,0	0,1	0,5	—
W C M-4	0,40	0,80	2,0	5,0	1,0	0,1	0,5	—
W H C (*)	0,50	0,50	1,5	4,0	1,0	0,25	0,5	1,0
Mod. S-5	0,50	0,80	1,8	—	—	0,25	0,5	—
Hy-Tuf	0,25	1,30	1,5	1,8	—	—	0,4	—
Aceros de matricería								
Vascojet 1.000	0,40	0,5	—	—	5,0	0,5	1,3	—
Aceros semi austeníticos								
AM-355 (**)	0,13	0,95	0,25	4,3	15,5	—	2,75	—
Aceros martensíticos								
AISI-422	0,20	0,75	0,25	—	12,0	0,25	1,0	1,0

(*) Mas 3 % Cu
 (**) Mas 0,10 % Ni.

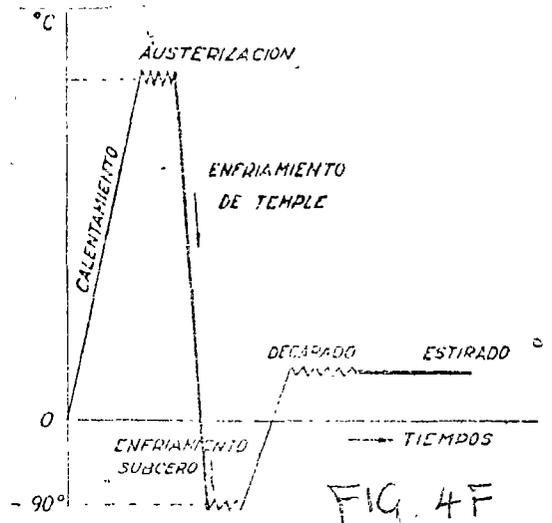


FIG. 4F

Diagrama del tratamiento mar-straining

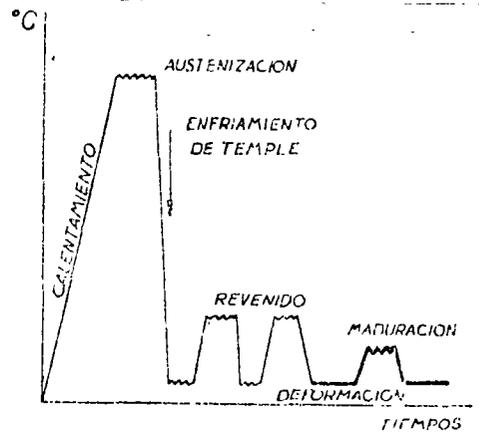


Diagrama de tratamiento underforming o marforming.

FIG. 4G

RESULTADOS OBTENIDOS CON EL TRATAMIENTO MARSTRAINING DE LOS ACEROS DEL CUADRO NUM. 29-3 (García Poggio)

Aceros	Temperatura de austenización °C	Enfriamiento	Doble revenido (2 horas cada uno) °C	Maduración después de deformación (2 h) °C	Limite elástico Kg/mm ²	
					Después del bonificado (Temple y doble revenido)	Después de una deformación en frío de 0,4% y madurado
300 M	900	Sales (*)	315	200	172	196
D 6 A C	845	Sales (*)	315	200	166	194
W C M-1	900	Aire (**)	315	200	197	238
W C M-4	900	Aire (**)	315	200	175	214
Mod. S-5	900	Sales (*)	300	200	203	230
W H C	900	Aire (**)	315	200	196	223
Hy-Tuf	870	Aire	290	200	138	168
Vascojet 1.000	1010	Aire	540	430	157	193
AM 355	1010	Aire (**)	455	370	130	150
AISI-422	1040	Aire	430	400	130	165

(*) Baño de sales a 1/5 C.
 (**) Refrigeración a 70 C bajo cero después del temple.

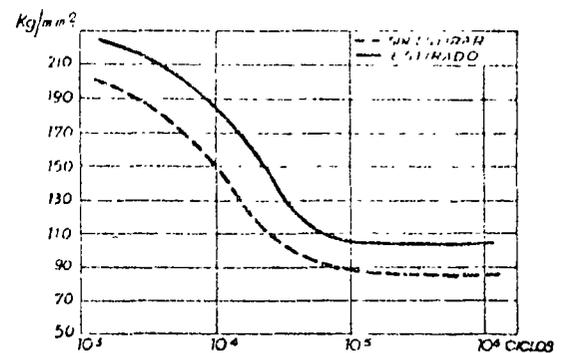
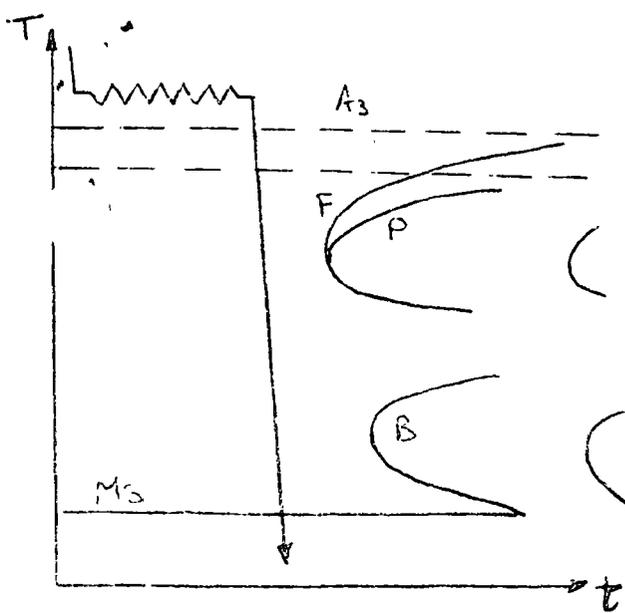
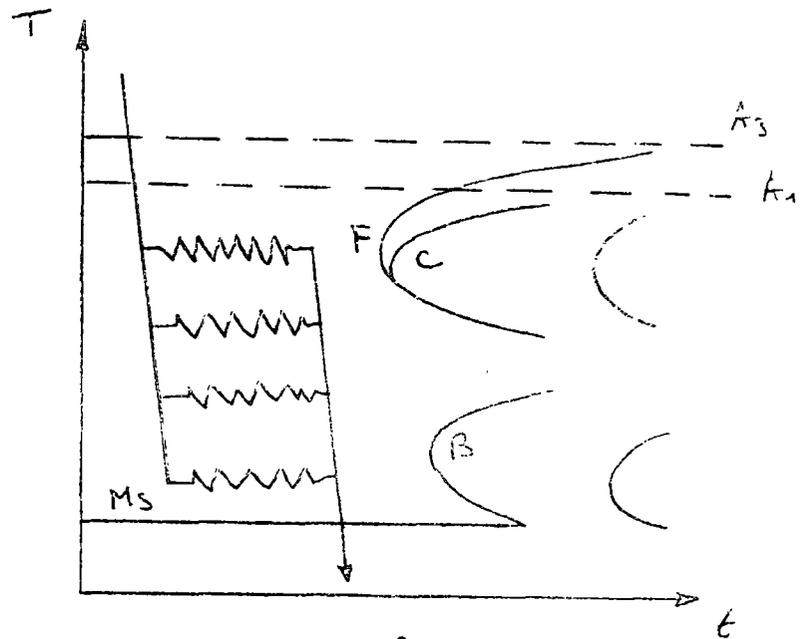


FIG. 4-H

Fig. 29-4. — Curvas de resistencia a la fatiga del acero Mod. S-5, de 0,5 % C., 0,80 Mn., 1,8 Si., 0,25 V y 0,5 Mo., templado (línea de trazos), y tratado con underforming (línea continua).



HTMT. clase Ia
fig. 4-A



LTMT. clase Ib
fig. 4-B

ACEROS EXPERIMENTADOS CON EL TRATAMIENTO AUSFORMING (García Poggio)

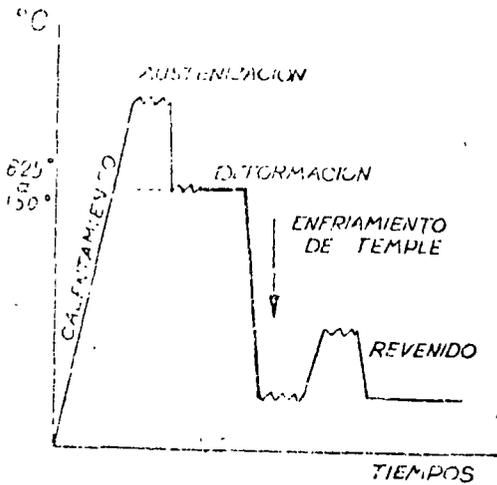


fig. 4-C Diagrama del tratamiento ausforming

Autores y referencias	Aceros	Composición química									N.º del acero
		C	Mn	Si	P	S	Nr	Cr	Mu	V	
Hipps y colab (8)	--	0,35	--	--	--	--	4,50	1,50	--	--	A
Guillotti y colab (11)	--	0,12	0,43	0,37	0,016	0,017	0,12	5,23	0,47	--	B
Guillotti y colab (11)	4340	0,41	0,76	0,01	0,011	0,013	1,79	0,81	0,33	--	C
Schmatz y colab (9)	842	0,35	--	1,78	0,01	0,007	4,60	1,46	--	--	D
Schmatz y colab (9)	B-12	0,40	--	1,56	0,04	0,005	4,75	1,45	--	--	E
Schmatz y colab (9)	A-26	0,19	--	1,48	0,02	0,005	4,50	1,44	--	--	F
Lindsay y colab (12)	C-56	0,40	0,55	1,00	--	--	--	3,25	2,50	0,35	G
Lindsay y colab (12)	C-218	0,18	0,61	1,00	--	--	--	5,00	1,35	0,35	H
Kula y Dhosi (6)	4*10	0,36	0,62	0,28	0,02	0,013	1,75	0,81	0,23	--	I
Shyne y colab (7)	18	0,48	0,5	1,50	--	--	1,50	3,00	0,50	--	J
Shyne y colab (7)	63	0,63	0,75	1,50	--	--	1,50	3,00	0,50	--	K
Marshall (13)	4350	0,16	0,69	0,31	0,009	0,010	1,75	0,78	0,26	--	L
Evans y colab (14)	--	0,26	0,52	0,03	0,026	0,032	--	0,25	--	--	M
Shyne y colab (7)	A 31	0,31	1,15	1,50	--	--	1,05	2,21	0,31	0,31	N
Shyne y colab (7)	A 41	0,41	1,17	1,61	--	--	1,07	2,23	0,34	0,32	P
Shyne y colab (7)	A 47	0,47	1,10	1,46	--	--	1,07	2,27	0,34	0,31	Q
Hopkins y colab (10)	En 30B	0,27	0,51	0,22	0,031	0,029	4,37	1,28	0,23	--	R

CUADRO I

RESULTADOS OBTENIDOS CON EL TRATAMIENTO AUSFORMING DE LOS ACEROS DEL CUADRO NUM. 29-1 (García Poggio)

N.º del acero	Deformación		Resistencia Kg/mm ²		Limite elastico Kg/mm ²		Alargamiento %		Revenido	
	Temp. °C	%	Deformada	Sin de-formar	Deformada	Sin de-formar	Deformada	Sin de-formar	Temp. °C	Tiempo horas
A	625	--	283	207	105	100	12	12	--	--
B	625	35	146	138	196	165	--	--	100	3
C	625	35	212	217	196	165	--	--	204	1
D	537	75	226	200	205	170	7,4	8,0	260	1
E	537	75	236	215	218	180	6,5	7,6	260	1
F	537	75	230	207	210	196	5,2	7,5	260	1
G	593	52	246	215	210	177	4	5	537	1
H	427	45	223	204	176	171	5	5	537	--
I	537	72	219	194	193	165	--	--	215	--
J	--	90	270	--	255	--	5	--	260	--
K	--	90	274	--	255	--	5	--	260	--
L	537	18	300	--	193	--	--	--	--	--
M	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
N	454	93	255	200	254	162	--	--	315	1
P	454	93	274	--	225	204	--	--	315	1
Q	454	93	274	--	270	190	--	--	315	1
R	450	46	184	154	137(*)	109(*)	16	18	250	1

EJORNACC

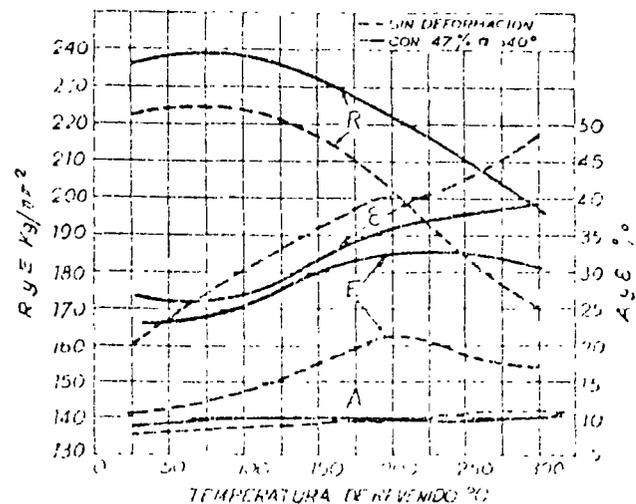


fig. 4-D



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

TEMA V: ACEROS ESPECIALES

CAPITULO 1: LOS ACEROS PARA HERRAMIENTA

DR. YVAN HOUBAERT IRMEN

JULIO, 1978.

V - 1

ACEROS ALEADOS DE HERRAMIENTAS.

Las múltiples exigencias impuestas a los diversos materiales de herramientas utilizados en la técnica, justifican la existencia de tantas variedades de aceros aleados de herramientas.

Entre las exigencias principales que a menudo no pueden ser formuladas muy exactamente, hay que considerar:

- la dureza: punzones, limas, bolas de cojinete, etc.
- el poder cortante normal y en caliente: cinceles, buriles, -- fresas, etc.
- la resistencia al choque: cinceles neumáticos....
- la resistencia al calor: formas de forja....
- la resistencia a la fatiga: brocas de mina,..

Desde luego, para cada herramienta se ponen varias exigencias - simultáneamente: por ejemplo, para brocas de minas, además de - la resistencia a la fatiga, se requieren dureza y resistencia - al desgaste.

Un acero de herramientas clásico, no aleado, con 0.8% C, no puede cumplir con todas esas exigencias por las razones siguientes:

1.- La templabilidad es insuficiente.

Los aceros de herramientas no tienen que ser de templabilidad profunda, pero para la mayoría de las aplicaciones, una profundidad de templado de 2 a 3 mm. como ocurre en los aceros de herramientas no aleados, no es suficiente en absoluto. Se puede modificar fácilmente ese comportamiento, como ya se explicó en 7.4: basta añadir un elemento con fuerte - tendencia a la formación de carburos, para obtener más templabilidad y además reducir la sensibilidad al crecimiento-

de la austenita. Pero otra posibilidad es la utilización del elemento de aleación menos carburizante Mn en concentraciones de 1.5 a 2%. Este método ofrece la ventaja de una temperatura de templado más baja (influencia del manganeso sobre A_{r1}) con la posibilidad de templar en aceite, lo cual puede reducir mucho las tensiones residuales y las deformaciones que pueden dar lugar a la formación de grietas. La aleación con manganeso se utiliza sobre todo en herramientas de precisión como calibres, matrices, etc. A veces ésta variedad de acero se denomina "acero indeformable", lo que desde luego no es exacto.

2.- La pérdida de dureza en el revenido es bastante grande.

Esto significa por tanto que la curva de revenido es demasiado escarpada ($\phi 7.5$). El remedio es sencillo: se añaden los elementos muy carburizantes Cr, W, V,....

Este método se utiliza para herramientas trabajando a alta temperatura, como matrices calientes o para herramientas que se calientan durante su utilización, como herramientas de corte. En ésta categoría, los aceros rápidos representan el límite superior de resistencia a la pérdida de dureza por revenido hasta 600°C.

3.- La tenacidad es insuficiente.

Este es el caso para un acero al carbono, no aleado y templado, o sea para la dureza martensítica máxima. El método para remediar esto es evidente: reducir el contenido en carbono y llegar a la dureza necesaria con elementos de aleación. Además de Cr, Mo, W como elementos formadores de carburos, se añade Si en aceros de herramientas para proporcionar resistencia al choque.

4.- La resistencia al desgaste es insuficiente.

Algunos carburos especiales como los de W y Cr tienen una resistencia al desgaste mucho mejor que la cementita, sobre todo en el caso de abrasión seca. Para obtener una buena resistencia a la abrasión, hay que formar una matriz dura con partículas de carburo resistente al desgaste añadiendo Cr y/o W hasta 5% y regulando el contenido en carbono.

Las observaciones realizadas del 1 al 4 dan una idea clara de la importancia de los elementos de aleación ; sin embargo, éstas observaciones representan sólo unas directrices generales y es fácil imaginarse que son necesarias muchas combinaciones para cumplir con las diferentes exigencias de uso, que además son muchas veces contrarias, de modo que casi siempre hay que buscar la combinación ideal que las satisfaga a todas de la mejor manera posible en forma simultánea. Cada casa comercial importante de acero aleado produce más de cien variedades diferentes, pero pueden ser clasificadas en 8 o 10 grupos principales. Se da en seguida para cada grupo principal y algunos subgrupos la composición típica. Cerca de cada composición se agrupan varios aceros de herramientas aleados con composiciones ligeramente diferentes, para cumplir con exigencias especiales.

Desde luego, sería posible limitar el número de aceros aleados de herramientas, pero el número de combinaciones posibles de varios elementos de aleación en concentraciones diferentes que llevan a propiedades análogas o aún idénticas es tan grande, que no es sorprendente que varios productos utilicen aleaciones diferentes para el mismo propósito.

La clasificación en grupos principales puede hacerse en base al medio de enfriamiento adecuado: templando en agua, en aceite o en aire, o como en la clasificación que aquí se hace, en base a

su aplicación: aceros para herramientas trabajando en frío o en caliente.

8.1- Aceros para herramientas trabajando en frío.

Grupo 1: Aceros al manganeso (llamados aceros indeformables).

- Composición típica : C 0.8-Mn 2- eqt.: Cr, W
- Suavización : 750-775°C
- Templado : 760°C en aceite, hasta 800°C (Cr)
- Revenido : 150-200°C ($R_c=61$)
- Aplicaciones típicas : Calibres, matrices de precisión,...

Grupo 2: Aceros al cromo (resistencia al desgaste).

Subgrupo 2a

- Composición típica : C 1 - Cr 1.5.
- Suavización : 720 - 740°C.
- Templado : 830°C en aceite; 800°C en agua.
- Revenido : 220°C ($R_c = 65$)
- Aplicaciones típicas : Aplicación muy amplia para corte de metal; además, debido a su buena resistencia al desgaste, en herramientas para el corte de papel, cartón y hule. Además para bolas de cojinetes y para brocas de mina. Para la última aplicación el revenido es a 40-55 R_c .

Subgrupo 2b

- Composición típica : C 1.5-Cr 1.2.
- Suavización : 750°C.
- Templado : 850°C en aceite.
- Revenido : 220-250°C.
- Aplicaciones típicas : Cuchillos para el corte de papel, cartón, corcho, hule y madera.

Subgrupo 2c

Composición típica	: C2-Cr 12, <i>evt.</i> : Mo, V, W, Ni Co
Suavización	: 850-900°C
Templado	: 950-1050°C al aire ($R_c=66$)
Revenido	: 200°C mínimo y lo más alto posible según la aplicación.
Aplicaciones típicas	: Punzones, tijeras de metal, cilindros pequeños de laminadora, formas para cerámica (fácil de pulir y buena resistencia a la oxidación); además para herramientas trabajando hasta 300°C.

GRUPO 3 : Aceros al Cr-W (poder de corte y resistencia al -- desgaste).

Composición típica	: C1-W 1.5-Cr 1- <i>evt.</i> : Mo, V.
Suavización	: 750°C
Templado	: 780-800°C en agua
Revenido	: 220-300°C, según el tipo de herramienta.
Aplicaciones típicas	: Se usa mucho para barras calibradas (acero STUB), para la fabricación de varias herramientas como brocas, buriles especiales, espigas,...

GRUPO 4 : Aceros al Cr-W (para herramientas trabajando en -- choque).

Composición típica	: C 0.45-Cr 1-W 2-Si 0.8
Suavización	: 800°C.
Templado	: 820-850°C en agua.
Revenido	: 220-300°C

Aplicaciones típicas : debido a la buena resistencia al choque
(C=0.35-0.45%) variedad típica de acero
para buriles neumáticos.

8.2 Aceros para herramientas trabajando en caliente.

Grupo 5 : Aceros al Cr, Ni, Mo (para corte en caliente).

Composición típica : C 0.6-Cr 0.5-Ni 1.5-Mo 0.3
 Ablandamiento : 750°C
 Templado : 850°C, aceite.
 Revenido : 450°C, enfriamiento en aire.
 ($\sigma_R = 120 \text{ Kg/mm}^2$, $\sigma_{0.2} = 110 \text{ Kg/mm}^2$, $A = 8\%$)

Aplicaciones típicas: Bloques matriz para corte en
caliente de acero duro y tam
bién de aluminio.

Grupo 6 : Aceros al Cr-W (herramientas trabajando en caliente).

Composición típica : C 0.4-Cr 3-W 3.5-Mo 0.4-Mn 0.4
 Si 0.8-
 Ablandamiento : 750°C.
 Templado : 1000°C en aceite.
 Revenido : 400-500°C ($\sigma_R = 140-130 \text{ Kg/mm}^2$)

Aplicaciones típicas : Punzones y matrices para el -
forjado en caliente de tuer -
cas y pernos; formas para co -
lado a presión de aluminio.

Grupo 7 : Aceros al W (herramientas trabajando en caliente).

Composición típica : C 0.3-W 9-Cr 3- evt.: V, Mo, Ni, Co .
 Ablandamiento : 800°C.
 Templado : 1050-1200°C ($\sigma_R = 170 \text{ Kg/mm}^2$).
 Revenido : Poco arriba de la temperatu -
ra de trabajo de la herrami -
enta.

Aplicaciones típicas : Matrices para el forjado en -
caliente de pernos, remaches.

Grupo 8 : Aceros rápidos.

Poco después de su descubrimiento en 1898 por F. W. Taylor y M. White, los aceros rápidos provocaron una revolución en -- los talleres mecánicos, ya que con éstos aceros de herramientas excepcionales, se volvió posible maquinar metales a velocidades muy superiores a las anteriores, debido a que dichos aceros conservan su poder cortante aún cuando la superficie de corte se caliente por la fricción a temperaturas de 500 y aún hasta de 600°C. Sin embargo, las máquinas no estaban --- construídas para trabajar a alta velocidad, de modo que tuvieron que ser cambiadas. En el desarrollo siguiente, a veces se adelantaron más las nuevas máquinas, a veces los aceros-rápidos. Ahora los aceros rápidos están superados por los metales duros sinterizados compuestos de partículas de carburo de tungsteno en una matriz de cobalto. Se producen por sinterización , después de la compresión a elevada presión de una mezcla apropiada de polvo de carburo de tungsteno y polvo de cobalto. Sin embargo, los aceros rápidos tienen aplicaciones importantes todavía.

Para que un acero rápido conserve su dureza en un calentamiento hasta 500-600 °C, es preciso que satisfagan a dos condiciones principales, como ya se discutió en ⁷8.5.

- 1.- El acero tiene que ser aleado con una cantidad suficiente de los elementos W, Cr, V, Mo y Co.
- 2.- La austenitización tiene que hacerse a temperaturas muy altas (casi en la temperatura de principio de la fundición), para disolver el alto contenido de los elementos de aleación (presentes en forma de carburos) en la austenita. Esta es la condición para obtener suficiente endurecimiento secundario- durante el revenido a 500-600°C.

Los catálogos de las fábricas de aceros especiales indican de 40 a 50 composiciones diferentes de aceros rápidos, clasificados en subgrupos que reciben nombre según un elemento que no necesariamente es el elemento principal, ya que el principal es siempre el tungsteno. Así, existen aceros rápidos al W, al Co, al V, al Mo y al W-Mo. Sin embargo, siempre hay Cr y el grupo de los aceros rápidos se representa a menudo por la fórmula general: 18-4-1 (18% W- 4% Cr- 1% V).

La estructura de los aceros rápidos es bastante sencilla: en el estado suavizado, la aleación se compone de una matriz ferrítica con una dispersión de carburos ^W más o menos esferoidizados; en éste estado, el acero rápido tiene mucha semejanza con los aceros de herramientas aleados o no aleados en su estado suavizado. Sin embargo, la semejanza no es completa: los aceros rápidos son aceros ledeburíticos, y los carburos ledeburíticos que nunca pueden disolverse totalmente y que se rompen y distribuyen más o menos durante el forjado, son entonces siempre más gruesos y de forma menos redonda. Los mismos carburos no se disuelven durante el calentamiento a cerca de 1300 °C que precede al templado, de modo que aparecen también en la estructura del acero templado.

Algunas composiciones típicas de aceros rápidos se dan en la tabla 26, en la que se encuentran clasificados en subgrupos.

Como se puede observar en la tabla 26, las temperaturas de austenitización son muy altas. Es absolutamente necesario llegar a esas temperaturas, porque de lo contrario el material no adquiriría las propiedades requeridas y sería por demás inútil utilizar un acero de alta aleación excesivamente costoso.

Desde luego, debe elegirse cuidadosamente el tipo de acero según la aplicación que vaya a dársele. Una fresa con forma complicada por ejemplo, no puede ser calentada a temperatura demasiado alta debido al peligro de la deformación: entonces no se puede elegir una aleación que tiene que ser austenitizada a una temperatura cercana al punto de plasticidad.

El endurecimiento mismo, o sea el templeado del acero rápido, se hace siempre en aceite, en corriente de aire o aún en aire --- tranquilo, atendiendo a la forma más o menos complicada de la herramienta en cuestión. Un enfriamiento rápido de un objeto - de forma complicada (transiciones bruscas y diferencias importantes de la solidez) provocan gradientes de temperaturas importantes y por consiguiente tensiones inevitables, a menudo - deformaciones no tolerables y aún grietas de templeado.

El revenido tiene que hacerse a las temperaturas relativamente altas de la tabla 26, para obtener el efecto del endurecimiento secundario ($\beta^7.5$).

Aplicaciones : herramientas para el corte de metales: buriles, cinceles, fresas, brocas.

.....



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

TEMA V: ACEROS ESPECIALES

CAPITULO 2: LOS ACEROS PARA CONSTRUCCION

DR. YVAN HOBAERT IRMEN

JULIO, 1978.

II-2

ACEROS ALEADOS DE CONSTRUCCION.

Por combinación del contenido en carbono, del contenido en uno o varios elementos de aleación y de tratamientos térmicos, es posible variar tanto las propiedades de aceros aleados de construcción, que no es posible tratar completamente éste tema en éste curso reducido.

También las aplicaciones de los aceros de construcción són casi ilimitadas.

Nos limitaremos aquí a un estudio breve, clasificando los aceros de construcción en tres grupos:

- 1.- Los aceros de construcción utilizados en su estado natural
- 2.- Aquellos que se utilizan con un tratamiento térmico.
- 3.- Los aceros resistentes a la termofluencia.

1.1.- Aceros aleados de construcción utilizados en estado natural (o sea sin tratamiento térmico).

El acero suave normal (0.1-0.25% C) utilizado enormemente en muchos tipos de construcción, presenta varias desventajas cada vez más importantes según evoluciona la técnica de la construcción en concreto (concreto armado y pretensionado).

La desventaja principal del acero suave es su resistencia mecánica relativamente baja, sobre todo el límite de elasticidad $\sigma_{0.2}$ de 22-26 Kg/mm², reduciéndose la tensión de seguridad en la práctica a 12-14 Kg/mm².

Es bastante fácil aumentar ésa resistencia utilizando contenidos superiores en carbono (Fig. 21), pero para construcciones soldadas, el aumento del contenido de carbono no es aceptable porque el acero se volvería templable. Los aceros templables e

se denominan "no soldables", porque durante el enfriamiento rápido de la soldadura y de la zona adyacente del metal de base, ocurre un endurecimiento martensítico (\longrightarrow grietas).

En nuestra época, la soldadura es un procedimiento bastante económico, de manera que se utiliza casi siempre para las construcciones de acero; por ejemplo: en construcción de puentes, de buques, de calderas, material ferroviario, etc.

Se trató entonces, de desarrollar aceros de alta resistencia mecánica según el principio del endurecimiento por solución sólida, con un contenido en carbono lo suficiente bajo ($C \leq 0.25\%$) para evitar el templado martensítico y obtener así un material soldable.

Como podemos ver en la figura .63, los elementos de aleación principales son: Si y Cu, dos elementos que no forman carburos y además el Mn que forma débilmente carburos y eventualmente el Cr.

Aleando con el elemento bien *disoluble* Si, es posible aumentar bastante las propiedades mecánicas y sobre todo el límite elástico $\sigma_{0.2}$. Se utiliza mucho éste efecto en aceros para resortes. Sin embargo, altos contenidos en Si provocan tanto la formación de rechupes en los lingotes de acero que el rendimiento de los lingotes se vuelve demasiado bajo para ese producto de *gran* consumo en principio barato. Por eso, se debe reducir el contenido en Si de los aceros de alta resistencia para construcción general. También la aleación de Cu está limitada por el límite de solubilidad de éste elemento; su influencia sobre las propiedades mecánicas es importante y eventualmente doble: el endurecimiento normal de solución sólida y para contenidos en Cu

superiores a 0.3%, la posibilidad de endurecimiento por precipitación con un revenido o un enfriamiento lento en la zona de temperatura 450-500°C.

Además, el Cu aumenta la resistencia del acero a la corrosión atmosférica, de modo que aceros con $\text{Cu} > 0.3\%$ se denominan a veces como acero semiinoxidable. La influencia de los contenidos en manganeso de 2. -3% sobre las propiedades de aleaciones Fe-C de bajo contenido en carbono es bastante reducida, pero el efecto combinado de Mn con Si y/o con Cu es muy importante. Los aceros con 48 y 52 Kg/mm^2 (tabla 27) contienen en general cantidades de Mn superiores a 0.4-0.6%, o sea el contenido en manganeso de un acero normal. Hay que considerar entonces esos aceros como aceros aleados al manganeso.

Los aceros de construcción con alta resistencia mecánica en el estado natural y buena soldabilidad son siempre aceros aleados a bajo carbono, utilizando el fenómeno de endurecimiento de σ por lo menos dos de los cuatro elementos: Mn, Si, Cu, Ni.

Algunas ^{compon}~~tipica~~ composiciones típicas y las propiedades correspondientes se dan en la tabla 27. (pág. 8-10).

910.2.- Aceros de construcción utilizados después de un tratamiento térmico.

Estos aceros son destinados principalmente a la construcción de máquinas en general y especialmente de motores. Es por tanto a los aceros utilizados en la fabricación de piezas de máquinas a los que se ponen las exigencias más severas en relación con :

1.- Las propiedades de resistencia mecánica (reducción del peso de la pieza de la máquina), y

2.- Las propiedades de tenacidad (seguridad contra ruptura).

Se obtienen altas resistencias mecánicas por el templeado a martensita seguido por el revenido a sorbita muy fina. Como sabemos, en un acero no aleado solo se puede obtener una estructura revenida homogénea en secciones delgadas (p.e. $\phi < 100$ mm) ya que el endurecimiento martensítico no penetra a más de -- 2-3 mms. Entonces, hay que aumentar la templabilidad añadiendo elementos de aleación, para obtener en el templeado un endurecimiento martensítico total y después, por el revenido de la masa homogénea de martensita, por ejemplo una sorbita homogénea.

Como la templabilidad aumenta con el contenido en determinados elementos de aleación, siempre habrá que elegir la composición del acero en función de que tan maciza es la pieza de máquina a tratar. Sin embargo, como es importante para el endurecimiento total obtener en el centro de la pieza una velocidad de enfriamiento superior al valor crítico V_c (Fig. 44-45) el medio enfriante también es de importancia.

Como medios de enfriamiento pueden ser utilizados: agua, aceite, aire soplado y aire tranquilo. Según sea el medio de enfriamiento utilizado para lograr el endurecimiento total de-

un acero (con grado de macisez determinado), se habla de acero templado en agua, en aceite o auto templando (= en aire).

Debido al peligro de la deformación y eventualmente de la deformación de grietas de templado por el gradiente de tempe--ratura muy grande que ocurre en una pieza de máquina al en--friarla en agua, el templado en aceite o al aire es preferi--ble. Desde luego, la composición del acero tiene que ser apro--piada al grado de macisez de la pieza de máquina.

La elección de la clase de acero para la fabricación de una--pieza con determinadas exigencias a las propiedades de tena--cidad y resistencia (por ej. $\sigma_{0.2} = 95 \text{ kg/mm}^2$, $\sigma_R = 105 \text{ kg/mm}^2$, $A (L = 10d) = 14\%$; $S = 60\%$, $P (1000 \text{ mm}) = 10\%$) es de importancia primordial.

No hay problemas para llegar a las propiedades de resisten--cia requerida : por combinación del contenido en carbono y de los elementos de aleación hay muchas posibilidades. Para--ilustrarlo, la Fig. 86a muestra la relación entre la resisten--cia a la ruptura y a la fluencia por un lado y la temperatura de revenido por otro lado, para una serie de 12 aceros alea--dos clásicos de construcción, de los cuales 7 son templables en aceite y 5 en agua (tabla 2, 8).

Todos los valores caen dentro de una zona bastante estrecha--Cada una de las variedades de acero con el templado corres--pondiente en aceite o agua, nos dan la posibilidad de llegar a cada valor de la resistencia a la ruotura entre 90 y 170-- Kg/mm^2 .

Utilizando la tabla 28 y las figuras 86a y 86b, es muy claro que--la combinación y tratamiento técnico nos dá posibilidades muy amplias para obtener propiedades determinadas. Sin embargo, -

eso no significa que la elección de una variedad de acero sea mas o menos arbitraria. Además del costo, el constructor tendrá que examinar cuidadosamente el factor de seguridad que es de importancia capital en algunas aplicaciones como por ejemplo: eje de una turbina o cigüeñal de un motor de avión. Además pueden tener importancia los factores siguientes: la dureza de la superficie en problemas de resistencia al desgaste, la resistencia a la corrosión, la resistencia a la fatiga, la resistencia a la termofluencia, etc.

Según las aplicaciones, se dará mas importancia en la elección de la aleación a una o varias de las propiedades de utilización.

9.2.1 Tipos principales de acero de construcción para tratamiento térmico.

Debido a las propiedades necesarias de ductilidad y tenacidad, el contenido en carbono siempre será muy reducido y raramente sobrepasará 0.50%. Los tipos principales pueden ser clasificados en grupos según su principal elemento de aleación, o según la combinación favorable de los elementos de aleación. Se distinguen así:

Grupo I: Aceros al Mn.

Límites de composición: C= 0.30-0.50%, Mn= 1-1.5%.

Templado: en agua o aceite desde 830°C.

Revenido: 200-550°C, según la resistencia mecánica deseada.

Aplicaciones: Se reduce a piezas de espesor limitado, debido a la templabilidad reducida.

Grupo II: Aceros al Mn-Cr.

Límites de composición: C= 0.12-0.25%, Cr= 0.7-1.5%,

Mn= 1-1.5%.

Templado: En agua o en aceite desde 850°C.

Revenido: 200-550°C, según la resistencia mecánica de seable.

Aplicaciones: Piezas de construcción, sobre todo en la industria automovilística.

Grupo III: Aceros al Si (Si-Mn y Si-Cr).

Límites de composición: C= 0.40-0.50%, Si=1.2-2%, ----
Mn= 0.4-0.9%, Mo= 0-0.3%, Cr= 0-0.8%.

Templado: En agua o en aceite desde 875-900°C.

Revenido: 400-500°C, según la resistencia mecánica de seada.

Aplicaciones típicas: Típico para acero de resortes--
($\sigma_{0.2}$ muy alto).

Grupo IV: Aceros al Cr.

Límites de composición: C= 0.10-0.50%, Cr= 0.5-1.5%,
Mn= 0.5-0.9%, Si= 0.4% o menos.

Templado: 850°C; en agua para $C < 0.25\%$, en aceite para $C > 0.25\%$.

Revenido: 200-550°C, según la resistencia mecánica de seada y hasta 600°C para ductilidad máxima.

Aplicaciones: Piezas de construcción, buena resistencia al desgaste, sobre todo las variedades a alto carbono, se utiliza mucho en la industria automovilística.

Grupo V: Aceros al Ni.

Límites de composición: C= 0.10-0.20%, Ni= 2-5%, ---
Mn \leq 0.5%, Si \leq 0.4%.

Templado: 850°C (C=0.20%) hasta 900°C (C=0.10%) en agua o aceite.

Revenido: 525-600°C, según la resistencia mecánica deseada.

Aplicaciones: Para piezas importantes de máquinas--
requiriendo una seguridad absoluta: e
jes de turbina, bielas de motores.

Grupo VI: Aceros al Cr-Mo.

Límites de composición: C= 0.15-0.35%, Cr= 0.8-1.2%,
Mo= 0.15-0.35%, Mn= 0.6-0.9%, Si < 0.40%.

Templado de 875 °C en aceite.

Revenido: 200-550 °C, según la resistencia mecánica
deseada.

Aplicaciones: Piezas de construcción, prácticamen-
te insensible a la fragilización azul, y
por eso a menudo preferido a los aceros-
al Cr-Ni, que además son caros.

Grupo VII: Aceros al Cr-Ni.

Límites de composición: C= 0.15-0.40%, Cr= 0.8-2%,
Ni= 1.2-4.5%, Mn= 0.20-0.80%, Si < 0.4%.

Templado de 850 °C en aceite (Ni < 3.5%), o al aire -
(Ni > 3.5%).

Revenido: 200-600 °C, según la resistencia mecánica
deseada.

Aplicaciones: Clase de acero más utilizado para a-
plicaciones generales: construcción de motores, --
construcción de máquinas. Las piezas de máquinas-
en acero al Cr-Ni tienen que enfriarse rápidamente
en el intervalo de fragilización azul (450-500 °C).

Grupo VIII: Aceros al Cr-Ni-Mo.

Límites de composición: C= 0.15-0.40%, Cr= 0.5-2%,
Ni= 1-5%, Mo= 0.2-0.8%, Mn < 0.5%, Si < 0.4%.

Templado: de 825-875 °C en aceite o al aire según -
el contenido en Ni.

Revenido: 200-600 C, según la resistencia mecánica deseada.

Aplicaciones: Como los aceros al Cr-Ni, tienen la ventaja de ser insensibles o poco sensibles a la fragilización azul.

9.2.2 Tres ejemplos de aplicación importantes.

1.- Eje de rotor de turbina, forjado.

Tales piezas de máquinas muy macizas y muy caras deben tener una seguridad absoluta contra peligro de ruptura. En la práctica, se cargan ligeramente; por eso, y para reducir el doblado del eje, esas piezas de turbina son muy macizas.

Los aceros al Ni tienen buena forjabilidad, además las mejores propiedades de ductilidad y sobre todo de tenacidad, acompañada por una resistencia mecánica regular. Además tienen bastante buena resistencia a la corrosión en vapor.

Para ésta aplicación, se puede usar una variedad de acero cuya composición, tratamiento térmico y propiedades se dan en un ejemplo concreto:

Composición: C= 0.22%, Ni= 3.07%, Mn= 0.41%, Si= 0.32%, P= 0.021%, S= 0.019%.

Tratamiento térmico: Templado: De 850 C al aire.

Revenido: 525 C.

Propiedades mecánicas:	$\sigma_{0.2}$	σ_R	A	S
	51 Kg/mm ²	65 Kg/mm ²	20%	62%
	$f(MISCELL)$			
	18 Kg/mm ² .			

2.- Cigüeñal de motor Diesel.

Como para el eje del rotor de la turbina, el factor de seguridad es de importancia primordial. Pero se requieren propiedades de resistencia mecánica muy superiores - con el fin de reducir el peso del cigüeñal a un mínimo. Esto es aún más importante tratándose del cigüeñal del motor de un avión. Se utilizará de preferencia un acero al Cr-Ni-Mo de bajo carbono en estado revenido.

Composición típica: C= 0.15-0.20%, Ni= 2.5-4%, Cr= 1%, --
Mo= 0.4%, Mn < 0.5%, Si < 0.32%, P----
P < 0.025%, S < 0.025%.

Tratamiento térmico: Templado en aceite desde 850° C.

Revenido: 200-560° C.

Propiedades mecánicas: según la temperatura de revenido -- es posible obtener las siguientes -- combinaciones de las propiedades mecánicas:

$\sigma_{0.2}$ [Kg/mm ²]	σ_R [Kg/mm ²]	A% (L=5d)	S%	$f^{(R/SIN GER)}$ (Kg/cm ²)
120	140	11	50	7
110	125	12	58	7.5
105	115	13	60	8.5
95	105	14	62	10
85	95	16	65	11

Se habla aquí de un revenido a 140, 125,95 Kg/mm². Tales aceros de construcción al Cr-Ni-Mo se consideran debidamente -- como los aceros más tenaces con alta resistencia mecánica.

Al mismo tiempo que la alta resistencia mecánica deseada, se obtiene para ésta clase de acero mediante un tratamiento térmico el equilibrio adecuado entre las propiedades de resistencia mecánica, ductilidad y tenacidad.

3.- Resortes muy cargados.

Resortes para autos, camiones, vagones de ferrocarril, etc siempre están sujetos a cargas momentáneas muy altas. Desde luego, no puede ocurrir ninguna deformación plástica, de modo que el límite de fluencia tiene que ser lo más alto posible.

Aceros al Si o al Si-Mn o al Si-Cr se usan en general -- para ésta aplicación.

Ejemplo:

Composición típica. C= 0.55%, Si= 1.5%, Cr= 0.7%, Mn= 0.5

Tratamiento térmico: Templado: de 850°C en aceite.

Revenido: a 450°C.

Propiedades mecánicas	$\sigma_{0.2}$	σ_R	A(L=5d)	S
	140 Kg/mm ²	155 Kg/mm ²	8%	25%

Para tales resortes ($\sigma_{0.2} = 140 \text{ Kg/mm}^2$), se calcula una tensión máxima tolerable en estado normal de 60-70 Kg/mm², o sea cerca de 1/2 $\sigma_{0.2}$.

3.- Aceros aleados resistentes a la termofluencia.

Los elementos Mo, V, W, Ti, Nb y en grado inferior Cr, aumentan la resistencia del acero a la termofluencia.

No se conoce exactamente el mecanismo de su influencia.

Posiblemente tiene que ver con la formación de carburos o de fases intermedias, o tal vez de agrupamientos que preceden a su formación. El hecho que la aleación con los elementos citados aumenta bastante la temperatura de recristalización del hierro deformado en frío, nos proporciona cuando menos una explicación parcial de la-

influencia positiva de dichos elementos sobre la resistencia a la termofluencia del acero.

La formación mediante tratamiento térmico adecuado de la estructura bainítica en el acero, ayuda también al aumento de la resistencia a la termofluencia.

Para las aplicaciones en las cuales la resistencia a la fluencia es la propiedad de utilización principal, el Mo es sin duda el elemento de aleación más importante. La influencia del Mo aparece claramente en los valores dados en la tabla número 29.

Sin embargo, la influencia favorable del Mo así como de los elementos V, W, Ti, Nb y Cr es limitada a la concentración a la cual la transformación $\alpha-\gamma$ desaparece parcialmente en el calentamiento, ya que éstos elementos son alfacenos. Desde luego, las concentraciones dependen del contenido en carbono y de los demás elementos presentes, como Si y Mn.

El molibdeno se añade siempre, generalmente en concentraciones de 0.4 a 1% y excepcionalmente a más de 2%.

El Vanadio en concentraciones de 0.4% a un acero con 0.5% Mo, aumentando considerablemente su resistencia a la fluencia.

Tungsteno: se utiliza poco debido a su efecto mucho menos importante comparado con el molibdeno.

Titanio: tiene una influencia muy favorable sobre la resistencia a la termofluencia. Concentraciones óptimas corresponden a una relación Ti/C de 6 a 9, lo que indica que la influencia del titanio no se debe únicamente a la formación de carburos de titanio (con Ti/C =4, o sea la relación estequiométrica, - la gran mayoría del carbono ya está ligado como TiC). Debido a la mala solubilidad del TiC, la influencia del Ti solo se-

ocurre después de un tratamiento térmico a 1150-1200°C, lo que provoca muchos problemas.

Niobio: se comporta de modo análogo al Ti.

Cromo: en concentraciones de 2-3% en acero al molibdeno es favorable. Con concentraciones en Cr superiores, la resistencia a la fluencia disminuye. Sin embargo, se utilizan mucho contenidos en Cr de 5% y aún de 10% y en ocasiones más para lograr un aumento considerable de la resistencia a la oxidación a alta temperatura.

Los principales aceros resistentes a la fluencia son:

1.- Los aceros al Mo y Cr-Mo de baja aleación

Se utilizan principalmente en la técnica de vapor: pipas de vapor, sobrecalentadores, pernos, etc. La zona de aplicación va de 400°C hasta el máximo de 550°C. La Fig. 87 da información importante sobre la resistencia a la fluencia de diferentes clases de acero de éste grupo. ~~Los~~ Las composiciones se dan en la tabla 30.

2.- Los aceros con 5-6% Cr (al Mo-V).

Este grupo importante de aceros tiene sobre todo su aplicación en la industria petrolera. Para aumentar la resistencia a la fluencia se añade generalmente 0.5% de Mo o 0.5% Mo+0.25% V. El contenido en carbono siempre es bajo ($\pm 0.1\%$).

Además de buena resistencia de fluencia, éstos aceros -- tienen buena resistencia a la oxidación hasta temperaturas de 650°C.

3.- Los aceros ferríticos al Cromo: 13% cromo, 17% Cr y --- 25-30% Cr.

Estos son en primer lugar aceros inoxidables y refractarios, de los cuales se tratará en los capítulos posteriores. Se nombran aquí debido a su regular resistencia a

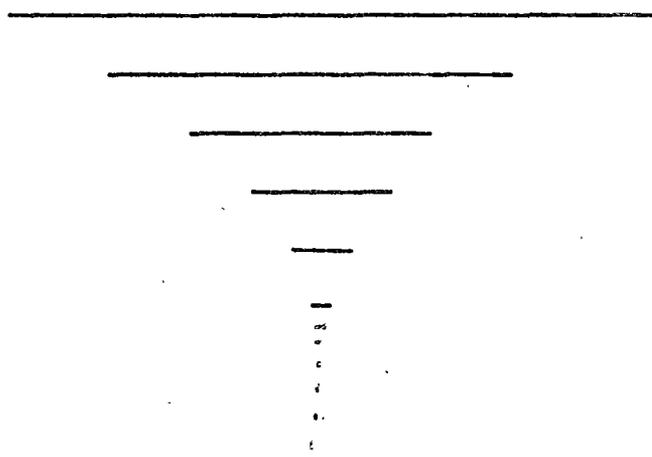
la fluencia, además de muy buena resistencia a la oxidación a alta y a muy alta temperatura.

4.- Los aceros austeníticos al Cr-Ni: 18/8, 25/12, y 25/20.

También éstos aceros inoxidable y refractarios típicos se discutirán ampliamente más adelante.

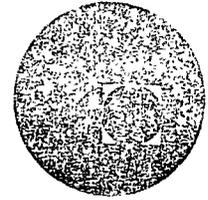
Tienen propiedades interesantes de resistencia a la fluencia a alta temperatura y se utilizan mucho como variedades de aceros resistentes a temperaturas superiores a 600°C. La tabla 31 da valores de resistencia a la fluencia de éstos aceros austeníticos.

Desde el punto de vista de la resistencia a la fluencia no hay mucha diferencia entre los aceros 18/8, 25/12 y 25/20. Los valores límites de la tabla 31 son valores extremos de resultados experimentales, obtenidos con aceros diferentes por varios investigadores.





centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

TEMA V: ACEROS ESPECIALES

CAPITULO 2: LOS ACEROS PARA CONSTRUCCION

ING. JOSE PAPPATERRA CABALLERO

JUNIO, 1978.

ACEROS DE CONSTRUCCION

Los tratamientos de los aceros de este tipo son muy diversos, debido a la variación de composición, forma, estado de las piezas a tratar y de resultados a obtener.

Los ~~tratamientos~~ se pueden dividir según:

- Tratamientos de ablandamiento.
- Tratamientos de endurecimiento.

destinados a aumentar o disminuir dureza, resistencia etc.

Para ambos casos es posible clasificar los aceros en alta y -debil templeabilidad.

Principales aceros de construcción

ALEAJO	COMPOSICION (%)					
	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Va
Al Carbono	0,4-0,7	0,4				
Mangano-silíceo	0,5-1,0	1,5-2,0				
Cromo - Manganeso	0,8-1,3	0,4		0,6-1,6		
Cromo - Vanadio	0,4-0,6	0,4		0,7-1,2		0,05-0,07
Cromo - Molibdeno	0,6-0,8	0,4		0,9-1,2	0,2-0,4	
Cromo - Niquel	0,6-0,8	0,4	1,2-1,6	0,9-1,2		
Cromo - Niquel - Molibdeno	0,3-0,8	0,4	0,8-1,2	1,2-1,8	0,1-0,3	
	0,4-0,7	0,6	2,5-4,5	0,6-0,9	0,1-0,3	

En el cuadro se indican los principales aceros de construcción mecánica que corresponden a dos clases:

- aceros dulces contienen carbono inferior al 0.2 %
- aceros semi duros y duros los más usados. en

en construcción contienen un tenor de carbono comprendido entre 0.3 y 0.5 %.

Existen además aceros con adición de boro en bajo tenor (0.001 %).

Tratamiento de recocidos.

El recocido puede ser efectuado con muy distintas finalidades:

- homogeneizar piezas fundidas
- contrarrestar el sobrecalentamiento en piezas forjadas
- restaurar la estructura de piezas deformadas (ecrouis)
- obtener una estructura determinada
- facilitar tal o cual tipo de maquinado
- volver al material a su estado de equilibrio
- permitir una identificación antes de la aplicación de un tratamiento.
- llevar al metal a un estado estructural favorable para el tratamiento posterior.

Aceros débilmente templables.

Aceros dulces, extra dulces, débilmente aleados con débil capacidad de endurecimiento.

Estos aceros son utilizados generalmente, en estado recocido, aunque un temple enérgico puede mejorar sus características.

Con un temple a 925° C de agua, se aumenta considerablemente la resiliencia de los aceros fundidos extra dulces, destruyendo al menos parcialmente, la estructura inicial (muy basta).

Si bien las velocidades de calentamiento y enfriamiento utilizados antes y después de recocido tienen poca importancia, las temperaturas y las duraciones deben, por el contrario variar considerablemente de acuerdo a los resultados deseados según el siguiente cuadro:

FINALIDAD	temperatura	duración
Regeneración de piezas fundidas	925 a 1030°c	2 a 10 h
Contrarrestar el sobrecalentamiento	925 a 950°c	1/2 h
Restauración de los productos deformados en frío (ecrouis)	600 a 750°c	1/4 a 1 h

La restauración de los productos deformados cuando se trata de chapa para embutizado se debe evitar el deterioro de la superficie, para lo cual se efectúa generalmente bajo atmósfera controlada y está relacionada estrictamente al grado de deformación inicial y para granos más finos menores serán las temperaturas y tiempos adoptados.

El acero extradulce recocido a menudo se maquina bastante mal, la férula "empasta" las herramientas. En tal caso suele ser conveniente proceder a enfriar ablandándose un "temple dulce" o bajo en agua con aceite soluble.

El temple bajo se realiza para evitar los puntos duros que podrían formarse alrededor de algunos islotes perfiticos que se producirían si se aplicara el temple con agua pura.

Aceros semiduros ordinarios y especiales

Hasta el 0.35 % de carbono, los aceros ordinarios recocidos a 850° C, endurecen poco, después del enfriamiento en el aire, aún para las piezas pequeñas.

Sobre este tenor (0.35 % de C) y sobre el 0.20 % de carbono para los aceros aleados (por ejemplo Ni = 3 %, Cr=1 %), los ablandamientos se hacen más difíciles y deben ser obtenidos ya sea por calentamiento de austenización con enfriamiento lento (ó por transformación isotérmica), ya sea por revenido intenso.

Para los aceros más duros, la oscilación de la temperatura entre A_{c1} y A_{c2} es un medio de producir un ablandamiento muy importante.

La dureza, aceptable durante el maquinado, se sitúa generalmente entre 225 - 250 Brinell, aunque la facilidad de maquinado no depende exclusivamente de esta característica, relacionándose más con la estructura.

La estructura necesaria no es por otra parte la misma para los diversos tipos de operaciones. Los productos laminares son favorables para el fresado, perforado, brochado y los productos globulares para el torneado y el embutizado.

Las dimensiones de los elementos tiene una influencia neta sobre la velocidad de corte, sobre la calidad de las superficies producidas, se deben aplicar los siguientes principios para la ejecución de los recocidos.

- Cuanto más homogénea sea la austenita, más fácilmente se forman las estructuras laminares.

- Cuanto más heterogénea sea la austenita mayor es la tendencia a formar estructuras globulares.

- La dimensión de los elementos formados dependen de la temperatura utilizada para la transformación al enfriamiento ella decrece cuando ésta disminuye y simultáneamente la dureza crece.

- La presencia de ferrita es a menudo desfavorable y es necesario reducir esta precipitación.

- Una alta temperatura de puesta en solución, con duración importante un comienzo de enfriamiento acelerado, una transformación a alta temperatura permiten obtener productos laminares

Si se utiliza una reacción isotérmica existe la ventaja, con ganancia de tiempo, de ser posible ubicar la transformación en la zona de estrangulamiento de las curvas T T T.

Se puede deducir de estas curvas la manera de recocer adecuadamente los aceros de alta templabilidad, determinando los ciclos correspondientes y que pueden realizarse en la práctica utilizando varios hornos a temperatura escalonadas, por los cuales pasan sucesivamente las cargas, también pueden utilizarse hornos continuos a temperaturas escalonadas permitiendo de esta manera la realización en serie de estos tratamientos, con mayor eficacia y bastante más rápidos.

Elevación de las características mecánicas

Esta mejoras pueden esquemáticamente tiene lugar en dos direcciones:

- **elevación** de la resistencia y de las propiedades de la misma especie (dureza, límite elástica, límite de fatiga), que se obtienen con aceros templados y débilmente revenidos.
- elevación de la ductilidad y de la resiliencia, lo que corresponde a los estados fuertemente revenidos.

Las curvas características de los catálogos de los aceros, que reúnen estos resultados en función de las condiciones de revenido establecen, ya que han sido determinadas sobre probetas de débil sección, los valores de máxima de sus propiedades que es posible de realizar simultáneamente.

La figura indica a título de ejemplo la familia de curvas pero un acero especial de construcción semi-duro y para un acero dulce de la misma clase.

Este resultado está lejos de realizarse para piezas de sección importante.

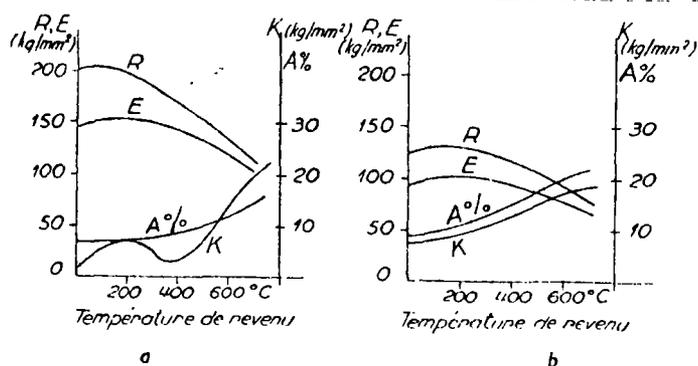


Fig. 35. — Caractéristiques moyennes sur éprouvettes traitées, dans le cas de deux aciers à 2,7 % de nickel et 0,8 % de Cr comportant l'un (a) 0,35 % de carbone, l'autre (b) 0,13 % de carbone.

Elección del modo de tratar.

El tratamiento comporta en general:

- Sea un temple (vivo, dulce ó lento) adaptado a la templabilidad del metal para producir el estado mantensítico y seguido o no por un revenido.
- Sea un temple dulce, o un tratamiento diferido que produzca directamente la estructura sorbítica ó bainítica que corresponda a las características requeridas.

Estos tratamientos no son equivalentes desde el punto de vista de las propiedades les confieren al metal:

- Elección de los medios y modos de temple en general se eligen los medios de temple teniendo en cuenta las velocidades críticas, las dimensiones, y los riesgos debido a la forma de las piezas, el orden de magnitud de estas velocidades críticas para los aceros al carbón y a 3 % de Ni se indica en la figura siguiente:

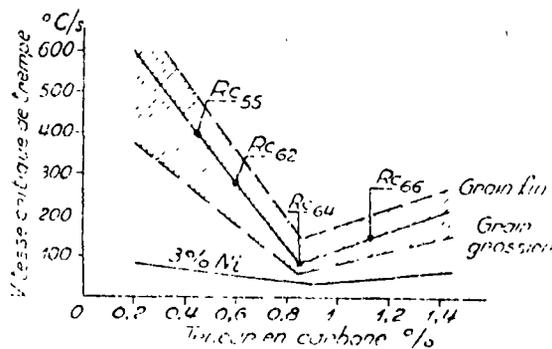


Fig. 36. -- Ordre de grandeur des vitesses critiques de trempe dans le cas d'aciers au carbone et dans le cas d'aciers à 3 % de nickel (d'après *Nickel Alloy Steels*) ordre de grandeur des duretés Rockwell correspondantes.

Los aceros de carbono necesitan, hasta el 0.40 % de carbono en temple energético; para un mayor porcentaje, el temple debe ser más suave debido a los riesgos de figuras. Los aceros especiales a bajo carbono pueden ser templados sea el agua, sea en aceite, pues su velocidad crítica es sensiblemente menor sobre 0.35 % de carbono, corresponde el temple de aceite, después el temple al aire se hace necesario.

- Elección de la temperatura de temple:

Las temperaturas de temple que se sitúan entre 825 y 875° C para los aceros ordinarios pueden ser disminuidos en 50° C para los aceros aleados al níquel y al manganeso, pero deben ser mantenidos entre estos valores para los aceros al cromo y para los aceros al silicio aumentan a 850 y 900° C.

- Importancia de la dimensión de las piezas.

Es difícil fijar los límites de dimensiones máximas de las piezas para las cuales el tratamiento térmico es aún eficaz la penetración de temple varía: con la elaboración, la temperatura de calentamiento, la energía del enfriamiento.

Para un acero semi duro el carbono, se puede admitir que el tratamiento es muy activo para secciones inferiores a 50 mm de diámetro y que mejora sensiblemente la zona superficial de la sección hasta 100 mm (sobre 5 a 10 mm de profundidad). Así las características para una barra de 50 mm en acero semiduro templado a 850° C. revenido a 600° C; $R = 90 \text{ Kg/mm}^2$; $E = 60 \text{ Kg/mm}^2$ $A = 15 \%$ - $\epsilon = 40 \%$ para los aceros especiales en particular los aceros cromo-níquel ó cromomolibdeno, la mejoría es considerable hasta 150 mm y puede ser sensible hasta 350 - 400 mm mientras que las características en profundidad bajan cuando el diámetro crece según la figura y tabla siguiente:

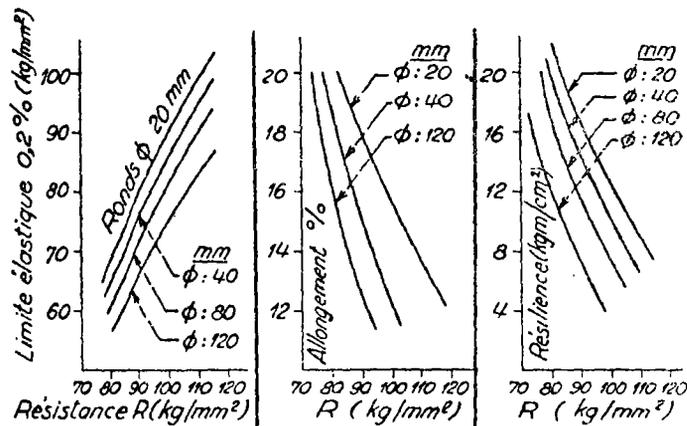


Fig. 37. — Caractéristiques mécaniques obtenues à mi-rayon dans des barres trempées et revenues en fonction de la résistance superficielle (C = 0,3% ; Ni = 1,4% ; Cr = 0,7%) (d'après VIALI.E).

características de el ~~semiradio~~ radio de piezas muy importantes forjadas, normalizadas ó tratadas en acero de níquel, cromo, nolibdeno. C = 0.4 % , Mn = 0.7 % , Ni = 1.8 % , Cr = 0.8 % Mo = 0.3 % .

DIAMETRO mm	R kg/mm ²	E kg/mm ²	A %	Σ %	ESTADO
100	75	70	22	62	Normalizado, despues revenido a 600°C
200	75	70	22	62	
300	70	50	20	50	
100	110	100	15	50	Templado, despues revenido a 600°C
200	85	75	20	60	
300	85	70	20	58	

Si se quiere tratar piezas masivas, una solución ventajosa - consiste en elevar la templabilidad hasta la autotemplabilidad del acero, lo que se obtiene más económicamente aumentando las dosis en Mn , Ni , Mo ,

La dificultad reside entonces en la duración y el precio del maquinado los recocidos previan ser más y más difíciles.

Así, el tratamiento debe adaptarse a los aceros y a los problemas a resolver que pueden tomar formas numerosas.

Térmicos.

Numerosos son las condiciones a satisfacer por las piezas de la industria mecánica las principales son:

- Obtención de un conjunto de características mecánicas muy elevadas:
- Disminución de deformación de temple:
- Supresión de contracciones residuales, ó creación de contracciones previas determinadas.

Las observaciones siguientes indican, las modalidades de los tratamientos recomendados en los diferentes casos.

Al-Elevación de las características mecánicas

Se admite generalmente que el conjunto de las características más altas se obtienen como resultado de la formación de martensita pura, fina, homogénea, es decir después del temple energético, directo ó diferido, seguido ó no de revenido, para obtener el nivel de resistencia requerida.

Los tratamientos bainíticos correctos dan generalmente resultados un poco inferiores salvo para los aceros duros en una zona de dureza definida. Si contienen precipitaciones proeutectoides, un descenso considerable de calidad tiene lugar, visible en la curva resiliencia-temperatura. (fig. 38)

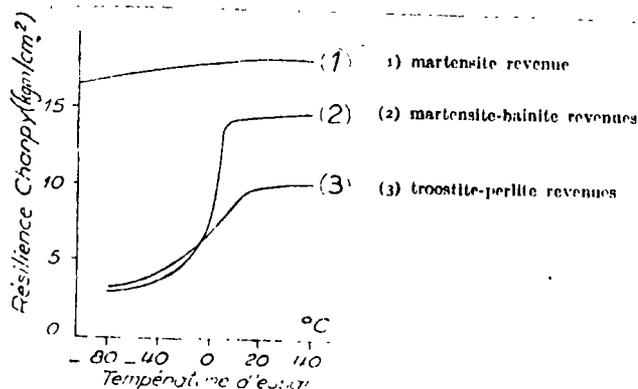


Fig. 38. — Variation de la résilience en fonction de la température dans le cas d'un acier à 0,35 % de C; 0,9 % de Mn; 0,6 % de Ni; 0,6 % de Cr; 0,1 % de Mo (pour R = 90 kg/mm) (d'après ARCEUR BIAISS et LOZD).

Disminución de las deformaciones.

De un modo general, la elevación de la temperatura de temple y la de energía de enfriamiento aumentan bastante las deformaciones de temple. (fig. 38)

Las dos causas esenciales de deformación (dilatación ó contracción banales desiguales, variaciones locales de volumen debidas a la formación de diversos constituyentes), bien establecidos se puede reducir, y aún suprimir estos incidentes tomando las precauciones siguientes:

- calentar lentamente en el curso de las transformaciones correspondientes a la solubilidad;
- bajar tanto como sea posible la temperatura elegida para el temple;
- apoyar la pieza en numerosos puntos para evitar su deformación durante el calentamiento;
- enfriar lentamente, antes de la inmersión en el líquido de temple, hasta que una temperatura suficiente para no producir precipitaciones proeutectoides.
(este punto es muy importante, la presencia de estos constituyentes reducen considerablemente la resistencia a la fatiga del metal);
- reducir tanto como sea posible, la velocidad de enfriamiento en la zona intermedia situada arriba de la reacción martensítica a condición igualmente que ella sea suficiente para no producir precipitación perlítica ó bainítica (que deben ser evitadas si se busca otra resistencia).

- sacar del baño de temple las piezas para que la reacción martensítica tenga lugar en toda la extensión de las piezas de un modo tan sincronizado como sea posible;

- En el caso de piezas que tengan un eje ó un plano de simetría, prever un calentamiento después de un enfriamiento que comporte ~~otros~~ elementos; mantener esta simetría, evitando las causas susceptibles de su destrucción (calentamiento en atmósfera para evitar la formación de placas de óxido que constituyen zonas aisladas locales; estado de la superficie semejante en todos los puntos homólogos que condicionan el enfriamiento, etc. eliminar las bolsas de vapor por el desplazamiento de las piezas en el baño de temple ó por el movimiento del líquido, etc). el desprendimiento de burbujas gaseosas en el agua de temple es susceptible de aportar perturbaciones, para las piezas muy delicadas, el agua hirviente puede ser preferible.

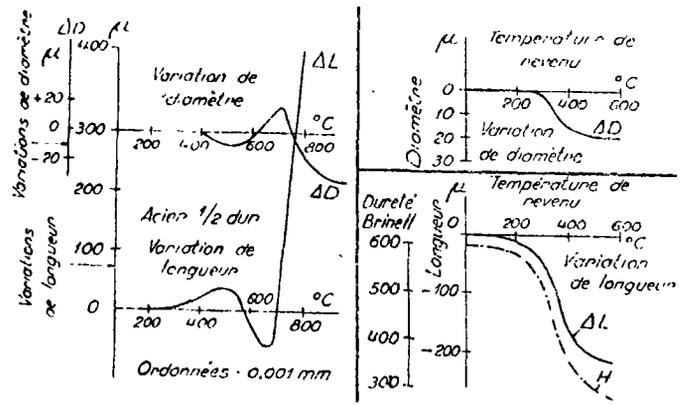
Conjugando todas estas acciones es posible eliminar la mayor parte de las deformaciones de temple.

Se puede por otra parte, obrar por contracción mecánica, cuya eficacia es sobre todo grande en el período del enfriamiento durante el cual el metal está aun en el período auténtico y por consecuencia dúctil.

Estos dispositivos son de numerosas tipos: prensas que sostienen los engranajes antes de somergir en el aceite (tipo Gleason) o que mantienen las palieres de un cigüeñal rigurosamente en línea, mandriles macho hembras que mantienen las dimensiones de piezas acanaladas ó de alesadoras. Estos dispositivos obran eficazmente en la medida en que ellas corrigen las deformaciones plásticas durante la formación de la mantensita. Pero imponen a menudo al fin de la operación, tensiones elásticas tales, que cuando son libradas las piezas se deforman de nuevo elásticamente y manera aún importante. Este último defecto puede ser corregido dando previamente a las piezas una contradeformación determinada.

Se llega sin embargo, a que la exageración de estos esfuerzos produzca roturas.

La descomposición de la martensita durante el curso de revenido provoca, generalmente, deformaciones, de sentido opuesto a las producidas por el temple, de tal manera que una cierta consecuencia tenga lugar (fig. 39). Queda una deformación menor que la que ha impuesto el temple, deformación localizada en general, en las zonas de menor resistencia.



Variation de diamètre et de longueur en fonction de la température de trempe: cylindres de L = 100 mm. D = 25 mm. Trempe à l'eau.

Variation de longueur, diamètre et dureté au cours de revenu d'un acier mi-dur trempé à 850°C à l'eau.

Action de la trempe.

Action du revenu.

Fig. 39. -- Variation de dimensions (en microns) au cours de la trempe et du revenu (d'après PORTEVIN et SOURDILLON).

Los temple suaves a los tratamientos bainíticos, cuando producen los resultados mecánicos requeridos sin hacer sufrir al metal la transformación martensítica, son muy ventajosas desde el punto de vista del mantenimiento de las dimensiones de una pieza.

Es necesario destacar que las deformaciones ^{que} pueden ser eliminadas por un enderezado, esta operación es peligrosa.

Se pueden producir fisuras, producir contracciones residuales mal orientadas ^{que} inducen y ponen, en fin, la pieza en un estado tal de inestabilidad que ella se deforme al cabo de algún tiempo.

Estos efectos pueden ser atenuados, por otra parte, por un revenido de distensión, efectuado generalmente sobre 150° C a la -- más baja temperatura compatible con la dureza buscada.

Contracciones Residuales

Si bien las contracciones residuales producidas por los tratamientos son actualmente mal conocidos se sabe que pueden alcanzar valores considerables -- sobrepasar los 100 Kg/mm² -- e influenciar profundamente sobre el comportamiento de las piezas. Pero no siempre es conveniente eliminarlas. Se ha observado, en efecto, que las roturas de fatiga más peligrosas se generan por la acción de las tensiones superficiales (lo que hace aparecer la ventaja de las compresiones previas en las zonas de concentraciones de esfuerzos).

Por otra parte, un estado de tensión triaxial equilibrada, -- es particularmente peligrosa, el cambio de sentido de uno de los tensores puede tener un efecto considerable.

En definitiva, puede ser producir, en las regiones fuertemente cargadas de las piezas mecánicas, las contracciones correctamente orientadas, las cuales les asegura características elevadas.

El medio de hacer aparecer las contracciones consiste en producir por transformación o por contracción banal las variaciones -- de volúmenes localizados en un metal rígido y a regular la cronología de estas modificaciones en los diversos puntos de la pieza tratada en un sentido determinado.

En un volumen de acero sometido a un temple enérgico, la temperatura de la superficie es sensiblemente más baja que la del interior. Si las transformaciones producidas son por efecto de la templabilidad, del tipo mantensítico en el exterior y bainítico al interior ellas se producen a temperatura diferente, previamente por el exterior ó previamente por el interior según que el gradiente de temperatura sea alto ó bajo (fig)

En el segundo caso, la transformación interna se produce bajo un ~~interior~~ ^{exterior} aún austenítico, aún dúctil.

La ~~dilatación~~ ^{dilatación} final de esta última región en el curso de la transformación martensítica produce una compresión superficial au-mentada por la contracción banal del centro ya transformado.

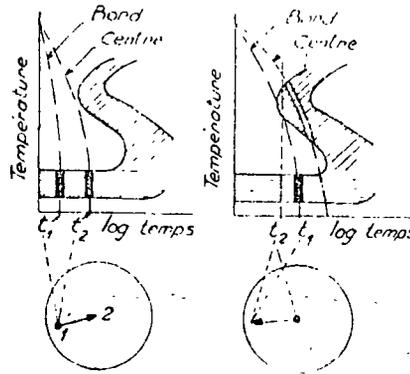
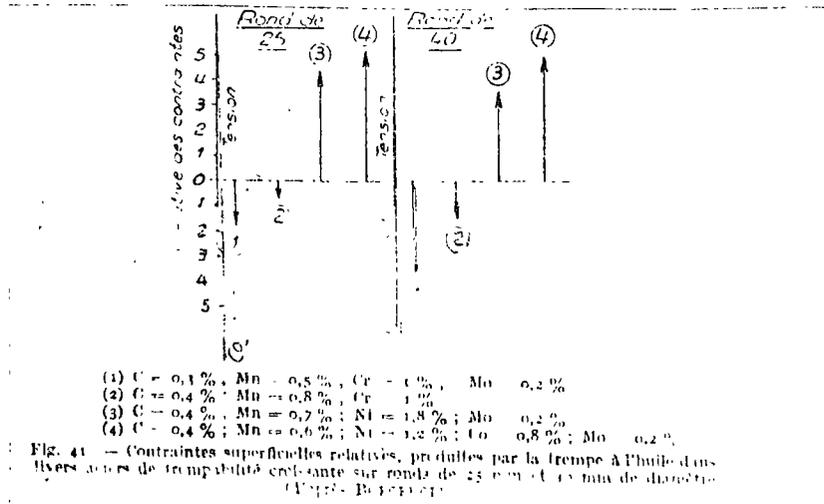


Fig. 40. — Progression de la transformation dans un rond d'acier en fonction de la loi de refroidissement.

Así, las contracciones dependen de 3 factores esenciales: Templabilidad, dimensión, de las piezas, energía de enfriamiento e igualmente de factores complementarios (variaciones locales de composición obtenidas por cementación o carbonituration, lo que, disminuye sensiblemente las temperaturas de transformaciones superficiales, permiten modificar la cronología de las transformaciones en las piezas enfriadas.

En particular, la ~~temperatura~~ ^{templabilidad} determina el sentido y el valor de las contracciones, las compresiones superficiales siendo, por otra parte, más altas para un endurecimiento determinado cuando la templabilidad es más débil, es decir que el gradiente de dureza es más amplio.



El gradiente de temperatura, realizado en el curso de un enfriamiento, puede modificar totalmente el campo de las contracciones.

Así se ha mostrado que tubos de la misma forma, ejecutados en tres aceros capaces de una misma dureza final después del temple en agua, en aceite ó al aire, están sometidos a esfuerzos opuestos favorables sea para el mantenimiento de las dimensiones, sea para la elevación de la resistencia a la fatiga (fig 42)

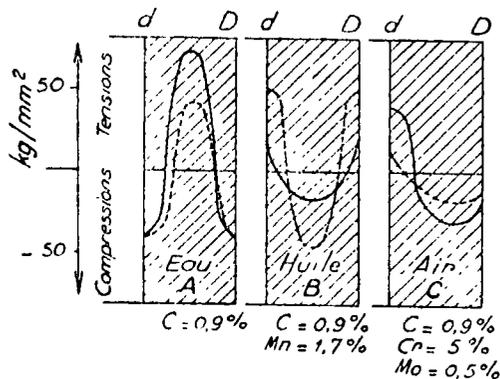


Fig. 42. — Contraintes principales produites par trempe à l'eau, à l'huile, à l'air conduisant à la même dureté superficielle sur 3 aciers A, B, C. (Epruvettes tubulaires : D = 75 mm ; d = 50 mm ; L = 175 mm) (d'après Postr).

Para regular la contracciones de tratamiento se puede:

- emplear un metal que tenga una dureza después del temple y una templabilidad determinadas, en unión con la dimension de las piezas utilizadas y aplicar un enfriamiento de temple de severidad bien definida;

- efectuar un calentamiento diferencial, limitado en las condiciones precisas, sobre un metal de templeabilidad suficiente. (calentamiento por alta frecuencia, al soplete, eventualmente en baños fundidos muy calientes).
- efectuar una cementación superficial o mejor una carbonitración en las zonas a reforzar, después un temple diferido produciendo ~~primera~~ primeramente la transformación bainítica del alma, después, la transformación martensítica de la periferia; se puede reforzar ~~sensiblemente esta acción~~ ^{por un pasaje a bajas temperaturas.}
- agregar, en fin, las compresiones superficiales producidas por un granallado con bolillas, procedimiento capaz de doblar sensiblemente las contracciones de compresión producidas por el temple; este tratamiento mecánico se puede hacer sentir aun mayor eficacia si es efectuado antes de la transformación, mantensítica, y sobre una pieza sometida por una deformación-elástica, a tensiones en la zona granallada.

Numerosas investigaciones se han hecho para determinar a cual temperatura se desvanecen las contracciones residuales. Parece que decrecen rápidamente sobre 300° C para desaparecer hacia 500° C a 600° C en la acción de construcción, de tal manera que todos los aceros precontraídos están generalmente en un estado vecino al temple. Sin embargo, la contracción banal, producida por el enfriamiento que termina el revenido puede ser utilizado para hacer nacer contracciones aún eficaces.

Exageración de las contracciones. Roturas de Temple.

Se llega a que las contracciones producidas por el temple alcanzan valores tales que sobrepasan localmente el límite elástico y la carga de rotura del metal (muy vecinas una de la otra, cuando el metal está al estado mantensítico). El metal se rompe sin alargamiento, esta rotura puede localizarse bajo forma de fisuras finas difícilmente discernibles o bajo forma de rayaduras considerables y aun explosivas con proyección de trozos de la pieza.

Ellos pueden tener lugar en particular en los aceros de herramientas aún a algunos días después del temple. Si trata de defectos tanto más graves porque son invisibles y en todos los casos son capaces de provocar una fisuración rápida de las piezas en servicio exagerando localmente las contracciones.

Por otra parte, estos accidentes pueden en la fabricaciones en serie perfectamente bien regulada producirse súbitamente con un porcentaje elevado de piezas defectuosas sin que su causa inmediata pueda ser fácilmente determinada.

El riesgo de finuras crece esencialmente con el ^{tenor de carbono} (sobre 0.35 % aproximadamente), con la energía del temple, con el gradiente de temperatura en las piezas, gradiente crítico, sobre todo hacia el fin del enfriamiento, mientras que el metal bastante frío y en el estado mantensítico, no hay alargamiento. Toda herencia del metal, su composición, la presencia de impurezas, la temperatura de colada, la dimensión del lingote, su deformación, la presencia de gases disueltos (en particular el hidrogeno), la presencia simultánea de impurezas desfavorables (cobre, y estaño, por ejemplo), así como las condiciones de enfriamiento en particular la temperatura de temple, la energía de enfriamiento pueden influir sobre la aparición de fenómenos. En particular las fisuras son tanto más peligrosas cuando más baja sea la temperatura a que se produzca la transformación mantensítica, es decir, en un metal más rígido.

Como es el ~~carbono~~ el que más actúa sobre este descenso (de la transformación mantensítica) este elemento tiene una doble acción pues reduce, por otra parte el mismo tiempo la ductibilidad de la mantensita formada.

La elevación de la templabilidad es desfavorable: el centro de las piezas se presta tanto menos a la deformación provocados por las contracciones triaxiales ligadas a los fenómenos de temple, cuando más elevada sea.

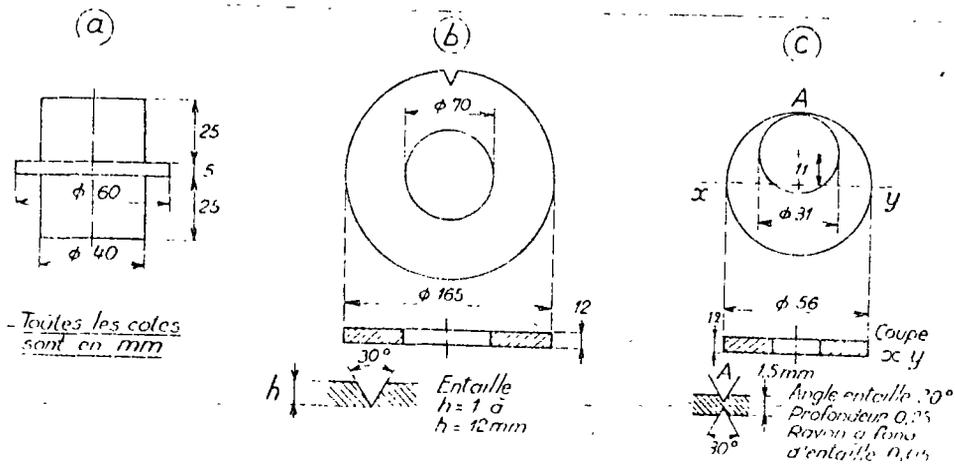
En fin, las variaciones bruscas de forma o de sección de las piezas, las entallas, provocan ya sea concentraciones locales de esfuerzo ó sea modificaciones bruscas en el flujo de escurrimiento de calor en el curso del temple, y pueden ser causa determinante de roturas.

Varios tipos de probetas han sido propuestas para poner en evidencia la susceptibilidad a la fractura de diversos aceros o para diferenciar desde este punto de vista, las diferentes coladas, de un mismo metal (fig). Las probetas presentan un fino collar, susceptible de romperse, las probetas en forma de discos, cortadas según una generatriz por entalladuras agudas de profundidad variable (tanto más peligrosas cuando más profundas son ellas) probetas en forma de cruz también han sido propuestas y dan resultados interesantes.

La diferenciación pueden ser hecha igualmente determinando el número de temple que se pueden aplicar a una probeta determinando antes de provocar su rotura. Este número es tanto menor cuando más sensible es el acero.

Entre las precauciones que se pueden tomar para evitar las fisuras durante el tratamiento de los aceros, se puede citar el recocido previo (y especialmente el recocido que coalece la cementita perlítica): suavizar la ley de temple; la disminución a un valor tan débil como sea posible, después del calentamiento de puesta en solución de la temperatura de inmersión; la supresión de la acción del medio de temple energético desde que la temperatura de la pieza es vecina al comienzo de la transformación mantensítica. Este último detalle puede ser fácilmente puesto a punto en la fabricación en serie, utilizando lápices termó-color hacia los 275° C. La búsqueda de fisuras es a menudo delicada. Diferentes métodos se emplean, entre los más corrientes se pueden citar el avenado y la inmersión en petróleo (mejorados por métodos de fluorescencia y reactivos coloreados) el ensayo al espectro magnético (magnaflux), es el ensayo de sonoridad.

El ensayo generalizado de dureza, si revela zonas muy duras y obre todo grandes variaciones puede hacer suponer la presencia de estos defectos.



a éprouvette cylindrique à collerette
 b disque perforé (étude des tubes de cuivre)
 c éprouvette en croissant

Fig. 43. — Éprouvettes pour l'étude des tapures de trempe



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

TEMA VI: FUNDICIONES

CAPITULO 2: LA FUNDICION BLANCA

CAPITULO 3: LA FUNDICION GRIS Y SUS VARIABLES

DR. YVAN HOUBAERT IRMEN

JULIO, 1978.

13
Capítulo ~~XII~~: FUNDICION BLANCA.

13.1 Fundición en general:

La denominación general "fundición" comprende un grupo de aleaciones que contienen principalmente hierro y carbono, además silicio, manganeso, ..., pero siempre con bastante carbono para que la solidificación termine en el punto eutéctico C o C' (fig. 99).

En unos aceros aleados especiales, como por ejemplo para buriles rápidos y aceros de 12% Cr a alto carbono, la solidificación termina también con la formación de un complejo eutéctico de ledeburita. Sin embargo, no se clasifican nunca esas aleaciones entre las fundiciones de hierro. A veces se utiliza la denominación "aceros ledeburíticos".

El diagrama binario de la fig 99 da los equilibrios estables y no taestables de las fases que ocurren en la fundición y muestra ^{que} la condición para una solidificación final eutéctica corresponde a un contenido en carbono superior al 1,7% (punto E en la fig 99).

El elemento carbono rebaja considerablemente el punto de fusión del hierro: de 1539°C a 0% C hasta 1147°C a 4.5%. El carbono tiene entonces una influencia muy grande sobre la colabilidad del hierro debido a la baja del punto de fusión y, con suficientemente carbono, por la solidificación final eutéctica.

La denominación "fundición" indica entonces la colabilidad muy buena de la aleación y además su utilización en estado colado.

13.2 Fundición blanca.

La fundición blanca es una aleación de Fe-C... con más de 1.7% C, con solidificación según el sistema metaestable. En la fundición blanca, la casi totalidad del carbono está ligado en el compuesto intersticial Fe₃C, que se llama, como sabemos "cementita" y es en realidad un carburo mezclado, ya que el elemento Fe puede ser sustituido en cantidades tolerables por Mn o eventualmente por otros elementos carburizadores. En principio la fundición blanca no contiene grafito. Por eso, la fractura tiene una superficie blanca y metálica, lo que explica la denominación "fundición blanca".

13.3 Estructura de fundición blanca.

Como sabemos, la estructura de cualquier aleación está determinada por la proporción de las fases presentes, por su asociación eventual en constituyentes y por la forma, el tamaño y la distribución de

las partículas. La estructura se forma en la solidificación; esa estructura se modifica eventualmente durante el enfriamiento del punto de fusión a temperatura ambiente y esto es sobre todo cierto para la aleación en cuestión. Por eso, para juzgar la estructura, es preciso examinar la solidificación y el enfriamiento de fundición blanca utilizando el diagrama de fases de la fig 99 que representa el sistema metaestable o sea Fe-Fe₃C. Utilizemos como ejemplo una aleación con 3% de carbono.

En el comienzo de la solidificación se forman cristales dendríticos de austenita. Llegando al punto eutéctico C hay:

porcentaje en peso de austenita primaria precipitada

$$(\gamma_E) \quad \frac{L C}{E C} \times 100 = \frac{4.3 - 3}{4.3 - 1.7} \times 100 = 50\% ;$$

porcentaje en peso del líquido residual (C: 4.3%) = 50%

La fundición residual se solidifica ahora, a temperatura constante como mezcla eutéctica "ledeburita".

$$\frac{C F}{E F} \times 100 = \frac{6.7 - 4.3}{6.7 - 1.7} \times 100 = 48\% \text{ austenita } (\gamma_E)$$

$$y \quad \frac{E C}{E F} \times 100 = \frac{4.3 - 1.7}{6.7 - 1.7} \times 100 = 52\% \text{ cementita (F)}$$

Inmediatamente después de la solidificación quedan entonces como constituyentes: austenita 50%;

ledeburita 50% y

como fases: austenita (γ_E) : 74%
cementita (F) : 26%.

Durante el enfriamiento siguiente de la aleación, la fase cementita no experimenta ninguna transformación; sin embargo, la fase austenita evoluciona según la línea de saturación ES, precipitando cementita secundaria; esa cementita cristaliza principalmente sobre la cementita eutéctica (o eventualmente, para composiciones hipereutécticas, sobre la cementita primaria).

Llegando al punto S (a 723°C) hay:

$$\text{como fases: austenita } (\gamma_S) : \frac{L'K}{LK} \times 100 = \frac{6.7 - 3}{6.7 - 0.87} \times 100 \cong 63.50\% ;$$

$$\text{cementita} : \frac{L'S}{SE} \times 100 = \frac{3 - 0.87}{6.7 - 0.87} \times 100 \cong 36.50\%$$

A la temperatura eutectoide, la austenita residual γ_s se separa en la mezcla eutectoide: ferrita (α_p) y cementita (K).

En condiciones de equilibrio se formaría en el enfriamiento siguiente cementita terciaria según la línea de saturación P ϕ . Finalmente hay a temperatura ambiente:

$$\text{como fases: ferrita } (\alpha_p) : \frac{P''K''}{Q K''} \times 100 = \frac{6.7 - 3}{6.7} \times 100 \approx 55\% ;$$

$$\text{cementita } (K'') : \frac{L''}{Q K''} \times 100 = \frac{3}{6.7} \times 100 \approx 45\%$$

Para calcular las proporciones de equilibrio de las fases presentes, se utilizó la regla de la palanca. A temperatura ambiente, a la cual casi todo el carbono está ligado en forma de cementita, el cálculo puede ser simplificado:

Una parte en peso de carbono corresponde con $\frac{12 + (3 \times 56)}{12} = 15$ partes en peso de cementita;

3 partes en peso ó 3% de carbono precipitado corresponden a 45 partes en peso ó 45 % de cementita precipitada.

13.4 Estructura, propiedades y aplicaciones de la fundición blanca.

Las consideraciones anteriores indican que la fundición blanca se compone de una asociación de dos fases: la ferrita y la cementita. Con 3.35% C la fundición contiene 50 % de ferrita y 50 % de cementita. Los porcentajes de ambas fases tienen entonces siempre el mismo tamaño y es difícil hablar de una matriz, ya que la palabra matriz se usa para la fase que está claramente en exceso.

Microfotografías muestran claramente la diferencia entre fundición blanca hipoeutéctica e hipereutéctica.

La ledeburita, que se forma inmediatamente después de la solidificación como constituyente normal, no existe como tal a temperatura ambiente, ya que la austenita (una de las dos fases que forman la ledeburita) primero disminuyó bastante (línea ES) y después se transformó a la temperatura eutectoide en perlita. Entonces sólo se puede hablar de ledeburita transformada.

Examinando más la estructura de fundición blanca se observa la constituyente perlita, que aparece como manchas negras con aumentos bajos. Solo con aumentos superiores se reconoce esta constituyente como

la mezcla eutectoide de perlita. La fase cementita se presenta con aspectos muy diferentes. De hecho hay, por lo menos en teoría, cuatro tipos diferentes de cementita y en la fundición blanca hipereutética hay cinco:

- cementita primaria
- cementita eutéctica
- cementita secundaria (precipitación según ES)
- cementita eutectoide (en la perlita)
- cementita terciaria (eventualmente según PQ).

Observables son sólo la cementita primaria, eutéctica y eutectoide. La cementita secundaria se precipita sobre la cementita eutéctica o eventualmente primaria y no puede ser distinguida de esta última. A simple vista no se pueden distinguir las cantidades muy pequeñas de cementita terciaria, eventualmente precipitadas sobre los tipos precedentes de cementita.

Para discutir las propiedades, hay que considerar la fundición blanca como agregado de perlita y de cementita libre, la última formando un armazón casi ininterrumpido.

Desde luego se trata de un material duro, frágil y sin deformabilidad plástica. La deformación en caliente es posible pero casi nunca se practica. Esa deformación puede llevarse a cabo entre 800 y 1050°C (austenita - cementita) y es aún más fácil que la deformación de la fundición gris, porque el grafito ni siquiera a alta temperatura obtiene plasticidad, lo que si ocurre en parte con la cementita. Hay que mencionar que Wittmoser logró estirar una fundición blanca de 70% por laminado entre 1050 y 900°C, utilizando una serie de 20 pasos y obtuvo un material con una resistencia a la ruptura de 70Kg/mm² y una elongación de 1%. Esa posibilidad no se aplica ahora en la práctica y la fundición blanca se utiliza casi únicamente como material resistente al desgaste. Esta resistencia al desgaste se debe a la presencia de la fase cementita muy dura en concentración de un 50% aproximadamente.

La fundición blanca se utiliza para bolas de molinos, paredes de reductores, placas de desgaste, etc.. o sea para todas las aplicaciones en las cuales la resistencia al desgaste sin demasiada carga de choque es la propiedad primordial. Además, es posible encontrar para cada aplicación, el compromiso ideal por la adaptación del contenido en car-

bono, ya que así se pueden regular los porcentajes de la ferrita relativamente tenaz y de la cementita dura y frágil.

Si hay que aumentar la dureza sin cambiar el contenido en carbono, se puede sustituir la perlita por la martensita mucho más dura. Para la fundición no aleada, esto no es posible, ya que templando en agua, la transformación martensítica solo ocurrirá hasta unos milímetros de profundidad y la formación de grietas de templado es muy probable debido al alto contenido en carbono.

Sin embargo, existe la posibilidad de la utilización de elementos de aleación como por ejemplo combinaciones de Ni y Cr o Cu, Ni, Cr y Mo.

Una posibilidad es el templado en aceite; otra el autotemplado. En el último caso es posible llegar a un templado por enfriamiento de la pieza en el molde. Entonces hay que acomodar el contenido de los elementos de la aleación Ni y Cr o Cu, Ni, Cr. y Mo al tamaño de la pieza a colar.

Sin embargo, para la mayoría de las aplicaciones, el agregado de martensita y cementita es demasiado frágil, de modo que es aconsejable hacer un tratamiento de revenido de la fundición blanca martensítica a 350-450°C para transformar la martensita y la austenita residual en constituyentes intermedios y además reducir las tensiones internas. A veces se llama una fundición blanca martensítica o autotemplada "Ni-hard" (patente de Mon Nickel Company, del nombre Nickel-hard)

Otra fundición blanca con templabilidad al aire contiene:
Cu = 2.5%; Cr = 1.5% ; Ni = 0.65% y Mo = 0.30% .

FUNDICION GRIS

Como en el caso de la fundición blanca, la denominación "fundición gris" se refiere al color de la superficie de ruptura. Por la presencia de carbono libre, o sea de carbono cristalino en forma de grafito, la superficie de fractura es gris. Desde luego, el tono de color depende mucho de la cantidad y de la forma del grafito.

La presencia de unas partículas de grafito no basta para que una fundición pueda denominarse "gris". En principio, el término "fundición gris" se aplica a una fundición que se solidifica completamente en el sistema estable; esto significa entonces, que todo el carbono eutéctico se precipita en forma de carbono elemental o grafito. En el punto eutéctico (fig 99) se solidifica entonces el eutéctico estable: austenita más grafito.

Sin embargo, ocurre a menudo que la solidificación eutéctica empieza en O' según el diagrama estable, pero que rápidamente cambia al sistema metaestable (punto C en la fig 99). En este caso aparece el traslape de ambos sistemas y se obtiene una fundición mezcla de gris y blanca, llamada a menudo fundición mezclada., caracterizada por la presencia simultánea de grafito y cementita eutéctica o ledeburítica.

En general hay que considerar la fundición mezclada como un producto casual, a veces se quiere obtener esa estructura mezclada en la superficie de una pieza de colada de fundición gris, por ejemplo para la mesa de un torno o las bancanetas de máquinas, herramientas, y con el objetivo de obtener una dureza más alta y mejor resistencia al desgaste. Se logra esto fácilmente colando una fundición de potencial gris contra una placa de enfriamiento: la superficie en contacto con la placa se enfría y se solidifica más rápidamente, de modo que con la composición y velocidad de enfriamiento adecuadas se obtiene una capa de fundición mezclada.

14.1 Grafitización durante la solidificación: factores de influencia.

La solidificación eutéctica de la fundición gris y la estructura del eutéctico estable, están determinadas sobre todo por la nucleación y el crecimiento del grafito.

Con una composición lo suficientemente hipereutéctica se precipita en primer lugar grafito primario. El número de laminillas primarias de grafito es relativamente pequeño (difusión rápida de carbono a la alta temperatura de la fundición hipereutéctica) y estos cristales pueden lle-

gar entonces a dimensiones considerables (p.ej: longitud de 1 mm en piezas de fundición grandes)

Es cierto que la presencia de cristales de grafito tiene influencia sobre la nucleación eutéctica de grafito, donde pueden servir de núcleos. Sin embargo, la influencia es menor de lo que se supondría a priori, probablemente debido al pequeño número de laminillas primarias de grafito, de modo que la nucleación eutéctica del grafito se basa principalmente en ~~nuevos~~ núcleos.

Esto permite un ligero superenfriamiento de la solidificación eutéctica.

Sin embargo, para las composiciones eutécticas e hipoeutécticas, la formación de grafito depende totalmente de la nucleación eutéctica del grafito.

Cuando la fundición, después de la precipitación de dendritas primarias de austenita, llega a la composición eutéctica (C' en fig 99), el eutéctico estable austenita-grafito tendría que cristalizar. Esto supone que hay núcleos efectivos en ambas fases, pero en general faltan los núcleos de grafito, por lo menos llegando a la temperatura y composición eutéctica. Ya que el grafito y la austenita forman un eutéctico anormal, o sea que no hay nucleación recíproca, es preciso tener núcleos de grafito para que la solidificación eutéctica empiece.

La nucleación del grafito, o sea la formación de núcleos efectivos de grafito, está determinada por tres factores, los cuales están relacionados respectivamente con la composición, la velocidad de enfriamiento y el poder de nucleación de la fundición a una temperatura y composición determinada.

1º. Factor composición.

Una aleación binaria Fe-C solidifica siempre según el sistema metaestable; para obtener la solidificación en el sistema estable hay que utilizar elementos adicionales de aleación. Esos elementos se llaman "elementos de grafitización". En orden de su disminución de poder de grafitización son: Si, Al, P, Ni, Cu,...; de estos el Si es el más importante y además el más utilizado. La aplicación del P, no se basa en su influencia de grafitización: el P mejora la colabilidad por la formación de un eutéctico ternario con bajo punto de fusión (953°C): austenita-Fe₃C-Fe₂P, llamado "esteadita".

Aunque el Si en si es un elemento de grafitización, su presencia provoca la formación de cementita eutéctica como tercera fase en el eutéctico de esteadita.

Se añade P en concentraciones de 0.7 hasta un máximo de 1.2% para mejorar la colabilidad de piezas de fundición difíciles como por ejemplo con paredes delgadas (estufas, hornos, radiadores de calefacción central).

El Al, aunque aumenta mucho la grafitización, no se utiliza a menudo en práctica, ya que ese elemento provoca defectos de fundición a partir de concentraciones muy bajas y a concentraciones más altas puede reducir mucho la colabilidad.

El Ni y Cu son elementos de la grafitización moderada, pero elementos de aleación favorables, de modo que su aplicación en fundición gris aunque no sea muy general, se basa principalmente en su influencia como elemento de aleación para mejorar propiedades de la matriz metálica.

En oposición a los elementos de grafitización, están los elementos de antigrafitización o estabilizadores de carburos. Son todos los elementos que forman carburos más estables que el Fe_3C ; que son: Mn, Cr, Mo, V, etc... El Mn, el elemento principal de la elaboración del acero, siempre está presente en las materias primarias y en los productos siderúrgicos: la fundición gris contiene generalmente de 0.5 a 0.8% Mn, necesario para evitar la segregación cristalina del azufre en forma de FeS (véase cap. 2) y para favorecer la formación de perlita en la transformación eutectoide (véase cap. 8).

Los demás elementos estabilizadores de cementita, en porcentajes que sobrepazan la concentración de "trazas", deben ser considerados como elementos de aleación.

Fe_3C es un compuesto metaestable y eso es la razón por la cual el sistema Fe- Fe_3C se denomina "metaestable". Sin embargo, Mn_3C , Cr_7C_3 , MoC, VC, ... son carburos estables. Los elementos Mn, Cr, Mo, V, ... se disuelven en el carburo Fe_3C y aumentan su estabilidad como carburo mezclado (fig 61). Se entiende fácilmente la influencia de antigrafitización de estos elementos. Sin embargo, el aumento en el poder de grafitización del metal líquido por los elementos de aleación Si, P, Al, Cu, Bi, ... no se entiende tan fácilmente. Para explicar este fenómeno, hay que introducir una hipótesis doble: el efecto de dilución y el efecto de afinidad. En ambos casos hay que basarse en otra hipótesis, o sea en la existencia de agrupamientos prealeables en el metal líquido.

Efecto de dilución. preliminares

Agrupamientos en la fundición arriba del punto de fusión o exactamente en este punto ocurren debido a la afinidad recíproca de

los elementos. Por la presencia de elementos como Si, P, Al, Ni, Cu,.. que no tienen afinidad o una afinidad inferior que la del Fe para formar compuestos con el carbono, se diluyen las agrupaciones pre^{liminares} de Fe-C, que son en realidad los núcleos potenciales de Fe₃C. Así aumenta la tendencia de la fundición a precipitar carbono elemental o grafito. La consecuencia del efecto de dilución de los elementos Si, P, Al, Ni, Cu, durante la solidificación eutéctica es entonces la grafitización.

Si el efecto de dilución fuera el único término de influencia, concentraciones atómicas iguales de los elementos de grafitización tendrían el mismo efecto, lo que no está confirmado por la experiencia, ya que una parte en peso de Si, tiene el poder de grafitización de 5 partes en peso de Cu. En concentración atómica, la relación es de 1 a 2.7.

Efecto de afinidad.

Entre los elementos de grafitización bien conocidos, los primeros tres: Si, P y Al pueden formar compuestos con el elemento Fe. En los sistemas binarios respectivos aparecen los compuestos siguientes: Fe₃Si, Fe₅Si₃, FeSi, FeSi₂; Fe₃P; Fe₃Al, FeAl, FeAl₂, Fe₂Al₅ y FeAl₃. Si se acepta que en el metal líquido las agrupaciones de los elementos Si, P y Al con el Fe se forman con preferencia a las agrupaciones de Carbono con Fe, esto representa otra vez, una tendencia aumentada a precipitar grafito desde la fundición líquida.

Aunque esta explicación sea satisfactoria para el poder de grafitización de los elementos Si, P, Al, Ni, Cu,.. y su influencia relativa de grafitización, hay que darse cuenta que esta teoría se basa en la formación de agrupaciones pre^{liminares} en la fundición líquida, aunque la existencia de tales agrupaciones no esté comprobada científicamente, aunque sea probable.

Intervalo entre el eutéctico estable y metaestable.

En pruebas recientes se encontró que el cobre puede aumentar la temperatura del eutéctico grafito-austenita y bajar, en forma menos pronunciada, la temperatura del eutéctico cementita-austenita. El cobre abre entonces el intervalo entre ambas temperatura, lo que representa desde luego un efecto de grafitización en la solidificación.

Esto es también el caso para el silicio, pero lo contrario para el cromo.

La influencia de un elemento sobre el tamaño del intervalo entre el eutéctico estable y metaestable puede explicarnos el efecto de grafitiza-

ción o de antigrafitización, pero no nos da información sobre el mecanismo fundamental.

2º Factor velocidad de enfriamiento.

Un enfriamiento lento favorecerá desde luego el equilibrio estable, o sea la formación del eutéctico estable austenita-grafito. Para una composición determinada, la velocidad de enfriamiento determina la grafitización eutéctica. La velocidad de enfriamiento está determinada por la velocidad a la cual se retira el calor al sistema: depende entonces de la temperatura de colada, del calor latente de solidificación, de la conductividad térmica del molde y de qué tan macizo es el lingote o la pieza colada.

Dentro de los límites de composición de piezas coladas de fundición el calor latente de solidificación casi no depende de la composición. Entonces, si en la primera aproximación, se supone que la temperatura de colada y la conductividad térmica del molde (por ejemplo de arena) estén constantes, la velocidad de enfriamiento depende principalmente sino totalmente de qué tan macizo es la pieza colada. Así es que para una composición determinada, la relación entre poder de grafitización y estructura por un lado y velocidad de enfriamiento por otro, se reduce en primera aproximación a una relación entre estructura y grado de macizo.

Se ha tratado desde hace varios años de representar la relación ternaria: estructura-composición-grado de macizo, por ejemplo para la fundición en molde de arena, en diagramas experimentales. La figura F.4 es un ejemplo de diagrama estructural de este tipo: aumentando el grado de macizo (del diámetro, por ejemplo), aparecen zonas diferentes: Zona I fundición blanca; Zona I + II: fundición mezclada; Zona II: fundición gris con matriz perlítica; Zona II + III: fundición gris con matriz ferrítica.

Tal diagrama no da más que una información de exactitud muy reducida. En primer lugar, la escala de ordenada no tiene en cuenta la composición interal sino sólo ~~de~~ la suma de dos elementos de aleación importantes, lo que ya es muy inexacto (la composición 2% Si + 3% C es muy diferente de la composición 1% Si + 4% C). Por otro lado no se tiene en cuenta el estado de nucleación o sea del poder de nucleación del metal líquido a temperatura y composición eutéctica.

3º. Factor nucleación.

En condiciones iguales de los factores de composición y de veloci-

dad de enfriamiento, dos fundiciones en apariencia idénticas pueden llegar a estructuras muy diferentes. Esto se debe a un fenómeno físico-nuclear, o sea a la diferencia en poder de nucleación del grafito de la fundición eutéctica. No se conoce mucho de este poder de nucleación; a veces se habla de efectos hereditarios, porque el tipo de materias primarias, el modo de fundir, .. o sea todo el historial, tiene cierta influencia. La influencia "hereditaria" puede ser explicada por la presencia en concentraciones diferentes de numerosos elementos, como son probablemente el oxígeno, nitrógeno, azufre, titanio, .. los cuales tienen influencia individual y colectiva diferente y además muy mal conocida, sobre todo de modo cuantitativo. Es muy raro que se determine el contenido de elemento de trazas, también llamados "oligo-elementos", de modo que fundiciones con la misma composición en elementos principales, pueden ser muy diferentes en el comportamiento final. La diferencia en poder de nucleación del grafito aparece principalmente en el número diferente de celdillas eutécticas y en la cantidad, forma, tamaño y distribución de la fase grafito. Sólo con los resultados finales se puede concluir que hubo una diferencia en poder de nucleación del grafito de fundiciones con la misma composición ya que del estado de nucleación de la fundición todavía no sabemos mucho.

14.2 Varios tipos de grafito de solidificación.

En el grafito de solidificación hay que distinguir principalmente entre el grafito laminar (en forma de placas y hojas) y el grafito esferoidal o nodular. Estados intermedios como los que aparecen en la fig 114 no se toman en consideración.

Los tipos de grafito laminar A, B, C, D y E así como el tipo nodular N están representados en la fig 100. Los tipos A, B y D pueden existir en materiales de la misma composición aparente y la misma velocidad de enfriamiento, según el poder de grafitización de la fundición líquida. El tipo C se forma únicamente a partir de una fundición hipereutéctica, mientras que el tipo E aparece únicamente en las fundiciones hipoeutécticas.

El poder de nucleación y en relación con esto el momento de la nucleación del grafito, determina la estructura final del grafito. El momento de la nucleación del grafito se ve claramente en las curvas de enfriamiento. La fig. 101 representa curvas de enfriamiento típicas, que corresponden con la formación de los diferentes tipos de grafito. Estas curvas, conjuntamente con la fig 100, muestran claramente la relación entre el momento de nucleación del grafito o sea el tamaño del superenfriamiento

eutéctico y la estructura del grafito:

tipo C: composición hipereutéctica; precipitación de grafito primario (placas gruesas) seguida por la precipitación de grafito eutéctico (laminillas más pequeñas y dobladas); superenfriamiento eutéctico poco o no observable. La formación de grafito primario en general no se distingue en la curva de enfriamiento debido al efecto térmico muy reducido que le acompaña.

tipos
A y B : nucleación rápida de grafito, concordando con un superenfriamiento eutéctico poco perceptible; laminillas normales de grafito bastante grandes y de orientación arbitraria (tipo A) o en rosetas (tipo B)

tipos
D y E : nucleación de grafito tardíamente, correspondiendo a un superenfriamiento eutéctico bien perceptible hasta fuerte; gran número de laminillas pequeñas de orientación arbitraria (tipo D) o laminillas pequeñas de orientación claramente interdendrítica (tipo E) para composiciones muy hipoeutéticas. Los tipos D y E se denominan grafito de superenfriamiento.

tipo N: nucleación de grafito tardía; los cristales de grafito crecen en la fase sólida, según una reacción peritética; curva de enfriamiento correspondiente.

14.3. Núcleos de grafito.

Como ya explicamos, nuestro conocimiento actual de los núcleos de cristalización todavía es muy vago y esto es válido también y especialmente para los núcleos de grafito.

¿Se trata aquí de nucleación homogénea (nucleación espontánea) o de nucleación heterogénea? En la segunda suposición, ¿se trata de núcleos de grafito exógenos o endógenos? Estas preguntas todavía no tienen una respuesta segura.

Nuestro conocimiento sobre la nucleación del grafito se reduce a unos hechos experimentales que describiremos y trataremos de explicar en lo que sigue:

1º. Grado de pureza.

Una fundición gris, elaborada con materias primarias industriales, presenta en general grafito del tipo A. Si al contrario se elabora una

aleación ternaria Fe-C-Si a partir de materias primas muy puras, se forma una fundición gris con grafito del tipo D. En el primer caso existe un poder de nucleación del grafito relativamente bueno y una nucleación rápida; en el segundo caso, al contrario, un débil poder de nucleación dá lugar a una nucleación tardía. Este comportamiento diferente de fundiciones análogas está provocado probablemente por la diferencia en composición (Mn, S, elementos en trazas), lo que significaría que por lo menos en este primer caso, se trata de una nucleación heterogénea, o sea con núcleos ajenos.

2º Supercalentamiento

Volvamos al ejemplo de la fundición industrial. Si se supercalienta mucho esta fundición, antes de la colada, por ejemplo a 1600°C, se forma el tipo D de grafito en lugar del A. Esto significa entonces, que el poder de nucleación de grafito de la fundición se ha reducido mucho por el supercalentamiento. ¿ Se destruyeron los núcleos ajenos? Una de las modificaciones posibles que pueden ocurrir en la fundición debido al superenfriamiento es la reducción de sílica.

SiO₂ es el producto natural de desoxidación de la fundición en la zona de temperaturas debajo de 1400°C. Ciertos investigadores han supuesto que las partículas extremadamente finas de SiO₂ en suspensión en la fundición funcionan como núcleos para el grafito. El supercalentamiento de la fundición a alto carbono provoca sin duda la reducción de las partículas de SiO₂ según la reacción conocida: $SiO_2 + 2C \rightarrow Si + 2CO$. El supercalentamiento elimina entonces los núcleos ajenos del grafito, como las partículas de SiO₂. Sin embargo, se puede preguntar porqué no se forman nuevos núcleos durante el enfriamiento de la fundición supercalentada, ya que el SiO₂ sigue siendo el producto de desoxidación natural de la fundición debajo de 1400°C. El efecto del supercalentamiento es un hecho, la función de las partículas de SiO₂ como núcleos es una hipótesis.

3º Contenido en azufre.

Como ya se mencionó en el 1º, se forma grafito de superenfriamiento del tipo D cuando se solidifica una aleación Fe-C-Si muy pura. Sin embargo, añadiendo azufre, se forma grafito del tipo A.

La influencia del azufre puede explicarse como sigue: como sabemos el S reduce considerablemente la energía de la superficie en la fundición líquida. Por otro lado sabemos que el azufre casi no se disuelve en los cristales austeníticos, sino que se segrega en el metal líquido.

El cambio en entalpia libre acompañando la nucleación es:

$$\Delta G = - \Delta G_v + \sigma x s$$

Como la energía superficial σ entre núcleo y fundición líquida disminuye con el aumento del contenido en azufre, este efecto aumenta el poder de nucleación del grafito. Parece entonces posible que unas partículas ajenas, que normalmente no pueden funcionar como núcleos de grafito, sí lo pueden hacer cuando hay suficientemente azufre en el metal líquido.

4- Inoculación.

El poder de nucleación del grafito de una fundición líquida puede ser muy diferente para determinadas concentraciones de los elementos principales: C, Si, Mn, P y S. Además puede ser variado por adiciones determinadas, que en general aumentan el poder de grafitización de la fundición. Este tratamiento se denomina "inoculación" o a veces "vacunación". Como adición se utiliza por ejemplo ferro-silicio. La inoculación sólo es eficiente si ocurre muy tardía, por ejemplo en forma de adición en la cuchara poco antes de la colada en el molde. El efecto de inoculación disminuye bastante rápidamente y se pierde totalmente después de 20 a 30 minutos. El mayor poder de grafitización que se obtiene por la adición de ferro-silicio se explica parcialmente por el aumento en el contenido en Si y parcialmente por la adición tardía. Sólo el efecto del último puede ser considerado como inoculación. Para juzgar el efecto de inoculación, hay que comparar siempre concentraciones finales iguales, por ejemplo, a partir de las mismas materias primas ~~iguales~~, se comparan dos fundiciones líquidas con 1.6% Si y 1.4% Si respectivamente (las concentraciones de todos los demás elementos siguen siendo iguales), y si se añade tardíamente a la segunda fundición ferro-silicio para llegar a la misma concentración en Si de 1.6%, se constata que la segunda fundición (inoculada) tiene una grafitización superior. La diferencia en poder de nucleación del grafito es claramente la consecuencia de la inoculación.

El mecanismo de la inoculación todavía no se conoce exactamente. Basándose en el hecho que el efecto de inoculación de una adición de Fe-Si disminuye poco a poco, se atribuyó el efecto de inoculación a la existencia de gradientes de concentración en silicio poco después de la adición del Fe-Si. Más tarde, se descubrió que el ferro-silicio muy puro casi no tiene ningún efecto de inoculación, de todos modos es un efecto mucho menos importante que las variedades industriales de Fe-Si, más impuras. El ferro-silicio industrial siempre contiene pequeñas cantida-

des en Al, Mg, Ca,.. entonces hay que hacerse la pregunta, si el efecto de inoculación del ferro-silicio no es la consecuencia de la adición a la fundición líquida de las impurezas mencionadas, sobre todo porque el silicio-calcio, el silicio-manganeso-circonio,..son productos de inoculación muy buenos y muy utilizados.

La adición de tales aleaciones, que siempre contienen elementos de fuerte desoxidación, provoca desde luego una desoxidación de la fundición formando sin duda productos de reacción en suspensión. Es muy probable que unas partículas sólidas sirvan como núcleos, ya que además de una grafitización superior se forman más partículas de grafito que son entonces más finas.

El número superior de partículas de grafito es la prueba de la mejor nucleación obtenida por la adición de inoculación. Sin embargo, esto no comprueba que se trata aquí de una nucleación del grafito directamente por los núcleos inoculados, ya que es teóricamente posible que esos núcleos heterogéneos no nucleen el grafito, sino la austenita, puesto que la inoculación no sólo produce más partículas de grafito más fino, sino que además más granos austeníticos y celdas eutécticas, ambas más finas, como se puede ver fácilmente en las fundiciones eutécticas. Partículas de grafito más finas y más numerosas son la consecuencia de un número superior de pequeños cristales de austenita y por consiguiente de un número superior de celdas eutécticas.

17.4 EL MECANISMO DE LA CRISTALIZACION LAMINAR DE GRAFITO.

17-4-1

17-11

El eutéctico austenita-grafito laminar es un ejemplo típico de un eutéctico anormal. Aunque se trata de los eutécticos normales y anormales en los cursos de metalurgia - física, la discusión del mecanismo de la cristalización del grafito laminar nos da la oportunidad de comparar con ejemplos concretos las diferencias entre los eutécticos normales y anormales.

a. Crecimiento eutéctico normal de los cristales.

Elijamos como ejemplo de un eutéctico normal el constituyente bien conocido : per_lita, el cual en realidad es un eutectoide, o sea un sistema eutéctico formándose - dentro de una solución sólida.

Las características de un eutéctico normal son :

1. Nucleación recíproca de ambas fases.
2. Crecimiento coherente y
3. Crecimiento simultáneo, durante el cual ambas fases avanzan en la matriz original con un frente de cristalización común.

Otro ejemplo típico es el sistema eutéctico Al-Zn.

En tales sistemas eutécticos normales la fase de primera nucleación determina - la orientación de la segunda. Si el crecimiento es claramente de aspecto láminar, - como en la perlita y en el sistema Al-Zn, todas las laminillas (placas) de la primera fase tiene la misma orientación, como también todas las laminillas de la segunda fase. Es entonces posible considerar un grano de perlita como cristal compuesto o cristal doble, con dos fases coherentes, o sea crecidas con una diferencia en orientación cristalográfica constante. Tal crecimiento ocurre según la llamada "ley de -- Straumanis".

Además se observa que para la forma laminar de la fundición eutéctica, la distancia entre las laminillas es constante y característica para la temperatura -- real de formación, o sea para el grado de superenfriamiento.

b. Crecimiento eutéctico anormal de cristales.

Además del sistema austenita-grafito laminar, Al-Si y Pb-Ag son otros sistemas muy típicos de eutécticos anormales. Aquí faltan las características del eutéctico normal : no hay nucleación recíproca, ni crecimiento coherente de ambas fases, ni frente común de cristalización, pero sí hay crecimiento simultáneo, ya que todavía es un sistema eutéctico.

Las principales características comunes de los tres eutécticos son :

1. La fase primera llamada, o sea austenita, Al o Pb, prepondera claramente en masa y volumen,
2. La segunda fase, la menos en masa y volumen, tiene un punto de fusión propio claramente superior a la primera.

Como consecuencia, por un lado de la falta de posibilidad de nucleación recíproca, y por otro lado del volumen preponderante de la fase mayor, todos esos sistemas eutécticos presentan un crecimiento eutéctico anormal de los cristales.

Ese crecimiento ^{puede} describirse para la fundición gris con grafito laminar como sigue :

La solidificación empieza con la precipitación primaria de ^{dendritas} de austenita (para las composiciones hipoeutécticas), de placas de grafito (para composiciones ^{hiper} eutécticas) o con la formación de la mezcla eutéctica (para la composición ---

7-4-3
14-13

eutéctica).

Con excepción de la fundición claramente hiper^ueutéctica, en la cual los cristales primarios de grafito son relativamente poco numerosos y tienen por eso poca influencia como núcleos de grafito para la solidificación eutéctica, esa última empieza con la precipitación de grafito eutéctico, de modo que ahora grafito y austenita - crecen simultáneamente como agregatos desde los núcleos de grafito correspondientes, como se representa esquemáticamente en la figura 102.

Los agregatos son en realidad las celdas eutécticas creciendo que al final de la solidificación se soldan una a otra.

Desde luego, las zonas de segregación están ubicadas entre los límites de las celdas y hacen posible la observación de las celdas, utilizando el ataque químico adecuado.

14.5 El mecanismo de la cristalización de grafito esferoidal.

Tratamientos especiales de la fundición (ver 18.1) pueden provocar la --- cristalización de grafito esferoidal y forman así fundición gris con grafito esferoidal, - comúnmente llamado "fundición modular". Desde luego, las propiedades de la fundi--- ción con grafito esferoidal (ver 18.2) son muy diferentes de las de fundición con grafi- to laminar o sea fundición gris normal.

Cuando se hace un tratamiento de Mg a la cuchara sobre una fundición de potencial gris (ver 18.1) , (o sea de una fundición que se solidificaría gris en un molde de arena), esa fundición se solidificará en condiciones normales en un molde de arena según el sistema metaestable, formando fundición blanca. Ese es un fenómeno típico -

de superenfriamiento, durante el cual el sistema estable cambia bruscamente al sistema metaestable. El superenfriamiento eutéctico es sin lugar a dudas la consecuencia de la destrucción o de la inhibición de los núcleos de grafito por el tratamiento especial en la cuchara. A veces se denomina ese tratamiento una inoculación de Mg. Sin embargo, el efecto obtenido por el Mg es exactamente el contrario del efecto de inoculación descrito en 17.3, formando núcleos para el grafito.

Si uno quiere obtener una fundición gris a pesar del tratamiento de cuchara al Mg, ^{tiene} que aumentar mucho el poder de grafitización de la fundición, sólo por un contenido inicial en Si superior o por una adición posterior de ^{ferro}-silicio. En el último caso, sube el poder de grafitización de la fundición simultáneamente por el contenido superior en Si y por el efecto de inoculación de la adición tardía.

En esas condiciones, o sea tratamiento en la cuchara con Mg de una fundición de alto Si, o, mejor, tratamiento de cuchara al Mg seguido por una adición de Si para obtener un contenido en Si de 1% superior al contenido de fundición gris normal, se obtiene fundición modular gris.

Para ilustrar el mecanismo de grafitización de cristales de grafito modular, es adecuado comparar la estructura de dos fundiciones claramente hipoeutécticas con composiciones iguales, pero con grafito esferoidal y grafito laminar.

Comparando las fotografías, aparece :

- 1o. La diferencia en la estructura del grafito : esferas y laminillas ;
- 2o. Las zonas análogas, de segregación, más ~~ab~~bañadas por el ataque químico, correspondientes a las impurezas enriquecidas en la fundición que se

solidificó al final ; esas zonas de segregación permiten discernir los granos primarios de la austenita ;

- 3o. La diferencia de posición entre los dos tipos de grafito : las esferas - están en las zonas centrales de los cristales originales de la austenita y las laminillas en las zonas de segregación.

La ubicación de las esferas de grafito en las zonas centrales de los --- cristales de austenita significa que las esferas crecieron en realidad dentro de la austenita misma, o sea envueltos por la fase austenítica, y entonces con un mecanismo - de difusión de carbono de la fundición líquida a través del cristal de austenita hacia el cristal de grafito creciendo.

Aunque no se puede excluir a priori que el crecimiento esferoidal de los cristales de grafito sea la consecuencia o sea favorecido por fenómenos de superficie, que a su lado serían consecuencias de la absorción del Mg o de otros productos de modulación, existe otro método para explicar el crecimiento esferoidal utilizando difusión y autodifusión isotrópica.

Si aceptamos que la austenita sea homogénea, la velocidad de difusión - del carbono a través de esa fase homogénea hacia el cristal de grafito creciendo será igual en cada dirección : una velocidad de crecimiento radial constante conduce automáticamente a una forma esferoidal. Sin embargo, hay que hacer lugar para el crecimiento de la esfera y eso puede ocurrir, a priori, o por la deformación plástica de - la fase austenítica bajo la fuerza de cristalización, o por la difusión del elemento Fe (autodifusión) y de otros elementos disueltos en la austenita, en la dirección opuesta a la difusión de carbono.

La segunda hipótesis parece ser la más probable, ya que varias observacioo

17-4-6

#-16

nes demostraron que cuando un cristal de grafito esferoidal encuentra una inclusión durante su crecimiento, el cristal crecerá alrededor de la inclusión y perderá su forma esferoidal, lo que es un argumento muy fuerte contra la hipótesis de la deformación plástica, pero en favor de la hipótesis de difusión y autodifusión isotropa en la fase austenítica homogénea.

Como descubrimos en 17.4, el grafito laminar crece en contacto con la fundición líquida y la fase austenítica: se trata de un equilibrio de tres fases en contacto recíproco y entonces de un verdadero eutéctico, aunque anormal.

El grafito esférico, en cambio, crece dentro de la fase austenítica y no tiene contacto directo con la fundición líquida. Se trata aquí de una reacción peritética como ya apareció en la forma de curva de enfriamiento (fig. - 101, Tipo N, sin alto en la temperatura).

El mecanismo de la cristalización peritética del grafito esférico se explica en la fig. 103, comparándola con la cristalización peritética en un diagrama clásico A-B.

Comparemos el diagrama de equilibrio A-B con el diagrama dinámico de solidificación de la fundición gris con grafito laminar (fig. 103 a., derecha) - c' representa el punto eutéctico en el sistema estable austenita-grafito y E' - el límite de saturación de la austenita en contacto con grafito.

Por consecuencia del tratamiento con Mg, destruyendo los núcleos y provocando así un superenfriamiento, la nucleación del grafito no ocurre a la temperatura de equilibrio $T_{E'C'}$, sino más bien a $T_{E'_g S'}$.

En una fundición líquida hipoeutéctica no tratada, obtendríamos, llegando a la temperatura eutéctica, cristales primarios de austenita con la composición E' en contacto con la fundición eutéctica C' líquida.

En cambio en una fundición líquida tratada al Mg, la cristalización de cristales primarios de austenita seguirá según la línea alargada de solidificación $E'E'_g$, y primero al llegar a la temperatura $T_{E'_g S'}$ empezará la nucleación del grafito. A esa temperatura, la composición de la fundición líquida está determinada por el punto C'_g , mientras que la fase austenítica en equilibrio con la fundición líquida tiene la composición del punto E'_g . También si ese equilibrio no está obtenido en toda la masa del cristal de austenita, es cierto - que la composición E'_g existe en la superficie de cada cristal de austenita - que está suspendido en la fundición líquida C'_g . Pero eso representa una fuerte supersaturación de la austenita en contacto con grafito (curva de saturación $E'S'$; grado de supersaturación $E'_g E'_g$). Una pregunta importante que se impone aquí es ¿dónde se forman ahora los núcleos de grafito?. Solamente hay dos posibilidades: o se forman en la austenita supersaturada o en la fundición líquida.

Sin embargo en ambos casos es probable que se formen cerca de la su

perficie o sobre la superficie entre la fase s3lida y la fundici3n l3quida (concentraci3n en C m3xima).

En el primer caso, el grafito est3 rodeado de austenita desde el momento de su formaci3n y el cristal crece desde el principio seg3n su mecanismo perit3ctico.

En el segundo caso, la part3cula de grafito se forma en la fundici3n l3quida pero se rodea casi enseguida con austenita (fuerte superenfriamiento, nucleaci3n tard3a; casi inmediatamente rodeado)

Aunque no se pueda decir si los nucleos de grafito se forman en la austenita supersaturada o en la fundici3n l3quida supersaturada cerca de la superficie de los cristales de austenita, el cristal de grafito crece desde el principio, o desde un estado muy temprano, en la fase austen3tica homog3nea seg3n una reacci3n perit3ctica, como se explica m3s en la fig. 103 b y 103 c. En la figura 103 b se muestra esquem3ticamente como un cristal de grafito "g", rodeado por austenita de composici3n E'g a la superficie entre austenita-grafito, y con la composici3n E's en el limite entre la austenita y la fundici3n l3quida, esta creciendo simult3neamente con el cristal de austenita a costo de la fundici3n l3quida de composici3n c's. La figura 103 c muestra el gradiente de concentraci3n, representado seg3n un eje x, pasando a trav3s del centro del cristal de grafito creciendo, de la envoltura de grafito y de la fundici3n l3quida. Se puede ver que el gradiente de concentraci3n del carbono en la fase austen3tica es de

$$\frac{E'_s - E'_g}{\Delta X}$$

El cristal de austenita creciendo tiene una composici3n constante (E's) en la superficie; el carbono difunde continuamente de la superficie del cristal austen3tico al cristal de grafito, y est3 reemplazado por carbono, saliendo de la fundici3n l3quida. Es posible dividir, en imaginaci3n, la fundici3n en dos partes: una fase con composici3n E's que provoca el crecimiento de la austenita por la solidificaci3n sobre su superficie, y una fase de carbono puro que difunde a trav3s de la fase austen3tica y se precipita como grafito sobre el cristal de grafito creciendo. De este modo, la fundici3n l3quida se agota poco a poco y despu3s del agotamiento total, desaparece el gradiente de concentraci3n de grafito en la fase austen3tica.

En una fundici3n ^{hi} ~~si~~ perit3ctica con tratamiento al Mg, se podr3a suponer la precipitaci3n de esferas de grafito, lo que significar3a que no solo pueda formarse grafito esferoidal, sino tambi3n que puedan crecer en la fundici3n l3quida hasta -

formar esferas grandes. Si eso ^{fuera} el caso, debería aparecer espuma de grafito modular, como se forma siempre en la fundición gris líquida hipereutéctica con grafito laminar, que sube más difícilmente y lentamente a la superficie que el grafito nodular, debido a su forma. Sin embargo, a pesar de varios experimentos en las codi--ciones más favorables, nunca se pudo observar espuma de grafito nodular. Esto parece indicar que el grafito esferoidal siempre crece en una envoltura austenítica o sea que el grafito esferoidal siempre crece según una reacción peritética y que nunca pueden ocurrir precipitaciones primarias ni ^ustéticas de grafito esferoidal.

14.6 Transformaciones en estado sólido

Inmediatamente después de la solidificación, la fundición gris se compone de dos fases: austenita saturada γ_E y grafito.

Durante el enfriamiento siguiente, en condiciones de equilibrio, la composición de la fase austenítica evoluciona según la curva de saturación E'S' (fig. 99 ó 104 b) con precipitación simultánea de carbono cristalizándose sobre el grafito ya existente.

En primera aproximación, podemos considerar que las condiciones de equilibrio de la fundición gris están representadas por el diagrama ternario Fe-C-Si; como la representación de ese diagrama ternario es bastante complicada, es más práctico discutir las transformaciones en estado sólido utilizando dos cortes del diagrama, ó sea a 3% C (fig. 104 a) y a 2% Si (fig. 104b).

Durante el enfriamiento en condiciones de equilibrio desde el final de la solidificación - hasta temperatura ambiente, la aleación recorre las zonas siguientes (fig. 104b):

- Una zona de equilibrio de dos fases: austenita + grafito ($\gamma + g$);
- Una zona de equilibrio de tres fases: ferrita, austenita y grafito ($\alpha + \gamma + g$), y finalmente,
- una zona de equilibrio de dos fases: ferrita y grafito ($\alpha + g$).

La figura 104 a muestra que la posición y el tamaño de la zona trifásica $\alpha + \gamma + g$ dependen del contenido en Si; con un contenido de 0% Si, la zona trifásica no existe y como aumenta el contenido en Si, aumenta el ancho de la zona y las temperaturas límites aumentan - (fig. 104 a).

Como ya sabemos, solamente es posible ^{op} tener fundición gris con un suficiente contenido en Si y una velocidad de enfriamiento apropiada. En condiciones de enfriamiento de equilibrio, ó sea lo suficientemente lento para que el estado de equilibrio siempre pueda establecerse, se recorre siempre la zona trifásica y se forma, debajo de esa zona, a temperatura ambiente, una aleación bifásica; la matriz ferrítica y una distribución de partículas de grafito: laminillas ó esferas ó tipos intermedios. Sin embargo, son muy raros los casos en los cuales uno quiere esa estructura, y en los casos que sí se requiere, es usual llevar a cabo un tratamiento térmico de ferritización (recocido de ferritización), sobre la pieza de colada después de su enfriamiento en el molde.

Para obtener una matriz ferrítica en el estado natural de colado, hay que utilizar un enfriamiento muy lento, que no es económico, ó utilizar un contenido en Si tan alto que fragiliza demasiado la ferrita.

Aunque en muchos casos es posible obtener una estructura ferrítica en el estado normal de colado, casi siempre es preferible obtener una matriz 100% perlítica, lo que significa lo que sigue:

- Solidificación en el sistema estable (fundición gris);
- enfriamiento según el sistema estable a través de la zona bifásica $\gamma + g$ (ó sea no se forma cementita secundaria, sino sólo precipitación secundaria de grafito);
- un cambio total del sistema estable al metaestable durante el enfriamiento a través de la zona trifásica ($\alpha + \gamma + g \rightarrow \alpha + c_m + g$) ó zona eutectoides;
- conservación de la cementita eutectoide metaestable durante el enfriamiento siguiente hasta temperatura ambiente.

Para obtener ese transcurso de las transformaciones en estado sólido en práctica, hay que ~~considerar~~^{coordinar} con mucho cuidado la velocidad de enfriamiento y la composición. Eso no es tan crítico como podría parecer a primera vista, ya que el diagrama de la figura F 4 y la práctica diaria nos demuestran que se efectúa a menudo en muchos talleres de fundición.

En relación con la obtención sistemática de fundición gris con una matriz perlítica es útil y casi necesario entender a fondo el mecanismo de las transformaciones eutéctoides (ferritización directa; perlitización y ferritización indirecta), para conocer la influencia de los elementos sobre el transcurso de aquellas transformaciones.

14.6.1 El mecanismo de la ferritización directa.

Después de recorrer la zona $\gamma + \gamma$ en sentido bajando, la aleación llega a la zona trifásica $\alpha + \gamma + g$; en condiciones de equilibrio, la ferritización empieza en el límite inferior F_2 . La ferrita se forma aquí por precipitación desde la austenita, mecanismo denominado "ferritización directa", según la reacción:

100 g de austenita con unos 0.6% C \rightarrow unos 99.4 g de ferrita + unos 0.6 g de grafito.

Entonces, la ferritización siempre está acompañada de una formación de grafito (grafitización); ambas fases se forman en una proporción determinada, como se demostró en el ejemplo anterior.

El mecanismo de la ferritización-grafitización directa se ilustra en la figura 105, en la cual, para más claridad de la representación gráfica, se eligió una partícula de grafito esferoidal.

Si enfriamos una fundición gris hasta una temperatura dentro del intervalo $\alpha + \gamma + g$, ó sea entre F_1 y F_2 , los esquemas a, b y c de la figura 105 representan respectivamente el estado inicial,

intermediario y final, ó sea el equilibrio a la temperatura determinada.

En el estado inicial, tenemos partículas de grafito "g" envueltas en austenita γ . Como consecuencia del historial de la estructura, ó sea del enfriamiento a través de la zona $\gamma + g$, acompañado de una precipitación de grafito secundario, sobre el grafito ya presente (de solidificación), ya existe en la austenita un gradiente de concentración en carbono, como indicado en la figura 105 a.

La precipitación de ferrita (y de grafito en una proporción fija) empieza ahora y ocurre lógicamente siempre en la superficie $g - \gamma$ para las razones siguientes:

- 1º la energía de superficie a producir es mínima sobre la superficie ya existente, y
- 2º la concentración en carbono es mínima, de modo que la tendencia a precipitar ferrita es máxima.

Sin embargo, desde el momento de la primera precipitación de ferrita, esta nueva fase - envuelve las partículas de grafito, que entonces ya no están en contacto con la austenita (estado b). El transcurso siguiente de la ferritización-grafitización es ahora más complicado e implica:

- 1º precipitación de ferrita en el límite entre la austenita (γ) y la ferrita (α);
- 2º difusión del carbono de la austenita a través del límite austenita-ferrita y a través de la envoltura de ferrita, y,
- 3º precipitación de ese carbono y cristalización sobre las partículas ya existentes de grafito.

Si la temperatura considerada se sitúa entre las temperaturas F_1 y F_2 , obtenemos finalmente

un equilibrio ternario $\alpha + \gamma + \delta$ con una proporción de γ/α determinada, función de la temperatura. Tal estado final de equilibrio está representado en la figura 105 \bar{c} .

Desde luego, la ferritización total solamente es posible a una temperatura igual ó inferior ^{al límite inferior} de la zona de equilibrio trifásico.

La velocidad de la ferritización en la zona $\alpha + \gamma + \delta$ depende mucho de la composición; Si, que es un elemento de estabilización de la ferrita, acelera la reacción y además desplaza la zona trifásica hacia temperaturas superiores a las cuales hay una mayor velocidad de difusión (efecto doble).

Desde luego, los elementos que aumentan la estabilidad de la austenita, como Ni, Mn, Cu..., reducirán la velocidad de ferritización. Además, los elementos Cu, Sn, Pb, Bi... desaceleran la misma reacción, probablemente por la formación de barreras de difusión, y ~~ta~~ por la precipitación submicroscópica de esos elementos en los límites de grano.

El efecto desacelerante del Cu es muy importante y aquel del Sn enorme.

14.6.2. La formación de perlita.

La formación de perlita corresponde al cambio del sistema estable α sistema metaestable. Enfriando la pieza de colada con una composición normal en el molde, se recorre la zona trifásica $\alpha + \gamma + \delta$ en un tiempo insuficiente para la ferritización completa, que a menudo aún no basta para que la ferritización directa empiece. En la zona trifásica, la matriz 100% austenítica no es estable, y a partir de una temperatura determinada (P_1 en la figura 104 \bar{a}), dependiendo de la composición, se forman núcleos de cementita, seguido inmediatamente por la disociación de austenita a perlita. Cuando el enfriamiento a través de la zona trifásica ocurre muy lentamente, ó, cuando el contenido en Si es relativamente alto, como es el caso en general para la fundición con grafito esferoidal (p.ej. 2.5%), la ferritización

directa empieza, pero no termina totalmente.

Durante el enfriamiento entre F_1 y P_1 (fig. 104 a) se formaron aureolas de ferrita alrededor de las esferas de grafito, como representado en la figura 105. Desde P_1 se forman ahora núcleos de perlita en el centro de la matriz austenítica (concentración de carbono máxima), y de allí crece un grano de perlita (figura 106). En la zona de eventual traslape, la ferritización directa sigue (ó sea el crecimiento de las aureolas de ferrita ya existentes) simultáneamente con la perlitización (formación de perlita). Finalmente, entre F_2 y P_2 , la austenita residual se transforma a perlita. Así obtenemos según la composición y según la velocidad de enfriamiento a través de la zona trifásica:

1º Ferritización total; estructura final : fundición gris ferrítica;

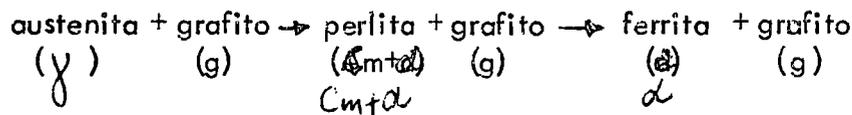
2º ferritización parcial seguida por una perlitización; estructura final : fundición gris con matriz ferrítica-perlítica en todas las proporciones posibles de ferrita / perlita.

3º sin ferritización y entonces 100% formación de perlita; estructura final : fundición gris perlítica.

Como sigue de las consideraciones previas, una alta velocidad de enfriamiento a través de la zona trifásica, un bajo contenido en Si, alto contenido en Mn, la presencia de los elementos Ni, pero sobre todo Cu, Sn, ... son factores desfavorables para la ferritización directa y entonces favorables para obtener fundición gris perlítica.

14.6.3 Ferritización indirecta

Como sabemos, la cementita es una fase metaestable que en fundición gris puede disociarse fácilmente en ferrita más grafito, debido a la presencia de grafito (nucleación) y del alto contenido en Si (α -geno). La formación de ferrita por disociación de cementita es la última reacción en la cadena de transformación:



y se denomina ferritización indirecta. La reacción se representa esquemáticamente en la figura 107. Una fundición gris perlítica, o parcialmente ferrítica y perlítica, se compone en realidad de una matriz ferrítica con una dispersión de partículas de grafito y laminitas de cementita. Existe siempre en la matriz ferrítica un gradiente de concentración en carbono, ya que la concentración en carbono de la ferrita en contacto (y en equilibrio) con la fase de grafito es inferior a la concentración en carbono de la ferrita en contacto (y en equilibrio) con la fase de cementita. Ese gradiente de concentración es la ^{fuerza} ~~pieza~~ activante de la difusión de carbono (fig. 107). La cementita se disuelve en la ferrita y el carbono disuelto difunde hacia las partículas de grafito y se precipita sobre esas últimas. La velocidad de esa reacción depende mucho de la temperatura, ya que está determinada por la velocidad de difusión del carbono: tiene un máximo al límite superior de la zona $\alpha + g$ (de hecho la disociación de cementita es aún más rápida a temperaturas superiores, ó sea en la zona trifásica, pero allí siempre se formará austenita, de modo que la ferritización no podría ser total). Debajo de 600°C, la ferritización indirecta es muy lenta y debajo de 500°C prácticamente no existe.

Cuando se forma ferrita durante el enfriamiento de una pieza de colada, es principalmente por la ferritización directa, ya que esa formación de ferrita ocurre en contacto con grafito. Perlita formada más tarde no puede disociarse mientras no está en contacto con ferrita. Por eso, en el estado representado en la figura 106, la perlita formada no puede disociarse, ya que no existe un "canal de transporte" ferrítico.

La ferritización indirecta sólo puede ocurrir cuando la fase ferrítica formada por ferritización directa entre en contacto con la fase perlítica que está creciendo con la baja de temperatura. Por eso en general la proporción de ferritización indirecta es bastante reducida, la ferrita ~~que~~

14-27

que aparece en el estado natural (de colada) de las piezas de fundición gris es sobre todo un producto de la ferritización directa.

La ferritización indirecta casi solamente ocurre cuando la fundición perlítica está "ferritizada" por un recocido a unos 700-740 °C. Esto se hace mucho para la fundición nodular para llegar a la ductilidad máxima. En este caso, la pieza enfriada con una matriz perlítica ó perlítica -ferrítica está recocida a unos 700-740 °C hasta que toda la perlita esté disociada y que se obtenga una matriz 100% ferrítica.

14.7 Estructura, propiedades y aplicaciones de las variedades principales de fundición gris.

La estructura y, como consecuencia, también las propiedades de fundición gris varían entre límites muy anchos. La estructura de la aleación compleja que es la fundición gris está determinada por la estructura de la matriz metálica y por la forma, la cantidad y la distribución de las partículas de grafito.

Como estructuras de la matriz ocurren principalmente las siguientes: perlita, perlita + ferrita, ferrita, austenita y bainita ó estructura ^{aci} circular. Esas diferentes estructuras de la matriz, combinadas con las formas, cantidades y distribuciones diferentes del grafito, llevan a una cantidad enorme de posibilidades de estructura, de las cuales solamente se realizan en práctica - aquellas con propiedades de utilización interesantes,

Estructuras muy diferentes significan desde luego también propiedades muy diversas, cuando esas dependen de la estructura, como es el caso en general. Por consecuencia, habrá muchas diferencias en las propiedades de utilización y en relación con ^{esta} ~~otra~~, en las aplicaciones.

Las aplicaciones principales de la fundición gris están basadas en las propiedades prácticas siguientes: resistencia al desgaste, resistencia a la corrosión, capacidad de amortiguamiento y resistencia al choque térmico.

14.7.1 Influencia de la matriz sobre las propiedades mecánicas.

Las propiedades de la fase ferrítica en la fundición gris difieren bastante de aquellas del hierro puro ó de la fase ferrítica en acero suave. Así se obtienen, para las composiciones que varían desde aquellas de hierro puro hasta aquellas de la fase ferrítica en acero suave los valores siguientes para la dureza Brinell : 50-80 NDB, para el límite de fluencia $\sigma_{0.2}$: 10-18 Kg/mm², para la resistencia a la ruptura : 18-28 Kg/mm² y para la elongación : 50-30%.

La fase ferrítica en la fundición gris es en realidad una ferrita aleada, principalmente con el elemento disuelto Si en concentraciones de 1 a 3 %. El silicio es uno de los principales elementos de endurecimiento por solución sólida en el hierro (figura 63).

Por eso, la fase ferrítica en la fundición gris es mucho más dura que en el acero (ver tabla 36, página 27 de las figuras). Eso vale también para el constituyente perlita, que es la mezcla ^u eutéctico de cementita en la misma fase ferrítica dura. La fase austenítica solamente -- ocurre en las variedades de fundición gris muy complejas y de alto grado de aleación, ^o las cuales, aparte de grafito, siempre contienen carburos y presentan por eso una dureza Brinell superior a la dureza Brinell de la fase austenítica.

Para las propiedades de las fases: austenita, ferrita y cementita, y de los constituyentes perlita y ^steadita, apareciendo en las fundiciones usuales, es posible utilizar los valores límites de la tabla 36.

Desde luego, no es posible predecir las propiedades mecánicas de una estructura determinada de fundición gris directamente con la tabla 36, porque :

1º la matriz metálica raramente es muy homogénea : en la fundición austenítica siempre hay carburos eutécticos en la matriz austenítica, en la fundición ferrítica a menudo perlita residual y en la fundición perlítica a menudo ferrita; además, la estructura mezclada perlita-ferrita en todas las proporciones es muy común y a veces pueden ocurrir cantidades considerables de ^{stea} ~~res~~ dita, o sea del eutéctico de fosfide y eventualmente carburos libres;

2º la matriz metálica está interrumpida en numerosos lugares ^{por} ~~en~~ las partículas de grafito siempre presentes en la fundición gris.

17.7.2 Influencia del grafito sobre las propiedades mecánicas.

Consideremos una fundición gris perlítica con 3.3% C, del cual unos 0.8% está fijado en forma de cementita y 2.5% precipitado en forma de carbono libre o grafito. Como la densidad de grafito es de 2.2 el porcentaje de volumen es tres veces superior al porcentaje en peso.

Para juzgar de las propiedades mecánicas de la fundición gris, es posible imaginarse la aleación como una matriz de acero en la cual hay una cantidad enorme de pequeños huecos, rellenos de grafito.

La presencia del grafito tiene poca influencia sobre la resistencia a la compresión. En cambio, la influencia sobre la resistencia a la tracción es muy grande, ya que la cohesión del grafito a la matriz metálica es casi cero. De todos modos, aún con una cohesión suficiente, la contribución del grafito a la resistencia total a la tracción sería muy reducida. Además, la matriz se desataría del grafito durante el primer ligero calentamiento, debido a su dilatación térmica mucho superior. La baja resistencia a la tracción de la fundición gris comparada por ejemplo con aquella de la matriz metálica es la consecuencia de la reducción de área efectiva y del efecto de entalladura de los huecos rellenos de grafito. La reducción de área efectiva es una función de la cantidad, de la forma y de la distribución del grafito. La cantidad de grafito generalmente se sitúa entre 6 y 10 porcientos de volumen.

Si la forma del grafito es esferoidal y su distribución estadísticamente homogénea, la reducción de área efectiva es del mismo orden de importancia como el porcentaje en volumen del grafito presente. Pero si la forma del grafito es laminar, la reducción de área efectiva es mucho más grande: puede llegar a 30, 40 y aún más de 50 por ciento si las placas de grafito son muy delgadas y cubren así una superficie importante (ver la representación esquemática de la figura 108).

El efecto de entalladura depende únicamente de la forma de las partículas de grafito; el efecto es mínimo si tienen una forma perfectamente redonda y máximo si las placas de grafito son muy delgadas y presentan entonces entalladuras muy profundas.

Entonces, la forma del grafito determina la entalladura y la distribución de esfuerzos que la acompaña. La influencia de la entalladura y de su agudeza sobre la resistencia a los choques se conoce generalmente, de modo que sabemos a priori que la resistencia al choque de una fundición con grafito esferoidal será mucho más grande que la resistencia de fundición ^{con grafito laminar. Esa última variedad de fundición} es por su naturaleza muy frágil y prácticamente insensible a las entalladuras exteriores, puesto que ya tiene en el interior tantas entalladuras, que una entalladura suplementaria en la superficie prácticamente no tendrá ningún efecto, mientras que una entalladura semejante reducirá muy sensiblemente la resistencia al choque de por ejemplo un acero. La influencia del efecto de entalladura del grafito (ó sea de los huecos rellenos de grafito) sobre la resistencia a la tracción se ilustra esquemáticamente en la figura 109.

Para juzgar del orden de importancia del efecto de entalladura del grafito sobre la resistencia de fundición gris, daremos en lo que sigue un ejemplo con valores basados sobre una evaluación, pero acercándose bastante a la realidad para poder ser considerado como ejemplo concreto.

Consideremos dos probetas cilíndricas muy pequeñas en las cuales las proporciones relativas de las masas de grafito y de matriz metálica se relacionan como en una pieza de colada (figura 109a y 109b). En las pruebas de tracción de las probetas "a" con grafito laminar y "b" con grafito esferoidal aparecen las distribuciones de carga representadas en la figura 109 para el momento al cual empieza la ruptura.

Supongamos que en ambos, casos trabajamos con la misma matriz perlítica con una resistencia propia a la ruptura de por ejemplo 100 Kg/mm^2 . Eso significa que la ruptura se iniciará en el momento de que haya una punta de tensión σ_M con el valor de 100 Kg/mm^2 . Esto corresponde con los estados de esfuerzo representados en las figuras 109a y 109b, respectivamente para fundición con grafito laminar y con grafito esferoidal. Para $\sigma_M = 100 \text{ Kg/mm}^2$ obtenemos, teniendo en cuenta que el campo de esfuerzos pasa por arriba del límite entre matriz y grafito sin cohesión:

$$\text{caso a: } \sigma_m = \frac{P_1}{S-S_a} = \text{p. ej. } 40 \text{ Kg/mm}^2$$

$$\text{caso b: } \sigma_m = \frac{P_2}{S-S_b} = \text{p. ej. } 66 \text{ Kg/mm}^2$$

(tensión promedio de la matriz metálica cargada en la sección efectiva de la zona de ruptura esperada).

$$\text{caso a: } \sigma_t = \frac{P_1}{S-s_a} = \text{p. ej. } 24 \text{ Kg/mm}^2$$

$$\text{caso b: } \sigma_t = \frac{P_2}{S-s_b} = \text{p. ej. } 66 \text{ Kg/mm}^2$$

(tensión teórica calculada para la iniciación de la ruptura, o sea la resistencia a la ruptura σ_R).

Sigue además de las consideraciones anteriores que la cantidad de grafito tiene mucha influencia sobre la resistencia a la ruptura para la fundición con grafito laminar, pero que esa influencia casi es despreciable en fundición con grafito esferoidal. Es así, que para una matriz idéntica, la relación de resistencia a la tensión de una fundición nodular entre una fundición laminar es de 2/1 para un bajo contenido en carbono (p.ej. 28-3%) y de casi 4/1 para un alto contenido en carbono (p.ej. 3.4-4%).

La influencia de la forma del grafito sobre la ductilidad es aún mayor. La fundición con grafito laminar sólo permite una deformación plástica muy reducida: la elongación en una prueba de

tracciones siempre inferior a 0.1% (con excepción de la fundición gris austenítica) aún para fundición con matriz ferrítica y nunca se mide en práctica. Para fundición con grafito esferoidal la elongación puede llegar hasta 5% cuando la matriz es perlítica y hasta unos 25-30% cuando la matriz es 100% ferrítica.

17.7.3 Fundición gris normal ó fundición con grafito laminar.

Entre el número enorme de posibilidades de combinación entre la estructura de la matriz metálica por un lado y la distribución del grafito por otro lado, combinaciones que determinan la estructura de la fundición, solamente unas cuantas corresponden a las propiedades de utilización interesantes.

La forma más favorable del grafito laminar es el tipo A, de modo que siempre se trata de obtener esa cristalización.

Para la mayoría de las aplicaciones, la matriz perlítica es la preferible. Para unas aplicaciones, con relación a la resistencia al choque térmico, se supone que la matriz ferrítica o mezclada ferrita-perlita es la más favorable, aunque eso no sea cierto ni aceptado en general.

La presencia del constituyente σ es favorable para la resistencia al desgaste; para aplicaciones determinadas y también para mejorar la colabilidad se añade a menudo P en cantidades con los cuales se forma el eutéctico Fe-P-C.

Aunque la solubilidad del P en el Fe- γ a 1100-1150 °C es de unos 0.25%, el Fe_3P ya puede precipitarse durante la solidificación de la fundición desde una concentración en P superior a 0.07% (solidificación rápida), y el compuesto se precipita siempre cuando la concentración en P sobrepasa 0.2%. Eso demuestra la fuerte tendencia del fósforo a la segregación en las aleaciones de Fe.

Durante la solidificación de fundición, la precipitación de Fe₃P siempre está acompañada de una precipitación de cementita, y ambas fases forman entonces junto con la austenita la mezcla ternaria eutéctica de bajo punto de fusión, llamada steadita. El fósforo segrega hacia la fundición líquida residual y rebaja la temperatura de solidificación de la fundición a 950°C, cuando se forma el eutéctico ternario steadita con la composición.

elementos :	C ≅ 2 %	P ≅ 6.9 %	Fe ≅ 91.1 %
fases	Fe ₃ C ≅ 31 %	Fe ₃ P ≅ 42 %	γ-Fe ≅ 27%

Mencionemos que con un contenido suficiente en Si (más de 2%) y/o con un enfriamiento muy lento, puede formarse el eutéctico ternario estable : austenita - Fe₃P-grafito. Para investigar si, en la microfotografía, se trata de Fe₃P sólo, ó de una mezcla de Fe₃P-Fe₃C, es usual utilizar un ataque específico: el picrato de sodio neutral colora el Fe₃P y no la cementita Fe₃C, mientras que una solución de ácido crómico (5%) ataque más fuertemente y - más rápidamente Fe₃P que Fe₃C.

La fundición gris hipereutéctica tiene muy buenas propiedades de amortiguamiento, pero sin embargo, las propiedades mecánicas en general no son suficientes para la mayoría de las aplicaciones y por eso la fundición gris hipereutéctica sólo puede ser utilizada para la producción de bloques de moldes y moldes para la colada de acero o de otros metales; ya que resiste muy bien al choque térmico. Sin embargo, ese material es poroso y presenta el fenómeno del "crecimiento térmico" como consecuencia de oxidación interna.

PROPIEDADES MECANICAS EN FUNCION DEL GSE.

La cantidad de grafito está principalmente determinada por la composición y por el grado de macizo, que a su lado, es un factor determinando la velocidad de solidificación y de enfriamiento. Existirá entonces una correlación entre las propiedades mecánicas y la composición, si no varía el grado de macizo. Es posible reemplazar la composición por el equivalente en carbono (EC) o por el grado de saturación eutéctica (GSE).

Se calcula el equivalente en carbono según las fórmulas:

$$EC = C\% + \frac{1}{3} (Si \% + P\%), \text{ ó:}$$

$$EC = C\% + 0.31 Si \% + 0.27 P\%$$

que dan una equivalencia en relación con la composición eutéctica. Según los casos de EC mayor, igual o inferior a 4.23%, se trata de una fundición hipereutéctica, eutéctica ó hipoeutéctica. Sin embargo, en lugar de la diferencia (CE - 4.23%), es más representativo utilizar para la medida de la desviación del equilibrio la relación siguiente, determinada por el grado de saturación eutéctica:

$$GSE = \frac{C\%}{4.23 - 0.31 Si \% - 0.27 P\%}$$

La figura 110 da la correlación entre la resistencia a la ruptura σ_R y el grado de saturación eutéctica GSE según un estudio estadístico, basado en numerosos resultados obtenidos con variedades industriales de fundición gris.

Como se indica en la figura, se trata de barras con un diámetro de 30 mm, que forman la base de la clasificación in-

ternacional de la fundición gris con grafito laminar, ya que es a base de la resistencia a la ruptura de una barra colada de 30 mm. de diámetro, que se efectúa la clasificación. ---
 Así tenemos: clase 15: $\sigma_R > 15 \text{ Kg/mm}^2$; clase 20: $\sigma_R > 20 \text{ Kg/mm}^2$; ...
 clase 40: $\sigma_R > 40 \text{ Kg/mm}^2$.

LAS PROPIEDADES MECANICAS EN FUNCION DEL GRADO DE MACIZO.

La influencia de un tamaño más macizo aparece en el mismo -- sentido como un GSE superior, o sea una reducción de las pro-- piedades mecánicas.

Esto se ve claramente en la tabla 37 (pág. 28 de las figuras arriba), que presenta los resultados de un estudio estadísti-- co sobre unos millares de probetas.

Podemos derivar de esos resultados que una pieza colada, con diferencias importantes en el espesor de las paredes, tam-- bién presentará propiedades mecánicas heterogéneas. La resis-- tencia σ_R de la fundición gris en un lugar determinado de la pieza colada puede ser derivada del valor de la dureza -- Brinell MB_X en el mismo lugar y de los valores de la resis-- tencia $\sigma_{R_{30}}$ y de la dureza Brinell MB_{30} medidos en una -- probeta de 30 mm. de diámetro, colada en la misma fundición, utilizando la fórmula empírica de COLLAUD:

$$\lg \sigma_{R_X} = \lg \sigma_{R_{30}} + 1.57 (\lg MB_X - \lg MB_{30})$$

El valor calculado de σ_{R_X} tiene una precisión de unos 10%.

Aplicaciones.

Las aplicaciones de la fundición gris, cuya producción mundial casi es el 10% de la producción mundial de acero, son numerosas y diversas. Desde luego, las aplicaciones se basan sobre las propiedades de utilización muy diversas.

Casi todas las máquinas de ~~de~~ herramientas se fabrican en fundición gris por su buena capacidad de amortiguamiento, acompañada por una muy buena maquinabilidad, buena resistencia al desgaste y buena resistencia a la corrosión.

Se aprovecha la buena resistencia al desgaste, principalmente en fricción lubricada, para la fabricación de los cilindros y pistones de máquinas a combustión interna.

Moldes y bloques para la colada de lingotes de acero y de otros metales se fabrican de fundición gris, ya que ese material, con la estructura y la composición adecuadas, tiene una resistencia excelente al choque térmico que experimenta el material cuando se vierte el metal líquido en la forma fría.

La buena resistencia a la corrosión de la fundición gris está demostrada por la larga vida de conducciones subterráneas (pipe-lines). Existen casos de conducciones de agua, ya enterrados más de un siglo y todavía funcionando muy bien. Debido a la buena colabilidad de la fundición gris, es posible colar piezas con secciones muy delgadas, como partes de hornos o de radiadores de calor, que además resistirán bien durante su utilización a la corrosión y a la oxidación a temperaturas superiores. Mencionemos finalmente que muchas de las aplicaciones de la fundición gris se basan en el bajo precio de ese material y su facilidad de conformado por la colada.

14.7.4 Fundición gris aleada.

No hay ninguna comparación entre la importancia de los aceros aleados y de las fundiciones aleadas por razones muy sencillas.

Como discutimos en el capítulo 8, la importancia de los elementos de aleación sólo aparece en el tratamiento térmico, con el cual es posible obtener características de resistencia mecánica muy altas y todavía una ductilidad y tenacidad suficiente.

La resistencia de la matriz de fundición gris ya es bastante alta (100 Kg/mm²), pero la resistencia efectiva de la fundición gris se queda relativamente baja debido al efecto de entalladura provocado por el grafito laminar. Es posible aumentar la resistencia de la matriz de la aleación por la adición de los elementos adecuados y con el tratamiento térmico adecuado, pero las posibilidades siempre son muy reducidas y siempre nos quedamos con un material frágil (laminillas de grafito). El resultado no está en relación con el aumento en precio debido a la aleación y sobre todo al tratamiento térmico.

Sin embargo, no hay que concluir del anterior que la adición de determinados elementos de aleación a la fundición gris sea totalmente inútil e irresponsable.

En unos casos especiales y para ^{unas} más aplicaciones determinadas, no sólo es útil sino necesario de alear la fundición gris. Los elementos principales que pueden ser utilizados, son, según el efecto deseable: Cu, Ni, Cr y Mo o combinaciones de esos elementos.

Cobre.

Cobre tiene un efecto de grafitización en la solidificación (factor 1/5 en comparación con el Si) y un efecto de fuente antiferritización durante el enfriamiento a través de la zona eutectoide. Ese doble efecto evitará la formación de puntos duros (carburos libres) y de zonas suaves (ferrita libre), de modo que será posible obtener una matriz perlítica con estructura y propiedades homogéneas, aun con importantes diferencias de espesores en una sola pieza colada, mientras que sin cobre, se encontrarían zonas de ferrita libre en una parte gruesa o carburos libres en las partes delgadas de la pieza colada.

Investigaciones recientes demostraron que el cobre mejora todas las propiedades de la fundición gris, excepto la resistencia al choque (pero ningún elemento mejora la resistencia al choque de la fundición gris).

Adiciones de 1 a 3 % de Cu, por ejemplo 2 % Cu, mejoran la resistencia a la ruptura y la dureza Brinell de unos 15%, mientras que la maquinabilidad aumenta a veces considerablemente. También aumentan la resistencia al desgaste y a la corrosión por una adición de cobre. Una adición de 1 - 2 % Cu es entonces siempre favorable, pero 3% es un máximo que no hay que sobrepasar.

Níquel.

El níquel tiene una influencia análoga, pero, con una excepción, menos fuerte que el cobre. Esa excepción consiste en el afino de la perlita: Ni y Cu aumentan la estabilidad de la fase austenítica y rebajan entonces la temperatura de trans-

formación de la austenita, lo que tiene como consecuencia - una perlita más fina. El efecto del níquel, que es más soluble, sobre el afino de la perlita es superior al efecto del cobre. Comparándolo con el efecto sobre otras propiedades - el cobre es más efectivo.

Cromo.

El cromo es un elemento que aumenta la estabilidad de los carburos; ligeras adiciones ya pueden provocar la formación de carburos libres. El cromo afina la perlita y, por su efecto de estabilizador de cementita reduce el efecto del "crecimiento" de la fundición gris a las temperaturas de 600 a 700°C. El crecimiento de la fundición está provocado por un lado por la disociación de los carburos y por otro lado por la oxidación interna.

Para aumentar la "resistencia refractaria" a temperatura moderada, se añade Cr hasta 1%. Para mejorar las propiedades mecánicas generales, pequeñas adiciones de Cr (0.2 - 0.3%) en combinación con Cu o Ni son favorables.

Las variedades refractarias de fundición con unos 15% Cr y 1.8% C, o unos 30% Cr y 0.8% C no se discutirán aquí, ya que no son ni fundiciones grises, ni variedades normales de fundición.

Molibdeno.

La influencia principal del molibdeno, sobre todo en combinación con Ni y/o Cu es el desplazamiento hacia la derecha de la rodilla perlítica de las curvas T.T.T. (ver capítulo 3.7.2).

Ligeras adiciones de Mo, Mo + Cu ó de Mo + Ni mejoran las propiedades mecánicas. Adiciones de 1% Mo + 2% Ni --- (a variar según el espesor de las paredes, o sea según la ve-
 locidad de enfriamiento en el molde), la curva de enfriamien-
 to de la pieza colada en el molde pasa a la izquierda de la
 rodilla perlítica, de modo que se obtiene ^{una} matriz bainítica -
 en el estado de colada. Tal fundición gris se denomina fundi-
 ción acicular y tiene una resistencia a la ruptura de 35 a
 50 Kg/mm², resistencia que no puede ser obtenida con una ---
 fundición de matriz perlítica.

Desde el descubrimiento de la fundición nodular que tie-
 ne aun mejores propiedades mecánicas, la importancia de la -
 fundición acicular ha disminuido mucho. Una excepción es la
 fundición acicular con grafito esferoidal, que se utiliza --
 mucho para cilindros de laminadoras.

Silicio.

Además de Fe y C, el Si es el elemento principal de la fundi-
 ción gris. Si el contenido en Si sobrepasa 3%, hay que con-
 siderarlo como elemento de aleación, ya que se trata de ob-
 tener un efecto especial, sobre todo una mejor resistencia -
 refractaria.

La fundición gris con 5 - 7 % de Si (matriz entonces siempre
 ferrítica) tiene una buena resistencia refractaria, hasta ---
 unos 750°C si el grafito es laminar y hasta unos 800⁰C si el
 grafito es esferoidal.

Mencionemos además, aunque no directamente en el ramo adecua-
 do, una fundición blanca aleada denominada "duriron" con unos
 14% Si, 0.4 - 1% C y 0.3 - 0.5% Mn. Esa aleación resiste muy

bien a soluciones diluidas y concentradas de H_2SO_4 , HNO_3 , ... pero casi no resiste a HCl ; además, la aleación es muy frágil.

14.7.5 Fundición nodular.

La fundición nodular es una fundición gris con grafito esferoidal, y entonces una de las principales variedades de la fundición gris, que tendríamos que considerar dentro del grupo de las fundiciones gris demás.

Sin embargo, debido a la importancia primordial de ese material, todavía relativamente nuevo, lo consideraremos en un capítulo separado (18).

14.7.6 Fundición gris austenítica.

Como para el acero, sólo es posible obtener la fase austenítica a temperatura ambiente, cuando el punto M_{s_c} está rebajado suficientemente por la adición de los elementos de aleación adecuados.

En teoría, se podrían utilizar los elementos que aumentan la estabilidad de la austenita, como Mn, Ni, Cu o la combinación Ni + Cr. Sin embargo, debido al alto contenido en carbono de la fundición, hay que reducir mucho las concentraciones en elementos formando carburos, como Mn y Cr, sino se formarían cantidades importantes de carburos libres en lugar de grafito y obtendríamos al final fundición blanca en lugar de fundición gris. Es entonces imposible producir fundición gris austenítica sobre la base 18/8, como se hace para los aceros (ver capítulo 13).

Para obtener fundición gris austenítica con pocos carburos libres (tipo Ni - resist.) o sin carburos libres (tipo amagnético), hay que utilizar principalmente el elemento de aleación Ni, ya que la adición de Cu está limitada por su límite de solubilidad y las adiciones de Mn y Cr por la formación de carburos.

La aplicación de la fundición gris austenítica se limita a unos casos especiales: el tipo Ni - resist. cuando la resistencia a la corrosión es la propiedad principal; fundición amagnética para partes de motores y de máquinas, para las cuales es muy importante tener una permeabilidad magnética mínima (por ejemplo: buques para la busca de minas acuáticas) tipo Minover para el coeficiente de dilatación térmica muy reducido; tipo Microsilal para aplicaciones a alta temperatura.

La tabla 38 (página 28 de las figuras) da los límites de composición y los nombres comerciales de las principales variedades de fundición gris austenítica.

La característica común de las fundiciones austeníticas es la baja resistencia a la ruptura σ_R que vale sólo unos 13-25 Kg/mm² para grafito laminar y 32-45 Kg/mm² para grafito nodular. Esto es desde luego la consecuencia de la matriz muy suave. Como la matriz también es muy dúctil, las fundiciones austeníticas experimentan una elongación medible durante el ensayo de tracción. Aun el grafito laminar permite una deformación de 2-3% y para el grafito nodular la deformación es considerablemente más alta.

Aunque las propiedades mecánicas siempre son importantes, esas variedades especiales de fundición se utilizan princi-

palmente por sus propiedades muy específicas.

Los tipos Ni - resist presentan una resistencia a la corrosión por sal y ácido mineral u orgánico en muchos casos incomparablemente superior a aquélla de la fundición gris no aleada o poco aleada.

A menudo, se prefieren las fundiciones del tipo Ni - resist - con Cu, con excepción de los casos de resistencia a la corrosión por alcalinos, o cuando hay que evitar la contaminación con Cu de los materiales a tratar. En relación con las propiedades secundarias podemos mencionar que las variedades de bajo carbono (1a, 2a, 3a, y 4a) tienen desde luego una mejor resistencia mecánica y el tipo 4 además resiste más a la oxidación a alta temperatura.

La mayoría de las variedades de fundición austenítica es ligeramente magnética, debido a la presencia de carbonos libres. Su permeabilidad magnética μ_r (en un campo magnético de 200 Oersted) es en general de 1.1 a 1.4, mientras que la fundición gris normal es muy magnética y tiene una permeabilidad del orden de importancia de 200.

Sin embargo, para las variedades amagnéticas de fundición como Nomag, 556, ... se exige una permeabilidad $\mu < 1.05$ o aún $\mu < 1.03$. Sólo es posible obtener ese valor con una carencia total de carburos libres en un procedimiento de inoculación tardía.

Como sabemos, la austenita tiene un factor de dilatación térmica mucho más grande que aquél de ferrita: unos $18 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ entre 0 y 200°C para γ contra $12 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ para α . En cambio la aleación austenítica de alto níquel Invear tiene un coeficiente de dilatación térmica excepcionalmente bajo: - - - - -

$0.4 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ entre 0 y 200°C .

De modo análogo, los tipos normales de Ni - resist (tipo 1) tienen un coeficiente de dilatación de unos $18 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$, pero con el contenido en níquel aumentando, el coeficiente de dilatación disminuye paulatinamente y llega a un mínimo de $4 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ entre 0 y 200°C para la aleación de fundición - Minovar. Se utiliza esa propiedad para las aplicaciones que requieren una estabilidad máxima de medida, como es el caso para piezas de precisión de máquinas herramientas o de instrumentos de precisión, formas metálicas para vidrio, para ~~vidrio~~, ~~para~~ materiales plásticos, etc.

El Nicrosilal tiene bastante buenas propiedades mecánicas, también a alta temperatura y además bastante buena resistencia a la oxidación hasta unos 900°C . Sin embargo, la resistencia a la oxidación de Nicrosilal a alta temperatura es mucho inferior a la resistencia de las aleaciones a alto contenido en cromo (12 hasta 30%), que a veces se clasifican entre las fundiciones, a veces entre los aceros.

En cuanto a la estructura de las fundiciones austeníticas, esa es muy sencilla y se compone de una matriz austenítica con grafito laminar o esferoidal y pequeñas cantidades de carburos ^uentécticos.

18-1

CAPITULO ~~XVII~~ FUNDICION NODULAR O FUNDICION
GRIS CON GRAFITO ESFEROIDAL.

En principio, la fundición **nodular** sólo difiere de la fundición gris normal por la forma de la fase de grafito, cuyo mecanismo de formación ya se discutió antes, (ver 17.4 y 17.5).

Por eso, basta aquí discutir la estructura, las propiedades y las aplicaciones de ese material relativamente nuevo, pero muy importante.

18.1 Estructura

Las figuras 111 y 112 muestran unas estructuras típicas de la fundición **nodular**: se observan en la figura 111 sobre todo las aureolas de ferrita alrededor de las esferas de grafito, una prueba clara que la ferrita se formó por ferritización directa. Esa estructura es aquella de la fundición en su estado normal de colada. Al contrario, la estructura de la figura 112 muestra -- 100% de matriz ferrítica, estructura que sólo puede ser obtenida por un recocido de ferritización a 730° C; aparecen claramente los límites de los granos ferríticos y *indicios* de perlita residual en las zonas de segregación.

La figura 113 muestra una esfera de grafito en una matriz perlítica, con un aumento de 500 X.

La figura 114 representa unas formas intermedias de grafito, entre laminilla y esfera bien formada.

15.2 Propiedades

Como pareció en la discusión de la influencia de la forma del grafito sobre las propiedades mecánicas de la fundición gris (ver 17.7.2), la forma esferoidal tiene la menor influencia de entalladura. Las propiedades de resistencia y de ductilidad de la fundición nodular logran casi $\frac{2}{3}$ de las propiedades de la matriz no entallada.

Una matriz perlítica con esferas de grafito bien formadas corresponde a una resistencia a la ruptura de 60 a 75 kg/mm² y una elongación de 1 a 5 %. Con una matriz totalmente ferrítica y las mismas esferas de grafito bien formadas, se obtienen resistencias a la ruptura de 45 a 50 kg/mm² y elongaciones de 25% que pueden ser aún mayores.

Desde luego, con una matriz mezclada perlítica-ferrítica, se logran valores intermedios de las propiedades mecánicas.

Claro es que la composición y sobre todo el contenido en Si, tiene mucha influencia en relación con las propiedades mecánicas. Con alto contenido en Si, alto contenido en C y bajo contenido en Mn (γ -geno), es posible obtener una matriz ferrítica en las partes suficientemente gruesas de la pieza de colado, sin tratamiento térmico. Sin embargo, debido al alto contenido en Si, (p.ej. 3%), esa ferrita es más dura y menos dúctil que una ferrita -

con cerca de 2 % de **Si**, pero que sólo puede ser obtenida por un recocido de ferritización. Por otro lado la resistencia a la ruptura y sobre todo las propiedades de ductilidad bajan mucho por la presencia, al lado de esferas -- bastante bien formadas, de partículas de grafito intermedias (fig. 114). Como límites de composición de la fundición modular se pueden indicar los valores siguientes:

	LIMITES	VALOR TÍPICO
C	2.8-4 %	3.50 %
Si	1.6-3 %	2.50 %
Mn	0.15-0.90 %	< 0.50 %
P	0.10 % max	0.08 %
S	0.015 % max	0.01 %
Mg	0.01-0.10 %	0.05 %

Elementos muy desfavorables para el grafito esferoidal son: Ti, Pb, Sn, As, Bi., y sobre todo la presencia simultánea (en trazas) de dos o más de esos elementos. Con **Mg** como elemento de modulación, la influencia nefasta de aquellos elementos desfavorables puede ser reducida -- por la adición de **cerio**. Ni el mecanismo de la influencia desfavorable de los elementos denominados, ni el efecto -- inhibidor del cerio se entienden completamente.

En la tabla 39 (pág. 27 de las figuras) se dan las normas internacionales actuales para las propiedades re-

queridas en relación con la producción industrial de fundición modular. Las altas propiedades de resistencia 120-90-02 de la tabla 40 (pág. 29 de las figuras) se obtienen sólo con una matriz sorbítica o bainítica fina, o sea por tratamiento térmico.

Las propiedades de la fundición modular se acercan a aquellas de la fundición maleable (ver 19) y sobre todo aún más cerca a aquellas del acero de fundición (ver 14) que a la fundición gris con grafito laminar.

Eso aparece sobre todo en las aplicaciones de ese material relativamente nuevo. La fundición modular cubre la zona de transición (con traslape) entre la fundición maleable, el acero de fundición y la fundición gris normal.

15.3 Aplicaciones

Como aplicación la más importante de la fundición gris, hay que mencionar en primer lugar: los cigüeñales para motores de automóviles, utilizados desde 1953, por una de las plantas automovilísticas, más grandes de los Estados Unidos.

Además de esa aplicación, los cilindros de laminadoras en fundición modular y varias partes de engranajes son las aplicaciones más importantes. Además, la fundición modular se utiliza más y más para muchas partes diferentes de construcción automovil, de la construcción de tractores y de máquinas agrícolas, así como en la construcción general de máquinas.

XVI
 Capítulo ~~XIX~~: Fundición maleable.

La fundición maleable es una fundición que se cola blanca y después se suaviza en un recocido neutral u oxidante. Durante ese recocido, el carbono está eliminado (fundición - maleable europea) ó precipitado como grafito (fundición maleable americana).

En su estado de aplicación, la fundición maleable tiene una tenacidad y una ductilidad - que pueden ser comparadas a las propiedades de la fundición nodular. El carbono desapareció ó está precipitado en forma de "nidos" de grafito, cuyo efecto de entalladura es comparable a aquello de la fundición nodular.

La denominación "fundición maleable", como además el inglés "malleable iron" y el francés "fonte malléable" no es muy correcta: esa fundición no se forja aunque es malleable, pero a una temperatura adecuada (900-950 °C) la fundición blanca y aún la fundición gris con grafito laminar puede ser forjada y laminada. La denominación alemana "Temperguss" es - mucho mejor, ya que "temperen" significa hacer un tratamiento térmico y "Guss" significa - fundición.

La pieza de colada que se transformará por un tratamiento térmico en fundición maleable, tiene que solidificarse 100% en el sistema metaestable, ó sea formar fundición blanca, ya que si se formara grafito en la solidificación, aunque sea en cantidades muy reducidas, ese grafito sería laminar y su efecto de entalladura reduciría mucho las propiedades de ductilidad y tenacidad de la fundición maleable.

Es bastante fácil obtener la solidificación blanca: basta elegir un contenido en Si suficiente - mente bajo. Sin embargo, con un contenido en Si muy bajo, la grafitización por recocido a 900-950 °C, ó sea la disociación de los carburos e^utécticos, requiere demasiado tiempo y el

procedimiento ya no es económico. Como siempre, habrá que elegir un compromiso: un contenido mínimo determinado en Si para reducir el tiempo de recocido y un contenido máximo determinado para evitar la formación de grafito durante la solidificación. Como la grafitización durante la solidificación depende de la composición (sobre todo del Si %) y al mismo tiempo de la velocidad de enfriamiento, hay que reducir el espesor de las paredes de la pieza de colada. En general, el espesor de la pared se queda entre 5 y 20 mm.

Es posible reducir la tendencia de solidificación mezclada (blanca + gris) en fundiciones de alto Si y/o con espesor importante por adiciones de trazas de Bi o Fe. Sin embargo, así se pierde la ventaja de la grafitización rápida que acompaña un contenido en Si superior. Es posible compensar esa pérdida por adiciones de trazas de B.

Así se utilizan a veces adiciones combinadas de Bi (p. ej. 0.025%) y B (p. ej. 0.003%) para forzar la solidificación blanca en espesores de pared hasta 50 mm y aún más con contenidos en Si normales. En este caso basta un ciclo de recocido normal ó, en secciones de espesor normal pero con alto Si, un ciclo de recocido muy reducido.

10.1 Fundición maleable europea.

El arte de fundir hierro como fundición gris, utilizando así la buena colabilidad de la aleación Fe-C, y de modificarlo después por un tratamiento de recocido oxidante, eliminando así el carbono, para obtener un material relativamente tenaz y dúctil, como un acero suave, se basaba en un secreto, que durante el transcurso de los siglos se perdió varias veces y fue redescubierto.

La última vez, ese secreto fue descubierto por Réaumur en principios del siglo XVIII, y presentado en un documento en aquel entonces muy extraño, con el título: L'art d'adoucir le

fer fondu, ou l'art de faire des ouvrages de fer fondu, aussi fin que de fer forgé". Desde luego, ahora ya no hay secretos.

Las piezas de fundición blanca están empaquetadas en mineral de hierro que sirve al mismo tiempo como soporte mecánico y como fuente de oxígeno para el recocido oxidante a unos 980 - 1050 °C para 80 - 100 horas. Durante ese tratamiento de recocido ocurre la disociación del carburo de hierro en austenita y grafito en la masa de la pieza y la difusión del carbono en la matriz austenítica hacia la superficie de la pieza, donde el carbono se oxida a $\text{CO} + \text{CO}_2$. En poco tiempo, se establece un equilibrio dinámico correspondiendo a un gradiente en C bastante fuerte: concentración de saturación en los límites entre Fe_3C y austenita y entre grafito y austenita y concentración casi nula en la superficie donde se forma una capa de óxido.

Después del largo procedimiento de recocido isotérmico, las piezas se enfrían con una velocidad de 5 a 10 °C por hora, hasta llegar a la temperatura de unos 650 °C, ó sea debajo de la zona de transformación eutectoide. Entonces pueden ser sacados del horno y enfriados al aire.

Las condiciones principales son:

- 1º- la disociación completa de los carburos durante el recocido isotérmico a alta temperatura.
- 2º- La ferritización completa durante el enfriamiento a través de la zona eutectoide.

Así se obtiene a la temperatura ambiente una matriz totalmente ferrítica con eventualmente unos nidos de grafito en el centro de la pieza colada.

En principio, la fundición maleable europea tiene que ser completamente libre de carbono. -- Piezas de pared delgada lo son en general, pero las partes espesas, ó mejor dicho las partes menos delgadas presentan a menudo nidos de grafito en el centro.

Los límites de composición de las piezas de colada en fundición blanca son:

$$C = 2.80 - 3.40\%$$

$$Si = 0.5 - 0.75\% \text{ (según el espesor de la pared de 5-20 mm)}$$

$$Mn = (1.7 \times 5\%) + 0.15\%$$

$$S < 0.20\%$$

$$P < 0.15\%$$

Por el tratamiento de recocido muy oxidante, ^{casi} todo el carbono está eliminado y al final se obtiene una ferrita de alto contenido en Si con eventualmente unos nidos de grafito. Para piezas de colada delgadas y sin carbono es posible obtener una elongación a la ruptura de 25-30%. Las exigencias a las propiedades mecánicas son ^{en} general:

$$\sigma_R > 35 \text{ kg/mm}^2; A = 5 \text{ ó } 10\%.$$

La dureza Brinell es de 130-150 NDB.

16.2 Fundición maleable americana.

En el procedimiento americano, que se usa mucho más que el antiguo procedimiento europeo por todo el mundo y también en Europa, se someten las piezas de fundición blanca a un procedimiento de recocido neutral a unos 870-950 °C durante 8 hasta 60 horas. Es preciso que todos los carburos (y ese factor determina el tiempo de recocido) se disocien en austenita y grafito.

Después, la carga del horno se enfría, lo más rápidamente posible como lo permite su inestabilidad térmica, hasta la temperatura de unos 760°C ó sea hasta el límite superior de la zona $\gamma + \alpha + \text{gr}$ fito (figura 104). Entre 760 y 710 °C, zona ^u eutectoide ^{para} un contenido promedio en Si, se enfría la carga muy lentamente, o sea 5-10°C/1 hora, para obtener una ferritización total, en parte por la ^{reac} reacción directa, en parte por la ^{reac} reacción indirecta.

Después, las piezas pueden ser enfriadas al aire, y se logra al final una matriz ^{ferrítica} con todo el grafito originalmente presente en la forma de nidos de grafito.

Los nidos ó ^{nodulos} de grafito se encuentran en una distribución arbitraria, y aunque su forma sea bastante irregular y muy diferente de la forma del grafito ^{esferoidal} como aparece por ejemplo en fundición nodular, su efecto de entalladura es muy reducido. Ese hecho junto a la matriz 100% ferrítica, explica la ductilidad relativamente buena y la tenacidad de ese producto.

La diferencia en composición entre las piezas de coladas en fundición blanca para la fundición maleable americana y europea concierne únicamente los contenidos en C y en Si. Para la fundición maleable americana es usual:

$$C = 2.10 - 2.75\% \quad \text{y} \quad Si = 0.80 - 1.70 \%$$

Se elige un contenido en C bastante más bajo porque ese elemento no desaparece durante el recocido neutral y porque las propiedades mecánicas se mejoran cuando la cantidad de la fase de grafito que interrumpe la matriz disminuye.

Es claro que el contenido en Si superior compensa el contenido en C mucho inferior, en relación no solo con la colalidad pero también con el poder de grafitización. Desde luego, hay que acomodar el contenido en Si al espesor de las piezas, para evitar la formación de grafito durante la solidificación. Sin embargo, para adelantar la grafitización a la temperatura de recocido de -- 870-950 °C, se elige siempre el contenido en Si máximo con el cual las piezas se solidifican en fundición blanca.

Además, para obtener eso, se utilizan adiciones de trazas de telurio ó bismuto, elementos que impiden la grafitización durante la solidificación y permiten obtener fundición blanca con composiciones y espesores de pared que normalmente se solidifican en fundición gris ó mezclada. Así

es posible aprovechar un contenido superior en Si para reducir el tiempo del tratamiento de recocido.

Además, es posible reducir el tiempo de grafitización en la zona 870-950 °C por adiciones adecuadas de ferro-boro a la cuchara, añadiendo cantidades muy pequeñas de boro (0.001 a 0.003 %) al metal. Así aumenta mucho el número de puntos de grafitización y entonces también el número de los nidos de grafito. La reducción de la distancia promedio de difusión reduce también el tiempo total de recocido necesario para la disociación total de los carburos. Con adiciones de Al (0.02-0.05%), se forman también más puntos de grafitización.

Finalmente, es posible reducir el tiempo de recocido utilizando una temperatura de recocido superior y así aumentando la velocidad de difusión. Por combinación de esos varios métodos se volvió posible en los últimos años de reducir el tiempo total del tratamiento térmico de unas 100-150 horas a unas 30 horas en el procedimiento de recocido rápido.

Las propiedades mecánicas de la fundición maleable americana varían entre los valores límites :

$$\sigma_R = 26 - 38 \text{ Kg/mm}^2$$

$$\sigma_{0.2} = 16 - 26 \text{ Kg/mm}^2$$

$$A\% = 25 - 6\%$$

$$NDB = 110 - 160$$

Existen más normas europeas, clasificando la fundición en cuatro calidades diferentes:

	1	2	3	4	
$\sigma_R =$	38	38	35	32	Kg/mm ²
A =	18	15	10	10	%

En las normas americanas ASTM y SAE existen los tipos dados en la tabla siguiente con las propiedades correspondientes:

Norma	Tipo	Resistencia Míñima a la Ruptura: σ_R		Resistencia Míñima a la Fluencia: $\sigma_{0.2}$		Elongación Míñima (A%)
		psi	Kg/mm ²	psi	Kg/mm ²	
ASTM	32 510	50 000	35.2	32 500	22.8	10
SAE	35 018	53 000	37.2	35 000	24.6	18

18.3 Fundición maleable americana perlítica.

Cuando al final del recocido a 870-950 °C toda la cementita está disociada, la aleación está compuesta de la matriz austenítica saturada, con una distribución de nidos de grafito. Si ahora se deja enfriar la pieza muy lentamente a través de la zona ^uestectoide, se obtiene una fundición maleable ferrítica, como ya descrito en 18.2.

Desde luego es posible reprimir la ferritización en la zona ^uestectoide. Para hacerlo, basta pasar por la zona $\gamma + \text{td} + \text{grafito}$ con bastante velocidad de modo que la fase austenítica se transforma a perlita. La estructura final de la matriz está entonces determinada por la velocidad de enfriamiento a través del intervalo ^uestectoide: con velocidad de enfriamiento - aumentada, se forman: ferrita, perlita con aureolas de ferrita alrededor de los nidos de grafito perlita, sorbita, ^{hasta} martensita.

En práctica, se dejan enfriar las piezas desde la zona homogénea γ , ó sea un poco arriba del intervalo $\gamma + \text{td} + \text{grafito}$, al aire.

Para piezas muy delgadas es posible obtener así una matriz perlítica homogénea. Sin embargo, en piezas de mayor solidez, se forman muchas aureolas de ferrita alrededor de los nidos de grafito. Para evitar eso, a veces se utiliza un templado más rápido en líquidos, como por - -

ejemplo en aceite. Para reducir las tensiones que aparecen por ese templado y para reducir la dureza exagerada de la matriz, es usual hacer un revenido a unos 600 °C. Con ese tratamiento, se eliminan las tensiones y se obtiene una perlita coagulada, correspondiendo a propiedades mecánicas favorables y además una buena maquinabilidad.

Comparando la fundición maleable perlítica con la fundición maleable ferrítica, la primera tiene desde luego propiedades de resistencia mecánica superior y de ductilidad y tenacidad inferior.

Para las propiedades mecánicas de fundición maleable americana perlítica, valen los valores límites siguientes:

$$\sigma_R = 42 - 70 \text{ Kg mm}^2$$

$$\sigma_{0.2} = 30 - 56 \text{ Kg mm}^2$$

$$A = 10-2\%$$

$$NDB = 160 - 270.$$

Muchas veces se utilizan elementos de aleación, sobre todo 1 % Cu, para aumentar las propiedades de resistencia mecánica y de maquinabilidad.

La tabla 42 (pag. 24. de las figuras) de las normas americanas ASTM y SAE y las propiedades mecánicas.

16.4 Aplicaciones.

Las aplicaciones de la fundición maleable europea son muy reducidas en comparación con la fundición maleable americana. El procedimiento europeo es complicado y no se puede industrializar tan fácilmente como el procedimiento americano. Además, el límite puesto al espesor de las piezas debido al tiempo de recocido (consecuencia de la mayor distancia de difusión)

es más bajo para la europea . La consecuencia de ambos factores es un precio superior de la fundición maleable europea, además aumentando con el espesor de la pieza .

Así es que las aplicaciones de la fundición maleable europea se reducen a la producción de piezas muy pequeñas y delgadas, pero precisamente en ese sector, la industria de sinterización tiene más y más importancia, de modo que la fundición europea pierde mucha importancia en comparación a la fundición maleable americana y los productos de sinterización.

Sin embargo, la fundición europea tiene la ventaja muy importante de su soldabilidad, debido a la carencia en carbono (grafito).

Por eso, las aplicaciones principales de la fundición maleable europea son las pequeñas -- piezas de transición, como aquellas utilizadas para la construcción de bicicletas. Etc

La fundición maleable americana, en cambio, tiene mucha importancia en la industria automovilística y de construcción de máquinas agrícolas

Debido a la propiedad mecánica relativamente buena y la tenacidad y ductibilidad suficiente de la fundición maleable, es un material muy adecuado para la producción de varias partes de automóviles, a veces con formas muy complicadas, fáciles a producir en colada pero -- muy difíciles en procesos de corte o de forjado

Para piezas más compactas, sujetas a fricción, se utiliza en general fundición maleable americana perlítica, debido a la mejor resistencia al desgaste y resistencia mecánica de la matriz perlítica . En base de la buena resistencia al desgaste y buena maquinabilidad, se producen muchas engranajes muy pequeñas. y piezas parecidas en fundición perlítica No hay que extrañarse entonces que la producción anual de un país como los EE , UU. sobrepasa 1 000 000 de toneladas anuales de productos de fundición maleable terminados.

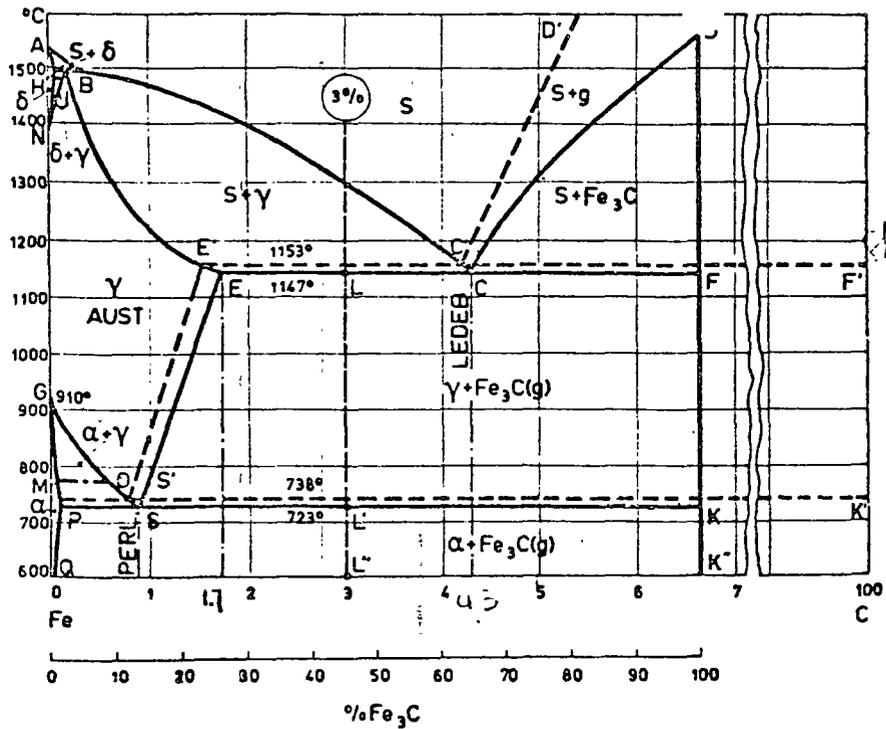


Fig. 99: Diagrama de equilibrio Fe-Fe₃C —————
 Fe-grafito - - - - -

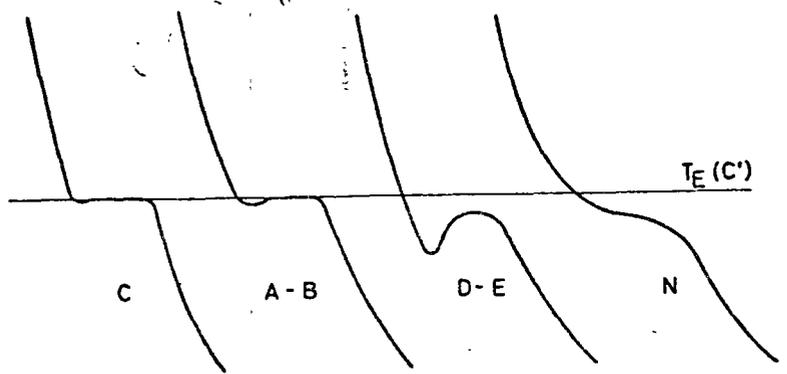


Fig. 101: Curvas de enfriamiento típicas correspondiendo con los tipos diferentes de grafito

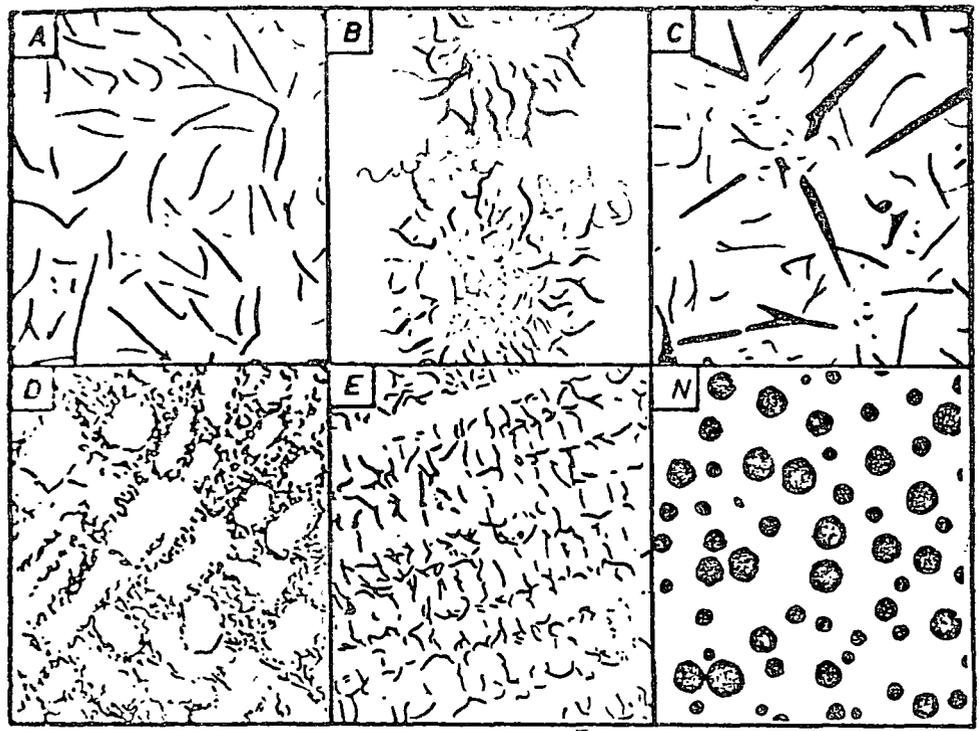


Fig. 100: Tipos de grafito laminar A, B, C, D y E; grafito nodular N

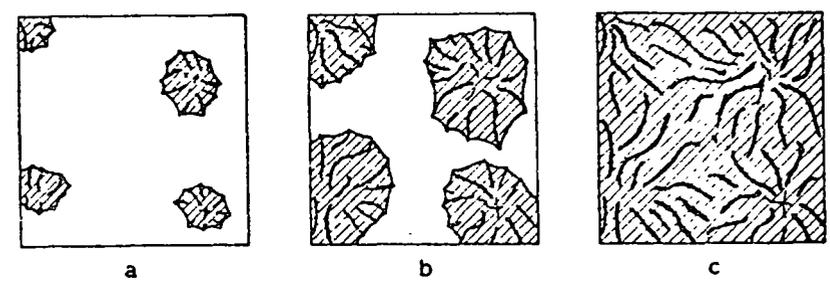


Fig. 102: Mecanismo de la solidificación eutéctica de fundición gris con grafito laminar; estados en secuencia a, b y c (fin de solidificación)

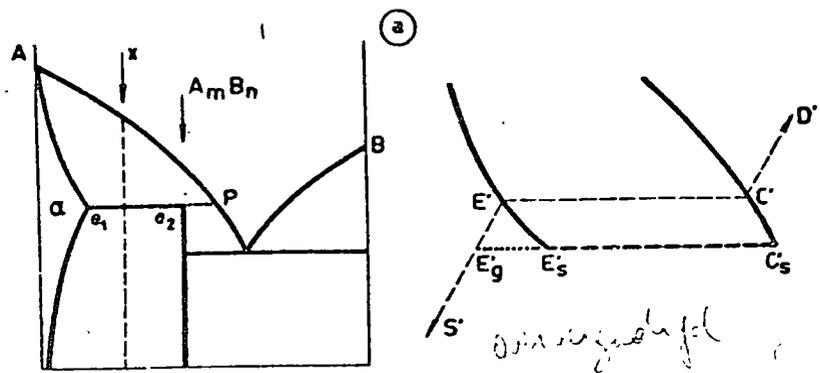


Fig. IC3: Cristalización peritética de grafito esferoidal (esquemáticamente)

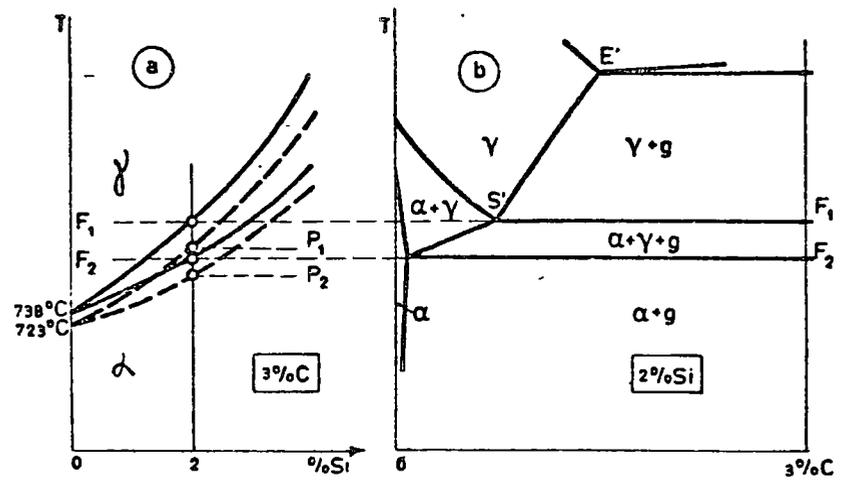


Fig. IO4: Cortes del diagrama ternario Fe-C-Si; a) a 3% C b) a 2% Si

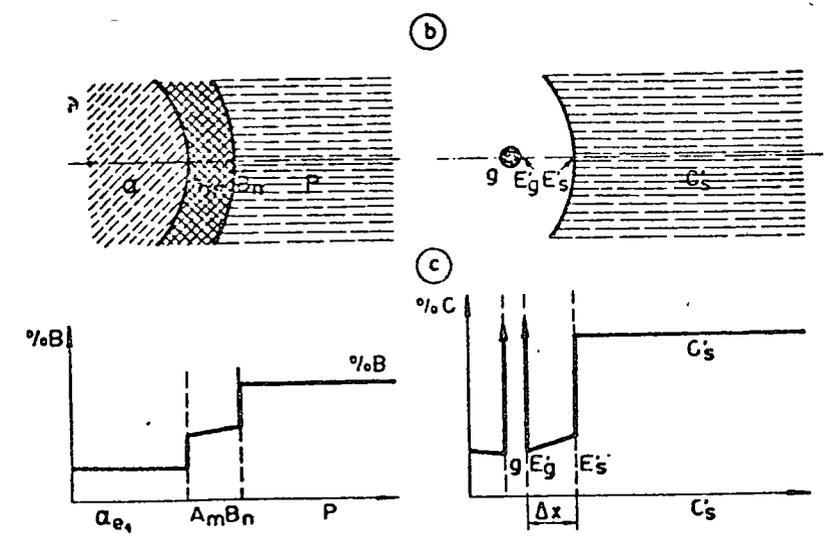
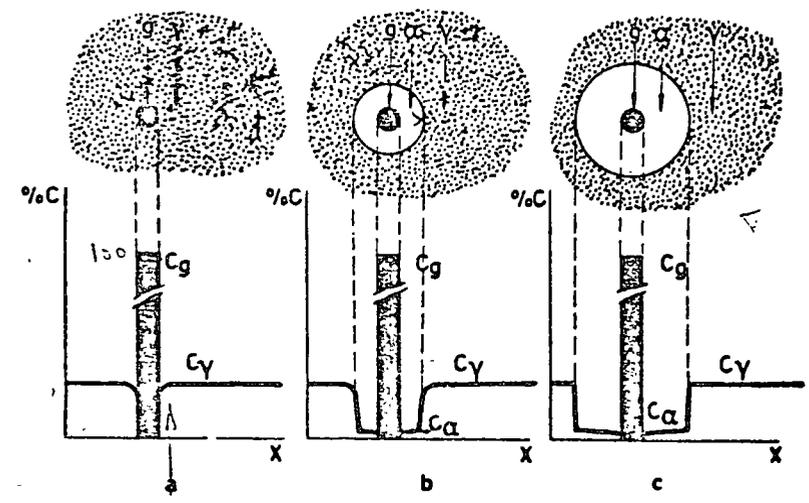


Fig. IC5: Mecanismo de la ferritización directa (esquemáticamente)



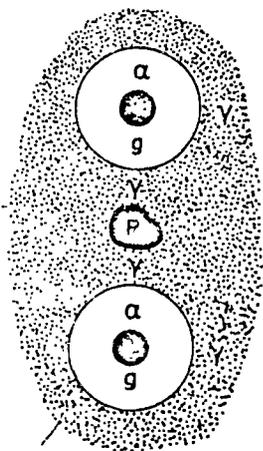


Fig.106: Formación de perlita en la matriz austenítica de fundición gris parcialmente ferritizada

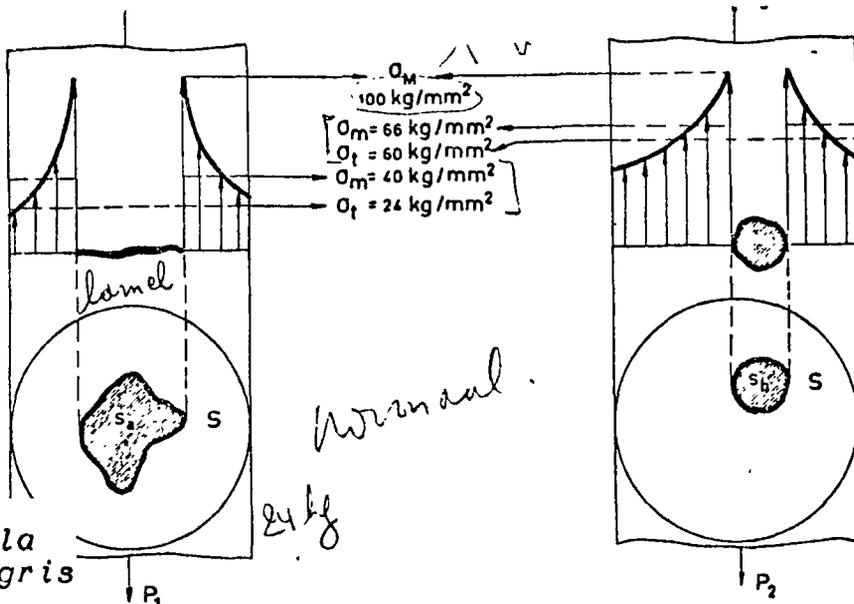


Fig.109: Influencia del grafito sobre la resistencia a la ruptura de fundición gris (esquemáticamente)
 a) grafito laminar b) grafito esferoidal

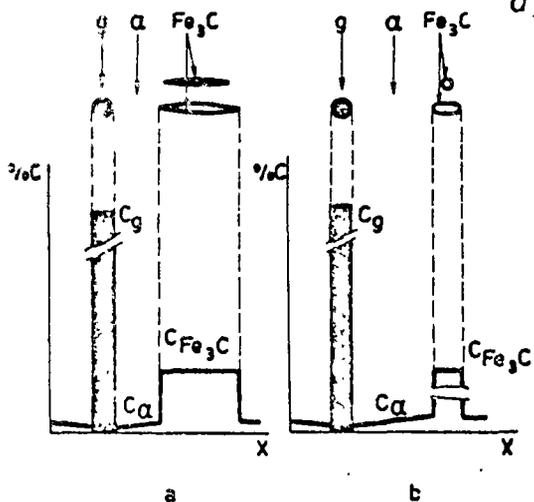


Fig.107: Mecanismo de la ferritización indirecta (esquemáticamente)

PROPIEDADES DE FASES Y CONSTITUYENTES QUE EIGENSCHAPPEN DER FASEN EN KONSTITUENTEN DIE IN GRIJS GIETIJZER KUNNEN VOORKOMEN PUEBEN APARECER EN FUNDICION GRIS

Fase of konstituent (in gietijzer)	Brinell-hardheid HB DUREZA	Treksterkte in kg/mm ² $\bar{\sigma}_R$	Duktiliteit DUCTILIDAD
austeniet	ong. 100 — 150	ong. 40 — 55	zeer duktiel
ferriet	ong. 100 — 150	ong. 35 — 50	duktiel
perlief	ong. 220 — 330	ong. 90 — 120	matig duktiel
cementiet	ong. 800 — 1100	—	zeer bros
steadiet	ong. 400 — 600	—	bros

38
 muy ductil
 ductil
 I ductil
 muy frágil
 frágil

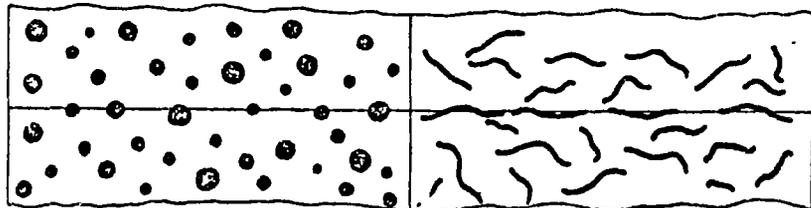


Fig.108: Reducción del área efectiva de fundición gris en función de la forma del grafito (esquem.)

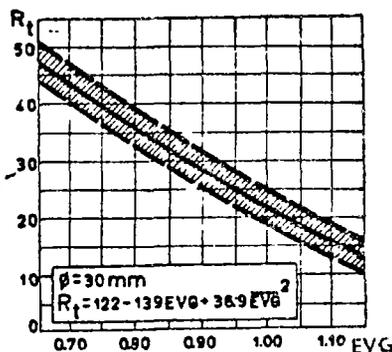


Fig.110: Correlación $R_1 (\sigma_R) / EVG$ para fundición gris normal, macizo ϕ 30mm (fundición gris industrial)

CORRELACION PROP. MECANICAS ↔ GRADO DE MACIZO

KORRELATIE MECHANISCHE EIGENSCHAPPEN/MASSIVITEIT
VOOR GRIJS GIETIJZER MET LAMELLAIRE GRAFIET

(naar A. De Sy en J. Van Eeghem)

CLASE

GR

DUREZA

MODULO - E

PARA FUNDICION GRIS
CON GRAFITO
LAMINAR

Klasse	Massiviteit z in mm	Treksterkte R _t in kg/mm ²	Brinell-hardheid HB in kg/mm ²	Buigvastheid R _f in kg/mm ²	Elasticiteitsmodulus E ₀ in kg/mm ²
15	7,5	21 - 31	235 - 300	50 - 68	10 600 - 13 800
	15	17 - 24	190 - 240	41 - 58	10 000 - 13 200
	30	15 - 20	155 - 200	28 - 39	7 700 - 11 100
	60	9 - 15	110 - 145	19 - 34	6 200 - 10 800
	90	8 - 15	100 - 145	17 - 30	6 300 - 10 100
20	7,5	> 27	> 255	54 - 75	10 600 - 14 400
	15	21 - 29	210 - 240	41 - 65	11 500 - 13 700
	30	20 - 25	180 - 215	38 - 46	9 300 - 11 700
	60	12 - 20	125 - 180	25 - 40	8 100 - 11 100
	90	10 - 19	120 - 165	22 - 38	7 900 - 10 900
25	7,5	> 30	> 275	60 - 74	> 13 000
	15	28 - 34	225 - 270	54 - 69	12 000 - 15 000
	30	25 - 30	195 - 235	43 - 57	10 700 - 12 900
	60	17 - 24	170 - 210	36 - 50	9 300 - 12 900
	90	14 - 24	150 - 210	31 - 47	9 400 - 13 200
30	7,5	> 40	> 300	63 - 79	12 900 - 16 100
	15	> 33	> 240	50 - 62	11 300 - 14 800
	30	30 - 35	215 - 260	41 - 55	10 600 - 13 600
	60	21 - 27	195 - 225	36 - 52	10 400 - 14 000
	90	20 - 26	185 - 225	36 - 52	10 400 - 14 000
35	15	> 40	> 220	64 - 87	> 13 500
	30	35 - 40	> 215	56 - 71	11 500 - 15 000
	60	> 29	> 215	46 - 73	10 800 - 14 800
	90	> 28	> 215	42 - 66	11 300 - 14 900

MACIZO

RESISTENCIA
AL DOBLADO

FUNDICION GRIS AUSTENITICA
AUSTENITISCHE GIETIJZERSOORTEN

Naam	C %	Si %	Ni %	Cu %	Mn %	Cr %
Ni-resist type 1	3 max.	1 - 2,5	13,5 - 17,5	5,5 - 7,5	1 - 1,5	1,75 - 2,5
Ni-resist type 1a	2,8 max.	1,5 - 2,75	13,5 - 17,5	5,5 - 7,5	1 - 1,5	1,75 - 2,5
Ni-resist type 2	3 max.	1 - 2,5	18 - 22	0,5 max.	0,8 - 1,5	1,75 - 2,5
Ni-resist type 2a	2,8 max.	1,5 - 2,75	18 - 22	0,5 max.	0,8 - 1,5	1,75 - 2,5
Ni-resist type 2b	3 max.	1 - 2,5	18 - 22	0,5 max.	0,8 - 1,5	3 - 6
Ni-resist type 3	2,75 max.	1 - 2	28 - 32	0,5 max.	0,4 - 0,8	2,5 - 3,5
Ni-resist type 4	2,60 max.	5 - 6	29 - 32	0,5 max.	0,4 - 0,8	4,5 - 5,5
Nomag	3 max.	1 - 2,5	9,5 - 10,5	—	5 - 6	—
556 (labo)	2,9	2,5	6	5	5	—
Minovar	2,4 max.	1 - 2	34 - 36	0,5 max.	0,4 - 0,8	0,80 max.
Nicrosilal	1,8 - 2	4 - 5	18 - 22	—	0,6 - 1,2	2 - 4

NOMBRE

NUEVAS ESTADIFICACIONES PARA FUNDICION

NIEUWSTE AMERIKAANSE SPECIFIKATIES

VOOR NODULAIR GIETIJZER

NODULAR (EE.UU.)

(40)

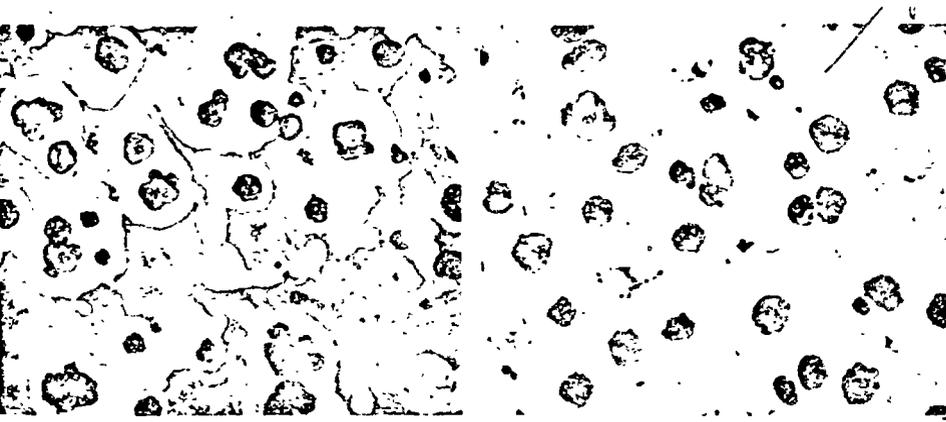


Fig. III: Fundición no-nodular; matriz perlita + ferrita (100x)

Fig. II2: Fundición no-nodular; matriz ferrítica (100x)

ASTM A 536-65T	SAE J 434a	Minimum treksterkte R_t		Elasticiteitsgrens $E_{0,2}$		Minimum verlenging A % MINIMA
		psi	kg/mm ²	psi	kg/mm ²	
60-40-18	D4018	60 000	42,2	40 000	28,1	18
65-45-12	D4512	65 000	45,7	45 000	31,6	12
80-55-06	D5506	80 000	56,2	55 000	38,7	6
100-70-03	D7003	100 000	70,3	70 000	49,2	3
120-90-02	—	120 000	84,4	90 000	63,3	2

NORMAS ISO PARA FUNDICION NODULAR
ISO*-NORMEN VOOR NODULAIR GIETIJZER

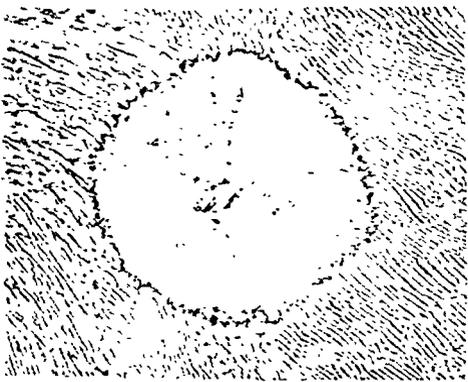


Fig. II3: Esferoid de grafito en matriz perlítica (500x)

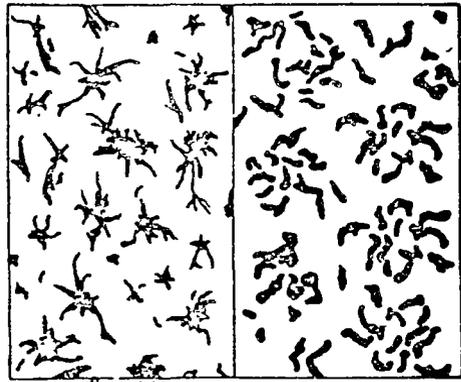


Fig. II4: Tipos intermediarios de grafito (dibujo esquemático) izq. esferoides deformados (canceres) der. grafito compacto (quasi flake)

Type	Minimum treksterkte R_t kg/mm ² MINIMO	Konventionele elasticiteitsgrens $E_{0,2}$ kg/mm ²	Minimum verlenging A % ($L_0 = 5d_0$)	Structuur van de matrix (overwegend) ESTRUCTURA
38-17	38	24	17	Ferriet
42-12	42	28	12	Ferriet
50-7	50	35	7	Ferriet-Perliet
60-2	60	40	2	Perliet
70-2	70	47	2	Perliet

Norm	Type	Minimum treksterkte R_t		Minimum streksgrens $E_{0,2}$		Minimum verlenging A %
		psi	kg/mm ²	psi	kg/mm ²	
ASTM A 220-55 T	45010	65 000	45	45 000	31	10
	45007	68 000	47	45 000	31	7
	48004	70 000	49	48 000	33	4
	50007	75 000	52	50 000	35	7
	53004	80 000	56	53 000	37	4
	60003	80 000	56	60 000	42	3
SAE	80002	100 000	70	80 000	56	2
	43010	60 000	42	43 000	30	10
	48005	70 000	49	48 000	33	5
	53004	80 000	56	53 000	37	4
	60003	90 000	63	60 000	42	3
	70002	90 000	63	70 000	49	2

(42)

ACEROS DE CONSTRUCCION ALEADOS SOLDABLES

ACEROS PARA BUBILES TRABAJANDO A ALTA TEMPERATURA

COMPOSICIONES TÍPICAS
Tabel 26

SNELDRAAISTALEN: TYPISCHE SAMENSTELLINGEN

Subgroep	COMPOSICION Samenstelling						Austenitatie-afschrik-temperatuur	T _{REVENIDO} Ontlaat-temperatuur
	C	W	Cr	V	Mo	Co		
W	0,75 0,80 0,75	18 18 14	4 5 4	1 1,5 0,3	— 1 —	— — —	1280 - 1300 °C 1280 - 1300 °C 1260 - 1280 °C	560 - 580 °C 560 - 580 °C 560 - 580 °C
Co	0,95 0,85 0,85 0,85	20 18 18 18	4 5 5 5	— 1,5 1,5 1,5	1 1,5 1 1	20 18 10 5	1300 - 1320 °C 1300 - 1320 °C 1300 - 1320 °C 1300 - 1320 °C	580 - 600 °C 580 - 600 °C 580 - 600 °C 580 - 600 °C
V	1,25 1,20	15 11	4,5 4,5	4 3	0,5 0,5	— —	1280 °C 1280 °C	600 °C 600 °C
Mo	0,85 0,90	6 6,5	4,5 5	2 2	6 5	— —	1300 °C 1300 °C	560 °C 560 °C
W-Mo	0,70 0,75	12 11	5 4	2,5 2	2,5 2	— —	1280 - 1300 °C 1280 - 1300 °C	560 °C 560 °C

↑
SUBGRUPO

Tabel 27

GELEGERDE LASBARE KONSTRUKTIESTALEN

C %	Mn %	Si %	Cu %	Ni %	Cr %	E _{0.2} kg/mm ²	R _t kg/mm ²	A %
0,15 - 0,20	1,20 - 1,50	< 0,5	< 0,55	—	—	> 36	52 - 62	24
0,15 - 0,20	0,70 - 1,10	0,20 - 0,40	0,40 - 0,55	—	0,25 - 0,35	> 34	50 - 64	19
< 0,17	1,00 - 1,40	0,60 - 0,90	—	—	0,30 - 0,60	33 - 39	60 - 70	—
< 0,10	0,10 - 0,50	0,50 - 1,00	0,30 - 0,50	—	0,50 - 1,50	> 35	> 50	> 20
< 0,12	0,50 - 0,70	< 0,30	0,90 - 1,20	0,45 - 0,65	—	38 - 42	> 35	> 20
< 0,12	> 0,20	< 0,10	> 0,35	> 0,50	Mo > 0,05	> 35	46 - 53	20 - 22
0,11 - 0,14	0,50 - 0,80	—	0,30 - 0,50	—	—	36 - 42	47 - 54	> 20

↑
RUPTURA
EMPIEZA DE PLÁSTICA

Tabel 28

COMPOSICION DE LOS ACEROS TEMPLABLES EN AGUA O ACEITE
SAMENSTELLINGEN DER IN OLIE EN IN WATER GEHARDE STALEN

Staalsoort	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Mo %	Ni %	V	Harden in:
SAE 2345	0,43/0,48	0,20/0,35	0,70/0,90	< 0,04	< 0,04	—	—	3,25/3,75	—	olie
SAE 3145	0,43/0,48	0,20/0,35	0,70/0,90	< 0,04	< 0,04	0,70/0,90	—	1,10/1,40	—	olie
SAE 3240	0,38/0,43	0,20/0,35	0,70/0,90	< 0,04	< 0,04	0,80/1,10	—	1,65/2,00	—	olie
SAE 4145	0,43/0,48	0,20/0,35	0,75/1,00	< 0,04	< 0,04	0,80/1,10	0,15/0,25	—	—	olie
SAF 4340	0,38/0,43	0,20/0,35	0,60/0,80	< 0,04	< 0,04	0,70/0,90	0,20/0,30	1,65/2,00	—	olie
SAE 4645	0,43/0,48	0,20/0,35	0,60/0,80	< 0,04	< 0,04	—	0,20/0,30	1,65/2,00	—	olie
SAE 5145	0,43/0,48	0,20/0,35	0,70/0,90	< 0,04	< 0,04	0,70/0,90	—	1,65/2,00	—	olie
SAE 2330	0,28/0,33	0,20/0,35	0,60/0,80	< 0,04	< 0,04	—	—	3,25/3,75	—	water
SAE 3130	0,28/0,33	0,20/0,35	0,60/0,80	< 0,04	< 0,04	0,55/0,75	—	1,10/1,40	—	water
SAE 4130	0,28/0,33	0,20/0,35	0,40/0,60	< 0,04	< 0,04	0,80/1,10	0,15/0,25	—	—	water
SAE 5130	0,28/0,33	0,20/0,35	0,70/0,90	< 0,04	< 0,04	0,80/1,10	—	—	—	water
SAE 6130	0,28/0,33	0,20/0,35	0,70/0,90	< 0,04	< 0,04	0,80/1,10	—	—	> 0,15	water

ACEITE

AGUA

↑
VARIEDAD

↑
TEMPLAR
EN

INFLUENCIA DE Mo SOBRE LA RESISTENCIA A LA TERMOFLUENCIA DE Fe A 528°C

Tabel 29

INVLOED VAN Mo OP DE KRUIPVASTHEID VAN Fe BIJ 528° C (NAAR CLIMAX MOLYBDENUM COMPANY)

C %	Mo %	belasting in kg/mm ²	verlenging in % na 1000 h bij 528° C
0,012	0	3,5	0,160
0,010	0,51	5,25	0,032
0,009	1,01	8,4	0,078

DEFORMACION EN % DESPUES DE 1000h A 528°C

CARGA EN kg/mm²

Tabel 30

SAMENSTELLINGEN DER KRUIPVASTE Mo-STALEN - COMPOSICION DE ACEROS AL Mo (RESISTENTES A LA TERMOFLUENCIA)

Staaltype	C %	Si %	Mn %	Cr %	Mo %
1,25 Cr-Mo	< 0,15	0,50 - 1	0,3 - 0,6	1,0 - 1,5	0,4 - 0,6
2,50 Cr-Ni	< 0,15	0,50 - 1	< 0,5	2,25 - 2,75	0,4 - 0,6
Si-Mo	< 0,15	1,15 - 1,65	< 0,3	—	0,4 - 0,6
C-Mo	0,10 - 0,20	< 0,25	0,3 - 0,6	—	0,45 - 0,65
5 Cr-Mo	< 0,15	< 0,50	< 0,50	4,0 - 6,0	0,45 - 0,65
Mn-Mo	< 0,15	0,15 - 0,30	1,1 - 1,4	—	0,2 - 0,3

TERMOFLUENCIA)

TIPO DE ACERO

Tabel 31

KRUIPVASTHEIDSEIGENSCHAPPEN VAN AUSTENITISCHE 18/8, 25/12, EN 25/20-STALEN

Temperatuur in °C	Belasting die een verlenging veroorzaakt	
	van 0,1 % in 1000 h	van 0,01 % in 1000 h
500	14 - 21	9 - 14
550	11 - 16	6 - 9,5
600	8 - 10	4 - 6,5
650	4,5 - 6,5	3 - 4
700	2,5 - 3,5	1,5 - 2,5
800	ca 1	ca 0,5

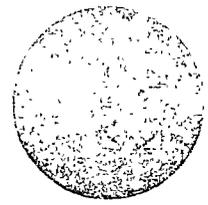
PROPIEDADES DE RESISTENCIA A LA TERMOFLUENCIA DE ACEROS AUSTENITICOS 18/P, 25/12, 25/20

TEMPERATURA en °C

CARGA PROVOCANDO UNA DEFORMACION DE 0.1% EN 1000h DE 0.01% EN 1000h



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

TEMA V: ACEROS ESPECIALES

CAPITULO 3: LOS ACEROS INOXIDABLES Y
REFRACTARIOS

DR. YVAN HOUBAERT IRMEN

JUNIO, 1978.

Como sabemos, el hierro y la mayoría de las aleaciones base de hierro se oxidan en contacto con la atmósfera. De hecho, se forma una capa de óxido en la superficie del material, llamada comúnmente "orín" o "herrumbre". Al contrario de la capa de óxido que se forma sobre aluminio o cinc, el óxido de hierro no da ninguna protección contra la oxidación siguiente. Aleaciones de hierro que en las mismas condiciones no se "oxidan" o forman eventualmente una capa de óxidos de protección, se denominan "aceros inoxidable".

Las mismas aleaciones se quedan pasivas también en otros medios, por ejemplo en ácidos oxidantes.

El hierro es un metal reactivo y en la serie de las tensiones electroquímicas es claramente anódico en comparación con el electrodo de hidrógeno, mientras que el cobre y los metales nobles tienen un potencial catódico.

El elemento cromo, elemento principal de aleación de los aceros inoxidable, también es anódico en comparación con el electrodo de hidrógeno. Sin embargo, en un medio oxidante, como por ejemplo en una solución de ácido nítrico o crómico, el cromo tiene la propiedad interesante de pasivarse inmediatamente y de llegar al potencial catódico de 0.8 a 0.9 V, o sea casi el potencial de platino.

Cuando se examinan las aleaciones Fe-Cr, se observa que el elemento cromo tiene la posibilidad de transferir su poder de pasivación a aleaciones de Fe-Cr a partir de una concentración en Cr de por lo menos 12%, o sea de más o menos 1 átomo de cromo para 7 de hierro. Eso aparece claramente en el transcurso del potencial de aleaciones de Fe-Cr en una solución diluida de ácido sulfúrico en función del contenido en cromo (Fig. 88).

Sigue de la figura 88 que adiciones de cromo hasta 12% prácticamente no tienen ningún efecto. Primero, el potencial se queda muy anódico, y, de repente, sin transición ninguna, se vuelve catódico para contenidos en Cr entre 12 y 15% según el contenido en otros elementos de aleación, principalmente en carbono.

¿Qué significa esa pasivación de aleaciones? Según unos investigadores, hay que comparar ese fenómeno de pasivación con aquello del aluminio, o sea con una pasivación -- por la formación de una capa de óxido de buena adherencia y alta densidad, con un espesor de 100 - 300 Å.

Según otros, la pasivación se debe a la absorción de una película de oxígeno. Finalmente, otros suponen que la pasivación de las aleaciones al Fe-Cr se debe a la interacción de -- electrones de valencia entre los átomos de Fe y de Cr.

Ninguna de esas tres teorías está totalmente comprobada.

Es extraño que el cromo es el único elemento que puede provocar la pasivación del hierro. La influencia de los demás elementos de aleación sobre la resistencia de las aleaciones --- Fe-Cr a la corrosión depende del elemento. La influencia del carbono, por ejemplo, es -- muy defavorable, debido a la tendencia del cromo a formar carburos, de modo que el car-- bono elimina cromo de la solución sólida Fe-Cr para formar precipitaciones de carburo de - cromo. Por eso, el mínimo de 12% en las aleaciones al Fe-Cr ya no basta en la presencia de carbono, sino tiene que ser aumentado en proporción con el contenido en carbono. Además del carbono, siempre presente en las aleaciones industriales inoxidables de hierro, el níquel es el elemento de aleación principal por su influencia sobre la resistencia de las aleaciones Fe-Cr a la corrosión. Níquel es un elemento muy γ -geno, y a pesar del carácter -- muy α -geno de Cr (fig. 7.4 y 7.2) es posible obtener una fase austenítica homogénea por ad-- ción de 7 - 8% Ni a un acero con 18% de cromo, casi estable de temperatura ambiente has-

ta la temperatura de comienzo de fundición.

La combinación 18% Cr más 8% Ni determinó la denominación general de los aceros de la clase 18/8.

Esos aceros inoxidables ^{us} ~~ant~~aténtricos, formando una clase importante con el acero 18 Cr-8Ni como composición típica la más utilizada, no solamente presentan una mejor resistencia a la corrosión que los aceros inoxidables al cromo en varios medios diferentes, como ácidos ligeramente ^{de} ~~reduc~~ ^{ción} y orgánicos, sino que tienen además propiedades plásticas muy apreciables y una soldabilidad mucho superior a aquella de los aceros inoxidables al cromo. Sin embargo, tanto en los aceros 18/8 como en los aceros inoxidables al Cr, el elemento principal provocando la pasivación sigue siendo el cromo.

Ese efecto importante del cromo ^{se} ~~no~~ ^{a la} ~~pasivación~~ pasivación a temperatura ambiente y atmósfera húmeda.

El cromo tiene además una influencia muy apreciable sobre la resistencia del hierro a la oxidación por oxígeno seco o aire en una ^{zona} ~~zona~~ de temperaturas que se extiende de temperatura ambiente hasta arriba de 1000° C. Al contrario del efecto antes descrito de pasivación en soluciones acuosas o atmósfera húmeda, esa influencia no aparece de repente con un contenido determinado en cromo : el efecto del cromo sobre la resistencia a la oxidación seca, sobre todo importante a alta temperatura, es progresivo.

Desde unos 5% de Cr el efecto es muy claro : un acero con 5% de Cr resiste bien a la oxidación a 600 - 650 ° C, pero no a temperatura ambiente a la cual, en contacto con una atmósfera húmeda, el material se oxidará con la formación de orín, como es el caso con un acero normal.

A temperaturas superiores, la resistencia a la oxidación disminuye bastante rápidamente, pero

puede ser compensada por un aumento en el contenido en cromo. Así, los aceros con 10-12% de Cr tienen buena resistencia a la oxidación hasta 800 °C, los aceros con unos 22% hasta 1000° C y los aceros con 27-30% Cr resisten todavía bastante bien hasta temperaturas de unos 1100 ° C.

A temperaturas muy altas, o sea superiores a 800 °C, se habla en general de aleaciones refractarias y los aceros que tienen suficiente resistencia a la oxidación a temperaturas altas se denominan "aceros refractarios".

La resistencia de los aceros al Cr a la oxidación a alta temperatura puede ser aumentada por la adición de Ni pero la experiencia nos mostró que hay que ajustar las concentraciones de Ni y Cr entre sí. Sin embargo, la ventaja principal de la adición apropiada de Ni está en la fase austenítica obtenida con buenas propiedades plásticas y buena solubilidad, ventajas muy importantes en la construcción y en el conformado.

Así tenemos en las clases de los aceros ferríticos y austeníticos, al mismo tiempo las clases de los aceros inoxidables y de los aceros refractarios.

12. Aceros ferríticos inoxidables y refractarios.

Clasificamos en este grupo todos los aceros inoxidables y refractarios que presentan una estructura cúbica a cuerpo centrado (o sea, estructura ferrítica) a temperatura ambiente, y, para la mayoría de estos aceros, también a temperatura superior. En la misma categoría se incluyen los aceros inoxidables martensíticos, presentando generalmente una martensita revenida, con estructura cúbica a cuerpo centrado.

12.1. Diagramas estructurales (de equilibrio).

Además del cromo, principal elemento de aleación, estos aceros contienen carbono. Aún si este elemento existe en concentración muy reducida, nunca se puede menospreciar, ya que su influencia es de suma importancia (ver más adelante).

Se puede estudiar casi completamente la estructura de los aceros inoxidables ferríticos por medio de las figuras 89 y 90, las cuales representan el diagrama binario Fe-Cr y tres cortes pseudobinarios del diagrama ternario Fe-Cr-C, respectivamente.

Como ya se discutió en el capítulo 6.1., el cromo es uno de los elementos que reducen la zona γ , o sea, el cromo es un elemento alfaceno. Esto se observa claramente en el diagrama estructural de la figura 89: el bucle γ se extiende hasta 12-13% Cr y está separado de la zona α por una zona bifásica $\alpha + \gamma$ muy estrecha.

Una segunda zona muy importante e interesante aparece a temperaturas inferiores cerca de 45% de cromo. Se trata de la zona ζ , en la cual existe una fase intermedia llamada ζ , que se precipita a partir de 820°C. Una zona bifásica $\alpha + \zeta$ se encuentra a ambos lados de ζ , ensanchándose hacia temperaturas inferiores y cuyos límites no se conocen exactamente. Con respecto a la formación de la fase ζ y su efecto sobre las propiedades de la aleación, se puede resumir lo que sigue:

1º.: la precipitación de la fase σ es muy lenta, sobre todo a temperatura inferior (menos difusión)

2º.: a una temperatura determinada, la precipitación es más lenta cuando disminuye el contenido en cromo; sin embargo, la fase σ puede aparecer en aleaciones con tan poco como 20% Cr, según la reacción: $\alpha \rightarrow \alpha + \sigma$

3º.: la precipitación de la fase σ ocurre principalmente en el intervalo de temperatura 650-800°C; sin embargo, aún a esta temperatura, la precipitación sólo ocurre después de una permanencia del acero en el intervalo de temperatura indicado durante cientos o a veces miles de horas

4º.: una deformación en frío previa puede acelerar marcadamente la precipitación

5º.: la precipitación de la fase σ provoca un endurecimiento de la aleación y una fragilidad excepcional

6º.: una estancia prolongada a 450-500°C también provoca un endurecimiento y fragilización de la aleación, pero sin que se pueda observar una precipitación de la fase σ . Se trata probablemente de una transformación de tipo orden-desorden, la cual prepara la precipitación de la fase σ (pre-precipitación).

Además, es preciso mencionar que las llamadas "ferritas al cromo" también se hacen muy frágiles por un calentamiento cerca de 1100°C. Como este fenómeno no ocurre en aleaciones fundidas al vacío, se puede concluir que la explicación de la fragilización de las aleaciones está en los elementos O, H, N, etc..., los cuales son eliminados por un tratamiento al vacío.

En la figura 90 se representan tres cortes binarios en el diagrama ternario Fe-Cr-C, a 6, 12 y 18% Cr, respectivamente. En estos cortes sucesivos se aprecia claramente la influencia importante del Cr, el cual reduce notablemente la zona de existencia de la fase γ , en presencia del carbono. En ausencia de carbono, la zona γ desaparece (ver figura 89) con 12 a

a 13% Cr. Con 18% Cr, la zona γ es inexistente en las aleaciones de bajo carbono ($c = 0$ a 0.1%). Los tres cortes binarios de la figura 90 muestra claramente el efecto contradictorio del elemento alfaeno cromo y del elemento gammaeno carbono.

Según las cantidades relativas de los elementos cromo y carbono, es posible austenitizar totalmente (zona γ) o parcialmente (zona $\alpha + \gamma$) estas aleaciones, o totalmente imposible austenitizarlas (zona α). Por consecuencia, sólo podrán ser endurecidas a martensita totalmente, parcialmente o no endurecidas, lo que es la base para la clasificación de estos aceros en:

- aceros ferríticos o "ferritas al cromo", que sólo se dejan endurecer ligeramente
- aceros martensíticos, los cuales, según su contenido en carbono, pueden ser endurecible hasta muy endurecible (templable hasta muy templable).
- Además, es posible clasificar estos últimos en semi-martensíticos y todo-martensíticos, según la posibilidad de austenitizarlos totalmente o parcialmente, con la templabilidad correspondiente.

A temperatura ambiente y sin templado, los aceros ferríticos o "ferritas al cromo" son monofásicos, mientras que los aceros martensíticos presentan carburos sueltos (C_m) en una matriz de ferritas al cromo. Como vimos en la figura 71, la fase del carburo no es una cementita aleada $(FeCr)_3C$, sino principalmente un carburo especial complejo.

12.2 Aceros ferríticos inoxidables al cromo.

Límites de composición: Cr = 15-18%; c < 0.12%

No es posible austenitizar estas aleaciones (ver figura 89), de modo que se trata de aleaciones soldables, ya que debido al alto contenido en cromo, un enfriamiento rápido de la soldadura y zona adyacente llevaría a la transformación de la austenita formada a martensita, con la aparición probable de pequeñas grietas de templado y de una fragilización apreciable del acero.

Sin embargo, aparte de la ventaja de la soldabilidad, la ausencia de transformación alotrópica $\gamma - \alpha$ tiene como desventaja la imposibilidad de llevar a cabo un afino de grano por medio de un tratamiento térmico (recristalización).

Sólo se logra una recristalización de tal aleación después de una deformación en frío o en caliente (nucleación de nuevos granos).

Como todas las aleaciones monofásicas, estos aceros tienen una estructura sencilla. Sin embargo, aparte de las ferritas al cromo, aparecen a menudo pequeñas partículas de carburos dispersos, dependiendo eso de los contenidos en Cr y C. Estos carburos se disuelven por un calentamiento en la zona de 1000°C y se precipitan más o menos, según la rapidez del enfriamiento siguiente

Con respecto a la resistencia a la corrosión, está claro que estas partículas de segunda fase reducen la resistencia a la corrosión. Además, refiriéndose a las propiedades mecánicas, hay que repetir que un calentamiento a 1100°C provoca una fragilización y que un mantenimiento prolongado en la zona de temperatura $550 - 700^{\circ}\text{C}$ (precipitación de la fase σ) o cerca de 475°C (transformación orden-desorden y endurecimiento por precipitación), en ambos casos, sobre todo después de una previa deformación en frío, vuelve la aleación excesivamente frágil.

El tratamiento térmico más adecuado consiste en una normalización a $800 - 900^{\circ}\text{C}$, por el cual se logran aproximadamente los siguientes valores de las propiedades mecánicas:

$\sigma_{0.2}$	σ_R	δ	R (Mesnager)
33 kg/mm ²	58 kg/mm ²	22%	12 kg/cm ²

Aplicaciones.

Esta categoría de acero es inoxidable a la atmósfera, con la excepción de la atmósfera marina y de algunas atmósferas industriales.

Resisten perfectamente al ácido nítrico (HNO_3) en cualquier concentración y hasta $60-70^\circ\text{C}$; también el ácido fosfórico (H_3PO_4) diluido y frío y a los ácidos orgánicos, como ácido acético (0 a 20% y 70 a 100% hasta 50°C), ácido cítrico (frío) y ácido muriático (frío).

Como este tipo de acero es muy adecuado para deformación en frío como doblado, embutido, etc. y además soldable y más barato que los aceros 18/8 (ver más adelante); es comprensible que sus principales áreas de aplicación serán: la industria del nitrógeno en especial y la industria química en general, objetos decorativos y artículos domésticos, sobre todo cubiertos de mesa y utensilios para la cocina.

12.3 Aceros ferríticos refractarios al cromo.

Límites de composición: Cr= 25-30%; C \leq 0.30%.

Al igual como los aceros ferríticos al cromo con 15-18% Cr, estos también son sensibles a una fragilización por mantenimiento en una zona de temperatura entre 550 y 750°C (fase ∇) ó de 475°C (transformación orden-desorden), pero ahora en mayor medida, debido a la mayor concentración en cromo.

El endurecimiento por precipitación cerca de 475°C y la pérdida de ductilidad que lo acompaña ocurre rápidamente en estas aleaciones. Ya puede presentarse debido a un enfriamiento lento, de modo que hay que pasar el rango cerca de 475°C rápidamente, para evitar el fenómeno descrito de fragilización.

Debido a estas desventajas, y sobre todo a la alta fragilidad intrínseca y excepcional sensibilidad a las entalladuras (excepto si se fundieron en vacío) de estas aleaciones, se explica porqué sus aplicaciones son bastante reducidas.

Según su temperatura de utilización, de respectivamente máximo 900°C o máximo 1150°C , se aplican los aceros ferríticos al cromo 15-18% o 25-30% como acero refractario para cajas de calentamiento, rejillas, recuperadores de calor, elementos de quemadores y de hornos de rejilla, etc...

Estos aceros no sólo son refractarios, sino que también resisten muy bien al efecto corrosivo de gases calientes ricos en SO_2 y SO_3 , lo que no

es el caso para aleaciones al Ni.

La resistencia a la corrosión de los aceros con 25 - 30 % Cr en HNO_3 , ácidos orgánicos, agua marina, etc... es mejor que aquella de los aceros con 15 - 18 % Cr. Sin embargo, esta ventaja no compensa las desventajas mencionadas anteriormente y el mayor precio de la aleación al alto cromo.

Hasta un 0.3 % C, las aleaciones con 25 - 30 % Cr son forjables y laminables. Con porcentajes en carbono llegando hasta 2 - 3%, se utilizan como aleaciones para colada, o sea como acero para colado, rico en cromo, o como fundición rica en cromo, según el contenido en carbono. La distinción entre los dos productos se hace por la presencia del eutéctico ledeburita (ver capítulo 16), aunque no se respeta siempre esta clasificación.

También hay que mencionar los aceros refractarios al Cr - Al que se desarrollaron mucho en los últimos años. Como todas las ferritas al cromo son relativamente frágiles y sensibles a entalladuras y grietas, pero sobrepasan los demás aceros refractarios en cuanto a la resistencia a la oxidación. Por ejemplo, los aceros con 20% Cr y 3 a 5 % de Al se pueden utilizar hasta 1200 - 1250°C, los con 30% Cr y 5% Al hasta 1250 - 1300°C y los con 30 - 35% Cr y 6% Al hasta 1300 - 1350°C.

Estas aleaciones se utilizan cada vez más como resistencia eléctrica de calefacción y sobrepasan la aleación 80 Ni - 20 Cr en cuanto a la resistencia a la oxidación y a la resistencia mecánica en caliente; además, tienen mayor resistencia eléctrica y cuestan menos.

Sin embargo, como todas las ferritas al cromo, presentan la desventaja de una fragilización por calentamiento prolongado a alta temperatura.

12.4 Aceros inoxidables martensíticos al cromo.

Se distinguen cuatro grupos de estos aceros más o menos templables (endurecibles), según sus contenidos relativos en Cr y en C:

Grupo 1: Cr: 12-14%; C < 0.15%

Se trata de aceros con buena templabilidad: con un templado en aceite a partir de 1000°C se obtiene una martensita al cromo y de bajo carbono con una resistencia a la tensión $\sigma_R = 140 \text{ kg/mm}^2$, un límite elástico de cerca de

120 kg/mm² y una deformación a la ruptura de 8 a 9%.

Debido al fenómeno conocido del endurecimiento secundario (ver capítulo 8.5), el cual ocurre en las aleaciones de alto cromo, en un revenido en el rango de temperaturas de 450 - 500°C, las propiedades de resistencia mecánica de la aleación casi no disminuyen por un revenido a unos 500°C, mientras que la ductilidad se mejora ligeramente.

Según la temperatura de austenitización (800 - 900°C), el tiempo de calentamiento (1-3 h), el porcentaje en C y la velocidad de enfriamiento, estos aceros presentan resistencias a la tracción de 50 a 70 kg/mm² en estado recocido.

Aplicaciones:

Estos aceros se utilizan principalmente para elementos de máquina en los cuales se requieren, además de buenas propiedades mecánicas, una buena resistencia a la corrosión, como condición primordial. Las principales aplicaciones son sin duda: álabes de turbinas y además: válvulas y asientos de válvula de motores de explosión, elementos de bombas, ganchos para carnicería, etc...

Grupo II: Cr: 13 - 15%; C = 0.20 - 0.40 %

Al mayor porcentaje en carbono, comparado con el grupo I, corresponde una dureza martensítica mucho mayor: con un C = 0.35% se logra una estructura de martensita homogénea con una dureza de $R_c = 50$ a 55. Estos aceros, sobre todo con C = 0.30 a 0.40%, se utilizan mucho para la fabricación de cuchillos de mesa y de carnicería, mientras que los de menos carbono se utilizan todavía para construcciones mecánicas.

En realidad, el grupo II representa una transición entre los aceros inoxidables de construcción (grupo I) y los aceros inoxidables de herramientas (grupo III).

Grupo III: Cr: 14 - 16%; C = 0.6 - 1%

Este es el grupo de los aceros inoxidables duros para herramientas. La dureza martensítica que se puede lograr depende del porcentaje en carbono,

lo que significa que no se aumenta el porcentaje en Cr para lograr mayor dureza (comparando el % Cr de los grupos I, II y III), sino para compensar la pérdida de resistencia a la corrosión, debido a la disminución del porcentaje de cromo disuelto, ya que una parte se utilizó para la formación de los carburos de cromo. Sin embargo, esta compensación sólo puede ser parcial, ya que la formación de una segunda fase (aquí el carburo), provoca siempre una disminución de la resistencia a la corrosión.

Como se observa en la figura 90, estas variedades de acero se templarán desde 1050°C aproximadamente. A esta temperatura, la aleación existe en condiciones de equilibrio como austenita (γ) con carburos todavía no disueltos (C_m , ver también figura 71). Como el punto representativo de esta aleación a $1050-1100^{\circ}\text{C}$ se encuentra a la derecha del punto E, aparecen carburos ledeburíticos, o sea carburos que se formaron durante la solidificación.

En esta categoría de aceros es posible lograr durezas mártensíticas de $R_c = 55$ a 60 , mientras que se logra $R_c = 50-55$ para el grupo II y $R_c = 60-66$ para acero al carbono no aleado. Eso explica porqué el poder cortante de aceros y herramientas inoxidables siempre es inferior al poder cortante de acero al carbono no aleado.

Los aceros del grupo III se usan mucho para cuchillos e instrumentos quirúrgicos. En comparación con los aceros del grupo II, los del grupo III tienen la ventaja de mayor dureza, mayor poder cortante y mayor resistencia al desgaste, pero la desventaja de mayor fragilidad.

Grupo IV. Cr: 15 - 20%; Ni: 2 - 4%; C = 0.1%

Estos aceros tienen las buenas propiedades mecánicas de los aceros inoxidables de construcción (grupo I) y simultáneamente una resistencia a la corrosión sensiblemente mejorada. Debido a la presencia de un mínimo de 2% de elemento muy gamageno Ni, pueden ser totalmente austenitizadas, a pesar del bajo contenido en carbono y del alto contenido en cromo. Un templado desde $950-1000^{\circ}\text{C}$ en aceite les proporciona los siguientes valores de propiedades mecánicas:

$$\sigma_{0.2} = 100 \text{ kg/mm}^2; \quad \sigma_R = 120 \text{ kg/mm}^2; \quad \delta = 11\%$$

Además, estos aceros son resistentes a un revenido hasta 500°C : conservan sus valores de resistencia mecánica, mientras que su ductilidad aumenta ligeramente.

Se trata de aceros inoxidable típicos de construcción que se utilizan sobre todo debido a su resistencia a la corrosión en atmósfera marina y en contacto con agua y agua marina.

Capítulo 13: Aceros austeníticos inoxidables y refractarios.

Poco antes de la primera guerra mundial de 1914-18, se produjo el primer tipo de acero inoxidable austenítico con la composición siguiente: Cr = 20%; Ni = 7% y C = 0.35%. Durante los primeros años de su desarrollo, se redujo su composición a: Cr = 18%; Ni = 8% y C = 0.15%. Hasta ahora, pero con porcentaje reducido en carbono, esta aleación sigue siendo la más importante y a menudo se denominan los aceros austeníticos inoxidables aceros 18|8.

La evolución de estos aceros de importancia excepcional fué muy rápida, tanto en producción como en aplicación (de menos de 100,000 ton. en 1930 a cerca de 2×10^6 toneladas en 1960), como en ampliación de las variedades, ya que ahora extienden sus rangos de composición de 14 a 30% Cr y de 8 a 35% Ni, incluyendo además una serie de elementos aleaciones como: Mo, Ti, Nb, Cu, Si, Mn, etc . . .

Una clasificación simplificada de estos aceros todavía contiene de 4 a 6 grupos (ver más adelante).

13.1 Estructura de los aceros inoxidables austeníticos.

La figura 91 muestra claramente la influencia de adiciones cada vez mayores de Ni a un acero con 18% Cr en función del contenido en carbono. Una adición del elemento níquel, el cual es muy gamageno, o sea, estabilizador de la austenita, provoca la transición de un acero ferrítico al Cr a un acero austenítico al Cr-Ni.

Es posible conservar la fase homogénea austenítica en estado meta estable a temperatura ambiente por un enfriamiento rápido desde $1000-1100^{\circ}\text{C}$ (templado en agua o enfriamiento al aire para lámina muy delgada). Esto se observa además en el diagrama estructural a 20°C (fig. 93) de acero al Cr-Ni con 0.1%C y templados desde 1100°C . En este diagrama se nota que los aceros austeníticos 18|8 son metaestables a temperatura ambiente. La difusión está casi totalmente congelada a esta temperatura.

Sin embargo, durante un calentamiento entre 500 y 800°C se precipitan fácilmente carburos de cromo (Cm en la figura 93) y eventualmente también ferritas al cromo (α_f en la figura). Las consecuencias de este fenómeno no se discutirán más adelante.

La estructura metalográfica de los aceros 18|8 está caracterizada por la apariencia de muchas maclas y por los límites de grano de forma poliédrica. Un ataque químico revela más o menos claramente los límites de grano, según la velocidad de enfriamiento y el porcentaje en carbono. Un límite de grano muy desarrollado indica un principio de precipitación en estas superficies, lo que hace el acero muy sensible a una corrosión intercrisralina (ver más adelante). En un acero 18|8 con un 0.05% C y templado desde 1100°C en agua no es sensible a corrosión intercrisralina. Es entonces bastante difícil hacer aparecer los límites de grano, porque no se atacan preferencialmente.

Sin embargo, el mismo acero todavía no es estable (a pesar del bajo contenido en carbono), y un calentamiento a 550 - 750°C provoca una precipitación de carburos.

13.2 Estructura de los aceros inoxidables austeníticos-ferríticos 18|8.

Para aumentar la resistencia a la corrosión intercrisralina, se desea a veces interrumpir la matriz homogénea de austenita con pequeñas "islas" de ferrita, con el propósito de interrumpir los límites de grano de la austenita y así evitar o dificultar el progreso de una corrosión intercrisralina. Esta ferrita precipitada es una fase α , pero a menudo se habla de ferrita δ , lo que está justificado por el hecho que esta fase se obtiene por la extensión de la fase δ , como se puede apreciar en la figura 91 con 4% Ni.

La obtención de una ferrita se logra por la adición de una mayor proporción de elementos alfaógenos, como : Cr, Mo, Si, Ti, Nb, ... con respecto a la cantidad de los elementos gammaógenos: C, N, Ni, Mn, ... Se utiliza generalmente el elemento Mo, porque éste aumenta además la resistencia a la corrosión.

13.3 Transformaciones en la austenita metaestable.

Como ya se discutió en 13.1, la mayoría de los aceros austeníticos tipo 18|8 es metaestable a temperatura ambiente. La austenita homogénea que se obtuvo por el templado desde 1100°C es metaestable para temperaturas inferiores a 800°C. En condiciones favorables, evolucionará hacia el equilibrio $\gamma + \alpha + \text{Cm}$, eventualmente según la reacción $\gamma \rightarrow \alpha + \text{C}$.

13.3.1 Formación de martensita.

La deformación en frío a temperatura ambiente endurece el acero inoxidable y lo hace ligeramente magnético: una parte de la austenita se transforma en martensita. El endurecimiento logrado y la cantidad de martensita formada son función del grado de estabilidad de la fase austenítica y entonces de su composición.

Una formación de martensita reduce la resistencia a la corrosión del acero austenítico.

13.3.2 Precipitación de carburo.

Cuando el porcentaje en C del acero 18|8 sobrepasa el límite de solubilidad (0.02 a 0.03%, según la temperatura y la composición), una precipitación de carburos puede ocurrir en el intervalo de temperatura de 550 a 750°C. Esta precipitación ocurre principalmente en los límites de grano ya que la superficie ya existente reduce la energía de superficie necesaria para la creación de una nueva fase (ver teoría de la nucleación en los cursos de Ciencia de Materiales o Metalurgia Física). Sin embargo, cuando el acero experimentó una deformación en frío previa, la precipitación de los carburos también puede ocurrir en los planos $\{111\}$, o sea los planos de mayor deslizamiento en la estructura cúbica a caras centradas de la austenita.

La temperatura mínima que permite alguna precipitación es de unos 550°C, ya que a menor temperatura la difusión aún del pequeño átomo de carbono, está prácticamente congelada. Entre 750 y 800°C, la solubilidad del carbono au-

menta rápidamente y a partir de 800°C eventuales carburos precipitados ya pueden disolver otra vez, aunque muy lentamente debido a la difusión lenta de los átomos de Cr a esta temperatura.

Como consecuencia de la precipitación de los carburos de cromo, siempre se producen heterogeneidades importantes y peligrosas, como veremos en lo que sigue. La heterogeneidad se debe en realidad a la diferencia en velocidad de difusión entre el pequeño átomo de carbono que difunde rápidamente y el átomo grande de cromo que difunde lentamente. Una heterogeneidad máxima se presenta cuando la precipitación ocurre en el intervalo de temperatura $650-700^{\circ}\text{C}$.

Para estudiar el fenómeno de la precipitación de carburos y la heterogeneidad consecuente, nos apoyaremos en un ejemplo concreto con la ayuda de la figura esquemática 92.

Consideremos un acero clásico tipo 18|8 con 0.1% C, templado en agua desde 1100°C y calentemos ahora este acero (revenido) a una temperatura T_x durante un tiempo t_x , suponiendo que T_x y t_x son valores críticos de los factores temperatura y tiempo, o sea, una combinación de temperatura y tiempo para la cual la precipitación de carburos provoca una máxima heterogeneidad.

En el caso del acero mencionado, podría ser $T_x = 700^{\circ}\text{C}$ y $t_x = 1$ minuto.

A la temperatura de 700°C , el pequeño átomo de carbono ya difunde muy rápidamente y fluye desde toda la masa del acero hacia la partícula de carburo que se está formando (ver leyes de difusión). Sin embargo, a la misma temperatura, la difusión de los átomos del cromo todavía es lenta y sólo ocurre sobre distancias cortas. Esto significa que los átomos de cromo de las partículas de carburo provienen de su cercanía inmediata, de modo que se forma una zona pobre en cromo alrededor de cada carburo, como observamos en el gradiente de concentración del cromo muy pronunciado en la figura 92. Desde luego, un calentamiento prolongado a $T_x = 700^{\circ}\text{C}$ reduciría el gradiente de concentración. Sin embargo, si después de un tiempo $t_x = 1$ min. se enfría (congela) la situación existente, se conserva una heterogeneidad muy crítica.

Entonces, podemos decir que la heterogeneidad, creada por la precipitación de los carburos es función de la composición del acero y de los factores temperatura y tiempo: a baja temperatura corresponde un mayor tiempo y viceversa. Sin embargo, no todas las temperaturas son igualmente críticas para la heterogeneidad eventual: la zona más crítica para la mayor heterogeneidad es de 650-700°C, quizás hasta 750°C, pero entonces para un tiempo tan corto como de unos segundos.

Desde luego, será posible eliminar la heterogeneidad por un recocido de regeneración (o de homogeneización) a temperatura superior a 850°C, pero de preferencia en el rango 1000-1100°C. Un templado consecutivo congelará la nueva austenita homogénea.

13.3.3 Aceros inoxidables 18/8 estabilizados con Ti ó Nb.

Para evitar una matriz heterogénea, consecuencia de una precipitación de carburos de cromo, es necesario evitar precisamente esta precipitación, lo que puede ser logrado de dos maneras:

1o. reduciendo el porcentaje en carbono a un valor inferior al límite de solubilidad del carbono en la austenita, o sea debajo de 0.02 a 0.03% C. Hasta hace unos años, esto no se pudo realizar debido al alto contenido en carbono de las aleaciones hierro-cromo. Ahora se dispone de cromo casi libre de carbono y es posible, pero caro, producir acero tipo 18/8 de muy bajo carbono (ej. 304 ELC, extra low carbon, C < 0.03%).

2o. añadiendo uno de los elementos muy carburizantes Ti (titanio o Nb (nio-bio, también llamado Cb = columbio) en una relación suficiente para fijar el carbono en forma de TiC o de NbC: $Ti/C \cong 4$ y $Nb/C \cong 8$ en peso. Esto permite calcular la cantidad necesaria en cada caso, pero un exceso siempre es necesario debido a los coeficientes de distribución de los elementos Ti y Nb y sobre todo debido a la formación simultánea de los nitruros TiN o NbN.

En la práctica se añade:

% Ti \rightarrow 6 (% C - 0.02%) ó

% Nb \rightarrow 10 (% C - 0.02%)

Si las condiciones de temperatura y de tiempo son favorables para la precipitación de carburos, no se formarán carburos de cromo, sino carburos de Ti o de Nb en los límites de grano. Este fenómeno no provoca ninguna zona pobre en cromo alrededor de los granos de austenita y entonces no representa ningún riesgo de corrosión intercrystalina (intergranular). Sin embargo, se produce una heterogeneidad nueva, aunque diferente, lo que siempre reduce la resistencia a la corrosión.

Además es preciso mencionar que en el caso de una deformación en frío previa, la precipitación eventual de carburos de cromo se distribuye entre las zonas de límites de grano y los planos octaédricos $\{111\}$ de los granos de austenita. Esta multiplicación de las zonas de precipitación lleva desde luego a una reducción de las diferencias en concentración de cromo en la matriz. Además, la sensibilidad del acero a la corrosión intercrystalina disminuye, pero el método no es suficientemente eficaz para tener interés práctico, sobre todo porque en muchas aplicaciones no se desea ninguna deformación en frío del acero.

13.3.4 Formación de la fase σ .

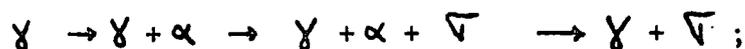
La fase σ no sólo puede formarse en los aceros al cromo, sino también en los austeníticos y en los austeníticos-ferríticos a base de Cr-Ni. Como se observa en las figuras 94 y 95, las cuales representan los equilibrios isotérmicos del sistema Fe-Cr-Ni a 650°C y 800°C, respectivamente, las zonas de estabilidad de la fase σ son muy amplias. La formación de la fase σ puede ocurrir según uno de los siguientes tres mecanismos:

- 1o. en aceros claramente austeníticos, según:

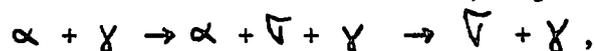


por una precipitación directa en los planos octaédricos de la red austenítica;

- 2o. en aceros austeníticos que se encuentran en la zona límite $\gamma | \gamma + \alpha$, según:



- 3o. en aceros ferríticos-austeníticos, según:



o sea a través de una disociación final de la fase α en γ y en σ .

La formación de la fase σ , la cual se precipita principalmente en el intervalo de temperatura 600 a 900°C, ocurre muy lentamente y requiere tiempos de cientos a miles de horas. El primer mecanismo de los mencionados es el más rápido, el último es el más lento.

La reacción de precipitación es del tipo: nucleación y crecimiento y los elementos alógenos tienen un efecto catalítico, sobre todo Mo, Si y Ti. Las consecuencias de la precipitación de la fase σ son, además de una reducción de la resistencia a la corrosión, una reducción sensible de las propiedades de ductilidad y tenacidad y finalmente, una fragilización general de la aleación.

13.4 Formas diferentes de la corrosión de los aceros 18|8.

Podemos distinguir entre cuatro formas diferentes de ataque (corrosión) de los aceros inoxidables austeníticos.

13.4.1 Corrosión general.

Un ataque general de tipo químico o electroquímico indica que la aleación no es totalmente resistente o no resistente en absoluto al medio corrosivo. En la práctica general, una disolución general y rápida, acompañado de un desprendimiento de hidrógeno nunca ocurre, ya que no se utilizará el acero en contacto con líquidos corrosivos contra los cuales el acero no tiene ninguna resistencia.

Sin embargo, todos los estadios intermedios, entre pasividad total y ataque rápido, pueden ocurrir, como p. ej. una lenta disolución química del material. Pero en la gran mayoría de los casos de una corrosión general de la superficie expuesta de un acero inoxidable 18|8, la corrosión es de tipo electroquímico, o sea básicamente por celda galvánica debido a heterogeneidades como inclusiones, segunda fase precipitada, deformación en frío local, etc... o debido a una aireación diferencial (celda de Evans).

Entonces, tal corrosión electroquímica tiene que ser considerada más como una corrosión local generalizada que como una corrosión homogénea.

13.4.2 Corrosión por picaduras.

Una corrosión local de tipo electroquímico puede ser parada por un fenómeno de pasivación o puede ser activada, p. ej. por aireación diferencial. En el primer caso, el daño es mínimo; si el centro de ataque se mueve continuamente, se trata de una corrosión local generalizada, como se describió en 13.4.1.

Sin embargo, si en el caso de una corrosión local no ocurre ninguna pasivación rápida del centro de ataque, la corrosión local continúa, lo que lleva finalmente a la formación de un hueco o agujero (una picadura), de allí la denominación "corrosión por picaduras".

Uno de los posibles mecanismos de la corrosión por picaduras puede ser el siguiente: alguna inclusión noble (= menos activa, con menos tendencia a la disolución) en un medio conductor produce una pequeña celda galvánica con el metal de base, menos noble, en contacto eléctrico con esta inclusión. El metal menos noble actúa como ánodo y se disuelve preferentemente. De esta manera es posible que la inclusión sea excavada y eliminada con el líquido en movimiento. Una vez llegado a este estadio, la superficie del metal en el lugar atacado puede ser pasivada y se termina entonces la corrosión. El daño se limita a un pequeño agujero poco profundo.

Esto sería la corrosión por picaduras normal. Ahora, aún un agujero muy poco profundo, sobre todo si se encuentra relleno de un líquido estancado, tiene menos aireación (O_2 disuelto) que la superficie elevada alrededor del agujero. De allí que la concentración en oxígeno es inferior en la profundidad del agujero que en la superficie general, lo que produce una celda galvánica de aireación diferencial (celda de Evans).

Si la fuerza electromotriz de la celda formada de esa manera es insuficiente para vencer la polarización y si además el metal no presenta ningún ataque químico en el medio corrosivo, la superficie metálica del agujero queda pasiva o se pasiva.

Se trata entonces de la corrosión normal por picaduras como ocurre a menudo sobre un acero normal de tipo 18/8, pero en las mismas condiciones

no sobre un 18|10 - Mo - Mn, que es una variedad de acero resistente a las picaduras.

Ahora bien, si la fuerza electromotriz de la celda de Evans es suficiente para provocar la disolución anódica del metal en el fondo de la picadura, entonces existe la posibilidad de que el avance de la picadura no disminuya y que finalmente se llegue a la perforación del material, sobre todo cuando se toma en consideración que la diferencia en aireación, y entonces también la fuerza electromotriz, aumenta con mayor profundidad.

Este último fenómeno se denomina "corrosión perforante por picaduras".

La corrosión por picadura ocurre principalmente en presencia de iones de cloro; una solución de 10% NaCl + 5% FeCl₃ es una solución típica para el ensayo de la sensibilidad de un acero determinado a la corrosión por picaduras.

13.4.3 Corrosión intercrystalina.

La heterogeneidad creada por la precipitación de los carburos de cromo (ver 13.3.2) sensibiliza el acero para la corrosión intercrystalina, también llamada corrosión intergranular o de límites de grano.

En los límites de grano de los aceros sensibilizados, ya no se trata de una composición normal 18Cr - 8 Ni, sino de una matriz con porcentajes en Cr inferiores a 18% y localmente aún inferiores a 10-12%. Un ataque selectivo ocurre en estas zonas de bajo contenido en cromo en soluciones en las cuales el acero 18|8 normal resistiría completamente. Tomando en cuenta que las zonas bajas en cromo forman de hecho una envoltura continua o casi continua de cada grano, es fácil imaginarse que una pérdida de peso de 0.1 a 0.5% ya puede ser suficiente para desagregar totalmente un acero. A veces es posible transformar en polvo por pura fricción con los dedos una lámina de acero presentando un ataque intercrystalino, aunque a simple vista la pieza parezca intacta o sólo ligeramente dañada. Una muy buena solución química de ensayo para averiguar la sensibilidad de algún material a la corrosión intercrystalina es el reactivo de Strauss: 10% H₂SO₄ + 10% CuSO₄ a la temperatura de ebullición o el reactivo de Huey: ácido nítrico hirviendo, o sea: un oxidante fuerte causa una corrosión intercrystalina.

La corrosión intercrystalina de los aceros tipo 18|8 es un fenómeno muy peligroso: una heterogeneidad mínima, como aquella de los límites de grano, puede llevar a la destrucción total en poco tiempo de recipientes o de equipo muy valioso en contacto con un medio corrosivo en el cual el acero no sensibilizado no presentaría ninguna corrosión. La disolución de los límites de grano es difícil de medir, ya que es muy poco el material que se disuelve (menos de 1%), de modo que la ruptura del material por motivos mecánicos ocurre sin previo aviso. Se conocen casos de corrosión intercrystalina por cerveza.

Afortunadamente, existen varios remedios contra la corrosión intercrystalina, mejor dicho contra la pérdida preferencial de cromo en los límites de grano:

- la regeneración por un recocido a 1000 - 1100^oC seguido por un templado (pero la pieza no permite siempre tal tratamiento),
- la adición de elementos muy carborizantes como Ti y Nb (ver 13.3.3),
- bajar mucho el contenido en C ($C < 0.03\%$)

13.4.4 Corrosión bajo tensión (inglés: stress corrosion cracking: SCC).

El agrietamiento por corrosión bajo tensión (ACBT) de los aceros tipo 18|8 es totalmente análogo al fenómeno de ACBT de acero normal y de otras aleaciones. Para que ocurra un agrietamiento por corrosión bajo tensión se requieren dos condiciones necesarias y suficientes: un medio corrosivo (desde luego) y un estado de esfuerzos mecánicos, los cuales pueden ser debido a esfuerzos externos o internos (o sea: residuales).

En principio, la corrosión bajo tensión es de tipo transcristalino, eso es a través de los cristales, mientras que en el caso de la intercrystalina, el ataque ocurre entre los granos o cristales. Sin embargo, si se trata de un acero tipo 18|8 sensible a la corrosión intercrystalina en ausencia de esfuerzos mecánicos, es muy probable que cuando ocurre una corrosión bajo tensión, la cual tendría normalmente que ser de tipo transcristalino, pasará ahora pronto de un tipo a otro, o sea, tendrá parcialmente característica transintercrystalina.

En el aspecto metalográfico de una corrosión bajo tensión, es típico observar los brincos agudos de la grieta de un plano cristalino a otra y a menudo muchas ramificaciones de la grieta.

La corrosión bajo tensión es otro tipo de corrosión local muy peligrosa. Es un error común pensar que el acero inoxidable tipo 18|8 es el material ideal para aplicación en condiciones de corrosión. Este acero es muy sensible a la corrosión localizada como por picaduras, inter y transcristalina y es muy difícil evitarlo en algunos medios, como los que contienen cloruros (p. ej. agua marina).

13.5 Soldabilidad de los aceros tipo 18|8.

Si se entendiera por el concepto de "soldabilidad" solamente el grado de facilidad de producción de una unión por medio de la soldadura, todos los aceros del tipo 18|8 serían muy bien soldables.

Sin embargo, el concepto "soldabilidad" se refiere en primer lugar a las propiedades, tanto mecánicas como químicas y electroquímicas, entonces también a la resistencia a la corrosión, las cuales no pueden variar tanto, debido al proceso de soldadura, que el acero soldado se vuelva inutilizable.

Por el proceso de soldadura de p. ej. 2 láminas de acero 18|8 con 0.1% C en estado templado (o sea totalmente seguro con respecto a la corrosión intercristalina, ya que el carbono quedó disuelto), el material se calienta hasta temperaturas que disminuyen desde el punto de fusión en la zona límite entre soldadura y lámina hasta algo superior a la temperatura ambiente a cierta distancia de la soldadura. Es inevitable que en algún lugar determinado las láminas se calientan durante un tiempo corto en la zona de temperaturas críticas de unos 700-750°C para esos tiempos cortos. En este intervalo de tiempo ocurrirá una precipitación de carburos de cromo, provocando una heterogeneidad peligrosa. Un ataque metalográfico muestra claramente la zona de carburos precipitados en la cual ocurre fácilmente una corrosión intercristalina.

Los aceros tipo 18|8 se usan mucho en la industria química y de alimento para tubería y toda clase de recipientes, los cuales tienen que ser cons--

truídos con técnicas de soldadura. Es prácticamente imposible efectuar una regeneración como descrito en 13.4.3, porque no se dispone de los hornos necesarios (muy grandes) y además porque sería inimaginable calentar recipientes grandes o aparatos hasta 1000-1100°C y templarlos en agua. Sólo la deformación de estos aparatos ya los haría a menudo inutilizables.

Por eso podemos decir que un acero normal 18|8 no es "soldable", porque no puede ser utilizado para construcciones soldadas.

Para esos casos, habrá que elegir las variedades llamadas "soldables" de esos aceros: los aceros 18|8 aleados al Nb o Ti y los de muy bajo contenido en carbono ($C < 0.03\%$).

13.6 Propiedades mecánicas de los aceros 18|8.

13.6.1 Propiedades físicas.

Conductividad térmica (a 100°C): 0.03-0.04 cal/cm³seg°C

Resistividad eléctrica (a 25°C): 70 $\mu\Omega$ cm, mientras que para acero de bajo carbono $\rho = 10$ a 15 $\mu\Omega$ cm

Expansión térmica lineal (0-100°C): $\pm 16 \times 10^{-6} [^{\circ}\text{C}]^{-1}$, contra $12 \times 10^{-6} [^{\circ}\text{C}]^{-1}$ para acero de bajo carbono

Permeabilidad magnética (aceros austeníticos 18|8):

$\mu_{\text{máx.}} = 1.004$ contra cerca de 5000 para acero de bajo carbono

Resumiendo: los aceros tipo 18|8 son amagnéticos (mejor dicho "paramagnéticos"), tienen mala conducción eléctrica y térmica y un coeficiente de expansión térmica que sobrepasa con 30% aquél del acero normal.

13.6.2 Propiedades mecánicas.

Módulo elástico: 20,000 kg/mm², o sea ligeramente inferior al módulo del hierro, debido al alto porcentaje en elementos de aleación.

Límite elástico: la parte lineal y recta del diagrama esfuerzo-deformación ($\sigma - \epsilon$) es corta y no se puede hablar de un verdadero límite elástico; se usa el límite convencional $\sigma_{0.2} = 20 - 30$ kg/mm²

Resistencia a la ruptura: $\bar{\sigma}_R = 55-65 \text{ kg/mm}^2$

Deformación a la ruptura: $\delta = 40-60\%$

Los datos mencionados de propiedades dependientes de la estructura ($\bar{\sigma}_{0.2}$, $\bar{\sigma}_R$ y δ) valen para contenidos en carbono entre 0.05 y 0.10%. Para contenidos en carbono inferiores hay valores inferiores de resistencia mecánica (p.ej. para C = 0.02%: $\bar{\sigma}_{0.2} = 18 \text{ kg/mm}^2$ y $\bar{\sigma}_R = 60 \text{ kg}$), mientras que para mayor contenido en carbono habrá mayor resistencia mecánica (p. ej. para C = 0.20%: $\bar{\sigma}_{0.2} = 34 \text{ kg/mm}^2$ y $\bar{\sigma}_R = 76 \text{ kg/mm}^2$).

Los aceros tipo 18|8 presentan una deformabilidad plástica excepcional, debido a su estructura cristalina cúbica a caras centradas. La proporción $\bar{\sigma}_R / \bar{\sigma}_{0.2}$ es una buena medida para la deformabilidad plástica y se encuentra entre 2 y 3.

También las propiedades de tenacidad y ductilidad son excepcionalmente buenas.

En contraste con los tipos de aceros normales y con las demás aleaciones, los aceros 18|8 conservan todavía sus buenas propiedades de ductilidad y tenacidad a muy baja temperatura: p. ej. a -215°C : $\bar{\sigma}_R = 190 \text{ kg/mm}^2$ y $\delta = 25\%$, o sea una resistencia a la fractura de tres veces el valor a T.A. y una elongación de la mitad del valor a temperatura ambiente.

13.6.3 Endurecimiento por deformación en frío.

La deformación en frío provoca un importante aumento en la dureza de los aceros 18|8, sobre todo cuando la austenita es muy metaestable, o sea para composiciones en el rango límite entre las zonas γ y $\gamma + \alpha$. Para tales aceros, no sólo ocurre el endurecimiento normal por deformación en frío, sino que además se presenta el endurecimiento por la formación de martensita, según $\gamma \rightarrow \gamma + \text{martensita}$. La permeabilidad magnética sube entonces de $\mu = 1.004$ a $\mu =$ cerca de 40 para $H = 200$ Oersted.

El ejemplo concreto siguiente ilustra las propiedades mecánicas alcanzables de esta manera:

estado suave (γ 100%, templado) $\bar{\sigma}_{0.2} = 26 \text{ Kg/mm}^2$; $\bar{\sigma}_R = 61 \text{ Kg/mm}^2$

fuerte deformación en frío $\bar{\sigma}_{0.2} = 152 \text{ Kg/mm}^2$; $\bar{\sigma}_R = 180 \text{ kg/mm}^2$

En general, es posible lograr $\bar{\sigma}_R = 150-200 \text{ kg/mm}^2$ con un límite elástico convencional $\bar{\sigma}_{0.2} = 0.85$ a $0.90 \bar{\sigma}_R$.

Aunque la reducción en las propiedades de ductilidad y tenacidad es importante, esas propiedades todavía siguen siendo suficientes y no hay que temer una fractura frágil.

Es entonces lógico que la deformación en frío de los aceros 18|8 se utiliza mucho en construcciones en las cuales las propiedades de resistencia mecánica son más importantes que la resistencia a la corrosión, o sea en las aplicaciones en las cuales una resistencia a la corrosión atmosférica es suficiente, como p. ej: lámina para carros de ferrocarril y edificios (EE.UU.).

13.6.4 Endurecimiento por precipitación.

Algún endurecimiento ya se obtiene por un recocido cerca de 700°C debido a la precipitación de los carburos. Desde luego, el efecto endurecedor aumentará con el porcentaje en carbono, pero nunca es muy importante: para contenidos en carbono entre 0.2 y 0.4% se obtienen así valores de $\bar{\sigma}_{0.2} = 35-50 \text{ kg/mm}^2$ y $\bar{\sigma}_R = 70-80 \text{ kg/mm}^2$.

Por una adición de boro al mismo tipo de acero y un recocido a $700-750^\circ\text{C}$, la precipitación de carburos y boruros aumentará $\bar{\sigma}_R$ a $80-100 \text{ kg/mm}^2$.

Sin embargo, estos fenómenos de endurecimiento se deben a la aparición de una segunda fase y se clasifican entonces en la categoría de endurecimiento por segunda fase y no por precipitación.

En los últimos años se desarrollaron varios tipos de acero 18|8 endurecibles por dispersión, parcialmente para satisfacer la demanda en la tecnología de la aeronáutica (cohetes, aviones supersónicos). En estas variedades de aceros se exige, además de una adaptación exacta de los porcentajes en Cr y Ni, la adición de uno o varios elementos como: Al, Be, Cu, Mo, P, Ti. Aquí unos ejemplos:

1o. Cr= 21%; Ni= 12%; C=0.5%; P= 0.5%

2o. Cr= 17%; Ni= 7%; C=0.07%; Al= 1.2%.

Sobre todo en este segundo tipo de acero es posible obtener valores excepcionales de resistencia mecánica por pura precipitación, o sea sin ninguna deformación en frío. Se trata de un acero inoxidable austenítico-ferrítico con 5 a 20% de ferrita.

El tratamiento para lograr la precipitación se lleva a cabo de la siguiente manera:

1o. sensibilización: 10 minutos a 950°C

2o. enfriamiento a -70°C, conservándolo 8 horas a esa temperatura

3o. envejecimiento (durante el cual ocurre la precipitación) a 510°C

Este tratamiento térmico complejo nos proporciona los datos siguientes de propiedades mecánicas:

$$\sigma_{0.2} = 150 \text{ kg/mm}^2; \sigma_R = 160 \text{ kg/mm}^2; A = 7\%$$

13.7 Clasificación de los aceros 18|8.

A partir del acero inoxidable clásico 18|8 se desarrolló una serie entera de aceros austeníticos inoxidables, con composiciones variando entre los límites siguientes:

Cr: 17 - 20% ; Ni: 7 - 14% ; C: 0.03 - 0.20%, en algunos casos estabilizados con Ti o con Nb. De manera paralela a esto y sobre todo en relación con el aumento en la resistencia a la corrosión por la adición de Mo se desarrollaron los aceros austeníticos o austenítico-ferríticos 18|8-Mo para la industria química y además la variedad de muy alta aleación 20|25-Mo-Cu.

Además existe, como variedad especial, la composición 12|12 que se usa principalmente para estampado profundo, debido a su deformabilidad plástica excepcionalmente buena.

Podemos clasificar los aceros 18|8 de la manera siguiente:

Grupo I: aceros 18|8, con las composiciones derivadas 18|9, 18|10 y 18|12.

Subgrupo Ia: bajo contenido en carbono: C < 0.08%

Normas: EE.UU. (AISI)	: 304	(C < 0.08%)
Francia	: Z5 CN 18-08	(C < 0.05%)
Alemania	: 4301- X5 Cr Ni 18-9	(C < 0.07%)
Suecia (SIS)	: 2332	(C < 0.10%)

Subgrupo Ib: contenido en carbono medio hasta alto (C=0.08 a 0.20%)

Normas: EE.UU. (AISI)	: 302	(C=0.08-0.20%)
Francia	: Z8 CN 18-08	(C < 0.12%)
Alemania	: 4300- X12 Cr Ni 18-08	(C=0.08-0.20%)
Suecia (SIS)	: 2330 y 2331	(C < 0.15%)

Subgrupo Ic: aceros 18|8 estabilizados con Ti o con Nb (C generalmente < 0.10%)

Normas: EE.UU. (AISI)	: 321 (Ti) y 347 (Nb)
Francia	: Z8 CNT 18-08 (Ti)
Alemania	: 4541 X10 Cr Ni Ti 18-9
	4550 X10 Cr Ni Nb 18-9
Suecia	: 2334, 2335, 2340

Nota: El subgrupo Ic y los aceros 18|8 de muy bajo carbono (C < 0.03%) representan el grupo de los aceros 18|8 soldables.

Grupo II: aceros 18|8 - Mo, con límites de composición entre los siguientes valores:

- Cr: 18-20% ; Ni: 18-14%
- Mo: 2-3% ; evt. + Cu, + Si
- C: 0.10%

a veces no estabilizado, a veces estabilizado con Ti o Nb y entonces "soldable".

Normas: EE.UU. (AISI)	: 316	(C < 0.30%)
	317 (Mo:3-4%)	(C < 0.10%)
Francia	: Z8 CNDT 18-08 (Ti)	(C < 0.08%)

Alemania : 4401 - S Cr Ni Mo 18-10 (C < 0.07%)
4571 - X10 Cr Ni Mo Ti 18-10 (C < 0.10%)
4580 - X10 Cr Ni Mo Nb 18-10 (C < 0.10%)

Suecia (SIS) : 2342 (C < 0.10%)

Grupo III: composiciones especiales con resistencia extrema a la corrosión, para aplicación en la industria química

Límites de composición: Cr: 20-25% ; Ni: 25-30% ;
Mo: 4-5% ; Cu: 1.5-4% ;
C < 0.10%

Ejemplo: Cr = 20%; Ni = 25%; Mo = 4.5%; Cu = 1.5%; C = 0.02%.

Grupo IV: composición especial para embutido profundo: 12|12; a veces se utiliza también 18|12 (p. ej: equipo de cocina, cucharas y tenedores)

Normas americanas (AISI)

Debido al uso muy general de esas normas y sobre todo debido a las múltiples referencias en la literatura técnica por medio de un número normado para indicar algún tipo de acero inoxidable, se añade la tabla 32 con las normas AISI para aceros austeníticos inoxidables.

13.8 Resistencia a la corrosión de aceros 18|8.

El estudio de la resistencia a la corrosión de los aceros 18|8 es muy extenso debido al sinnúmero de tipos diferentes de medios de corrosión y a los amplios límites de composición de los diferentes aceros. Aquí se tratará sólo muy brevemente el asunto.

Consideremos los siguientes casos: resistencia a la corrosión atmosférica, resistencia a la corrosión por agua marina y resistencia a la corrosión en contacto con algunos de los principales ácidos minerales y orgánicos.

13.8.1 Resistencia a la corrosión atmosférica.

Aparte de los metales nobles, los aceros 18|8 son las únicas aleaciones que no presentan ningún ataque en contacto con la atmósfera y conservan entonces su brillo, a condición que la atmósfera no esté contaminada con SO_2 u otros gases corrosivos, como ocurre a veces en algunas zonas muy industriales.

Debido a estas propiedades, los aceros 18|8 no resisten al contacto con agua marina, sobre todo cuando contiene microorganismos, ya que ocurre un ataque por picaduras. Los aceros tipo 18|8-Mo tienen mayor resistencia a las picaduras, pero no podemos afirmar que tienen una buena resistencia a la corrosión por picaduras en un medio rico en cloruros como el agua marina.

13.8.3 Resistencia a la corrosión en contacto con ácidos anorgánicos.

Los aceros 18|8 y derivados definitivamente no son perfectos para el uso con todos los ácidos fuertes, a todas las concentraciones y todas las temperaturas. Consideraremos aquí sólo los ácidos nítrico, sulfúrico y clorhídrico como ejemplos.

Acido nítrico

Los aceros 18|8 tienen mejor resistencia al ácido nítrico que los aceros ferríticos inoxidables al cromo y pueden utilizarse para concentraciones hasta de 65% y temperaturas hasta el punto de ebullición.

Acido sulfúrico

- 18|8 : no resiste en principio
- 18|8-Mo: a temperatura ambiente, resiste hasta 20-25%
a 50°C hasta 5-10% de concentración
al punto de ebullición sólo en soluciones muy diluidas
- 20|25-Mo-Cu: a temperatura ambiente, resiste a todas las concentraciones
a 50°C hasta concentración de 70%
al punto de ebullición hasta 30% máximo.

Acido clorhídrico

18|8 : no resiste

18|8-Mo: a temperatura ambiente hasta 2%

20|25-Mo-Cu: a temperatura ambiente resiste a todas las concentraciones en caliente sólo en solución diluída.

Nota: aleaciones binarias Ni-Mo con 26-30% Mo son bastante resistentes en ácido clorhídrico en todas las concentraciones y a todas las temperaturas.

13.8.4 Resistencia a la corrosión en ácidos minerales.

Acido acético

18|8 : a temperatura ambiente resiste a todas las concentraciones a 80°C a concentración hasta 50% al punto de ebullición hasta 20%

18|8-Mo y sobre todo

20|25-Mo -Cu : resiste a todas las concentraciones y temperaturas hasta el punto de ebullición.

Acido fórmico

18|8 : resiste a temperatura ambiente todas las concentraciones

18|8-Mo y sobre todo

20|25-Mo-Cu: resiste a todas las concentraciones hasta 80°C.

Acido cítrico y ácido tartárico

18|8 : resiste en concentración hasta 50% hasta el punto de ebullición

18|8-Mo: resiste en mayor concentración, aunque presenta un ligero ataque en soluciones saturadas hirviendo y también cuando el ácido cítrico contiene trazas de ácido sulfúrico, lo que ocurre a menudo.

20|25-Mo-Cu: se aconseja para soluciones saturadas hirviendo, también si contienen trazas de ácido sulfúrico.

13.9 Aceros austeníticos refractarios.

En principio, es posible considerar los aceros 18|8 al mismo tiempo como aceros inoxidable y como aceros refractarios. Debido a que los aceros 18|8 tienen una resistencia refractaria comparable a aquella de los aceros con 15-18% Cr (más baratos) que resisten hasta unos 900°C, se consideran como aceros típicos austeníticos refractarios sólo los tipos: 25|12 y 25|20, los cuales se usan hasta 1100°C - 1150°C.

Entendemos por "resistencia refractaria" en general la resistencia de un material a la oxidación a alta temperatura. Desde luego, el material se expondrá en la práctica a una multitud de fases gaseosas diferentes y de composiciones muy diversas. La resistencia a la oxidación a alta temperatura de los aceros mencionados aumenta con un grano más fino: la penetración del oxígeno ocurre principalmente de manera intercrystalina y el avance de la oxidación en el material es más difícil en el caso de grano fino.

El impedimento o la reducción del crecimiento de grano a alta temperatura por medio de la presencia de trazas de los elementos del grupo IIA o de las tierras raras tiene un efecto favorable sobre la resistencia refractaria.

Al contrario la influencia positiva de los elementos en trazas Ca, Ce, ..., el carbono, nitrógeno, y oxígeno tienen un efecto desfavorable sobre la resistencia a la oxidación a alta temperatura.

Como ya se mencionó, hay que tomar en cuenta la composición de la fase gaseosa para poder juzgar de la resistencia refractaria de un material. Además del oxígeno, el nitrógeno y los compuestos gaseosos a base de azufre son los gases más corrosivos.

El nitrógeno se disuelve en el acero y forma nitruros con los elementos Cr, Al, Si, ...

En contraposición al oxígeno, cuya penetración se reduce por la formación de una capa protectora de óxido, el nitrógeno penetra en toda la masa del metal. La formación de nitruros aleja el elemento cromo de la matriz, de modo que baja así su resistencia a la oxidación en caliente. La presencia de Ni reduce la penetración del nitrógeno; sin embargo, a temperatura superior a 1000°C y sobre todo cuando hay oxígeno presente en la fase gaseosa el nitrógeno

no penetra en la masa de los aceros austeníticos Cr-Ni y forma unos nitru-
ros típicos en forma de agujas.

Trabajando a una temperatura de servicio muy alta de 1000 a 1100°C, la penetración del nitrógeno es menos cuando se efectuó un calentamiento pre-
vio a una temperatura inferior en una atmósfera mezclada oxígeno-nitrógeno. Este fenómeno tiene su explicación en la formación, durante el primer calen-
tamiento, de una capa de óxido compacto con buena adherencia al metal. Esta capa no sólo reduce la penetración del nitrógeno, sino que también reduce la penetración del oxígeno, ya que la capa formada a baja temperatura protege me-
jor que aquella que se formaría a la temperatura de servicio.

En lo que se refiere al ataque por compuestos gaseosos de azufre, el cromo es el principal elemento de aleación para protección, mientras que el níquel es desfavorable debido a su gran afinidad para el azufre y a la formación eventual del eutéctico Ni-NiS con bajo punto de fusión (650°C).

Para aplicación en fases gaseosas conteniendo SO_2 , SO_3 y sobre to-
do H_2S , los aceros refractarios austeníticos no son indicados y mucho menos cuando se trabaja a temperaturas superiores a 700-800°C. Siempre son prefe-
ribles y más baratos los aceros refractarios al cromo: tienen buena resis-
tencia al ataque por $SO_2 - SO_3$. Sin embargo, a temperaturas superiores a 700°C, los aceros refractarios al cromo, incluyendo aquellos con 25-30% Cr, no resisten en atmósfera de H_2S .

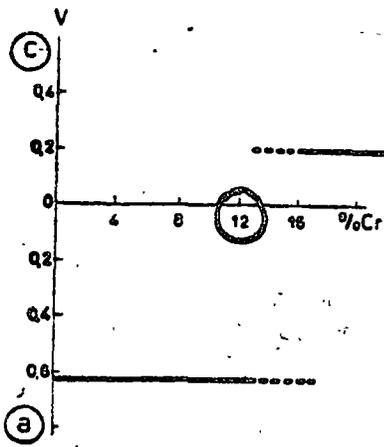


Fig. 88: Potencial de aleaciones Fe-Cr en relación con el electrodo de hidrógeno en soluciones diluidas de ácido sulfúrico (a = ónodico, c = catódico)

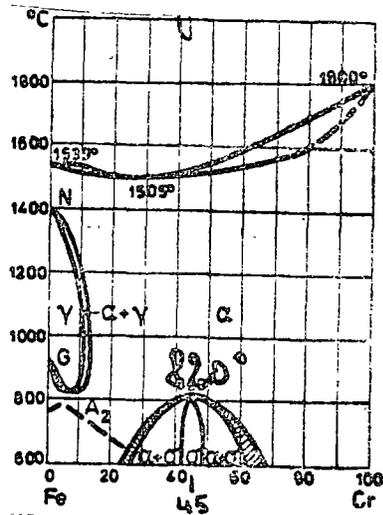


Fig. 89: Diagrama de estado Fe-Cr

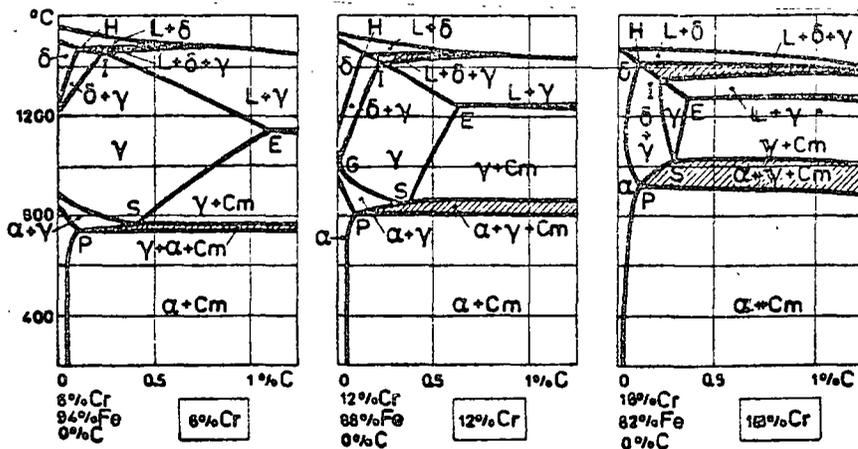


Fig. 90: Secciones binarias del diagrama ternario Fe-Cr-C

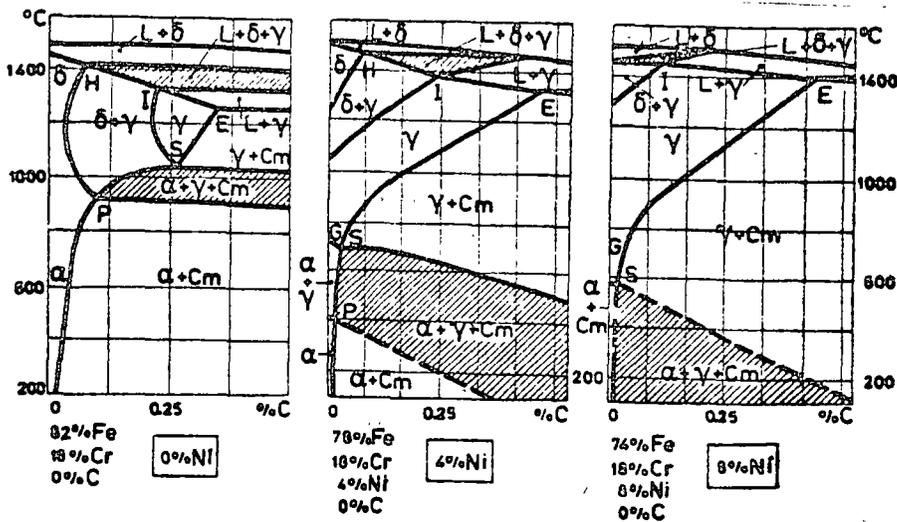


Fig. 91: Influencia de contenidos subiendo de Ni sobre la estructura de aceros con 18% de Cr

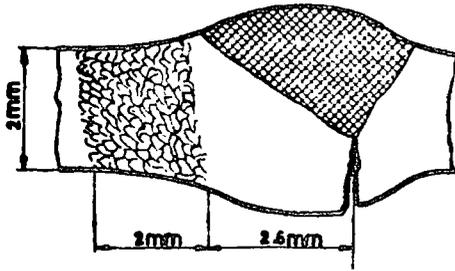


Fig. 96: Representación esquemática de precipitación de carburo cerca de una soldadura

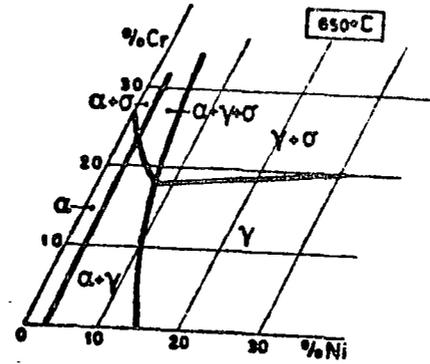


Fig. 94: Sistema Fe-Cr-Ni : equilibrios isotérmicos a 650 °C

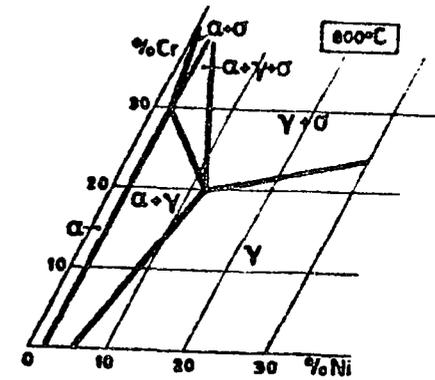


Fig. 95: Sistema Fe-Cr-Ni : equilibrios isotérmicos a 800 °C

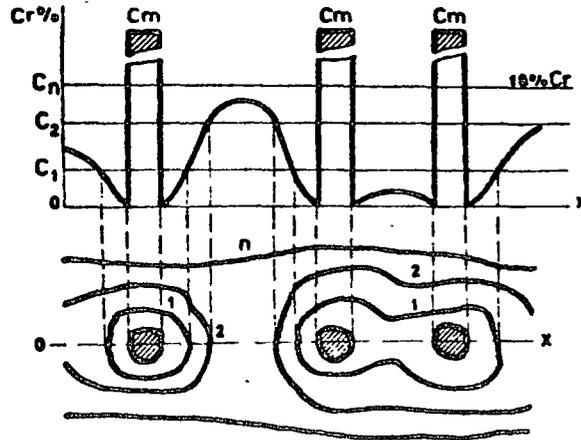


Fig. 92: Precipitación de carburos y heterogenidad consecuente (esquemáticamente)

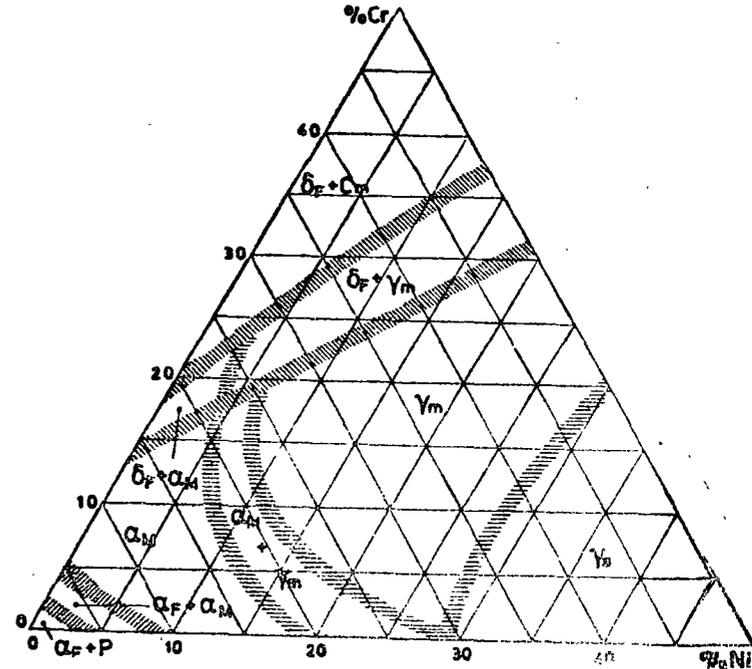


Fig. 93: Diagrama de equilibrios a temperatura ambiente de las aleaciones templadas Fe-Cr-Ni (C=0.1%)

Hilfsstück

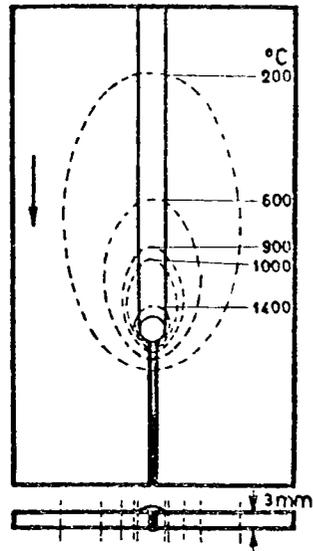


Fig. 94: Líneas isotérmicas en la soldadura eléctrica de una placa de acero de 3 mm

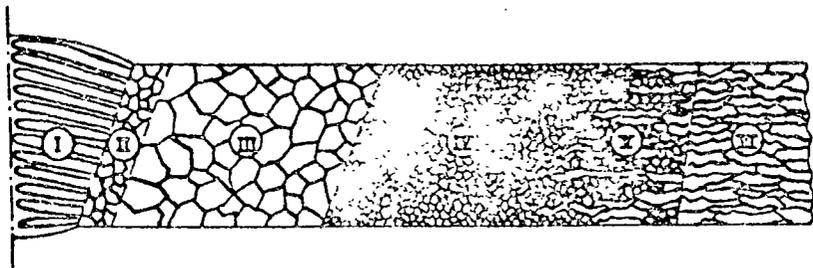


Fig. 95: Estructura de un acero de soldadura y de la zona afectada (representación esquemática con transiciones exageradamente pronunciadas)

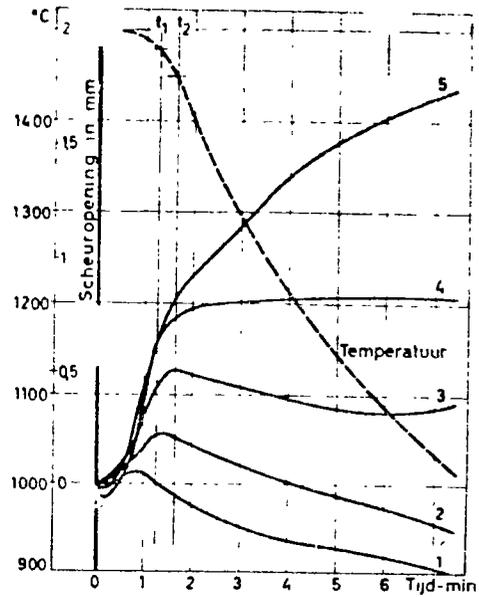


Fig. 96: Apertura de una grieta en mm en función del tiempo
 curva 1: barra de 50mm } impedimento de contracción por el pegamiento de la
 2: barra de 250mm } barra a la arena del molde
 3: barra 250mm, resorte 5mm } impedimento de contracción por fija-
 4: barra 250mm, resorte 7.1mm } ción a resortes con fuerza aumentada
 5: barra 250mm, resorte 9.4mm }
 ---- curva temperatura-tiempo del punto caliente
 t_1 : temperatura de fin de solidificación según el diagrama Fe-C
 t_2 : temperatura de fin de solidificación encontrada en el experimento

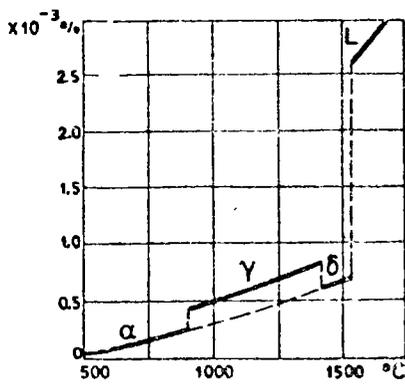


Fig. 97: Solubilidad de hidrógeno en hierro en equilibrio con H_2 de 1 atm.

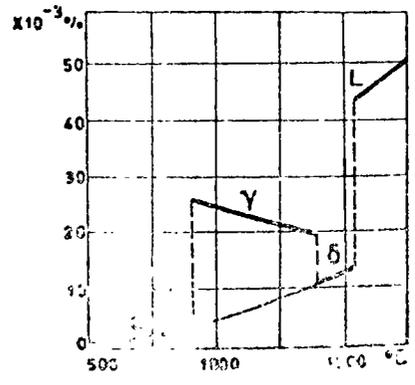
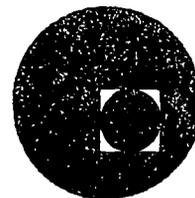


Fig. 98: Solubilidad de nitrógeno en hierro en equilibrio con N_2 de 1 atm.



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

BIBLIOGRAFIA

LR. YVAN HOUBAERT IRMEN

JULIO, 1978.

BIBLIOGRAFIA SOBRE :

"METALURGIA FÍSICA"

"TRATAMIENTOS TÉRMICOS"

Y TEMAS RELACIONADOS

EDITORIAL LIMUSA S.A.
ARCOS DE BELEN # 75
MÉXICO 1 D.F.

CIENCIA DE LOS MATERIALES

serie de 4 volúmenes

1. Estructura
2. Termodinámica
3. Propiedades mecánicas
4. Propiedades electrónicas

Robert M. Rose, Laurence A. Shepard y
John Wulff

Esta serie compuesta de cuatro volúmenes proporciona una introducción explícita a la estructura, propiedades y comportamiento de los materiales sólidos, metales, plásticos y cerámicos. La efectividad de estos volúmenes se ha probado ampliamente con sus primeras ediciones en las principales escuelas de ingeniería en Norteamérica.

El enfoque del tema está bien balanceado entre la física y química de sólidos.

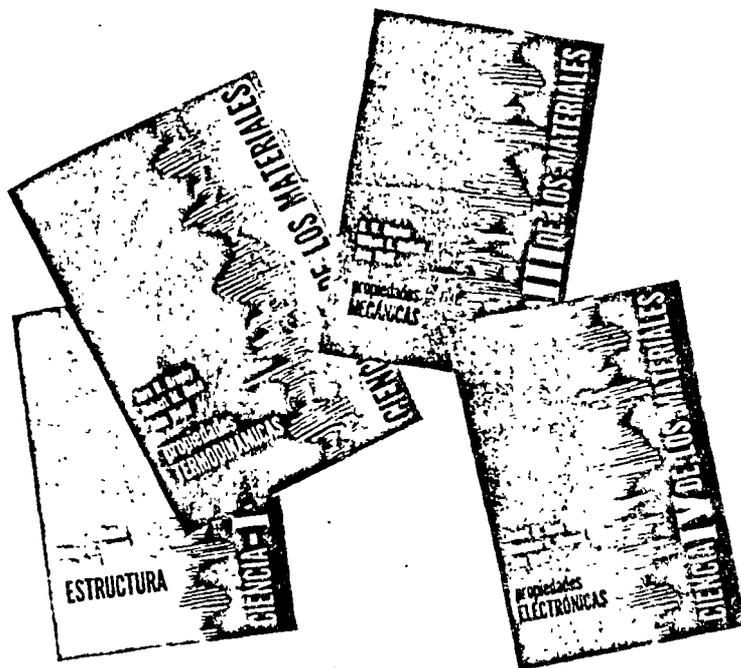
Destaca la introducción de la mecánica cuántica a la unión atómica y se presenta la exposición para tipos diferentes de uniones en función de los orbitales electrónicos y las funciones de onda.

La serie está dirigida a los estudiantes de ingeniería, ciencias, aeronáutica, ingeniería química, civil, naval y mecánica. También para el nivel medio de estudiantes de ingeniería eléctrica, etc.

TOMO I. ESTRUCTURA

DEL CONTENIDO: ELECTRONES Y UNIONES. ORDENAMIENTO ATÓMICO. ESTRUCTURA CRISTALINA. IMPERFECCIONES EN CRISTALES. SÓLIDOS NO CRISTALINOS. FORMAS Y DISTRIBUCIONES DE LAS FACES EN LOS SÓLIDOS. DIAGRAMAS DE EQUILIBRIO. CONTENIDO. TRANSFORMACIONES DE FASE DE NO EQUILIBRIO.

248 Páginas, Tela, 16 x 23 cms.



TOMO II. TERMODINAMICA. EQUILIBRIO EN SISTEMAS MULTICOMPONENTES. TERMODINAMICA DE SUPERFICIES. VELOCIDAD DE LAS REACCIONES. DIFUSION. CAMBIOS DE FASE. CAMBIO ESTRUCTURAL. SINTERIZACION. OXIDACION. CORROSION ACUOSA.

208 Páginas, Tela, 16 x 23 cms.

TOMO III. PROPIEDADES MECANICAS. PRUEBAS MECANICAS. PROPIEDADES ELASTICAS. ANELASTICIDAD. DISLOCACIONES. MICROPLASTICIDAD DE CRISTALES. DEFORMACION PLASTICA. FRACTURA. MECANISMOS DE ENDURECIMIENTO. MATERIALES CERAMICOS E INORGANICOS. POLIMEROS.

256 Páginas, Tela, 16 x 23 cms.

TOMO IV. PROPIEDADES ELECTRONICAS. ENERGIAS DEL ELECTRON DE LOS SOLIDOS. EMISION ELECTRONICA. COMPORTAMIENTO TERMICO. CONDUCCION ELECTRICA. SEMICONDUCTORES. DISPOSITIVOS SEMICONDUCTORES. MATERIALES SEMICONDUCTORES. TERMOELECTRICIDAD. MAGNETISMO. MATERIALES MAGNETICOS. MATERIALES SUPERCONDUCTORES DIELECTRICOS. PROPIEDADES OPTICAS.

320 Páginas, Tela, 16 x 23 cms.



CIENCIA DE MATERIALES PARA INGENIERIA

Carl A. Keyser

Esta es una obra de carácter introductorio no obstante, cubre todos los materiales básicos de la tecnología moderna. Además, trata el tema desde el punto de vista operacional, con énfasis en los hechos que tienen importancia directa para el ingeniero.

Trata de los metales y proporciona los conocimientos fundamentales para su estudio, así como de las estructuras no metálicas como vidrios, cementos, polímeros y madera. Se dan a conocer los métodos más recientes empleados para modificar y optimizar las propiedades de estos materiales.

El autor estudia a nivel profundo y en forma fácil de comprender, gracias a su método descriptivo, la estructura íntima de las sustancias y las propiedades y el comportamiento de las mismas.

El autor logra hacer asequibles al estudiante las teorías más complejas de la termodinámica, la química y la física del estado sólido, y presenta un panorama completo, interdisciplinario e interesante de la materia.

Sirve de base para el primer curso de los materiales a nivel de licenciatura de las carreras de física, ingeniería civil, mecánica, eléctrica y química, metalurgia, geología y ciencias afines.

PARTE DEL CONTENIDO *Principios fundamentales de la estructura metálica. Comportamiento elástico e inelástico ordinario. Fallas por fatiga. Fallas a temperaturas elevadas. Corrosión. Aleación y aleaciones enriadas lentamente. Difusión, crecimiento de granos y tratamiento térmico. Metales y aleaciones en ingeniería. Fabricación de metales y su efecto en las propiedades. Materiales inorgánicos: productos de arcilla, vidrios y materiales relacionados. Materiales inorgánicos: cementos. Concreto. Los polímeros. La madera. Materiales que tienen propiedades eléctricas y magnéticas importantes.*

460 Páginas, Rústica, 15.5 x 22.5 cms.



TECNICAS DE LABORATORIO PARA PRUEBAS DE MATERIALES

Carl A. Keyser

Este libro es el complemento indispensable de la obra Ciencia de Materiales para ingeniería. Abarca doce experimentos elegidos, con el objeto de ilustrar los procedimientos empleados en las pruebas de materiales, así como los métodos para interpretar los resultados que se obtienen en ellas.

El libro se preparó para usarlo como manual de laboratorio. Debido a su exposición eminentemente didáctica y lo básico de sus experimentos, la obra será de inapreciable valor en todos los centros de estudios superiores donde se imparte este curso; y aún en aquellos centros en los que no se da por falta del equipo e instalaciones adecuadas.

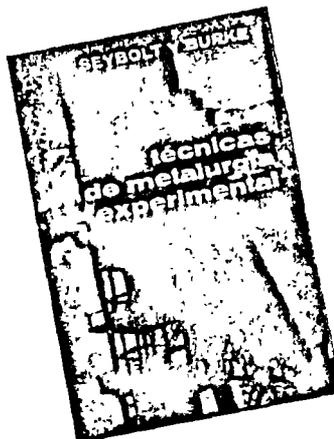
PARTE DEL CONTENIDO:

EXPERIMENTOS. Pruebas de tensión. Esfuerzo real-deformación real. Pruebas de impacto con probetas entalladas. Pruebas de dureza. Pruebas a altas temperaturas. Pruebas de fatiga. Concreto. Preparación de muestras metalográficas. Trabajo en frío y recocido. Endurecimiento por precipitación. Acero al carbono. Tratamiento térmico del acero.

98 Páginas, Rústica, 21 x 27.5 cms.

TECNICAS DE METALURGIA EXPERIMENTAL

A. U. SEYBOLT y
J. E. BURKE



Esta obra estudia minuciosamente las técnicas que se desarrollan en el laboratorio de Metalurgia Física. Trata ampliamente de la obtención, medición y control de altas temperaturas. Expone las bases de las diferentes prácticas de la metalurgia tales como el control de la atmósfera en los hornos, fundición, colado, tratamientos térmicos, etc.

Como libro de texto o de consulta es imprescindible en los laboratorios de Metalurgia Física, así como para las carreras de ingeniero metalúrgico, ingeniero de minas, químico metalúrgico y para toda persona especialista en la materia.

Los profesores, estudiantes y profesionistas, encontrarán una ayuda de valor incalculable para sus actividades didácticas y de investigaciones.

CONTENIDO: Capítulo 1. METODOS DE OBTENCION DE ALTAS TEMPERATURAS. Capítulo 2. MEDICION DE ALTAS TEMPERATURAS. Capítulo 3. CONTROL DE TEMPERATURA. Capítulo 4. REFRACTARIOS. Capítulo 5. ATMOSFERAS CONTROLADAS. Capítulo 6. SISTEMAS DE VACIO. Capítulo 7. FUNDICION Y COLADO. Capítulo 8. TECNICAS DEL TRATAMIENTO TERMICO. Capítulo 9. FABRICACION DE METALES. Capítulo 10. METALURGIA DE POLVOS. Capítulo 11. PREPARACION DE METALES PUROS. Capítulo 12. PREPARACION DE MONOCRISTALES METALICOS

379 Páginas, Tela, 16 × 23 cms.

APARTADO POSTAL 5-937
MEXICO 5 D.F.

ASME HANDBOOKS

Sponsored by the Metals Engineering Handbook Board, American Society of Mechanical Engineers. A four-volume handbook bringing together a great deal of helpful information for designers, draftsmen, and engineers in the product design, manufacturing, and production engineering groups. Explanatory treatises and reference data from many sources are combined to make a thorough and comprehensive work—an outstanding tool to save designers time in searching among dimensional standards, metal specifications, and literature relating to factors of good design and finish.

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS—ASME Handbook—Metals Properties

445 pp., 7 $\frac{1}{2}$ x 9 $\frac{1}{2}$, 531 illus. (1954) 07 001513 9

CONTENTS—Iron Cast Irons Cast Steels. Wrought Steels ASTM Steels. AISI Steels Copper and Copper Base Alloys Aluminum and Aluminum Base Alloys Nickel and Nickel Base Alloys. Lead and Lead Base Alloys. Tin and Tin Base Alloys Magnesium and Magnesium Base Alloys. Cast Super Alloys

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS—ASME Handbook—Engineering Tables

692 pp., 7 $\frac{1}{2}$ x 9 $\frac{1}{2}$, 611 tables (1956) 07 001516 3

CONTENTS—Bar Stock and Shafting—Conversion Factors—Formulas for Stress and Strain—Properties of Sections and Cylinders Bearings—Bearing Load Analysis Spur Gears Helical and Herringbone Gears. Bevel Gears. Worm Gears Cylindrical Fits—Standard Tapers Keys and Keyseating. Bolts—Counterbores—Screw Threads—Slots—Broached, Drilled, Reamed, and Tapped Holes Serrations and Splines Nuts—Pins—Snaprings—Washers—Wrench Openings. Springs Aircraft and Mechanical Tubing—Pressure Tubes—Pipe—Pipe Threads and Fittings Electric Motors—Graphical Symbols—Welding Gaskets—Hydraulic Standards and Symbols—O-Rings—Packings—Seals. Bibliography.

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS—ASME Handbook—Metals Engineering—Design, 2nd Ed.

605 pp., 7 $\frac{1}{2}$ x 9 $\frac{1}{2}$, 624 illus. (1965) 07 001518 X

CONTENTS—Selection of Materials Mechanical Properties of Metals in Design. Significance of Mechanical Properties Data Temperature Considerations in Design Plasticity Considerations in Design. Residual Stresses Vibration Considerations in Design Plates and Shells Fatigue Characteristics in Design Fatigue Considerations Resulting from Processing. Bearings, Friction, Wear, and Lubrication Considerations. Shock and Impact Considerations in Design Other Physical Properties Affecting Design. Corrosion Radiation Properties Electrical Properties Non-Destructive Testing Magnetic Particle Inspection Ultrasonic Testing and Inspection X-Ray Examination. Electrical Methods. Core-Loss Principle. Magnetic and Electromagnetic Methods Design Considerations. Design Practice Design Theory. Experimental Design. Surface-Finish Requirements in Design.

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS—ASME Handbook—Metals Engineering—Processes

448 pp., 7 $\frac{1}{2}$ x 9 $\frac{1}{2}$, 512 illus. (1958) 07 001514 7

CONTENTS—PART ONE. HEAT TREATMENT OF STEEL PART TWO CASTING. Sand Casting. Centrifugal Casting Permanent-mold Casting of Aluminum Permanent-mold Casting of Gray Iron Die Casting. Die Casting of Zinc Alloys. Plaster-mold Casting Investment Casting PART THREE: HOT WORKING. Extrusion of Aluminum Extrusion of Magnesium Alloys Extrusion of Copper-base Alloys Forging. Electric-resistance Upsetting. Cored Forging Hot Forming Bending and Drawing. PART FOUR COLD WORKING Cold Drawing Cold Heading. Thread and Form Rolling. Metal Spinning Stamping and Drawing Design Tips for Stamping. Rubber Hydropress Forming Stretch Forming Drop-hammer Forming Press-brake Forming Cold Bending of Shapes. Roll Bending Cold-roll Forming. Wire Forming. PART FIVE POWDER METALLURGY. Powdered-metal Friction Material. PART SIX. WELDING AND CUTTING. Flame Cutting Welding Processes Design for Welding Resistance Welding Furnace Brazing Soldering Metalizing. PART SEVEN: MACHINING PART EIGHT. FINISHING Cleaning of Metals. Barrel Tumbling. Brushing, Polishing, and Buffing. Coating and Protection PART NINE: ELECTROFORMING.

ABELSON AND PATEMAN—Metalworking (AUST)

By B. ABELSON and A. PATEMAN, both of Newcastle Teachers' College.
(1973) 07 093175 5

A new text for metalworking students which covers the full range of the New South Wales metalwork syllabus. The book has twenty chapters, each on a different topic, dealing with metals from raw materials through refining, processing to marketing. The approach is to take each of the areas of metalworking and develop them to a stage where specific books on that area can be understood.

CONTENTS—The Workshop. Planning. Marking. Measuring and Testing. Hand Tools. Lathe Work. Other Metalworking Machines Principles of Machines. Metals Fabricating Sheet Metalwork. Foundry Work. Industrial Processes Art Metalwork. Engines Electricity and Electronics Surface Finishing. Structure of Industry Historical Aspects. Non-Metallic Materials. Suggested Models.

INTRODUCCION A LA METALURGIA FISICA

- 02496

SIDNEY H. AVNER, *New York City Community College, U.S.A.*

559 págs. - Año de publicación: 1966

La obra, claramente escrita, está destinada a los alumnos de los cursos preparatorios de ingeniería. Asimismo, su empleo resulta muy adecuado en la industria para cursos de adiestramiento. Comienza el libro con una breve explicación de carácter general sobre el campo abarcado por la metalurgia, y a continuación se trata de las herramientas de que dispone el metalurgista para su estudio y las propiedades mecánicas más comunes de los metales y aleaciones. El desarrollo de estos temas se lleva a cabo de una manera lógica, indicándose las muchas fases de aplicación industrial de los metales, en especial las referentes al hierro, acero y aleaciones. También se tratan con todo detalle algunas aleaciones y metales no férricos.

CONTENIDO—Generalidades Estructura y cristalización de los

metales. Deformación plástica. Rocedido y trabajo en caliente. Constitución de las aleaciones. Diagramas de equilibrio El diagrama de equilibrio hierro-carbono. El tratamiento térmico del acero Aceros aleados. Aceros de herramientas. Acero pudelado y fundición. Metales y aleaciones no férricas. Desgaste de los metales Comportamiento de los metales a altas y bajas temperaturas. Corrosión de los metales. Metalurgia de los polvos. Metalurgia extractiva.

REC.

ENGINEERING MATERIALS AND METALLURGY

AVITZUR—Metal Forming Processes and Analysis

By BETZALEL AVITZUR, Lehigh Univ.
528 pp., 6 x 9, 210 illus. (1968) 07 002510 X

CONTENTS—State of Stress Yield Criteria Strain and Strain Rates Stress-strain and Stress-strain Rate Laws Upper Bound on Power Lower Bound on Power Forging of Disks. Flow Through Converging Conical Dies Wire and Rod Drawing and Open-die Extrusion Extrusion. Hydrostatic Extrusion Tube Sinking and Expanding Forging of Strip. Flow Through Inclined Planes. Strip Rolling.

AVNER—Introduction to Physical Metallurgy, 2nd Ed. (ISE 018)

By SIDNEY H. AVNER, New York City Community College.
696 pp., 6 x 9, Half-tones and line drawings (1974)
07 002499 5

This text provides a comprehensive coverage of the tools of the metallurgist, the common mechanical properties of metals and alloys with emphasis on iron, steel and alloys. It is oriented towards the needs of engineering technicians and the beginning engineer in technology, and will fill a definite need for those studying in this field. This book is a complete updating of the previous edition, and includes a new chapter on failure analysis and a completely new glossary.

CONTENTS—Introduction Tools of the metallurgist. Metal structure and crystallization. Plastic deformation Annealing and hot working Constitution of alloys Phase diagrams The iron-iron carbide equilibrium diagram. The heat treatment of steel. Alloy steels. Tool steels. Cast iron Nonferrous metals and alloys Metals at high and low temperatures. Wear of metals. Corrosion of metals Powder metallurgy Failure analysis Appendix Temperature-conversion table Glossary. Index

AVNER—An Introduction to Physical Metallurgy

By SIDNEY H. AVNER, New York City Community Coll.

544 pp., 6 x 9, 450 illus. (1964) 07 002495 2

CONTENTS—Tools of the Metallurgist Metal Structure and Crystallization Plastic Deformation Annealing and Hot Working Constitution of Alloys Equilibrium Diagrams The Iron-iron Carbide Equilibrium Diagram The

SHUNK—Constitution of Binary Alloys, 2nd Supplement

By FRANCIS A. SHUNK, III, Inst. of Tech. Res. Inst., Chicago, Ill.

(1969) 07 057315 8

A new addition to an outstanding reference series which includes Hansen's *Constitution of Binary Alloys* and Elliott's *Constitution of Binary Alloys*, this volume contains reviews for data on 1702 binary systems (313 of which have not been previously published) which became available from 1962-1964. A significant addition to this volume is data on the pressure variable. The reviews include not only the data where one component has a significant vapor pressure but also high (applied) pressure data.

STARFIELD AND SHRAGER—Introductory Materials Science

By MARTIN STARFIELD and ARTHUR SHRAGER, American Society of Metals.

224 pp. (1972) 07 060844 X

Here is an introduction to materials science at the technician level, presented in non-mathematical terms. Proceeding from the basic atomic structure of matter, Starfield and Shrager discuss bonding and atomic geometry and relate them to the three states of matter. Using a descriptive approach, they stress the importance of energy relationships to the structure and properties of materials. Newly developed concepts in polymeric materials are covered. Special topics include plasma, liquid crystals, coiled molecules, and transparent ceramics.

CONTENTS—The Structure of the Atom Elements and Bonding The Geometry of Bonding. States of Matter Crystals and Crystallization. Solid-State Imperfections. The Metallic State Polymeric Materials Ceramics.

SUBBARAO et al.—Experiments in Materials Science

By E. C. SUBBARAO, Indian Institute of Technology at Kanpur; MARSHAL F. MERRIAM, Univ. of California, Berkeley; V. RAGHAVAN, DIPANKAR, CHAKRAVORTY and L. K. SINGHAL, all of the Indian Institute of Technology at Kanpur. *McGraw-Hill Series in Materials Science*.

228 pp. (approx.) (1972) 07 062269 8

The first laboratory book on experiments to be written for an introductory material science course,

Heat Treatment of Steel Alloy Steels. Tool Steels Wrought Iron and Cast Iron. Nonferrous Metals and Alloys. Wear of Metals. Metals at High and Low Temperatures. Corrosion of Metals Powder Metallurgy. Extractive Metallurgy

BARRETT AND MASSALSKI—Structure of Metals, 3rd Ed.

By CHARLES BARRETT, Univ. of Chicago and T. B. MASSALSKI, Mellon Inst. *Series in Mtl. Sc. & Engg.*
631 pp., 6 x 9 (1966) 07 003815 5

Deals with the atomic arrangement in metals, both solid and liquid. New techniques of X-ray analysis are discussed and a substantial amount of new material is presented in the areas of X-ray topographs, electron microscope, electron diffraction, neutron diffraction, and magnetic structure. The chapter on defects in solids is entirely new and the one on modern theories of solids has been greatly revised and expanded.

BLATT—Physics of Electronic Conduction in Solids

By FRANK J. BLATT, Michigan State Univ. *Series in Mtl. Sc. & Engg.*

464 pp., 6 x 9, 167 illus. (1968) 07 005876 8

CONTENTS—Classification of Solids Lattice Vibrations and Specific Heat, Equilibrium Properties of a Free Electron Gas Electronics in a Periodic Lattice. The Transport Equation. Relaxation Mechanisms. Conductivity and Related Phenomena. Metals Homogeneous Semiconductors Rectifying Junctions and Transistors. Optical Properties of Semiconductors Properties of Semiconductors and Metals in Strong Magnetic Fields

BRADY—Materials Handbook, 10th Ed.

By G. BRADY.

1024 pp. (1971) 07 007068 9

The book is written in a non-technical manner, giving information on properties and applications of metals and alloys, abrasives, plastics, woods, synthetic resins, industrial chemicals, petroleum products, fuels, refractories, minerals, and many other materials.

this work may be used with any of the available texts in this field. It establishes structure-property relationships in materials, and introduces students to the experimental tools and techniques used to study materials. Thirty relatively simple experiments are provided. Each experiment includes theory, equipment, procedure and results to be obtained, questions to be answered; and reference.

CONTENTS—Part I—Crystal Structure Packing Geometry in Simple Crystals X-Ray Diffraction Powder Photograph Crystal Structure Determination by X-Ray Diffraction. Part II—Microstructure and Imperfections Quantitative Metallography Microstructures. Direct Observation of Imperfections in Solids Part III—Transformations and Kinetics Equilibrium Diagrams by Direct Cooling Curves Differential Thermal Analysis. Dilatometric Study of Polymorphism Crystallization of Polymers. Recovery, Recrystallization, and Grain Growth Transformations in Steel Precipitation Hardening. Corrosion of Metals. Part IV—Mechanical Properties. Tensile Properties of Materials Deformation Behavior of Materials. Transition to Brittle Behavior

WILSON—Metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels (UK)

By R. WILSON, Chief Metallurgist, Timex Corporation, Dundee.

400 pp., 7 1/2 x 10, 177 illus. (1975) 07 084453 4

This book provides the mechanical engineering profession with concise data on the tool steels available, on the basic metallurgy of the subject, and on the best use of this data. Information is arranged in a convenient form so that selection of a steel for a particular application, and the use of the appropriate heat treatment cycle, will result in the best performance possible from the finished tool. No previous knowledge of metallurgy is assumed, so that the book is complete as a treatise on its subject.

CONTENTS—Metallurgical principles of heat treatment. Detailed treatment of selected tool steels and their application Vacuum techniques in tool steel heat treatment. Furnace equipment. Protective atmospheres and pyrometry Testing of tool steels. Faults and troubleshooting. Appendices

REC.

BRICK, PENSE, AND GORDON—Structure and Properties of Alloys, 4th Ed.

By ROBERT M. BRICK, Private Consulting Eng.; ALAN W. PENSE, Prof. Dept. of Metallurgy, Lehigh Univ.; and ROBERT B. GORDON.
512 pp., 6 1/4 x 9 1/4, 07 007721 5

Designed for both the advanced materials student as well as the general engineering student, this text can be used in several metallurgy and materials science courses where the structure and behavior of materials are covered. Background in physical metallurgy is assumed. Emphasis is on the alloys of commercial importance, their response to thermal and mechanical treatment, and their microstructure. Although a new co-author has been added, the philosophy of earlier editions of this book remains unchanged.

CONTENTS—Structure and Properties of Unalloyed Metals Strengthening Mechanisms Solid Solution Hardening Strengthening Mechanisms Deformation Hardening and Annealing Strengthening Mechanisms Multiphase Eutectic Structures Strengthening Mechanisms Precipitation Hardening Strengthening Mechanisms The Martensite Transformation in Fe-C Alloys Copper and Copper Alloys Aluminum Alloys Magnesium and Beryllium Titanium and Zirconium Alloys Iron and Steel Alloys Low-Carbon Steels Iron and Steel Alloys Medium Carbon Steels Tool Materials Iron and Steel Alloys Stainless Steels Cast Irons Metals for High Temperature Service Engineering Polymers Engineering Ceramics

BRICK, GORDON, AND PHILLIPS—Structure and Properties of Alloys, 3rd Ed.

By ROBERT M. BRICK, Continental Can Company, Inc., ROBERT B. GORDON, Yale Univ., and ARTHUR PHILLIPS, Emeritus, Yale Univ. *Series in Mtl. Sc. & Engg.*
505 pp., 6 x 9, 300 illus. (1965) 07 007720 7

This basic text on the engineering properties of metals and alloys seeks to relate the fundamental engineering properties of metals to their metallurgical structure. To illustrate the principles, industrially important metals and alloys are considered, sometimes in considerable detail. The photomicrographs are outstanding. This edition carries increased emphasis on the underlying theories of the structure and properties of metals and alloys.

BURTON—Applied Metallurgy for Engineers

By MALCOLM S. BURTON, Cornell Univ.
407 pp., 6 x 9, 329 illus. (1956) 07 009292 3

CONTENTS—The Nature of Metals Methods of Metallurgical Examination Mechanical Testing Phases, Phase Changes, and Phase Diagrams. Production of Metals. Principles of Heat Treatment. Heat-treating Techniques Surface-hardening Methods Foundry Metallurgy, Casting Processes Molding Materials Foundry Technology Theory of Metalworking Hot-working Processes. Cold-working Processes. Metallurgical Bonding of Metals Welding Processes Brazing and Soldering Welding Metallurgy Gas and Arc Cutting Powder Metallurgy

BUTTS—Metallurgical Problems, 2nd Ed.

By ALLISON BUTTS, Lehigh Univ. *Metal. Engg. Series.*
445 pp., 6 x 9, 14 illus. (1943) 07 009420 9

CONTENTS—Quantities and Units The Chemical Equation Combustion. Manufacture of Coke and Producer Gas. Thermochemistry and Thermodynamics The Iron Blast Furnace The Bessemer, Open-hearth, and Electric Steel Processes Production of Blast and Draft The Heat Balance Calculation of Charges for Smelting Alloys The Mass Law and Chemical Equilibrium in Metallurgical Reactions Drying and Calcining Roasting and Sintering Copper Smelting and Converting Electrolytic Processes Hydrometallurgy Metallurgy of Aluminum and Magnesium Volatilization Elements in Melting Metallurgy of Lead Transfer of Heat Distillation Processes Vapor Pressure and Temperature-pressure Relations in Chemical

Reactions. Thermodynamics of Chemical Reactions. Tables

CLAUSER—Engineering and Manufacturing Materials

By HENRY CLAUSER, Stout State Univ.
416 pp., 6 x 9, 300 illus. (1975) 07 011285 1

This student text, assuming only a basic knowledge of chemistry and physics, provides a detailed and comprehensive background on the nature, composition, and structure of industrial materials. It has a practical approach designed to equip the student with the knowledge necessary for correct selection and use of the materials in the products he will be called upon to design, produce, and maintain.

CONTENTS—Introduction Materials application principles The nature of materials Property definitions Metallic materials Ferrous metals Nonferrous metals Plastics materials Thermoplastics and thermosets Elastomers Wood and wood products Fibers and Textiles Ceramic materials Composite materials Finishes and coatings

DARKEN AND GURRY—Physical Chemistry of Metals

By L. S. DARKEN, U.S. Steel Corp. and Polytechnic Inst. of Brooklyn, and R. W. GURRY, U.S. Steel Corp. Problems by Michael B. Bever, M.I.T. *Metal. Engg. Series.*

528 pp., 6 x 9, 181 illus. (1953) 07 015355 8

CONTENTS—Gases Solids Solid Solutions and Intermetallic Compounds Liquids The First Law of Thermodynamics The Second Law of Thermodynamics, Entropy and Free Energy The Third Law of Thermodynamics Fugacity, Activity, and the Equilibrium Constant Solutions. Phase Relations Heterogeneous Equilibria Free-energy-composition Diagrams Temperature-Pressure Diagrams Nitrogen in Iron and Steel The Iron-Carbon System Electrochemistry, Reversible Cells Formal Basis of Diffusion Theory Kinetics of Metallurgical Processes

DeHOFF—Quantitative Microscopy

Edited by ROBERT T. DeHOFF, of the Univ. of Florida.
(1968) 07 016219 0

CONTENTS—The Statistical Background of Quantitative Metallography (R. T. DeHoff) Measurement of Volume in Volume (J. E. Hilliard) Surface Area and Length in Volume (E. E. Underwood). Measurement of Number and Average Size in Volume (R. T. DeHoff) Particle Size Distribution (E. E. Underwood). Grain Size (F. Schuckher). The Shape of Equilibrium Cells in Nature (J. E. McNutt) Spatial Distribution of Discrete Particles (J. Gurland) Curvature, and the Topological Properties of Interconnected Phases (R. T. DeHoff) Theory and Practice of the Selection of the Plane of Examination (M. L. Picklesimer) Scanning Methods in Quantitative Metallography (H. F. Fischmeister) Comments on the Possibilities of Performing Quantitative Metallographic Analyses with a Digital Computer (G. A. Moore, L. L. Wyman, H. M. Joseph)

DIETER—Mechanical Metallurgy, 2nd Ed. (ISE 158)

By GEORGE E. DIETER.
800 pp., 6 1/4 x 9 1/4 (1976) 07 016891 1

50% rewritten and updated, the 2/e examines the behavior of materials under stress and their reaction to a variety of hostile environments. It covers the entire scope of mech. metallurgy, from an understanding of the continuum description of stress and strain, through crystalline and defect mechanisms of flow and fracture, and on to a consideration of major mechanical property tests and the basic metalworking process. The authors have updated and expanded the treatment of the dislocation theory of plastic formation and the strengthening mechanisms in solids and have added new chapters on mechanical behavior of polymers and the machining of metals.

DIETER—Mechanical Metallurgy (ISE 163)

By GEORGE E. DIETER, Drexel Inst. of Tech., Philadelphia. *Metal. Engg. Series.*
615 pp., 6 x 9, 267 illus. (1961) 07 016890 3

CONTENTS—Preface. Notation Introduction Stress and Strain Relationships for Elastic Behavior Elements of the Theory of Plasticity Plastic Deformation of Single Crystals Plastic Deformation of Polycrystalline Aggregates Dislocation Theory Fracture. Internal Friction. The Tension Test. The Torsion Test The Hardness Test Fatigue of Metals. Creep and Stress-Rupture Brittle Failure and Impact Testing Residual Stresses Statistics Applied to Materials Testing General Fundamentals of Metal Working Forging Rolling of Metals Extrusion Rod, Wire, and Tube Drawing. Sheet Metal Forming

DRAUGLIS AND JAFFEE—Molecular Processes on Solid Surfaces

Materials Science & Engineering Series
By E. DRAUGLIS, R. GRETZ and R. JAFFEE.
800 pp. (1969) 07 017827 5

A collection of papers which assess the present knowledge of and approaches to, the subject and emphasize characterization and structure, electronic interactions, adsorption, nucleation and growth, and macroscopic effects. Papers presented at the Third Battelle Materials Science Colloquium.

ELLIOTT—Constitution of Binary Alloys

First Supplement
By RODNEY P. ELLIOTT, IIT Research Inst. *Series in Mtl. Sc. & Engg.*
910 pp., 6 x 9 (1965) 07 019189 1

This supplement brings Hansen's *Constitution of Binary Alloys* up to date through 1962 with a review of almost 2000 alloys. Binary equilibrium for metal-metal, metal-metalloid, and metal-nonmetal (with the exception of halogens) have been included. The style of presentation is almost identical with that used in the previous volume.

FONTANA AND GREENE—Corrosion Engineering

By MARS G. FONTANA, The Ohio State Univ., and NORBERT D. GREENE, Rensselaer Polytechnic Inst. *Series in Mtl. Sc. & Engg.*
416 pp., 6 x 9, 255 illus. (1967) 07 021460 3

CONTENTS—Introduction Corrosion Principles The Eight Forms of Corrosion Corrosion Testing Materials Corrosion Prevention Sulfuric, Nitric, Hydrochloric, Hydrofluoric, and Phosphoric Acids Other Environments Modern Theory—Principles Modern Theory—Applications. High Temperature Oxidation

FRIER—Elementary Metallurgy, 2nd Ed.

By W. T. FRIER, Instructor in Metallurgy, Penn. State Coll. Extension, Erie, Pa.
258 pp., 5 1/2 x 8, 129 illus. (1952) 07 022419 6

CONTENTS—Iron Steel Cast and Wrought Iron Constitution Diagrams of the Alloys. The Iron-Iron Carbide System Heat-treatment of Steel. Methods of Forming Metals Grain Structure of Metals Alloy Steels Non-ferrous Alloys. Testing of Metals

GASKELL—Metallurgical Thermodynamics (ISE 242)

By DAVID R. GASKELL, Univ. of Pennsylvania.
500 pp. (1973) 07 022945 7

This is the only book currently available that deals specifically with the high-temperature non-aqueous systems encountered in metallurgy. It provides detailed illustrations of the application of the thermodynamic method to reaction and phase equilibria in real metallurgical systems. Basic laws and thermodynamic functions are discussed, and application is made to increasingly complex systems in the sequence, reactions between gases, reactions between gases and pure condensed phases, reactions between gases and condensed solutions, reactions in condensed solutions, and electrochemical reactions.

CONTENTS—Introduction and Definition of Terms The First Law of Thermodynamics The Second Law of Thermodynamics The Statistical Interpretation of Entropy. Auxiliary Functions Heat Capacity, Enthalpy Entropy and the Third Law of Thermodynamics Phase Equilibria in a

One Component System The Behaviour of Gas Reactions Involving Gases Reactions Involving Pure Condensed Phases and a Gas Phase The Behaviour Solutions. Free Energy-Composition Diagrams and Phase Diagrams of Binary Systems. Reaction Equilibria Systems Containing Components in Condensed Solution Galvanic Cells

GAUDIN—Principles of Mineral Dressing

By ANTOINE M. GAUDIN, Mass. Inst. of Tech.
543 pp., 6 x 9 (1939) 07 023030 7

CONTENTS—Crushers Laboratory Sizing Liberation Grinding Attributes of Comminution Industrial Screening The Movement of Solids in Fluids Classification. Quantifying Concentrating Operations Heavy-fluid Separative Jigging Flowing-film Concentration and Tabling Flocculation and Dispersion. Flotation and Agglomeration-Physical Aspects, Chemical Aspects, Technology Magnetic Separation Miscellaneous Processes Separation Solids from Fluids Auxiliary Operations Mineral Dressing as an Art

GORDON—Principles of Phase Diagrams in Materials Systems

By PAUL GORDON, III, Inst. of Tech. *Series in Mtl. Sc. & Engg.*
240 pp., 6 x 9, 93 illus. (1968) 07 023793 X

CONTENTS—The Nature and Importance of Phase Diagrams Thermodynamic Fundamentals One-component Systems Two-component, Isomorphous Systems Ti Order-Disorder Transformation Two-component System Containing Invariant Reactions. The Eutectic and Eutectic-like Systems. Two-component Systems Containing Invariant Reactions. The Peritectic and Peritectic-like System Complex Systems

GUY—Essentials of Materials Science

By ALBERT G. GUY, Univ. of Florida.
416 pp., 6 1/4 x 9 1/4 (1976) 07 025351 X

A unified treatment of materials science is presented in this introductory text. Through an integrated approach to the subject, the author emphasizes applications in his coverage of the essential aspects of the behaviour of metals, ceramics, semi-conductor and polymers. By means of everyday examples, the student is shown the connection between the behavior of familiar objects and the new concepts to be explored. Other devices used to maintain interest in materials science are impromptu experiments performed by the student, self-evaluating questions, review questions and problems, half of which are accompanied by explanatory answers. A few Fortran IV problems have been included for students who would like the chance to practice simple computer techniques.

CONTENTS—Internal Structure of Materials Using Phase Diagrams to Understand Materials How Change Occur Within Solid Materials Deformation of Materials Electrical, Magnetic and Optical Behavior of Materials Phase Transformations in Materials Materials at High Temperature Fracture of Materials. Deterioration of Materials

GUY—Introduction to Materials Science (ISE 257)

By A. G. GUY, Univ. of Florida.
500 pp. (1972) 07 025310 2

The outstanding feature of this text is that it treats topics such as crystal structure, phase diagrams, microstructures, phases, and imperfections in a sufficiently broad manner to encompass materials of all types, i.e., metals, ceramics, polymers. This integrated approach, achieved through the collaboration of specialists in these three types of materials, enables the student, engineer, or scientist to work successfully with systems containing diverse materials. The problems at the end of each chapter are closely related to the development of the subject matter and range from the simple to the complex. In addition one Fortran IV problem is included in each chapter thus giving

the student an opportunity to practice some simple computer techniques.

CONTENTS—Atomic Bonding and Crystal Structure Phase Diagrams Microstructures and Stereometric Microscopy Imperfections in Crystals Phases in Materials Systems Transport in Materials Phase Transformations Annealing Processes in Materials Deformation of Materials Fracture of Materials Deterioration of Materials Electron Theory and Physical Properties.

HANSEN—Constitution of Binary Alloys, 2nd Ed.

By MAX HANSEN, Metallgesellschaft A.G., Frankfurt-Main, Germany; in cooperation with Kurt Anderko, Metallgesellschaft A.G., Frankfurt-Main, Germany. *Metall. Engg. Series.*

1305 pp., 6 x 9, 684 illus. (1958) 07 026050 8
CONTENTS—Systems Are Arranged in Alphabetical Order of the Chemical Symbols of the Elements Appendix

HIRTH AND LOETHE—Theory of Dislocations

By J. P. HIRTH, Ohio State Univ., and JENS LOETHE, Oslo Univ. *Series in Mtl. Sci. & Engg.*

832 pp., 6 x 9, 457 illus. (1968) 07 029048 2
CONTENTS—Dislocations in Isotropic Effects of Crystal Structure on Dislocations Dislocation in Point-defect Interactions at Finite Temperatures Groups of Dislocations

KEHL—Principles of Metallographic Laboratory Practice, 3rd Ed.

By GEORGE L. KEHL, Columbia Univ. *Metall. Engg. Series.*

520 pp., 6 x 9, 205 illus. (1949) 07 033479 X

CONTENTS—Preparation of Specimen for Microscopic Etching of Specimens for Microscopic Examination, Metallurgical Microscopes and Photomicrography. The Principles of Photography Macroscopic Examination of Metals Hardness Testing Special Metallurgical Tests. The Principles of Pyrometry and Pyrometric Practice Thermal Analysis Appendix

KANNINEN, ADLER, ROSENFELD, AND JAFFE—Inelastic Behavior of Solids

By M. KANNINEN, W. ADLER, A. ROSENFELD, and R. JAFFE. *Materials Science & Engineering Series.*

672 pp. (1970) 07 033274 6
The papers and discussion sessions included here (which were initially presented at a Battelle Material Science Colloquia) have all been carefully written and edited for a smooth, tightly knit presentation. After featuring several introductory lectures given by distinguished scientists, the lectures go on to discuss the three main parts of the general topic: plastic flow, rate dependent deformation, and dynamics.

LANGLEY—Carbon Fibres in Engineering (UK)

Edited by MARCUS LANGLEY, Consulting Engineer.

272 pp., 6 x 9, 141 illus. (1973) 07 084421 6
Engineers in industry, and one of the leading academic authorities on the subject, have co-operated to compile a book which covers manufacture and physical properties of raw fibres and of composites, and describes and discusses present and probable applications. It covers structural, mechanical, electrical and miscellaneous applications and includes tables and graphs of physical properties. The contributors include: Dr. Bryan Harris (University of Sussex); M. Molyneux (Fothergill and Harvey Ltd.); R. Tetlow (Cranfield Institute of Technology); M. Bedwell (Morganite Modmor Ltd.); Professor J. J. Bates (Royal Military College of Science); W. Cook (Rolls-Royce); A. G. Downhill (Rolls-Royce).

CONTENTS—The Nature and Properties of Carbon Fibres and their Composites. Polymer Matrix Materials Workshop Practices and Processes Structural Engineering Design and Applications. Mechanical Engineering Applications Carbon Fibre Brushes for Electrical Machines Quality Control of Carbon Fibre Materials The Future of Carbon Fibres. Appendix.

LITTLE—Metalworking Technology

By RICHARD LITTLE.

480 pp., 7 1/2 x 9 1/4 (1977) 07 038097 1
An introductory text for metalworking technology at the college level. It first covers the properties, structure, and testing of metals and then the four major manufacturing processes—both theory and applications. Upon completion, the student should be able to operate most machines and know the concepts behind them. Designed for use in Mechanical Technology, Industrial Arts Teaching, and Technical Level Machine Shop.

MILLS, ASCHER, AND JAFFEE—Critical Phenomena in Alloys, Magnets and Semiconductors

By ROGER E. MILLS, Univ. of Louisville; EDGAR ASCHER, Institute Battelle, Switzerland; and R. I. JAFFEE, Battelle Memorial Institute, Columbus, Ohio.

704 pp. (1971) 07 042365 2
This is the fifth Battelle-sponsored volume covering a topic which has enjoyed remarkable growth in the past decade. The term, critical phenomena, covers a wide variety of higher order phase transitions where the change of state occurs without a latent heat. The 1970 conference, on which the book was based, examined the recent progress in the experimental and theoretical studies of critical phenomena in alloys, magnets, and superconductors, examined the status of a general description of the subject and then goes on to suggest the directions that future work might take. All of the papers and discussions have been carefully edited so as to be of more value to students, researchers, and professionals in the fields of metallurgy, materials science, some mechanical engineers, and physicists.

MOORE AND MOORE—Textbook of the Materials of Engineering, 8th Ed.

By HERBERT F. MOORE, formerly Univ. of Ill., and MARK B. MOORE, Rutgers Univ.

372 pp., 6 x 9, 142 illus. (1953) 07 042989 8
CONTENTS—Cohesion, Stress, and Strain (Jasper O. Draffin). The Elastic Strength of Materials Failure of Materials by Flow or Creep The Failure of Materials by Fracture Tables of Physical Properties of Typical Structural Metals, Structural Damage, Working Stress Factor of Safety, Failure of Metallic Materials by Corrosion and Wear The Production of the Common Structural Metals Cast Metals, Crystalline Structure and Heat Treatment of Metals Alloying Strengthening Metal Parts by Surface Treatment, Welding, Powdered Metals, Wood Building Stone and Ceramic Materials Cementing Materials Gypsum, Lime, Portland Cement, and Other Hydraulic Cements Concrete (Harrison F. Gonnerman) Plastics (William N. Findley) Rubber, Leather, Rope Testing and Inspection Experimental Stress Analysis Specifications for Materials, Stress, Strain, Atomic and Crystalline Distortion, and Structural Damage to Machine Parts and Structural Members

MURR—Electron Optical Applications in Materials Science

By LAWRENCE E. MURR, Univ. of Southern California.

544 pp. (1970) 07 044072 7
Exercises 07 044071 9
CONTENTS—Fundamental Properties of Electrons Electron Emission and Emission Microscopy Electron Optics and Electron Optical Design. Electron Probe Microanalysis. Electron Microscopy of Surfaces Electron Diffraction. Transmission Electron Microscopy of Crystalline Materials. High-voltage Electron Microscopy Appendixes

NORTON—Refractories, 4th Ed.

By F. H. NORTON, Emeritus Professor of Ceramics, Mass. Inst. of Tech.

450 pp., 6 x 9, 304 illus. (1968) 07 047538 5

CONTENTS—Statistics of the Industry in the U.S. Bibliography of the Important Literature in the Refractories Field Classification of Types of Heavy Refractories. Refractory Insulating Materials. Sizes and Tolerances of Standard and Special Refractories Refractory Mortars, Plastics, Concretes, and Coatings Refractory Raw Materials Methods of Forming The Drying Process Firing Methods and the Effect of Heat on Various Materials Kilns for Firing Refractories Fusion Pairs and Methods of Measurements Measurement of Hot Deformation and Its Relation to Design Sensitivity of Refractories to Temperature Resistance of Refractories to Slags and Glasses Shrinkage and Expansion of Refractories Heat Transmission Through Refractories as Related to Structure Miscellaneous Properties of Refractories Use of Refractories in the Iron and Steel Industry, Non-ferrous Industry, and Miscellaneous Industries Methods Used in Furnace Construction

PECKNER AND BERNSTEIN—Handbook of Stainless Steels

By DONALD PECKNER and I. M. BERNSTEIN

928 pp., 6 x 9 (1976) 07 049147 X
An all-encompassing guide to the properties and applications of stainless steels, both cast and wrought. It includes a full range of data on melting, extrusion, machining, soldering, brazing, welding, foundry practice, die casting and other important topics.

RHINES—Phase Diagrams in Metallurgy

Their Development and Application
By FREDERICK N. RHINES, Univ. of Fla. *Metall. Engg. Series.*

340 pp., 6 x 9, 310 illus. (1956) 07 052070 4
CONTENTS—Unary Systems Binary Isomorphous Systems Binary Eutectic Systems. Binary Eutectoid Systems Binary Monotectic Systems Congruent Transformations in Binary Alloys. Binary Peritectic Systems Binary Peritectoid Systems Binary Syntectic Systems Complex Binary Phase Diagrams. Ternary Isomorphous Systems Ternary Three-phase Equilibria Ternary Four-phase Equilibrium, Class I Ternary Four-phase Equilibrium, Class II. Ternary Four-phase Equilibrium, Class III Congruent Transformation in Ternary Alloys Complex Ternary Phase Diagrams Multicomponent Systems Pressure-temperature Diagrams Determination of Phase Diagrams Appendix Greek Alphabet. Atomic Weights of the Elements. The Interconversion of Atomic Weight, and Volume Percentages in Binary and Ternary Systems Temperature-conversion Tables. Some Thermodynamic Applications.

ROSENFELD, HAHN, BEMENT, AND JAFFEE—Dislocation Dynamics

Edited by A. R. ROSENFELD, G. T. HAHN, A. L. BEMENT, and R. I. JAFFEE, all of Battelle Memorial Inst. *Series in Mtl. Sc. & Engg.*

776 pp., 6 x 9, 329 illus. (1968) 07 053807 7
A collection of papers covering the proceedings of the second Battelle Materials Science Colloquium. Assesses the present knowledge of dislocation dynamics of crystalline materials (with emphasis on metals and alloys) in order to: identify rate-controlling mechanisms; examine the extent to which these can be formulated theoretically; review the experiments offering insights to these processes; summarize the current knowledge of rates; and determine the progress toward synthesizing quantitative descriptions of macroscopic deformation behavior. This timely volume, contributed to by internationally prominent scientists from a variety of disciplines, represents much new material not previously available in published form.

ROSENOVIST—Principles of Extractive Metallurgy (ISE 609)

By TERKEL ROSENOVIST, Metallurgical Institute, Trondheim, Norway. *Materials Science and Engineering Series.*

576 pp. (approx.), 6 x 9 (1974) 07 053847 6

Book treats science of metal extraction. Emphasizes unit processes (steps characterized by certain chemical reactions) and unit operations (characterized by equipment employed).

CONTENTS—Introduction Thermochemistry Chemical equilibrium. Melts and solutions Reaction kinetics Heat transfer and fluid flow Phase separation Fuel and oxygen preparation Reduction of metal oxides Volatile metals: Slags and refractories. Matte smelting Refining processes Rare and reactive metals, ferro alloys Hydrometallurgy Electrometallurgy Appendixes

RUDMAN AND STRINGER—Phase Stability in Metals and Alloys

Edited by PETER S. RUDMAN and JOHN STRINGER, both of Battelle Memorial Institute. *Series in Mtl. Sc. Engg.*

594 pp., 6 x 9, 235 illus. (1967) 07 054238 4
A collection of papers covering the proceedings of a colloquium held at Geneva/Villars, Switzerland, in March, 1966. Forty leading representatives from various disciplines—physics, metallurgy, chemistry, and crystallography—consider why a given structure or phase occurs in metals and alloys under a given set of conditions, temperature, pressure, composition. Includes introductory lectures, discussions of pure metals and substitutional solutions, intermetallic phases, interstitial phases and solutions; liquids and defect solids; and a summary agenda discussion.

SCHREIBER, ANDERSON, AND SOGA—Elastic Constants and Their Measurements

By EDWARD SCHREIBER, ORSON ANDERSON, both of Lamont Geological Observatory, and NAOHIRI SOGA, Kyoto Univ., Japan.

240 pp. (approx.), 6 x 9 (1974) 07 055603 2
Written for the materials people involved in materials research or testing. It describes the equipment needed and procedures to follow in order to calculate the elastic constants of a material. Many valuable numerical examples have been used and the authors have included a thorough discussion of pressure effects. The book is technically sound and will be a very useful book in a field which is rapidly expanding. The subject matter is very timely, well-written and of paramount interest to researchers and design engineers in the fields of device fabrication and crystallography.
CONTENTS—The Elastic Moduli Elasticity in Crystals The Determination of Velocity of Propagation Dynamic Resonance Method for Measuring the Elastic Moduli of Solids Resonant-Sphere Methods of Measuring the Velocity of Sound Indirect Methods of Estimating Elastic Constants The Pressure and Temperature Derivatives of Elastic Constants and Thermodynamic Functions.

SHEWMON—Diffusion in Solids

By PAUL G. SHEWMON, Carnegie Inst. of Tech. *Series in Mtl. Sc. & Engg.*

216 pp., 6 x 9, 71 illus. (1963) 07 056695 X
This book provides a coherent, complete treatment of diffusion in solids. It provides a clear interpretation of the phenomena studied and their theoretical interpretation, developing a broad understanding of the theories and experiments basic to the field. A detailed and complete discussion is given on the problem of correlation effects in diffusion in metals and ionic crystals. Suitable both as a textbook and as a reference.

SHEWMON—Transformation in Metals

By PAUL G. SHEWMON, Argonne National Laboratory. *Series in Materials Science and Engineering.*

304 pp. (1969) 07 056694 1
CONTENTS—Preface Introduction for the Student. Dislocations Diffusion. Recovery and Recrystallization Equilibrium in Alloys. Solidification. Phase Transformations near Equilibrium. Precipitation Hardening Martensite. Gas-metal Reactions.

EDITORIAL HISPANO-EUROPEA

en México: EDITA MEXICANA

LUCERNA 84-1

MEXICO 6 D.F.

COLECCION POLITECNICA

TECNOLOGIA INDUSTRIAL

REC.

METALURGIA GENERAL, por Bénard, Michel, Philibert y Talbot	696/ 564/1°.73	1.500
TECNICAS MODERNAS DE PREPARACION DEL TRABAJO, por J. Kerr	164/ 89/1°.73	530
MANTENIMIENTO Y RECONSTRUCCION DE MAQUINARIA, por W. Perritt M.I. Plant y J. Litton	276/ 113/1°.74	520
RECUBRIMIENTOS ELECTROLITICOS, por C. Arbellot	152/ 53/1°.65	320
ESTATICA GRAFICA, por I. Bayle	248/ 131/1°.66	360
MANUAL DE PLASTICOS, por C. Chausen	212/ 25/1°.67	350
RECURSOS ENERGETICOS, por Peter Hinde	274/ 58/1°.68	500
TEMPLE SUPERFICIAL AL SOPLETE OXIACETILENICO, por M. Vilez	244/ 133/1°.66	400
SOLDADURA POR RESISTENCIA, por G.E. Chéreau y E.J. Bédouffé	552/ 458/1°.68	960
TECNICAS MODERNAS DE SOLDADURA, por P.F. Wood	294/ 198/1°.72	600
NOTAS DE GEOMETRIA DIFERENCIAL, por Noel J. Hicks	240/ 25/1°.74	600
TERMICA GENERAL, por I. Chvetz, M. Kondak y otros	644/ 300/1°.75	950

URMO S.A. DE EDICIONES

en México ELCANO, S.A. EDITORES ASOCIADOS
AVENIDA YUCATÁN, 28 P.B.
MEXICO 7 D.F.

TECNICAS DEL VACIO EN METALURGIA

Por: J. A. Bolk

Indice. Bases históricas y teóricas.—Equipo de vacío.—Desgasificación en vacío.—Fusión por inducción en vacío.—Fusión por arco en vacío.—Fusión por bombardeo electrónico y fusión de zona.—Aplicaciones al estado sólido.—Aplicaciones especiales

16 x 24 cm. Tela. 208 págs. 1967
ISBN: 84-314-0057-9

ELECTROTHERMIA INDUSTRIAL

Por: Dr. Franz Lauster

Indice. Generalidades.—Nociones fundamentales sobre transmisión de calor.—Materiales de construcción.—Calentamiento y soldadura por resistencia.—Calentamiento y soldadura por arco.—Calentamiento por inducción.—Calentamiento dieléctrico.—Procedimientos combinados.—Unidades y símbolos.—Bibliografía

16 x 24 cm Rústica 340 págs. 1972
ISBN: 84-314-0036-6

ULTRASONICA

Por: Benson Carlin

Indice. Ondas ultrasónicas.—Cristales para uso en ultrasónica.—Soportes de cristales para usos ultrasónicos.—Magnetoestricción.—Transductores diversos para generar ultrasonidos.—Medida.—Equipo ultrasónico de potencia.—Ensayos no destructivos de materiales: onda continua y resonancia. Ensayos no destructivos de materiales: con impulsos.—Efectos.—Aplicaciones

16 x 24 cm. Tela 360 págs. 1973.
ISBN: 84-314-0195-8

TEORIA Y PRACTICA INDUSTRIAL DEL ROZAMIENTO

Por J. J. Caubet
Ingeniero

Indice. Breve teoría de la naturaleza y del trabajo de las superficies. Introducción.—La estructura atómica y el rozamiento.—La estructura cristalina y el rozamiento.—Repaso de la mecánica de las superficies.—Las magnitudes medidas del metal. Su significado, sus límites.—Formación de una superficie.—La metrología de los estados de superficie.—Actuación del rozamiento.—El desgaste.—Los dos gripados.—Los coeficientes del rozamiento.—Las reglas prácticas del rozamiento. Introducción. Los siete principios. Primer principio.—Segundo principio.—Tercer principio.—Cuarto principio. Quinto principio.—Sexto principio.—Séptimo principio.—Necesidad de estudios generales sobre el rozamiento.—Anexo. Los modernos tratamientos de superficie a base de azul.

16 x 24 cm Tela 400 págs 1971
ISBN 84-314-0155-9

ACEROS DE CEMENTACION

Por: Aceros de Llodio, S. A.

Indice. Alocución de apertura.—Panorámica internacional de los aceros de cementación.—Fabricación de aceros de cementación.—Elección y selección de aceros de cementación con destino a la fabricación de engranajes para vehículos pesados.—Tamaño de grano austenítico de aceros de cementación en relación con la maquinabilidad y deformaciones en el tratamiento térmico final.—Incidencia de la herramienta de corte de acero rápido sobre la maquinabilidad.—Aceros de cementación «Supervitac» a maquinabilidad mejorada.—Qué se debe y qué se puede exigir a un acero de cementación.—La forja y los aceros de cementación.—Criterios de elección entre cementación y temple superficial.—Consideraciones sobre la cementación y carbonitruración en medios gaseosos. La sulfocarbonitruración: sus propiedades y aplicación en la industria.—Tratamiento de incorporación de azufre a baja temperatura.—Roturas en capas endurecidas.—Fallos en piezas endurecidas superficialmente por tratamiento térmico: causas y remedios.—Alocución de clausura

16 x 24 cm. Tela. 366 págs 1975.
ISBN: 84-314-0323-3

ACEROS INOXIDABLES. ACEROS REFRACTARIOS

Por L. Colombier y J. Hochmann

Indice. Influencia de los distintos elementos sobre la estructura.—Propiedades generales de los aceros inoxidables.—Resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables.—Métodos de ensayo de resistencia a la corrosión.—Acción de los diferentes medios corrosivos.—Resistencia química a alta temperatura.—Aceros de buena resistencia química a temperatura elevada.—Resistencia mecánica a alta temperatura.—Propiedades mecánicas de los principales aceros y aleaciones refractarias.—Procedimientos de fabricación y de transformación

16 x 24 cm Tela. 626 págs. 1968.
ISBN 84-314-0083-8

ENSAYOS DE CORROSION

Por: F. A. Champion

Indice. Introducción.—Factores del metal.—Medios de corrosión.—Condiciones de la exposición en el laboratorio.—Condiciones de laboratorio para la acción conjunta.—Ensayos de campo y servicio.—Limpieza de las muestras después de la corrosión.—Valoración de efectos sobre el metal.—Valoración de los efectos de la corrosión sobre el medio ambiente.—Mediciones electroquímicas.—Técnicas auxiliares.—Expresión e interpretación de los resultados.—Ensayos específicos de corrosión.

16 x 24 cm. Tela 468 págs 1970.
ISBN 84-314-0148-6.

METALURGIA

Tomos I

ALEACIONES METALICAS

Por: C. Chaussin y G. Hilly
Doctor Ingeniero Industrial

Indice. Diagramas de equilibrio de las aleaciones.—Métodos de determinación de los diagramas.—Micrografía y Macrografía.—Estado metálico.—

Aleaciones hierro-carbono.—Tratamientos térmicos de los aceros —Aceros aleados —Endurecimiento por maduración —Tratamientos superficiales de los aceros —Lucha contra la corrosión —Metales y aleaciones no férricas Cuadro de los procedimientos de control de las piezas metálicas —Aplicaciones de los rayos X —Bibliografía breve —Ejercicios —Resultados numéricos —Prácticas de metalurgia

16 x 24 cm Rústica 380 págs 1971.
ISBN 84-314-0156-7

METALURGIA

Tomo II

ELABORACION DE LOS METALES

Por **C. Chausin y G. Hilly**

Indice. Metalurgia general Previsión de las reacciones químicas — Métodos generales de elaboración de los metales — Tratamientos mecánicos preliminares — Procedimientos de separación — Tratamientos térmicos preliminares — Siderurgia Nociones preliminares — Fabricación del arrabio — Estudio teórico del horno alto — Estudio tecnológico del horno alto. — Fabricación del acero — Generalidades sobre la fabricación del acero — Procedimientos de fabricación del acero — Colada del acero — Ferroaleaciones. Metalurgia de los metales no férricos Cobre — Aluminio — Plomo — Cinc. — Níquel — Estaño — Otros metales industriales — Metalurgia de los polvos. — Bibliografía sumaria Ejercicios

16 x 24 cm Rústica 314 págs. 1972
ISBN 84-314-0169-9

FATIGA DE LOS METALES

Por **P. G. Forrest**

Indice. Introducción — Ensayos de fatiga — Resistencia de los metales a la fatiga — Influencia de las condiciones de los esfuerzos en la resistencia a la fatiga — Concentraciones de tensiones — Influencia del tratamiento superficial en la resistencia a la fatiga — Fatiga por corrosión y corrosión por frotamiento — Influencia de la temperatura en la resistencia a la fatiga — Resistencia a la fatiga de uniones, componentes y estructuras — Medidas técnicas para evitar la fatiga — Mecanismo de la fatiga — Fatiga de los materiales no metálicos — Datos de fatiga — Referencias.

16 x 24 cm Rústica 462 págs 1972
ISBN 84-314-0183-4

MANUAL DE LOS USUARIOS DE REVESTIMIENTOS EN CROMO DURO

Por **E. Gillet**

Indice. Características de los revestimientos de cromo duro — Fisonomía del revestimiento bruto del depósito — Trabajo en taller antes y después del cromado — Rectificación, pulido y rodaje — Juego que debe atribuirse al montaje de piezas cromadas — Lubricación de los revestimientos de cromo duro — Espesor del revestimiento — Aplicación. — Campo de utilización — Informes que deben facilitarse al cromador

14 x 21 cm Rústica 184 págs 1965
ISBN 84-314-0058-7

METALOGRAFIA MICROSCOPICA PRACTICA

Por **R. H. Greaves**

Indice. Preparación de especímenes para microexamen — El microscopio y método de examen microscópico — Fotomicrografía de baja potencia y macrografía — Estructura y propiedades de los metales puros, aleaciones, hierro en lingotes, hierro forjado, aceros al carbono normalizados y templados y efectos del trabajo en frío o en caliente — Estructuras y propiedades de los aceros al carbono — Inclusiones no metálicas y defectos del acero. Efectos de las impurezas del cobre — Estructuras y propiedades del arrabio, hierro colado y hierro colado maleable, de las aleaciones del cobre con cinc, estaño, etc., de las aleaciones del níquel con cobre, hierro y cromo, etc. Técnicas especiales en microscopia metalúrgica

16 x 24 cm Tela 270 págs 1966
ISBN 84-314-0152-4

METALURGIA ESPECIAL (Tomo I)

EL ALUMINIO Y SUS ALEACIONES EL MAGNESIO Y SUS ALEACIONES

Por **Jean Herenguel**
Doctor en Ciencias

Indice. *Primera parte* El aluminio y sus aleaciones — Reseña histórica — Posición económica del aluminio — Extracción y refinado — Propiedades físicas, mecánicas y químicas generales del aluminio — Principales clases de aleaciones industriales — Transformación en productos semielaborados — Operaciones de acabado — Relación de las principales aleaciones del aluminio y equivalencias internacionales — *Segunda parte* El magnesio y sus aleaciones — Reseña histórica — Posición económica del magnesio — Extracción y refinado. — Propiedades físicas, mecánicas y químicas generales del magnesio. — Principales tipos de aleaciones industriales — Transformación en productos semielaborados. — Operaciones de conformación definitiva — Tratamientos de protección. — Relación de las principales aleaciones de magnesio y equivalencias internacionales.

16 x 24 cm. Tela 386 págs 1969.
ISBN: 84-314-0094-3

METALURGIA ESPECIAL (Tomo II)

EL COBRE Y SUS ALEACIONES

Por **J. Herenguel**
Doctor en Ciencias

Indice. Reseña histórica — Situación económica del cobre — Extracción y refinado — Propiedades físicas, mecánicas y químicas generales del cobre — Principales familias de aleaciones industriales. — Transformación de productos semielaborados — Operaciones de conformación definitiva — Fuentes de documentación utilizadas

16 x 24 cm Tela 166 págs 1971.
ISBN 84-314-0153-2

FABRICACION DE ACEROS AL OXIGENO

Por **A. Jackson**
A Met (Selfield), F I M. C G I A

Indice. Materias primas — Elementos de fabricación de acero. — Principios térmicos de la aceración. — Procedimientos Bessemer — Martin-Siemens, Ajax.

Linz-Donawitz, L. D. A. C., O. L. P., Kaido y Retor. Fundición y solidificación continua.—El hidrógeno y nitrógeno en el acero.—Oxidación del carbono. Desgasificación al vacío.—Refractarios.—Depuración de gases.

16 x 24 cm. Tela. 270 págs. 1966
ISBN: 84-314-0151-6.

APLICACIONES DEL ALUMINIO EN LAS INDUSTRIAS QUIMICAS Y ALIMENTICIAS

Por: Junière y Sigwalt

Indice. Características del aluminio —Ensayos de su resistencia química. Agentes atmosféricos.—Acción de los elementos no metálicos.—De los metales.—De los compuestos orgánicos.—De diversos productos alimenticios.—Aplicaciones industriales: sales; petróleo; productos de destilación de la hulla; ceras; cauchos; materiales de construcción; materias celulósicas y textiles; curtidos; plásticos, barnices; perfumería; productos fotográficos; insecticidas.

16 x 24 cm. Tela. 288 págs. 1966.
ISBN: 84-314-0059-5

DEFECTOS DE LAS PIEZAS DE FUNDICION

Por: H. Le Breton
Ingeniero

Indice. Primera parte: Defectos debidos únicamente a la contracción líquida —Defectos debidos a la contracción de solidificación y a la contracción líquida —Defectos debidos a la contracción sólida —Trazado correcto de piezas —Formas a adoptar para evitar los defectos debidos a la contracción de solidificación y a la contracción normal.—Segunda parte: Defectos debidos al proceso de cristalización.—Espesor de los granos.—Heterogeneidad de los moldeados.—Segregaciones.—Alimentación incompleta de la pieza —No-llenados.—Uniones frías.—Arrugas o pliegues.

16 x 24 cm. Tela. 280 págs. 1965.
ISBN 84-314-0060-9

MANUAL DE ANTICORROSION

Por: A. J. Maurin
Ingeniero

Indice. Termodinámica de la molécula metálica en presencia de agua. Química de la molécula metálica en presencia de gas.—Corrosión a altas temperaturas.—El oxígeno disuelto en la corrosión.—Factores que aceleran la corrosión —Mitigación o anulación de la corrosión.—Hornos —Procedimiento de Scam Redic.—Corrosión en las soldaduras.—Canalizaciones subterráneas —El agua de mar —Protección Redic —Hormigón enterrado.—La corrosión en la industria química petrolífera —Turbinas.—El átomo y la corrosión.—Protección catódica.

16 x 24 cm. Tela. 648 págs. 1966.
ISBN 84-314-0150-8.

DICCIONARIO ENCICLOPEDICO TECNICO

MATERIALES SIDERURGICOS

Por: F. Repatz y F. Roll

Contenido. El hierro y el acero son materiales básicos. Por sus cualidades y por lo fáciles que son de trabajar, han demostrado ser insustituibles en muchas aplicaciones industriales.

No sólo los ingenieros, sino también casi todos los técnicos deben llegar a conocer a fondo los conceptos fundamentales, los tratamientos térmicos del acero y la fundición de hierro, así como las propiedades y aplicaciones posibles de estos materiales.

Esta cómoda obra de consulta ofrece la posibilidad de informarse rápidamente tanto al estudiante como al técnico interesado en los problemas prácticos. Las ilustraciones y, sobre todo, las tablas serán muy útiles por su gran valor práctico.

11 x 17 cm. Tela. 256 págs. 58 tablas. 1968.
ISBN: 84-314-0062-5.

CONFORMADO DE LOS METALES

Por: Geoffrey W. Rowe

Indice. La naturaleza y el fin de la teoría del conformado de metales.—Curvas de tensiones-deformaciones.—Tensiones principales y fluencia —Determinación de las cargas de trabajo considerando la pieza y la distribución de tensiones.—Determinación de las cargas de trabajo teniendo en cuenta la fluencia del metal.—Estrado de barras redondas y de pletina plana.—Fabricación de tubos y embutición profunda.—Extrusión —Laminado de palanquilla y de pletina plana.—Forjado, embutición y perforado —Rozamiento y lubricación en el conformado de metales.—Utilización de un pequeño computador para resolver problemas prácticos en el conformado de metales.

16 x 24 cm. Tela. 680 págs. 1972.
ISBN: 84-314-0184-2.

INSPECCION RADIOGRAFICA DE LAS UNIONES SOLDADAS

Por: A. Ruiz Rubio

Indice. Introducción.—Naturaleza y propiedades fundamentales de las radiaciones X y gamma.—Principios de radiología.—Película radiográfica Cálculo de la exposición.—Sensibilidad y calidad radiográfica.—Arte radiográfico.—Normas de aceptación.—Consideraciones sobre la severidad de defectos en las uniones soldadas.—Anexo 1.

16 x 24 cm. Tela. 252 págs. 1972.
ISBN: 84-314-0166-4.

COMPORTAMIENTO Y PROPIEDADES DE LOS METALES REFRACTARIOS

Por: T. E. Tietz y J. W. Wilson

Indice. Aspectos generales del comportamiento de los metales refractarios. Datos sobre propiedades de los metales no aleados.—Cromo —Columbio.—Molibdano.—Renio —Tántalo —Volframio.—Vanadio.—Apéndices Propiedades de las aleaciones comerciales de metales refractarios —Datos sobre

costes y tamaños disponibles de chapas de aleaciones comerciales de metales refractarios.

16 x 24 cm Tela 484 págs 1971.
ISBN: 84-314-0154-0

HORNOS INDUSTRIALES

Volumen I

Por **W. Trinks y M. H. Mawhinney**
Ingenieros

Índice. Introducción.—El calentamiento de sólidos en hornos industriales. La capacidad de calentamiento de los hornos discontinuos o de carga por lotes.—La capacidad de calentamiento de los hornos continuos.—La economía de combustible en los hornos.—Métodos y aparatos para la economía de calor con referencia particular a los hornos industriales.—Resistencia y duración de los hornos.—Movimiento de gases en los hornos.—Distribución de temperaturas transitorias en cuerpos sólidos.—Transmisión del calor en el interior de un horno.—Pérdidas de calor por las paredes.—Propiedades de materiales que se presentan en contadas ocasiones en el calentamiento de hornos industriales

16 x 24 cm Tela 506 págs 1971
ISBN 84-314-0170-2

HORNOS INDUSTRIALES

Volumen II

Por **W. Trinks y M. H. Mawhinney**
Ingenieros

Índice. Fuentes de energía calorífica.—Equipos liberados de calor.—Principios del control automático.—Control de la temperatura del horno. Control de la atmósfera del horno.—Resistencia y duración de los recuperadores.—Dispositivos economizadores de mano de obra.—Comparación crítica de las fuentes de energía.—Medidas de seguridad.

16 x 24 cm Tela 376 págs 1972
ISBN 84-314-0171-0

CORROSION Y CONTROL DE CORROSION

Por **Herbert H. Uhlig, M.I.T.**

Índice. Definición de la corrosión.—Mecanismo electroquímico.—Tendencia a la corrosión y potenciales de electrodos.—Polarización y velocidades de corrosión.—Pasividad.—Hierro y acero.—Medios ambientes acuosos. Factores metalúrgicos.—Efecto de las tensiones.—Corrosión atmosférica en el suelo.—Oxidación y empañado.—Corrosión por corrientes vagabundas.—Protección catódica y anódica.—Recubrimientos metálicos.—Recubrimientos inorgánicos.—Recubrimientos orgánicos.—Inhibidores y pasivadores.—El tratamiento químico de los circuitos de agua y vapor.—La aleación como medio de mejorar la resistencia a la corrosión.—Aceros inoxidables.—Cobre y sus aleaciones.—Aluminio y magnesio.—Plomo.—Níquel.—Titanio, circonio y tántalo.—Aleaciones silicio-hierro y silicio-níquel.—Problemas.

16 x 24 cm Tela 394 págs. 1970.
ISBN 84-314-0232-6.

ENCICLOPEDIA DEL ALUMINIO

Por: **Ingenieros del Grupo PECHINEY**

PRODUCCION DEL ALUMINIO (Volumen 1)

Índice. *Producción del aluminio.*—Historia del aluminio.—Minerales de aluminio.—La bauxita.—Fabricación de la alúmina.—Fabricación electrolítica del aluminio.—Procedimientos diversos para la fabricación del aluminio.—Refinado del aluminio.—La industria del aluminio en el mundo.—Estudio estadístico

16 x 24 cm. 308 págs 1967. ISBN: 84-314-0056-0

METALURGIA ESTRUCTURAL DEL ALUMINIO. FUSION Y COLADA DE PLACAS Y TOCHOS. FABRICACIONES ANEXAS (Volumen 2)

Índice. Metalurgia estructural del aluminio.—Fusión y colada de placas y tochos.—Fabricaciones anexas.

16 x 24 cm. 314 págs. 1968. ISBN: 84-314-0054-0.

FABRICACION DE SEMIPRODUCTOS (Volumen 3)

Índice. La laminación del aluminio y sus aleaciones.—El papel de aluminio.—La extrusión del aluminio y sus aleaciones.—Estirado y trefilado del aluminio y sus aleaciones

16 x 24 cm 288 págs 1968. ISBN. 24 314-0055-2.

PROCESOS DE CONFORMADO DEL ALUMINIO Y SUS ALEACIONES, I (Volumen 4)

Índice. *Procesos de conformado del aluminio y sus aleaciones.* Moldec por gravedad.—Fundición inyectada.—Forja y estampación.—Extrusión por impacto.—Calderería.—Embutición.—Entallado.—Mecanización

16 x 24 cm. 328 págs 1969. ISBN: 84-314-0089-7

PROCESOS DE CONFORMADO DEL ALUMINIO Y SUS ALEACIONES, II (Volumen 5)

Índice. *Procesos de conformado del aluminio y sus aleaciones.* Soldadura y braseado.—Remachado.—Conformación de conductores eléctricos.—Pegado.—Tratamientos superficiales

16 x 24 cm 334 págs. 1969. ISBN. 84-314-0088-9.

UTILIZACION DEL ALUMINIO Y SUS ALEACIONES (Volumen 6)

Índice. *Procesos de conformado del aluminio y sus aleaciones.* Construcciones metálicas en aluminio.—Transportes.—Minas. Obras públicas. Transporte.—Industrias mecánicas y diversas.—Industria eléctrica.—Embalaje.—Construcción.—Industria química y de alimentación.—Agricultura.—El aluminio para usos militares.

16 x 24 cm 256 págs. 1969 ISBN: 84-314-0082-X.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS ASM
 Metals Park
 Ohio USA

- METALS HANDBOOK

Vol. 1: Properties and Selection of Metals

Vol. 2: Heat Treating, Cleaning and Finishing

JOSÉ APRAIZ BARREIRO: "Tratamientos Térmicos
 de los Aceros"

Ed. DOSSAT Plaza de Sta Ana nº9
 Madrid 12

Ed. CECSA México
 Calzada de TLALPAN 4620
 México 22 D.F.

- Ingeniería Metalúrgica

Tomo I: Metalurgia Física Aplicada

Tomo II: Tecnología de los Procesos
 Metalúrgicos

por Higgins

- Principios de Metalurgia Física

R. E. Reed-Hill

DIRECTORIO DE ASISTENTES AL CURSO: TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS
APLICACIONES (DEL 6 DE JUNIO AL 20 DE JULIO DE 1978)

<u>NOMBRE Y DIRECCION</u>	<u>EMPRESA Y DIRECCION</u>
1. ANTONIO BALTAZAR BENITEZ Calle 38 No. 29-1 Col. Sta. Rosa México 14, D.F. Tel.	HUGHES TOOL CO DE MEXICO Km. 12.7 Carretera México Laredo Col. Sn. Pedro Xalostoc Edo. de México Tel. 569-39-11
2. FELIPE BARRERA VALDIVIA Morelia No. 113-3 Col. Roma México 7, D.F. Tel. 525-10-89	METALO-QUIMICA MEXICANA, S.A. Insurgentes Sur 1480-3o. Piso Col. Del Valle México 12, D.F. Tel. 534-30-00 al 04
3. ING. JESUS BARRETO GARCIA Tilapa No. 12 Col. Obrera Zacatepec, Mor.	INDUSTRIA AUTOMOTRIZ DE CUERNAVACA Km. 87.5 Autopista México-Acapulco Col. Flores Magon Cuernavaca, Mor Tel. 525-99 Ext. 157
4. ING. JORGE ZACARIAS BORBON F. Retorno 302 No. 5 Unidad Modelo México 13, D.F. Tel. 563-37-00	COMISION FEDERAL DE ELECTRICIDAD A. Rodin No. 265 Col. Mixcoac México 19, D.F. Tel. 563-37-00
5. ING. JUAN MARIO CAMPOS CALZADA Lázaro Cárdenas No. 45 Col. Tultitlán Edo. de México Tel. (91-591) 200-61	IND. AUTOMOTRIZ DE CUERNAVACA Autop. a Acapulco Km 87.5 Cuernavaca, Mor Tel. 525-99
6. ING. JUAN CARRERA GUERRERO Calle 5 de Mayo No. 6 Col. Atzacualco México 14, D.F. Tel. 577-81-66	MAGNAVAL S.A. DE C.V. Vulcanización No. 14 Col. 20 de Noviembre México 2, D.F. Tel. 789-00-33

DIRECTORIO DE ASISTENTES AL CURSO: TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS
APLICACIONES (DEL 6 DE JUNIO AL 20 DE JULIO DE 1978)

NOMBRE Y DIRECCION

EMPRESA Y DIRECCION

- | | | |
|-----|--|---|
| 7. | JORGE CONTRERAS CABRERA
Adrian Brower No. 41
Col. Alfonso XIII
México 19, D.F.
Tel. 651-39-09 | MAQUINARIA RAMOS, S.A.
Calle Nueva No. 11
Col. Alce Blanco
Edo. de México
Tel. 576-49-60 |
| 8. | JAVIER COSIO TENORIO
Rojas No. 39
Col. Sn. Simón
México 3, D.F.
Tel. 542-87-69 | D E T E N A L (Secretaria de
Programación y Presupuesto)
San. Antonio Abad No. 124
Col. Tránsito
Tel. 578-62-00 |
| 9. | ING. JUAN MIGUEL CHAVEZ MELENDEZ
Pta. Infiernillo No. 32
Col. Eléctra
Tlanepantla, Edo. de México
Tel. 397-19-56 | COMISION FEDERAL DE ELECTRICIDAD
Atoyac No. 91 Mezannine
Col. Cuauhtémoc
México 5, D.F.
Tel. |
| 10. | ING. HECTOR DE LOS COBOS GALLEGOS
Av. Paseo de la Reforma No. 116-5
Col. Juárez
México 6, D.F.
Tel. 566-99-66 | HYLSA, S.A.
Av. Reforma No. 116-50. Piso
Col. Juárez
México 6, D.F. |
| 11. | ELOY DIAZ GIL
156 Oriente No. 59
Col. Moctezuma
México 9, D.F.
Tel. | HUGHES TOOL CO DE MEXICO
Ignacio Rayon No. 14
Col. Xalostoc
Edo. de México
Tel. 569-39-11 |
| 12. | LUIS ERNESTO FUENTES CUELLAR
Tetrazzini No. 106-301
Col. Ex-Hipodromo de P.
Tel. | INSTITUTO MEXICANO DEL PETROLEO
Av. de los 100 m. No. 152
México 14, D.F.
Tel. 567-66-00 Ext. 24-13 |

DIRECTORIO DE ASISTENTES AL CURSO: TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS
APLICACIONES (DEL 6 DE JUNIO AL 20 DE JULIO DE 1978)

<u>NOMBRE Y DIRECCION</u>	<u>EMPRESA Y DIRECCION</u>
13. RAFAEL GARCIA GOMEZ Juan Sarabia No. 320 Col. Nva. Sta. María México 16, D.F. Tel. 556-34-26	VEHICULOS AUTOMATICOS MEXICANOS Poniente 150 No. 837 Col. Ind. Vallejo México 16, D.F. Tel. 587-15-00
14. ING. JOSE ANTONIO GARCIA VAZQUEZ Tajin No. 445-7 Col. Narvarte México 12, D.F. Tel. 543-39-22	INTITUTO MEXICANO DEL PETROLEO Av. de los 100 m. No. 152 México 14, D.F. Tel. 567-66-00 Ext. 2313
15. VICENTE GONZALEZ GUARNEROS Mesones No. 134-1 Col. Centro México 1, D.F. Tel. 559-16-61	S.A.H.O.P. Miguel Lauren No. 840 Col. Narvarte México 12, D.F. Tel. 559-16-61
16. JOSE LUIS GONZALEZ ORTIZ DE ROSAS Cuauhtémoc No. 907-A Pachuca, Hgo. Tel. 249-86	NEUMATICA MEXICANA S.A. DE C.V. Gómez Pérez No. 402 Pachuca, Hgo. 2-18-93 y 2-51-41
17. JORGE ADALBERTO HERNANDEZ ARELLANO Av. Matamoros No. 25 Esq. 2o. con Matamoros Col. Sn. Vicente Chicoloapan Edo. de México	CARLOS PICHARDO S.A. DE ING. Av. Mariano Escobedo No. 353-A Desp. 902 México 5, D.F. Tel. 531-71-39 5-31-93-84
18. JOSE LUIS JIMENEZ SANCHEZ Corona del Rosal No. 48 Col. Cerro del Judio México 20, D.F. Tel. 576-49-60-62	MAQUINARIA RAMOS, S.A. Calle Nueva No. 11 Col. Naucalpan Edo. de México Tel. 576-49-60-62

DIRECTORIO DE ASISTENTES AL CURSO: TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS
APLICACIONES (DEL 6 DE JUNIO AL 20 DE JULIO DE 1978)

<u>NOMBRE Y DIRECCION</u>	<u>EMPRESA Y DIRECCION</u>
19. MOISES LOPEZ HERRERA Circuito Musicos No. 61-A Edo. de México Tel. 562-30-07	CIA. DE LUZ Y FUERZA DEL CENTRO Melchor Ocampo No. 171 Col. Tlaxpana México 17, D.F. Tel. 592-30-04
20. GUILLERMO LOPEZ TORRES Azucenas No. 170Mzna. 5 Lote 51 Col. Villa de las Flores Edo. de México Tel. 416-64	HUGHES TOOL CO DE MEXICO, S.A. DE Ignacio Rayon No. 14 Col. Xalostoc Edo. de México Tel. 569-39-11
21. JAVIER LOPEZ VALENCIA Cda. de la Amargura No. 16-3 Col. Centro México 1, D.F. Tel. 592-03-94	HUGHES TOOL CO DE MEXICO, S.A. Rayon No. 14 Col. Xalostoc Edo. de México Tel. 569-39-11
22. ING. CARLOS MARTINEZ PALACIOS Calle Sn. Francisco No. 37 Col. Atzacapotzalco México 16, D.F.	FRENOMEX, S.A. Av. de las Granjas No. 473-A Col. Azpeitia México 16, D.F.
23. ING. MARIO MEZA RODRIGUEZ Nubia No. 19 Col. Clavería México 16, D.F. Tel. 527-29-26	FRENOMEX, S.A. Av. de las Granjas No. 473-A Col. Azpeitia México 16, D.F. Tel. 561-00-33 Ext. 28
24. ANTONIO NAVARRO HERNANDEZ Ferrocarriil No. 26 Col. Marina Nacional Edo. de México Tel.	HUGHES TOOL CO DE MEXICO, S.A. Ignacio Rayón No. 14 Col. Xalostoc Edo. de México Tel. 569-39-11

DIRECTORIO DE ASISTENTES AL CURSO: TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS
APLICACIONES (DEL 6 DE JUNIO AL 20 DE JULIO DE 1978)

<u>NOMBRE Y DIRECCION</u>	<u>EMPRESA Y DIRECCION</u>
25. ING. ROBERTO ORTEGA RAMIREZ Mellendo No. 1038-8 Col. Lindavista México 14, D.F. Tel. 586-65-24	E. S. I. A. Edif. 4 U.P.Z. Col. Lindavista México 14, D.F. Tel. 586-96-44
26. HEDILBERTO PANTOJA PONCE Oriente 255 "B" No. 14-3 Col. Agrícola Oriental México 9, D.F. Tel. 585-42-11	OLYMPIA DE MEXICO Los Reyes, Edo. de México Tel. 585-42-15 Y 16
27. ING. ERIC PAREDES VILLANUEVA Av. Central No. 7 Col. Modelo Naucalpan Edo. de México Tel. 560-87-26	E. N. E. P. Cuautitlán Cuautitlán Izcalli Campo 3 Col. Izcalli Tel. 331-11
28. ING. CESAREO PEREZ FLORES Carretera Fed. Méx-Cuernavaca #6355 Col. Tlapan México 22, D.F. Tel.	INST. NACIONAL DE ENERGIA NUCLEAR Insurgentes Sur No. 1079 Col. Nochebuena México 18, D.F. Tel. 563-71-00
29. RAUL PEREZ GALINDO Elisa No. 195 Col. Nativitas México 13, D.F. Tel. 532-16-31	COLEGIO DE BACHILLERES Av. Combate de Celaya S/N Unidad Vicente Guerrero Col. Iztapalapa Tel. 582-36-90
30. SERGIO PINEDA SANTIAGO Itaca No. 87 Depto. 9 Col. Clavería México 16, D.F. Tel. 565-90-63	VIDRIERA LOS REYES Calzada Presidente Benito Juárez No. 2039 Col. Tlalnepantla Edo. de México Tel. 565-90-63

DIRECTORIO DE ASISTENTES AL CURSO: TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS
APLICACIONES (DEL 6 DE JUNIO AL 20 DE JULIO DE 1978)

NOMBRE Y DIRECCION

EMPRESA Y DIRECCION

31. ING. GUSTAVO QUIROZ CHAVOLLA
Mitla No. 101 Int. 402
Col. Narvarte
México 12, D.F.
Tel. 585-05-15
- TUBOS Y ELEMENTOS PRESFORZADOS
Km. 18.5 Carret. Federal México-
Los Reyes
Edo. de México
Tel. 91-597-50134
32. SAMUEL RIOS DIAZ
Washington No. 199A - 2
Col. Moderna
México 13, D.F.
Tel. 579-16-89
- CENTRO NAL. DE ENSEÑANZA TECNICA
INDUSTRIAL (CeNETI)
Av. Las Granjas No. 682
Col. Ind. Vallejo
México 8, D.F.
Tel. 561-80-11
33. ING. RICARDO ROMERO MONROY
Calle Ahuehuate Manzana 272-21
Col. Coacalco
Edo. de México
Tel.
- FUNDIDORA ACEROS TEPEYAC, S.A.
Antigua Carretera a Laredo
Km. 17 1/2
Santa Clara
Edo. de México
Tel. 569-30-22
34. ING. JOEL ROSAS RAMIREZ
Av. Cuauhtémoc No. 101-2
Col. Amatitlan
Cuernavaca, Mor.
- IND. AUTOMOTRIZ DE CUERNAVACA
Km. 87.5 Autopista Federal México-
Acapulco
Cuernavaca, Mor.
Tel. 5-25-99
35. ING. GERARDO ANTONIO RUIZ BOTELLO
Anaxágoras No. 1325
Col. Narvarte
México 13, D.F.
Tel. 575-07-54
- U.N.A.M. CENTRO DE INSTRUMENTOS
Circuito Exterior
Ciudad Universitaria
México 20, D.F.
Tel. 550-52-15 Ext. 4700
36. ERNESTO RUIZ FUENTES
Nicolás León No. 54-1
Col. Jardín Balbuena
México 9, D.F.
Tel. 585-42-11
- OLYMPIA DE MEXICO
Los Reyes La Paz Km. 19
Carretera México-Puebla
Edo. de México
Tel. 585-42-11

DIRECTORIO DE ASISTENTES AL CURSO: TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS
APLICACIONES (DEL 6 DE JUNIO AL 20 DE JULIO DE 1978)

<u>NOMBRE Y DIRECCION</u>	<u>EMPRESA Y DIRECCION</u>
37. MANUEL SALDAÑA CAMPILLO Moctezuma Sur 49 No. 21 Col. Fracc. Jajalpa Ecatepec Edo. de México Tel. 565-64-44	TUBERIAS ASPE, S.A. Lote 17 Manz. 17 Col. Fracc. Ind. Sn. Nicolas Tlalnepantla Edo. de México Tel.
38. FERNANDO ANTONIO SALGADO DARIAGA Av. Cuauhtémoc No. 1015 Col. Chapultepec Cuernavaca, Mor. Tel. 415-63	IND. AUTOMOTRIZ DE CUERNAVACA Km. 87.5 Autopista México-Aca- pulco Cuernavaca, Mor. Tel. 525-99
39. ING. JOSE SANCHEZ VIZCAINO Rubens No. 62 Col. Mixcoac México 19, D.F. Tel. 598-07-15	CENTRO DE INSTRUMENTOS U.N.A.M. Circuito Exterior Ciudad Universitaria México 20, D.F. Tel. 550-52-15 Ext. 4700
40. ING. RODOLFO SANCHEZ TORRES Calle 40 No. 23 Col. Santa Rosa México 14, D.F. Tel.	OLIVETTI MEXICANA, S.A. Norte 45 No. 1071 Col. Industrial Vallejo México 16, D.F. Tel. 567-01-44 Ext. 139
41. ING. ARMANDO SANDOVAL JUAREZ Paz Montes de Oca No. 18 Col. Churubusco México 21, D.F. Tel. 544-56-87	S.A.H.O.P. Miguel Laurent No. 840-2o. Piso Col. Del Valle México 12, D.F. Tel. 559-16-61
42. JOSE SOTERO PERDOMO L. Sta. Catarina S/N Col. Thahuac México 20, D.F. Tel.	MUELLES IMEX, S.A. Prol. Cipres No. 3998 Col. Arenal México 15, D.F. Tel. 355-30-55

DIRECTORIO DE ASISTENTES AL CURSO: TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS
APLICACIONES (DEL 6 DE JUNIO AL 20 DE JULIO DE 1978)

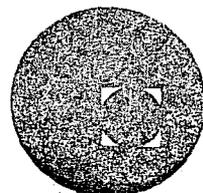
NOMBRE Y DIRECCION

EMPRESA Y DIRECCION

- | | | |
|-----|---|---|
| 43. | FRANCISCO TORRES SANCHEZ
Hidalgo No. 280
Col. Sn. Francisco Culhuacan
Mexico 13, D.F.
Tel. 689-12-75 | HUGHES TOOL CO DE MEXICO, S.A.
Ignacio Rayón No. 14
Col. Xalostoc
Edo. de México
Tel. 569-39-11 |
| 44. | SALVADOR TRUJILLO LOZANO
Manzana 140 Lote 9
Jardines Ojo de Agua
Col. Tecamal
Edo. de México
Tel. 91 595 80442 | C O M A S A
Calzada Sn. Mateo No. 17
Col. Atizapan
Edo. de México |
| 45. | ING. FRANCISCO VILLASANA
Calle Carmen No. 45
Col. Nativitas
México 13, D.F.
Tel. 579-27-16 | LAMINADORA MEXICANA DE METALES
Lago Zurich No. 168
Col. Anahuac
México 17, D.F.
Tel. 545-71-00 |



centro de educación continua
división de estudios superiores
facultad de ingeniería, unam



TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

TEMA V: ACEROS ESPECIALES

CAPITULO 1: LOS ACEROS PARA HERRAMIENTA

PARTE: NORMAS

ING. JOSE PAPPATERRA CABALLERO

JUNIO, 1978.



COMITE CONSULTIVO NACIONAL DE NORMALIZACION DE
LA INDUSTRIA SIDERURGICA

"ACEROS PARA HERRAMIENTAS"
B 82 1975

1. GENERALIDADES

1.1. DEFINICIONES

1.1.1. Sobrematerial

Es la cantidad de material que debe eliminarse, como mínimo, en el diámetro de las barras redondas, en la distancia entre caras de las barras cuadradas hexagonales u octagonales, en el ancho o espesor de las barras de sección rectangular, o en las dimensiones de las piezas forjadas o laminadas, para eliminar la descarburación y defectos superficiales intrínsecos en la fabricación de estos aceros, que puedan perjudicar a la pieza durante el tratamiento térmico posterior o el uso de la herramienta.

1.2. ALCANCE

Esta Norma establece los requisitos que deben cumplir los aceros para herramientas elaborados por procesos de horno eléctrico.

Los aceros para herramientas pueden ser al carbono o aleados; generalmente después de templarse y revenirse quedan con la dureza adecuada que los hace capaces de deformar, conformar, cortar o romper, la mayoría de los materiales.

Se incluyen todos los aceros que normalmente son usados en la fabricación de herramientas para equipo mecánico, fijo o manual, destinado a modificar la forma, el tamaño o las dimensiones de los materiales por medio de corte, presión o arranque de viruta a temperatura ambiente o elevada. También son usados cuando es importante la resistencia al desgaste, al impacto, etc.

1.3. USOS

1.3.1. La mayor parte de las aplicaciones de los aceros para herramientas, pueden dividirse en grupos o tipos de operación: cortado, cizallado, conformación (formado, extrusión, laminación) y golpe.

1.3.2. Las herramientas de corte pueden ser: brocas, machuelos, escariado-

NORMA DE PRODUCTO

Amores 338 México 12, D.F.

res, fresas, buriles, etc., las herramientas para cizallado pueden ser: cuchillas de corte, dados para troquelar, punzones, etc., las herramientas para conformación son: dados para forjar, dados para cabecear en frío, dados para moldeo en matriz, etc., y las herramientas de golpe son los cinceles y todos aquellos que trabajen al impacto. Muchas de estas herramientas pueden dividirse en herramientas para trabajo en frío y herramientas para trabajo en caliente.

Para cada uno de estos grupos de herramientas, son fundamentales determinadas características metalúrgicas.

1.3.3. Las herramientas de corte deben tener dureza adecuada, resistencia a perder dureza por alta temperatura y resistencia al desgaste. Las herramientas para cizallado, requieren alta resistencia al desgaste combinada con una adecuada tenacidad; estas características deben ser balanceadas considerando el diseño de la herramienta, el espesor del material que será cizallado o cortado, y las temperaturas de operación. Las herramientas de conformación deben poseer alta tenacidad y resistencia a la deformación, también en muchos casos, resistencia a perder dureza por alta temperatura.

1.3.4. En las herramientas de golpe, la característica más importante es la tenacidad.

Por lo tanto dureza, tenacidad, resistencia a la deformación, resistencia al desgaste y resistencia a perder dureza a alta temperatura, son los factores que determinan su selección en las aplicaciones de los aceros para herramientas.

Otras características que deben considerarse en la selección de un tipo de acero para herramientas, para un uso específico son: la distorsión permisible por tratamiento térmico, la descarburación superficial, tamaño de grano, templeabilidad, resistencia al agrietamiento por rectificado y por altas temperaturas, la maquinabilidad, así como los requisitos para el tratamiento térmico incluyendo temperaturas, atmósfera y equipo.

2. CLASIFICACION

Los aceros para herramientas se clasifican en siete grupos principales (tal y como se indica en la Tabla I); a cada grupo se le ha asignado una letra y a cada tipo individual de acero un número que sigue a la letra. Para realizar esta clasificación se han considerado los medios de temple, aplicaciones, características especiales, etc.

3. ESPECIFICACIONES

3.1. ESPECIFICACIONES DEL PRODUCTO

3.1.1. Manufactura.

3.1.1.1. Los aceros para herramientas deben producirse por procesos de fusión eléctrica con técnicas especializadas y controles estrictos.

3.1.1.2. Los aceros para herramientas se producen comunmente en forma de barras y se suministran en una gran variedad de secciones transversales, tamaños, condiciones y acabados; pueden también suministrarse en forma de piezas forjadas.

3.1.1.3. Las barras generalmente se forjan o se laminan a partir de lingotes o palanquillas (biletos) preacondicionados. Los aceros de dimensiones pequeñas producidos por laminación, pueden suministrarse también en rollos.

3.1.1.4. Los aceros para herramientas normalmente se suministran en secciones transversales redondas, cuadradas, soleras, hexagonales, octagonales, etc., sin embargo pueden suministrarse en secciones transversales especiales, tales como rombales, trapezoidales, medias cañas, triangulares, etc.

3.1.1.5. Los productos forjados pueden producirse en todos los tipos de aceros para herramientas y en formas diferentes.

3.1.1.6. Después del forjado o del laminado, las barras de acero para herramientas pueden someterse a diferentes operaciones, tales como recocido u otros tratamientos térmicos; limpieza con granalla, con arena, decapado u otros procesos de remoción de cascarilla; enderezado, trefilado, pelado, rectificado o pulido.

3.1.2. Composición química.

La composición química promedio debe estar dentro de los intervalos establecidos en la Tabla I para cada tipo de acero. La tolerancia en el análisis de producto debe ser la indicada en la Tabla II y aplicada a la composición química promedio.

4.

T A B L A I

CLASIFICACION Y DESIGNACION DE LOS ACEROS PARA HERRAMIENTA

Designación DGN	Composición Nominal en %							
	C	Mn	Si	Cr	V	W	Mo	Co
ACEROS ALTA VELOCIDAD Símbolo M, Tipos al Molibdeno								
M 1	0.78 a 0.85	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	3.75 a 4.00	1.00 a 1.25	1.50 a 1.65	8.00 a 9.00	----- -----
M 7	0.97 a 1.03	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	3.75 a 4.00	1.90 a 2.10	1.50 a 1.75	8.50 a 8.75	----- -----
* M 10	0.85 a 0.90	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	4.00 a 4.25	1.90 a 2.10	----- -----	8.00 a 8.50	----- -----
Tipos al Tungsteno - Molibdeno								
M 2	0.80 a 0.85	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	4.00 a 4.25	1.70 a 2.10	6.00 a 6.50	4.75 a 5.25	----- -----
* M 3 Clase 1	1.00 a 1.10	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	4.00 a 4.25	2.40 a 2.55	6.00 a 6.25	5.70 a 6.25	----- -----
* M 3 Clase 2	1.10 a 1.20	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	4.00 a 4.25	3.00 a 3.30	5.60 a 6.25	5.00 a 6.25	----- -----
* M 4	1.25 a 1.30	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	4.25 a 4.50	3.75 a 4.25	5.50 a 6.00	4.50 a 4.75	----- -----
Tipos al Tungsteno - Molibdeno - Cobalto								
* M 6	0.75 a 0.80	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	3.75 a 4.25	1.25 a 1.55	3.75 a 4.25	4.75 a 5.25	11.50 a 12.50
M 15	1.50 a 1.60	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	4.00 a 4.75	4.75 a 5.25	6.25 a 6.75	3.00 a 5.00	4.75 a 5.25
M 35	0.80 a 0.85	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	3.90 a 4.40	1.75 a 2.15	6.15 a 6.65	4.75 a 5.25	4.75 a 5.25
* M 36	0.80 a 0.90	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	3.75 a 4.25	1.65 a 2.00	5.50 a 6.00	4.25 a 5.25	7.75 a 9.00
Tipos al Molibdeno - Cobalto								
* M 30	0.80 a 0.85	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	3.75 a 4.25	1.10 a 1.40	1.50 a 1.80	8.25 a 8.50	4.75 a 5.25
M 33	0.85 a 0.95	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	3.50 a 4.00	1.00 a 1.30	1.30 a 1.70	9.25 a 9.75	7.75 a 8.25
* M 34	0.87 a 0.93	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	3.50 a 4.00	1.85 a 2.25	1.30 a 1.60	8.45 a 8.95	8.00 a 8.50

T A B L A I (Continuación)

Designación DGN	Composición Nominal en %							
	C	Mn	Si	Cr	V	W	Mo	Co
Símbolo T, Tipos al Tungsteno								
T 1	0.70 a 0.75	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	4.00 a 4.10	1.00 a 1.20	18.00 a 18.25	0.70 (a) ----	----
* T 2	0.80 a 0.85	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	4.00 a 4.25	2.00 a 2.15	18.00 a 18.50	0.50 a 0.75	----
* T 7	0.70 a 0.75	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	4.50 a 5.00	1.50 a 1.80	13.50 a 14.50	----	----
* T 9	1.22 a 1.28	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	3.75 a 4.25	3.75 a 4.25	18.00 a 18.50	0.75 (a) ----	----
Tipos al Tungsteno - Cobalto								
* T 4	0.70 a 0.75	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	4.00 a 4.50	1.00 a 1.25	18.00 a 19.00	0.60 a 0.80	4.75 a 5.25
T 5	0.77 a 0.85	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	4.00 a 4.50	1.85 a 2.00	18.50 a 19.00	0.65 a 1.00 (a)	7.60 a 9.00
* T 6	0.75 a 0.85	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	4.00 a 4.50	1.60 a 2.00	18.75 a 20.50	0.60 a 0.80	11.50 a 12.25
* T 8	0.75 a 0.80	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	3.75 a 4.25	2.00 a 2.25	13.75 a 14.00	0.75 (a) ----	5.00 a 5.25
* T 15	1.50 a 1.60	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	4.50 a 4.75	4.75 a 5.00	12.50 a 13.50	0.50 (a) ----	4.75 a 5.25
ACEROS PARA TRABAJOS EN CALIENTE - Símbolo H. Tipos al Cromo - Molibdeno								
* H 10	0.35 a 0.45	0.40 a 0.70	0.80 a 1.20	3.00 a 3.50	0.25 a 0.40	----- -----	2.25 a 2.75	----- -----
H 11	0.35 a 0.45	0.10 a 0.40	0.90 a 1.10	5.00 a 5.50	0.30 a 0.50	----- -----	1.20 a 1.50	----- -----
H 12	0.30 a 0.40	0.10 a 0.40	0.90 a 1.10	5.00 a 5.50	0.20 a 0.50 (a)	1.00 a 1.55	1.25 a 1.75	----- -----
H 13	0.35 a 0.45	0.20 a 0.50	0.90 a 1.10	5.00 a 5.50	0.85 a 1.15	----- -----	1.20 a 1.50	----- -----

T A B L A I (Continuación)

Designación DGN	Composición Nominal en %							
	C	Mn	Si	Cr	V	W	Mn	Co
Tipos al Cromo - Tungsteno								
* H 14	0.30 a 0.40	0.10 a 0.40	0.90 a 1.15	5.00 a 5.50	0.20 a 0.30 (a)	4.25 a 5.00	0.20 a 0.30 (a)	0.50 (a) ----
* H 16	0.50 a 0.60	0.50 a 0.70	0.80 a 1.00	7.00 a 7.50	-----	7.00 a 7.50	-----	-----
H 19	0.35 a 0.45	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	4.00 a 4.50	2.00 a 2.40	4.00 a 4.50	0.40 a 0.50	4.00 a 4.50
* H 23	0.25 a 0.35	0.10 a 0.40	0.40 a 0.60	11.50 a 12.50	0.90 a 1.10	11.50 a 12.50	-----	-----
Tipos al Tungsteno								
* H 20	0.25 a 0.35	0.10 a 0.40	0.10 a 0.75	1.80 a 2.20	0.40 a 0.60	9.00 a 10.00	-----	-----
H 21	0.25 a 0.35	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	3.00 a 3.50	0.25 a 0.60	9.00 a 10.00	-----	-----
* H 22	0.38 a 0.48	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	2.00 a 3.50	0.30 a 0.45	10.50 a 12.00	-----	-----
* H 24	0.45 a 0.55	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	2.75 a 3.50	0.40 a 0.70	14.00 a 15.50	-----	-----
* H 25	0.20 a 0.30	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	3.50 a 4.00	0.40 a 0.60	14.00 a 15.00	-----	-----
* H 26	0.50 a 0.65	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	3.75 a 4.25	0.85 a 1.15	17.50 a 18.50	-----	-----
Tipos al Molibdeno								
* H 41	0.55 a 0.65	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	3.50 a 4.00	0.85 a 1.15	1.55 a 1.85	8.45 a 8.95	-----
* H 42	0.63 a 0.68	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	4.00 a 4.50	1.75 a 2.05	6.15 a 6.65	4.75 a 5.25	-----
* H 43	0.55 a 0.65	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	3.50 a 4.25	1.75 a 2.05	-----	8.00 a 8.50	-----

T A B L A I (Continuación)

Designación DGN	Composición Nominal en %								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	V	W	Mo	Otros
ACEROS PARA TRABAJOS EN FRIO - Símbolo D, Tipos alto Carbono - Alto Cromo									
D 1	0.90 a 1.10	0.20 a 0.40	0.10 a 0.40	11.50 a 12.50	-----	0.30 a 0.80	-----	0.70 a 0.90	-----
D 2	1.40 a 1.60	0.20 a 0.40	0.10 a 0.40	11.50 a 12.50	-----	0.20 a 1.00	-----	0.70 a 0.90	-----
D 3	2.10 a 2.30	0.20 a 0.40	0.10 a 0.40	11.50 a 12.50	0.50 (a)	0.20 a 1.00 (a)	-----	-----	-----
D 4	2.10 a 2.30	0.20 a 0.40	0.10 a 0.40	11.50 a 12.50	-----	0.20 a 0.80 (a)	-----	0.70 a 0.90	-----
D 5	1.35 a 1.60	0.20 a 0.40	0.40 a 0.60	12.00 a 13.00	0.15 a 0.50	0.40 a 0.60 (a)	-----	0.80 a 1.15	0.70 a 3.50 Co
ACEROS PARA TRABAJOS EN FRIO RESISTENTES A LA ABRASIÓN									
D 7	2.20 a 2.50	0.30 a 0.50	0.30 a 0.50	12.00 a 13.00	-----	3.75 a 4.25	-----	0.80 a 1.10(a)	-----
A 7	2.15 a 2.50	0.30 a 0.80	0.30 a 0.80	5.00 a 5.50	-----	3.75 a 5.00	0.95 a 1.30(a)	0.80 a 1.30(a)	-----
ACEROS RESISTENTES AL IMPACTO - Símbolo S									
S 1	0.40 a 0.50	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	1.15 a 1.65	-----	0.15 a 0.30	2.00 a 2.50	-----	-----
S 2	0.50 a 0.60	0.40 a 0.60	0.70 a 1.20	-----	-----	0.15 a 0.30 (a)	-----	0.40 a 0.60	-----
S 4	0.50 a 0.60	0.75 a 1.00	1.75 a 2.25	0.15 a 0.30(a)	-----	0.15 a 0.30 (a)	-----	-----	-----
S 5	0.50 a 0.60	0.75 a 1.00	1.75 a 2.25	0.15 a 0.40(a)	-----	0.15 a 0.30 (a)	-----	0.20 a 0.50	-----
S 6	0.40 a 0.50	1.00 a 1.50	2.00 a 2.50	1.00 a 1.50	-----	0.20 a 0.40	-----	0.30 a 0.50	-----
S 7	0.45 a 0.55	0.60 a 0.80	0.10 a 0.40	3.00 a 3.50	-----	-----	-----	1.20 a 1.60	-----

T A B L A I (Continuación)

Designación DGN.	Composición Nominal en %								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	V	W	Mo	Otros
ACEROS PARA MOLDES - Símbolo P - Para moldes clavados									
P 1	0.10 máx. ----	0.10 a 0.30	0.10 a 0.40	----- -----	----- -----	0.10 (a) ----	---- ----	---- ----	----
P 2	0.10 máx. ----	0.30 a 0.70	0.10 a 0.40	1.00 a 1.40	0.45 a 0.65 (a)	---- ----	---- ----	0.20 a 0.30	----
P 3	0.10 máx. ----	0.40 a 0.60	0.10 a 0.40	0.50 a 0.70	1.10 a 1.40	---- ----	---- ----	----	----
P 4	0.10 máx. ----	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	3.90 a 5.00	----- -----	---- ----	---- ----	0.35 a 0.55	----
P 5	0.10 máx. ----	0.30 a 0.50	0.10 a 0.40	2.00 a 2.60	----- -----	---- ----	---- ----	----	----
P 6	0.12 máx. ----	0.40 a 0.60	0.10 a 0.40	1.25 a 1.75	3.25 a 4.00	---- ----	---- ----	----	----
ACEROS PARA MOLDES MAQUINADOS - Símbolo P									
P 20	0.30 a 0.35	0.65 a 0.90	0.40 a 0.60	0.70 a 0.90	----- -----	---- ----	---- ----	0.20 a 0.45	----
P 21	0.15 a 0.25	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	0.20 a 0.30	3.90 a 4.30	0.15 a 0.30	---- ----	----	1.00 a 1.40 Al
ACEROS PARA HERRAMIENTAS DE BAJA ALEACION PARA USOS ESPECIALES - Símbolo L									
L 1	0.90 a 1.10	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	1.20 a 1.60	----- -----	---- ----	---- ----	----	----
L 2	0.65 a 1.10	0.10 a 0.60	0.10 a 0.40	0.75 a 1.50	----- -----	0.15 a 0.30	---- ----	----	----
L 7	0.90 a 1.25	0.30 a 0.70	0.10 a 0.40	1.10 a 1.50	----- -----	---- ----	---- ----	0.30 a 0.50	----
Basados en el contenido de Ni y C mayor de 0.65 %									
L 3	0.95 a 1.10	0.25 a 0.80	0.50 máx. ----	1.30 a 1.70	----- -----	0.10 a 0.30	---- ----	----	----
L 6	0.65 a 0.80	0.40 a 0.75	0.10 a 0.40	0.75 a 1.20	1.25 a 2.20	0.15 (a) ----	---- ----	0.20 a 0.40 (a)	----

T A B L A I (Continuación)

Designación DEN	Composición Nominal en %								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	V	W	Mo	Otros
ACEROS PARA HERRAMIENTAS PARA APLICACIONES ESPECIALES - Símbolo F - Alto C BAJA ALEACION									
F 1	1.10 a	0.10 a	0.10 a	-----	-----	-----	1.10 a	-----	-----
	1.25	0.40	0.40	-----	-----	-----	1.50	-----	-----
Tipos al Tungsteno									
F 2	1.25 a	0.10 a	0.10 a	0.20 a	-----	-----	3.25 a	0.20 a	-----
	1.40	0.40	0.50	0.40(a)	-----	-----	4.00	0.40(a)	-----
F 3	1.25 a	0.10 a	0.10 a	0.50 a	-----	-----	3.50 a	-----	-----
	1.40	0.40	0.40	1.00	-----	-----	4.00	-----	-----
ACEROS TEMPLE AL AGUA - Símbolo W (Aceros herramienta al Carbono)									
W 1	0.60 a	0.10 a	0.10 a	-----	-----	-----	-----	-----	-----
	1.40	0.40	0.40	-----	-----	-----	-----	-----	-----
Tipos al Carbono - Vanadio									
W 2	0.60 a	0.10 a	0.10 a	-----	-----	0.15 a	-----	-----	-----
	1.40	0.40	0.40	-----	-----	0.25	-----	-----	-----
Tipos al Carbono - Cromo									
W 4	0.80 a	0.10 a	0.10 a	0.15 a	-----	-----	-----	-----	-----
	1.20	0.40	0.40	0.30	-----	-----	-----	-----	-----
W 5	0.80 a	0.10 a	0.10 a	0.30 a	-----	-----	-----	-----	-----
	1.20	0.40	0.40	0.50	-----	-----	-----	-----	-----
ACEROS PARA TRABAJOS EN FRIO - Símbolo A - Tipos media aleación de temple al aire									
A 2	0.95 a	0.40 a	0.10 a	4.75 a	-----	0.15 a	-----	0.90 a	-----
	1.05	0.85	0.40	5.25	-----	0.50	-----	1.15	-----
A 3	1.20 a	0.40 a	0.10 a	5.00 a	-----	0.90 a	-----	1.05 a	-----
	1.30	0.60	0.40	5.50	-----	1.10	-----	1.25	-----
A 4	0.95 a	1.75 a	0.10 a	0.80 a	-----	-----	-----	0.80 a	-----
	1.05	2.25	0.40	1.20	-----	-----	-----	1.20	-----
A 5	0.95 a	2.75 a	0.10 a	0.80 a	-----	-----	-----	0.80 a	-----
	1.05	3.25	0.40	1.20	-----	-----	-----	1.20	-----
A 6	0.65 a	1.75 a	0.10 a	0.80 a	-----	-----	-----	1.20 a	-----
	0.75	2.25	0.40	1.20	-----	-----	-----	1.50	-----

T A B L A I. (Continuación)

Designación DGN	Composición Nominal en %								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	V	W	Mo	Otro
Tipos al Cromo - Molibdeno									
* A 8	0.45 a 0.55	0.10 a 0.40	0.90 a 1.10	5.00 a 5.50	----- -----	0.20 a 0.50 (a)	1.10 a 1.40	1.25 a 1.75	---
* A 9	0.45 a 0.55	0.30 a 0.50	0.90 a 1.10	5.00 a 5.50	1.35 a 1.65	0.85 a 1.15	----- -----	1.35 a 1.65	---
ACEROS PARA HERRAMIENTAS -- Tipo Grafito									
* A 10	0.45 a 0.55	1.65 a 2.05	1.05 a 1.35	----- -----	1.65 a 2.05	----- -----	----- -----	1.35 a 1.65	---
0 6	0.45 a 0.55	0.35 a 1.00	0.80 a 1.20	0.20 (a) -----	----- -----	----- -----	----- -----	0.15 a 0.30	---
ACEROS PARA TRABAJOS EN FRÍO -- Símbolo 0 -- Tipos temple al aceite									
0 1	0.90 a 1.00	1.10 a 1.40	0.10 a 0.40	0.40 a 0.60	----- -----	0.15 a 0.30 (a)	0.40 a 0.60	----- -----	----- -----
* 0 2	0.90 a 1.00	1.50 a 1.80	0.10 a 0.40	0.15 a 0.30 (a)	----- -----	0.10 a 0.25 (a)	----- -----	0.20 a 0.40 (a)	----- -----
* 0 7	1.10 a 1.30	0.10 a 0.40	0.10 a 0.40	0.40 a 0.75	----- -----	0.15 a 0.30	1.40 a 1.80	0.20 a 0.30 (a)	----- -----

(a) Opcional.

(*) Estos aceros no son de fabricación común, por lo que sólo se surtirán por acuerdo previo entre fabricante y consumidor.

NOTAS:

- Se pueden adicionar otros elementos para mejorar algunas de las propiedades de estos aceros, como son: Ni, B, Ti, etc.
- El intervalo de los elementos especificados en esta Tabla únicamente sirve de base para que el fabricante pueda establecer su composición nominal y aplicar las tolerancias especificadas en la Tabla II.
- Algunos de los tipos de acero pueden fabricarse adicionando azufre para mejorar su maquinabilidad.
- El contenido de residuales debe ser como máximo:

S = 0.03%

P = 0.03%

Cu = 0.25%

Ni = 0.25%
 Cu + Ni = 0.40%
 Sn + Sb + As = 0.040%

5. Cuando el manganeso y el silicio no se consideran críticos, su contenido debe ser como máximo de 0.40%.

T A B L A II

TOLERANCIAS EN ANALISIS DE PRODUCTO

Elemento de aleación	% nominal	Tolerancia en más y en menos
Carbono	0.10 a 1.40	0.05
	Arriba de 1.40	0.10
Los demás elementos	Hasta 0.40	0.08
	0.41 a 0.90	0.10
	0.91 a 1.75	0.15
	1.76 a 3.00	0.20
	3.01 a 10.00	0.25
	Arriba de 10.00	0.50

3.1.3. Defectos superficiales.

La profundidad máxima de los defectos superficiales, tales como descarburación, carburación, grietas, picaduras, etc., no debe exceder de los límites indicados en las Tablas V, VI, VII, VIII y IX.

3.1.4. Defectos internos.

3.1.4.1. Inclusiones.

El contenido de inclusiones en estos aceros, debe ser motivo de acuerdo previo entre fabricante y comprador, basándose en los patrones y el método de determinación indicado en la Norma B 308 en vigor.

3.1.4.2. Distribución de carburos únicamente para aceros alta velocidad.

La segregación de carburos en aceros alta velocidad, observada a simple vista en la sección transversal de las barras, mediante una prueba de ataque en una probeta templada y revenida, pulida y atacada con nital al 5%, debe evaluarse por comparación con la figura No. 1.

La distribución de carburos en aceros alta velocidad, observada en la sección longitudinal de las barras, en una probeta en estado de recocido, pulida y atacada con nital al 4% y observada a cien aumentos, debe ser motivo de acuerdo previo entre fabricante y comprador, basándose en la figura No. 2.

3.1.5. Acabado.

Los aceros para herramientas pueden suministrarse en los siguientes acabados:

Forjados y/o laminados, templados y revenidos

- estado bruto
- con remoción de cascarilla
- pelado o torneado
- otros mecanizados
- rectificado sin pulir o pulido

Forjados y/o laminados, recocidos

- estado bruto
- con remoción de cascarilla
- estirado en frío sin pulir o pulido
- pelado o torneado
- otros mecanizados
- rectificado sin pulir o pulido

3.1.6. Dureza.

La dureza máxima de los aceros para herramientas, en estado recocido, deben ser las indicadas en la Tabla III.

Los intervalos de dureza después del tratamiento térmico, especificado, deben ser los indicados en la Tabla IV.

T A B L A III

DUREZAS MAXIMAS DE LOS ACEROS PARA HERRAMIENTAS
EN ESTADO RECOCIDO

Designación del acero	Dureza Brinell máxima	Designación del acero	Dureza Brinell máxima
Aceros alta velocidad (Tipos al Molibdeno)		Aceros alta velocidad (Tipos al Tungsteno)	
M 1	235	T 1	255
M 2	241	T 2	255
M 3 Clase 1	255	T 4	269
M 3 Clase 2	255	T 5	277
M 4	255	T 6	293
M 6	277	T 7	255
M 7	255	T 8	255
M 10	235	T 9	277
M 15	277	T 15	277
M 30	269		
M 33	269	Aceros para trabajos en caliente (Tipos al Cromo)	
M 34	269		
M 35	269		
M 36	269	H 10	229
M 41	269	H 11	229
M 42	269	H 12	229
M 43	269	H 13	229
M 44	293	H 14	235
M 45	293	H 16	241
M 46	293	H 19	241

T A B L A III (Continuación)

Designación del acero	Dureza Brinell máxima	Designación del acero	Dureza Brinell máxima
Aceros para trabajos en caliente (Tipos al Tungsteno)		Aceros para usos especiales (Tipos baja aleación)	
H 20	235	'L 1	207
H 21	235	'L 2	197
H 22	235	'L 3	201
H 23	255	'L 6	212
H 24	241	'L 7	212
H 25	235		
H 26	241		
Aceros para trabajos en caliente (Tipos al Molibdeno)		Aceros para usos especiales (Tipos al Carbono Tungsteno)	
		'F 1	207
		'F 2	235
H 41	235	'F 3	248
H 42	235		
H 43	235		
Aceros para trabajos en frío (Tipos alto Carbono, alto Cromo)		Aceros temple al agua	
		'W 1	201
D 1	248	'W 2	201
D 2	255	'W 4	201
D 3	255	'W 5	201
D 4	255		
D 5	255		
D 7	262		
Aceros resistentes al impacto		Aceros para usos especiales (Tipos media aleación de temple al aire)	
		'A 2	229
S 1	229	'A 3	229
S 2	217	'A 4	241
S 4	229	'A 5	255
S 5	229	'A 6	248
S 6	229	'A 7	262
S 7	223	'A 8	223
		'A 9	248
		'A 10	269
Aceros para moldes		Aceros para usos especiales (Tipos temple al aceite)	
P 1	101		
P 2	123		
P 3	137		
P 4	128		
P 5	116	'O 1	212
P 6	217	'O 2	212
P 20	179	'O 6	217
P 21	no se recoce	'O 7	217

T A B L A I V

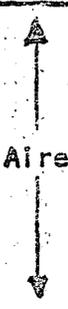
REQUISITOS DE TRATAMIENTOS TERMICOS Y DUREZA

Designación DGN	T e m p l e				R e v e n i d o			
	Temperatura de precalentamiento en °C	Temperatura de temple en °C	Tiempo a temperatura de temple	Medio de enfriamiento	Temperatura de revenido en °C	Dureza de revenido - DRC		
1	2	3	4	5	6	7		
M 1	732 - 843	1177 - 1218		↑ Aire, Aceite o Sales Fundidas ↓	538 - 593(d)	65 - 60		
M 2	732 - 843	1190 - 1232			538 - 593(d)	65 - 60		
M 3 Clase 1	732 - 843	1204 - 1232			538 - 593(d)	66 - 61		
M 3 Clase 2	732 - 843	1204 - 1232			538 - 593(d)	66 - 61		
M 4	732 - 843	1204 - 1232			538 - 593(d)	66 - 61		
M 6	732 - 843	1177 - 1204	Un minuto por cada mm de espesor		538 - 593(d)	66 - 61		
M 7	732 - 843	1177 - 1218			538 - 593(d)	66 - 61		
M 10	732 - 843	1177 - 1218			538 - 593(d)	65 - 60		
M 15	815 - 871	1190 - 1232			538 - 648(d)	68 - 63		
M 30	732 - 843	1204 - 1232			538 - 593(d)	65 - 60		
M 33	732 - 843	1204 - 1232			538 - 593(d)	65 - 60		
M 34	732 - 843	1204 - 1232			538 - 593(d)	65 - 60		
M 35	732 - 843	1218 - 1246			538 - 593(d)	65 - 60		
M 36	732 - 843	1218 - 1246			538 - 593(d)	65 - 60		
T 1	815 - 871	1260 - 1302			↑ Un minuto por cada mm de espesor ↓	Aire, Aceite o Sales Fundidas	538 - 593(d)	65 - 60
T 2	815 - 871	1260 - 1302				538 - 593(d)	66 - 61	
T 4	815 - 871	1260 - 1302		538 - 593(d)		66 - 62		
T 5	815 - 871	1274 - 1302		538 - 593(d)		65 - 60		
T 6	815 - 871	1274 - 1302		538 - 593(d)		65 - 60		
T 7	815 - 871	1260 - 1288		538 - 593(d)		65 - 60		
T 8	815 - 871	1260 - 1302		538 - 593(d)		65 - 60		
T 9	815 - 871	1246 - 1274	538 - 593(d)	66 - 61				
T 15	815 - 871	1204 - 1260	538 - 648(d)	68 - 63				
H 10	815	1008 - 1036	↑ Un minuto por cada mm de espesor ↓	Aire		538 - 648	56 - 39	
H 11	815	996 - 1024		538 - 648	54 - 38			
H 12	815	996 - 1024		538 - 648	55 - 38			
H 13	815	996 - 1036		538 - 648	53 - 38			
H 14	815	1008 - 1063		593 - 648	47 - 40			
H 16	815	1121 - 1177		565 - 675	60 - 45			
H 19	815	1093 - 1204		538 - 704	59 - 40			
H 20	815	1093 - 1204		Aire o Aceite	593 - 675	54 - 36		
H 21	815	1093 - 1204		593 - 675	54 - 36			
H 22	815	1093 - 1204		593 - 675	52 - 39			
H 23	843	1204 - 1260		Aceite	648 - 815	47 - 30		
H 24	815	1093 - 1232		Aceite	565 - 648	55 - 45		
H 25	815	1149 - 1260		Aire o Aceite	565 - 675	44 - 35		
H 26	871	1177 - 1260		Aire, Aceite o Sales Fundidas	565 - 648	58 - 43		
H 41	732 - 843	1093 - 1190		565 - 648	60 - 50			
H 42	732 - 843	1121 - 1218	565 - 648	60 - 50				
H 43	732 - 843	1093 - 1190	565 - 648	58 - 45				

T A B L A IV (Continuación)

	1	2	3	4	5	6	7
D 1		815	968 - 1008		Aire	204 - 538	61 - 54
D 2		815	981 - 1024	Un minuto por cada mm de espesor	Aire	204 - 538	61 - 54
D 3		815	926 - 981		Aceite	204 - 538	61 - 54
D 4		815	968 - 1008		Aire	204 - 538	61 - 54
D 5		815	981 - 1024		Aire	204 - 538	61 - 54
D 7		815	1008 - 1063		Aire	149 - 538	65 - 58
S 1		---	898 - 953	Un minuto por cada mm de espesor	Aceite	204 - 648	58 - 40
S 2		648 (c)	842 - 898		Agua o Salmuera	177 - 426	60 - 50
S 4		648	871 - 926		Agua	177 - 426	60 - 50
S 5		760	896 - 926		Aceite		
S 6		760	871 - 926		Aceite	177 - 426	60 - 50
S 7		648-704	913 - 953		Aceite	204 - 315	56 - 54
S 7			926 - 953		Aire o Aceite	204 - 620	57 - 45
P 1		898-926 (e)	787 - 802 (f)	Un minuto por cada mm de espesor	Agua o Salmuera	177 - 260	64 - 58 (g)
P 2		898-926 (e)	829 - 843 (f)		Aceite	177 - 260	64 - 58 (g)
P 3		898-926 (e)	802 - 829 (f)		Aceite	177 - 260	64 - 58 (g)
P 4		968-996 (e)	968 - 996 (f)		Aire	177 - 482	64 - 58 (g)
P 5		898-926 (e)	842 - 871 (f)		Aceite o Agua	177 - 260	64 - 58 (g)
P 6		898-926 (e)	787 - 815 (f)		Aire o Aceite	177 - 232	61 - 58 (g)
P 20		871-898 (e)	815 - 871 (f)	Aceite	482 - 593	37 - 28 (g)	
L 1		---	787 - 842	Un minuto por cada mm de espesor	Aceite o Agua	177 - 315	63 - 56
L 2		---	787 - 842		Agua	177 - 538	63 - 45
L 3		---	843 - 926		Aceite		
L 6		---	734 - 815		Agua	177 - 315	63 - 56
L 7		---	815 - 871		Aceite		
L 6		---	787 - 842		Aceite	177 - 538	62 - 45
L 7		---	815 - 871		Aceite	177 - 315	64 - 56
F 1		648	787 - 871	Un minuto por cada mm de espesor	Agua o Salmuera	177 - 260	64 - 60
F 2		648	787 - 871		Agua o Salmuera	177 - 260	65 - 62
F 3		648	787 - 871		Agua, Salmue- ra o Aceite	177 - 260	65 - 62
W 1		(b)	760 - 842 (a)	Un minuto por cada mm de espesor	↑	177 - 343	64 - 50
W 2		(b)	760 - 842 (a)		Agua o	177 - 343	64 - 50
W 4		(b)	760 - 842 (a)		Salmuera	177 - 343	64 - 50
W 5		(b)	760 - 842 (a)		↓	177 - 343	64 - 50

T A B L A IV (Continuación)

1	2	3	4	5	6	7
A 2	787	926 - 981	Un minuto por cada mm de espesor		177 - 538	62 - 57
A 3	787	953 - 1008			177 - 538	65 - 57
A 4	675	815 - 871			177 - 426	62 - 54
A 5	593	787 - 843			177 - 426	60 - 54
A 6	648	829 - 871			149 - 426	60 - 54
A 7	815	953 - 981			149 - 426	67 - 57
A 8	787	981 - 1008			177 - 593	60 - 50
A 9	787	981 - 1024			510 - 620	56 - 35
A 10	648	787 - 815			177 - 426	62 - 55
O 1	648	787 - 815			Un minuto por cada mm de espesor	Aceite
O 2	648	760 - 802	Aceite	177 - 260		62 - 57
O 6	---	787 - 815	Aceite	177 - 315		63 - 58
O 7	648	787 - 829 843 - 885	Agua Aceite	177 - 288		64 - 58

NOTAS DE LA TABLA IV

a) Hay variaciones de acuerdo con el contenido de carbono como sigue:

- 0.60 - 0.80% C: 787 - 842C
- 0.85 - 1.05% C: 734 - 842C
- 1.10 - 1.40% C: 760 - 829C

b) Para herramientas grandes y para herramientas con sección complicada, se recomienda un precalentamiento de 565 - 648C.

c) Para herramientas grandes es preferible minimizar la descarburación.

d) Se recomienda un revenido en ambos casos por un tiempo no menor de una hora a la misma temperatura.

e) Esta temperatura es la de cementado.

f) Después del cementado.

g) Dureza de la capa cementada.

3.1.7. Dimensionales.

En el apéndice de esta Norma se incluye una serie que cubre las dimensiones más comunes de las barras.

3.1.7.1. Longitud.

Normalmente las barras de acero para herramientas se fabrican en longitudes de 2.5 m a 6 m. A menos que se especifique otra cosa en el contrato, pedido u orden de compra, el 20% de las barras puede tener una longitud menor de la especificada, pero siempre mayor de 1.5 m.

3.1.7.2. Sobrematerial, tolerancias y descarburación.

Con el objeto de facilitar la localización de las Tablas de Sobrematerial, tolerancias y descarburación, a continuación se incluye una lista de los títulos y su número.

Sobrematerial mínimo para maquinado para barras de sección cuadrada y soleras, laminadas en caliente	V
Sobrematerial mínimo para maquinado para barras de sección cuadrada y soleras, forjadas	VI
Sobrematerial y tolerancias para bloques, tejos (discos), anillos y bujes, forjados	VII
Sobrematerial mínimo para maquinado de barras de sección redonda, hexagonal y octagonal	VIII
Sobrematerial mínimo para maquinado para barras de sección cuadrada y soleras estiradas en frío	IX
Tolerancias en ancho y espesor para soleras laminadas en caliente	X
Tolerancias para barras laminadas en caliente de sección redonda, cuadrada, hexagonal y octagonal	XI
Tolerancias en longitud para barras forjadas o laminadas en caliente cortadas a longitudes específicas	XII
Tolerancias en rectitud para barras laminadas en caliente, recocidas o barras acabadas en frío	XIII
Tolerancias en ancho y espesor para soleras forjadas	XIV
Tolerancias para barras forjadas de sección redonda, cuadrada, hexagonal y octagonal	XV

Tolerancias para barras redondas, maquinadas en <u>rectificado</u> ra sin centros	XVI
Tolerancias para barras redondas, de acero alta velocidad, <u>li</u> bres de escamas y descarburación	XVII
Tolerancias para barras redondas, destinadas a la fabricación de brocas, pulidas o rectificadas	XVIII
Tolerancias para barras de sección diferente a la redonda, <u>es</u> tiradas en frío, destinadas a la fabricación de brocas	XIX
Tolerancias para barras estiradas en frío de sección redonda, hexagonal y octagonal	XX
Tolerancias para barras de sección cuadrada y soleras <u>estira</u> das en frío	XXI
Descarburación máxima para barras de sección cuadrada y <u>so</u> leras, laminadas en caliente	XXII
Descarburación máxima para barras de sección cuadrada y <u>so</u> leras, forjadas	XXIII
Descarburación máxima para barras de sección redonda, <u>hexa</u> gonal y octagonal	XXIV
Descarburación máxima para barras de sección cuadrada y <u>so</u> leras estiradas en frío	XXV

T A B L A V

SOBREMATERIAL MINIMO PARA MAQUINADO PARA BARRAS DE SECCION CUADRADA Y SOLERAS, LAMINADAS EN CALIENTE

(Mínimo por lado para el maquinado antes del tratamiento térmico)

Espesor, en mm	Sobrematerial por lado, en mm, para los anchos en mm siguientes											
	Hasta	Mayor de 13 hasta	Mayor de 25 hasta	Mayor de 50 hasta	Mayor de 75 hasta	Mayor de 100 hasta	Mayor de 125 hasta	Mayor de 150 hasta	Mayor de 175 hasta	Mayor de 200 hasta	Mayor de 225 hasta	Mayor de 300
	13	25	50	75	100	125	150	175	200	225	300	
De 6.3	A	0.64	0.64	.76	.89	1.02	1.14	1.27	1.40	1.52	1.52	1.52
Hasta 13	B	0.64	0.89	1.07	1.27	1.65	2.03	2.41	2.67	3.05	3.30	3.56
Mayor de 13 hasta 25	A	----	1.14	1.14	1.27	1.40	1.52	1.65	1.78	1.90	1.20	1.20
	B	----	1.14	1.27	1.57	1.90	2.41	2.92	3.30	3.81	3.94	3.94
Mayor de 25 hasta 50	A	----	----	1.65	1.65	1.79	1.78	1.90	2.03	2.03	2.41	2.54
	B	----	----	1.65	1.78	2.16	2.67	3.16	3.68	4.19	4.32	4.32
Mayor de 50 hasta 75	A	----	----	----	2.16	2.16	2.16	2.16	2.29	2.54	2.54	2.54
	B	----	----	----	2.16	2.54	3.05	3.43	3.94	4.32	4.83	4.83
Mayor de 75 hasta 100	A	----	----	----	----	2.92	2.92	2.92	2.92	3.18	3.18	3.18
	B	----	----	----	----	2.92	3.16	3.56	4.32	4.83	4.83	4.83

Notas:

A = Sobrematerial en el espesor.

B = Sobrematerial en el ancho.

T A B L A VI

SOBREMATERIAL MINIMO PARA MAQUINADO PARA BARRAS DE SECCION CUADRADA Y SOLERAS, FORJADAS
(Mínimo por lado para maquinado antes del tratamiento térmico)

Espesor, en mm		Sobrematerial por lado, en mm, para los anchos en mm siguientes								
		Mayor- de 25 hasta 50	Mayor- de 50 hasta 75	Mayor de 75 hasta 100	Mayor- de 100 hasta 125	Mayor- de 125 hasta 150	Mayor- de 150 hasta 175	Mayor- de 175 hasta 200	Mayor- de 200 hasta 225	Mayor de 225 has- ta 300
Mayor de 13 hasta 25	A	1.52	1.65	1.65	1.91	2.03	2.16	2.29	2.54	2.79
	B	1.83	2.13	2.54	3.05	3.66	4.27	5.08	5.08	5.08
Mayor de 25 hasta 50	A	2.29	2.29	2.29	2.54	2.79	2.92	3.18	3.56	3.81
	B	2.29	2.54	2.74	3.15	3.76	4.37	5.08	5.08	5.08
Mayor de 50 hasta 75	A		3.05	3.05	3.18	3.30	3.43	3.81	4.06	4.45
	B		3.05	3.45	3.56	3.76	4.37	5.08	5.08	5.08
Mayor de 75 hasta 100	A			3.81	3.81	4.06	4.57	5.08	5.33	5.72
	B			3.81	3.81	4.06	4.57	5.08	5.33	5.72
Mayor de 100 hasta 125	A				4.57	4.57	4.83	5.33	5.72	5.72
	B				4.57	4.57	4.83	5.33	5.72	5.72
Mayor de 125 hasta 150	A					5.33	5.72	5.72	6.35	6.35
	B					5.33	5.72	5.72	6.35	6.35
Mayor de 150 hasta 175*	A						6.35	6.35	6.35	6.35
	B						6.35	6.35	6.35	6.35

* Para tamaños no cubiertos debe consultarse al fabricante.

NOTAS: A = Sobrematerial en el espesor.
B = Sobrematerial en el ancho.

T A B L A VII

SOBREMATERIAL Y TOLERANCIAS PARA BLOQUES, TEJOS (DISCOS), ANILLOS Y BUJES, FORJADOS
Para el diámetro de discos y anillos y dimensiones de bloques.

Diámetros máximos de los bloques o di- mensiones de la herramienta terminada, en mm.	Sobrematerial, en mm	Tolerancia, en mm*
Mayor de 63 hasta 75	3.2	3.2
Mayor de 75 hasta 125	4.8	4.8
Mayor de 125 hasta 175	6.4	6.4
Mayor de 175 hasta 250	7.9	7.9
Mayor de 250 hasta 300	9.6	9.6
Mayor de 300 hasta 375	11.1	11.1
Mayor de 375 hasta 450	12.7	12.7
Mayor de 450 hasta 600	15.9	12.7
Mayor de 600 hasta 800	19.1	12.7
Mayor de 800 hasta 1000	22.3	12.7

* Las tolerancias indicadas son únicamente en más. Las tolerancias en menos son cero.

NOTA: Para anillos y bujes, en el diámetro exterior se deben usar los valores de sobrematerial y tolerancias indicadas y para el diámetro interior las tolerancias deben ser el doble de las indicadas.

T A B L A VII (Continuación)

Para el espesor de discos y anillos forjados

Diámetro máximo de la herramienta terminada, en mm	Sobrematerial y tolerancias, en mm, para los espesores en mm siguientes:									
	Hasta 75		Mayor de 75 hasta 125		Mayor de 125 hasta 175		Mayor de 175 hasta 250		Mayor de 250 hasta 300	
	Sobrematerial	Tolerancia	Sobrematerial	Tolerancia	Sobrematerial	Tolerancia	Sobrematerial	Tolerancia	Sobrematerial	Tolerancia
Mayor de 63 hasta 75	3.2	3.2	3.2	3.2						
Mayor de 75 hasta 125	3.2	3.2	3.2	3.2						
Mayor de 125 hasta 175	4.8	4.8	4.8	4.8	7.9	7.9	9.6	9.6		
Mayor de 175 hasta 250	4.8	4.8	6.4	6.4	7.9	7.9	9.6	9.6		
Mayor de 250 hasta 300	4.8	4.8	6.4	6.4	7.9	7.9	9.6	9.6	9.6	9.6
Mayor de 300 hasta 375	6.4	6.4	7.9	7.9	9.6	9.6	9.6	9.6	11.1	11.1
Mayor de 375 hasta 450	6.4	6.4	7.9	7.9	9.6	9.6	11.1	11.1	11.1	11.1
Mayor de 450 hasta 600	6.4	6.4	7.9	7.9	9.6	9.6	11.1	11.1	11.1	11.1
Mayor de 600 hasta 800	7.9	7.9	9.6	9.6	11.1	11.1	12.7	12.7	12.7	12.7
Mayor de 800 hasta 1000	7.9	7.9	9.6	9.6	11.1	11.1	12.7	12.7	12.7	12.7

T A B L A VII (Continuación)

Para el espesor de discos y anillos forjados

Diámetro máximo de la herramienta terminada, en mm	Sobrematerial y tolerancias, en mm, para los espesores en mm siguientes:									
	Mayor de 300 hasta 375		Mayor de 375 hasta 450		Mayor de 450 hasta 600		Mayor de 600 hasta 800		Mayor de 800 hasta 1000	
	Sobrematerial	Tolerancia	Sobrematerial	Tolerancia	Sobrematerial	Tolerancia	Sobrematerial	Tolerancia	Sobrematerial	Tolerancia
Mayor de 63 hasta 75										
Mayor de 75 hasta 125										
Mayor de 125 hasta 175										
Mayor de 175 hasta 250										
Mayor de 250 hasta 300	11.1	11.1								
Mayor de 300 hasta 375	12.7	12.7								
Mayor de 375 hasta 450	12.7	12.7	12.7	12.7	15.9	15.9				
Mayor de 450 hasta 600	12.7	12.7	12.7	12.7	15.9	15.9				
Mayor de 600 hasta 800	14.3	14.3	15.9	15.9	19	19	19	19	19	19
Mayor de 800 hasta 1000	14.3	14.3	15.9	15.9	19	19	19	19	22.2	22.2

Las tolerancias indicadas son únicamente en más. Las tolerancias en menos son cero.

NOTA: Cuando las forjas se procesan con los sobremateriales indicados quedan libres de decarburación y defectos superficiales, cuando se maquinan o rectifican a la medida final por la eliminación de cantidades iguales en las caras opuestas.

T A B L A VIII

SOBREMATERIAL MINIMO PARA MAQUINADO DE BARRAS DE SECCION REDONDA, HEXAGONAL Y OCTAGONAL
(mínimo por lado para maquinado antes del tratamiento térmico)

Tamaño, en mm		Sobrematerial, en mm			
Mayor de	Hasta	Laminadas en caliente	Forjadas	Maquinado burdo	Estiradas en frío
6.3	13	0.41	--	--	0.41
13	25	0.79	--	--	0.79
25	50	1.22	1.83	--	1.22
50	75	1.60	2.39	0.51	1.60
75	100	2.24	3.05	0.61	2.24
100	125	2.85	3.68	0.81	----
125	150	3.81	4.31	1.02	----
150	200	5.08	5.08	1.22	----
200	250*	----	5.08	1.83	----

* Para los tamaños no cubiertos debe consultarse al fabricante .

T A B L A IX

SOBREMATERIAL MINIMO PARA MAQUINADO PARA BARRAS DE SECCION CUADRADA Y SOLERAS ESTIRADAS EN FRIO

Espesor en mm	Ancho en mm					
	Hasta 13	De 13 hasta 25	De 25 hasta 50	De 50 hasta 75	De 75 hasta 100	De 100 hasta 125
Hasta 13	'A' 0.63	0.63	0.76	0.88	1.01	1.14
	'B' 0.63	0.88	1.01	1.27	1.65	2.03
Mayor de 13 hasta 25	'A' ----	1.14	1.14	1.27	1.39	1.52
	'B' ----	1.14	1.27	1.52	1.90	2.41
Mayor de 25 hasta 50	'A' ----	----	1.65	1.65	1.77	----
	'B' ----	----	1.65	1.77	2.15	----

NOTAS:

A = Sobrematerial en el espesor.

B = Sobrematerial en el ancho.

T A B L A X I

TOLERANCIAS PARA BARRAS LAMINADAS EN CALIENTE DE SECCION REDONDA, CUADRADA, HEXAGONAL Y OCTAGONAL

Tamaños en mm		Tolerancias en mm	
mayor de	hasta	En menos	En más
6.3	13	0.13	0.30
13	25	0.13	0.41
25	38	0.15	0.51
38	50	0.20	0.64
50	63	0.25	0.76
63	75	0.25	1.02
75	100	0.30	1.27
100	140	0.38	1.52
140	165	0.46	2.54
165	200	0.51	3.81

T A B L A X I I

TOLERANCIAS EN LONGITUD PARA BARRAS FORJADAS O LAMINADAS EN CALIENTE, CORTADAS A LONGITUDES ESPECIFICAS

ESTA TABLA

Tamaño, en mm	Tolerancias en la longitud en mm (para una longitud máxima de 4.30 m)	
	En más	En menos
Hasta 2250	9.5	0
Mayor de 2250 hasta 3000	12.7	0
Mayor de 3000 hasta 4300	19.1	0

T A B L A X I I I

TOLERANCIAS EN RECTITUD PARA BARRAS LAMINADAS EN CALIENTE RECOCIDAS O BARRAS ACABADAS EN FRIO

Para barras:	Tolerancia en mm*
Laminadas en caliente	2.5 x L
Laminadas en frío	1.2 x L

* L = Longitud en metros.

NOTAS:

- 1) Estas tolerancias no son aplicables a soleras que tengan una relación ancho a espesor de 6 a 1 o mayor.
- 2) La medición se debe realizar en el lado cóncavo de la barra con una orilla recta.

T A B L A X I V

TOLERANCIAS EN ANCHO Y ESPESOR PARA SOLERAS FORJADAS
(Tolerancias en el ancho)

Ancho, en mm	Tolerancia en el ancho, en mm	
	en menos	en más
Mayor de 25 hasta 75	0.79	1.98
Mayor de 75 hasta 125	1.58	3.18
Mayor de 125 hasta 175	3.18	4.75
Mayor de 175 hasta 225*	4.75	7.93

T A B L A X I V (Continuación)

Ancho, en mm	Tolerancias en el espesor, en mm, para los espesores en mm siguientes:									
	Hasta 25		Mayor de 25 hasta 75		Mayor de 75 hasta 125		Mayor de 125 hasta 175		Mayor de 175 hasta 225*	
	Menos	Más	Menos	Más	Menos	Más	Menos	Más	Menos	Más
Mayor de 25 hasta 75	0.41	0.79	0.79	1.98	--	--	--	--	--	--
Mayor de 75 hasta 125	0.79	1.58	1.19	2.39	1.58	3.18	--	--	--	--
Mayor de 125 hasta 175	1.19	2.39	1.58	3.18	1.98	3.96	3.18	4.75	--	--
Mayor de 175 hasta 225*	1.58	3.18	1.98	3.96	2.39	4.75	3.96	5.56	4.75	7.92

* Para tamaños no cubiertos debe consultarse al fabricante.

T A B L A X V

TOLERANCIAS PARA BARRAS FORJADAS DE SECCION REDONDA, CUADRA-
DA, HEXAGONAL Y OCTAGONAL

Tamaños en mm		Tolerancias en mm	
mayor de	hasta	en menos	en más
25	50	0.76	1.52
50	75	0.76	2.03
75	125	1.52	3.18
125	175	3.18	4.75
175	225*	4.75	7.92

* Para tamaños no cubiertos debe consultarse al fabricante.

T A B L A X V I

TOLERANCIAS PARA BARRAS REDONDAS, MAQUINADAS EN RECTIFICADO-
RA SIN CENTROS

Diámetro en mm		Tolerancias en mm
mayor de	hasta	en más y en menos
6.3	13	0.04
13	80	0.05
80	100	0.08

Se aplica a...

- 26 -

T A B L A XVII

TOLERANCIAS PARA BARRAS REDONDAS, DE ACERO ALTA VELOCIDAD, LUBRICANTES DE ESCAMAS Y DESCARBURACION

Rango de diámetros en mm		Tolerancia en mm	
mayor de	hasta	en menos	en más
6.3	16	0.04	0.04
16	80	0	0.10
80	100	0	0.15
100	180	0	0.80

T A B L A XVIII

TOLERANCIAS PARA BARRAS REDONDAS, DESTINADAS A LA FABRICACION DE BROCAS, PULIDAS O RECTIFICADAS

Tamaño en mm		Tolerancias normales de manufactura, en más y en menos, en mm	Tolerancias de precisión, en más y en menos, en mm
mayor de	hasta		
--	3	0.008	0.005
3	13	0.013	0.006
13	40	0.254	0.013

T A B L A XIX

TOLERANCIAS PARA BARRAS DE SECCION DIFERENTE A LA REDONDA, ESTIRADAS EN FRIO, DESTINADAS A LA FABRICACION DE BROCAS

Tamaño en mm		Tolerancias en mm en más y en menos
mayor de	hasta	
--	6.3	0.013
6.3	20	0.025
20	25	0.038

T A B L A XX

TOLERANCIAS PARA BARRAS ESTIRADAS EN FRIO DE SECCION REDONDA, HEXAGONAL Y OCTAGONAL

Tamaños en mm		Tolerancias en mm en más y en menos
mayor de	hasta	
6.3	13	0.05
13	25	0.06
25	70	0.08

T A B L A XXI

TOLERANCIAS PARA BARRAS DE SECCION CUADRADA Y SOLERAS ESTIRADAS EN FRIO

Tamaño en mm	Tolerancias en más y en menos en mm
De 6.3 hasta 19.0	0.05
Mayor de 19.0 hasta 38	0.08
Mayor de 38	0.10

T A B L A XXIIDESCARBURACION MAXIMA PARA BARRAS DE SECCION CUADRADA Y SOLERAS, LAMINADAS EN CALIENTE
(Descarburación máxima por lado)

Espesor en mm	Descarburación, en mm, para los anchos en mm siguientes:											
	Hasta	Mayor de 13 hasta	Mayor de 25 hasta	Mayor de 50 hasta	Mayor de 75 hasta	Mayor de 100 hasta	Mayor de 125 hasta	Mayor de 150 hasta	Mayor de 175 hasta	Mayor de 200 hasta	Mayor de 225 hasta	
	13	25	50	75	100	125	150	175	200	225	300	
Hasta 13	A	0.51	0.51	0.61	0.71	0.81	0.91	1.02	1.12	1.22	1.22	1.22
	B	0.51	0.66	0.81	0.97	1.12	1.37	1.57	1.68	1.98	2.08	2.44
Mayor de 13 hasta 25	A		0.91	0.91	0.91	1.02	1.12	1.32	1.42	1.52	1.52	1.52
	B		0.91	1.07	1.17	1.42	1.63	2.08	2.29	2.49	2.59	2.74
Mayor de 25 hasta 50	A			1.32	1.32	1.42	1.42	1.52	1.52	1.63	1.73	1.83
	B			1.32	1.42	1.52	1.83	2.18	2.49	2.84	3.00	3.10
Mayor de 50 hasta 75	A				1.63	1.63	1.73	1.73	1.83	1.83	2.03	2.03
	B				1.63	1.83	2.08	2.39	2.79	3.10	3.30	3.45
Mayor de 75 hasta 100	A					2.03	2.03	2.18	2.34	2.39	2.54	2.54
	B					2.03	2.29	2.54	3.05	3.35	3.35	3.81

Notas:

A = Sobrematerial en el espesor.

B = Sobrematerial en el ancho.

T A B L A XXIII

DESCARBURACION MAXIMA PARA BARRAS DE SECCION CUADRADA Y SOLERAS, FORJADAS.

Espesor, en mm		Descarburación, en mm, para los anchos en mm siguientes:								
		Mayor- de 25 hasta 50	Mayor- de 50 hasta 75	Mayor- de 75 hasta 100	Mayor- de 100 hasta 125	Mayor- de 125 hasta 150	Mayor- de 150 hasta 175	Mayor- de 175 hasta 200	Mayor- de 200 hasta 225	Mayor- de 225 hasta 300
Mayor de 13 hasta 25	A	0.97	1.07	1.22	1.32	1.42	1.58	1.68	1.83	2.03
	B	1.22	1.42	1.78	2.03	2.39	2.79	3.35	3.35	3.35
Mayor de 25 hasta 50	A	1.47	1.57	1.68	1.78	1.88	2.03	2.13	2.39	2.69
	B	1.47	1.68	1.98	2.18	2.54	2.90	3.35	3.35	3.35
Mayor de 50 hasta 75	A		2.03	2.13	2.24	2.34	2.49	2.69	2.90	3.20
	B		2.03	2.34	2.49	2.69	3.00	3.45	3.45	3.45
Mayor de 75 hasta 100	A			2.59	2.69	2.85	3.05	3.35	3.56	4.01
	B			2.59	2.69	2.85	3.05	3.35	3.56	4.01
Mayor de 100 hasta 125	A				3.2	3.30	3.51	3.71	3.96	4.32
	B				3.2	3.30	3.51	3.71	3.96	4.32
Mayor de 125 hasta 150	A					3.81	4.01	4.22	4.47	4.78
	B					3.81	4.01	4.22	4.47	4.78
Mayor de 150 hasta 175	A						4.47	4.72	4.72	5.03
	B						4.47	4.72	4.72	5.03

* Para tamaños no cubiertos debe consultarse al fabricante.

NOTAS: A = Sobrematerial en el espesor.

B = Sobrematerial en el ancho.

T A B L A XXIV

DESCARBURACION MAXIMA PARA BARRAS DE SECCION REDONDA, HEXAGONAL Y OCTAGONAL
(LIMITE MAXIMO POR LADO)

Rango de tamaños en mm		Laminado en caliente en mm	Forjado en mm	Redondos Torneado Basto en mm	Estirado en frío en mm
Mayor de	Hasta				
6.3	13	0.33	----	----	0.33
13	25	0.64	----	----	0.64
25	50	0.97	1.47	----	0.97
50	75	1.27	1.91	0.41	1.27
75	100	1.78	2.44	0.48	1.78
100	125	2.29	2.95	0.66	----
125	150	3.05	3.45	0.81	----
150	200	----	4.06	0.99	----
200	250*	----	4.06	0.45	----

* Para tamaños no cubiertos debe consultarse al fabricante.

Nota.- Redondos de 6.3 mm y menores de acero alta velocidad son normalmente suministrados libres de escamas y descarburación.

T A B L A XXV

DESCARBURACION MAXIMA PARA BARRAS DE SECCION CUADRADA
Y SOLERAS ESTIRADAS EN FRIO.

Espesor en mm	Ancho en mm					
	De 0 hasta 12.7	De 12.7 hasta 25.4	De 25.4 hasta 50.8	De 50.8 hasta 76.2	De 76.2 hasta 101.6	De 101.6 hasta 127
De 0 hasta 12.7	'A' 0.50	0.50	0.60	0.71	0.81	0.91
De 12.7 hasta 25.4	'B' 0.50	0.66	0.81	0.96	1.11	1.37
De 25.4 hasta 50.8	'A' ----	0.91	0.91	0.91	1.01	1.11
De 25.4 hasta 50.8	'B' ----	0.91	1.06	1.16	1.42	1.62
De 50.8 hasta 76.2	'A' ----	----	1.32	1.32	1.42	----
De 50.8 hasta 76.2	'B' ----	----	1.32	1.42	1.52	----

Notas:

A = Sobrematerial en el espesor.

B = Sobrematerial en el ancho.

3.2. ESPECIFICACIONES DEL MARCADO Y EMBALAJE

El material debe embalsarse de manera que no sufra daños en su manipulación y transporte. Cada embalaje debe marcarse con los siguientes datos:

- a) Nombre o marca del fabricante.
- b) Identificación del material.
- c) Número de esta Norma.
- d) Número de la orden de compra.
- e) Número del lote.
- f) Peso.
- g) Número de colada, si corresponde.

La forma y tamaño del embalaje deben ser motivo de convenio entre fabricante y comprador.

4. MUESTREO

4.1. INSPECCION

Cuando el comprador lo solicite en forma expresa y por escrito, el fabricante debe dar al inspector representante del comprador las facilidades razonables para que compruebe que el material está siendo suministrado de acuerdo con esta Norma.

A menos que se especifique otra cosa, todas las pruebas (excepto el análisis -

de comprobación) e inspección, deben realizarse en algún lugar de la fábrica antes del embarque, de manera tal que no interfieran con la operación normal de la planta.

4.2. PLAN DE MUESTREO

El plan de muestreo a usarse y el criterio para la aceptación o rechazo deben establecerse por acuerdo previo entre fabricante y comprador.

4.3. CRITERIO DE ACEPTACION

A menos que se especifique otra cosa en forma expresa o por escrito, cualquier rechazo debe informarse al productor dentro de los cuarenta y cinco días siguientes, contados a partir de la fecha de recepción del material por el comprador.

El material que muestre defectos perjudiciales atribuibles a su fabricación, posteriores a su aceptación, puede ser motivo de reclamo y la solución tomarse por acuerdo previo entre fabricante y comprador.

5. METODOS DE PRUEBA

5.1. Los métodos de análisis químicos deben ser los indicados en la Norma B 1 en vigor.

5.2. Los métodos para la determinación de las durezas Brinell y Rockwell deben ser los indicados en las Normas B 116 y B 119 en vigor respectivamente.

5.3. El método para la determinación del contenido de inclusiones debe ser el indicado en la Norma B 308 en vigor.

5.4. Las dimensiones deben verificarse con instrumentos de medición que permitan apreciar las tolerancias indicadas en esta Norma.

6. APENDICE

6.1. OBSERVACIONES

Como una guía, en la Tabla XXVI se indica el primer paso para la selección de los aceros para herramientas.

6.2. Normas a consultar

B 1 en vigor	"Métodos de análisis químico para determinar la composición de aceros y fundiciones".
B 116 en vigor	"Método de prueba para la determinación de dureza Brinell en materiales metálicos".
B 119 en vigor	"Método de prueba para la determinación de las durezas Rockwell y Rockwell superficial de materiales metálicos".
B 308 en vigor	"Método de prueba para la determinación del contenido de inclusiones en acero".

SERIE DIMENSIONAL.- Los diámetros y distancia entre caras son en mm

Serie Dimensional

6.35
7.93
9.52
11.11
12.70
14.28
15.87
17.46
19.05
20.63
22.22
23.81
25.40

28.57
31.75
34.92
38.10
41.27
44.45
47.62
50.80

57.15
63.50
69.85
76.20
82.55
88.90
95.25
101.60

6.3. BIBLIOGRAFIA

Manual de productos de acero AISI (de aceros para herramientas); Tool Steels de la American Society for Metals.

6.4. PARTICIPANTES

Acero Solar, S.A.

Aceros Anglo, S.A.

Leon Weill, S.A.

Industria del Hierro, S.A.

Marathon Mexicana, S.A.

Siderúrgica Nacional, S.A.

Motores y Refacciones, S.A.

T.F. de México, S.A.

Aceros Fortuna, S.A.

Sistema de Transporte Colectivo

Eaton Manufacturera, S.A.

Petróleos Mexicanos (G.P.C.)

Universidad Autónoma Metropolitana - Unidad Iztapalapa

Herramientas Cleveland, S.A.

Laboratorios Pesados de Ingeniería Metalúrgica E.S.I.Q.I.E.

Instituto Mexicano del Petróleo

Protomex, S.A.

Campos Hermanos, S.A.

T A B L A XXVI

PRIMER PASO HACIA LA SELECCION DE LOS ACEROS PARA HERRAMIENTAS

Si la Herramienta:	Estas son las características principales requeridas.	Y estas características secundarias - pueden requerirse.	Bajo estas condiciones.	Estas propiedades principales deben observarse(a)			Tipos de acero recomendables.
				Resistencia al desgaste	Tenacidad	Dureza al rojo	
CORTA (con desprendimiento de rebaba)	Resistencia al desgaste y resistencia al ablandamiento - por efecto del calor.	Facilidad de rectificado y tenacidad	Cortes ligeros, baja velocidad.	4 a 8	1 a 3	11 a 6	W 2, M 2, M 7, M 33, T 1, T 5
			Cortes pesados, alta velocidad.	7 a 9	1 a 3	8 a 9	M 2, M 7, M 33, T 1, T 5
CIZALLA (sin desprendimiento de rebaba)	Resistencia al desgaste.	Seguridad en el temple. Distorción ligera en el temple.	Material delgado, - baja producción.	4 a 6	1 a 7		W 2, O 1, A 2
			Material delgado, - alta producción.	6 a 9	1 a 7		A 2, D 2, D 4, M 2, M 7, M 33, T 1, T 5
			Material grueso, - baja producción.	2 a 4	7 a 9		W 2, S 5, H 11
			Material grueso, - alta producción.	3 a 5	7 a 9		S 1, H 11
DOBLA O ENCURVA (conforma)	Resistencia al desgaste.	Maquinabilidad (facilidad de maquinado) y tenacidad.	En frío. Baja producción.	4 a 6	1 a 7		W 2, O 1, A 2
			En frío. Alta producción.	7 a 9	1 a 4		O 2*, D 4, M 2, M 7, M 33, T 1, T 5
			En caliente. Baja producción.	3 a 6	6 a 9	5 a 7	W 2, L 6, H 11, H 14*
			En caliente. Alta producción.	4 a 6	6 a 9	7 a 9	H 14*, H 21

T A B L A XXVI

PRIMER PASO HACIA LA SELECCION DE LOS ACEROS PARA HERRAMIENTA
(CONTINUACION)

Si la herramienta:	Estas son las características principales requeridas.	Y estas características secundarias pueden requerirse.	Bajo estas condiciones.	Estas propiedades principales deben observarse (a)			Tipos de acero recomendables.
				Resistencia al desgaste	Tenacidad	Dureza al rojo	
EMBUTE	Resistencia al desgaste.	Distorsión ligera en el temple.	Baja producción.	4 a 6	1 a 7		W 2, O 1, A 2
			Alta producción.	7 a 9	1 a 4		D 2, M 2, M 33, T 1, T 1, T 5, M 7
EXTRUYE	Resistencia al ablandamiento por efecto del calor, tenacidad y resistencia al desgaste		En frío	4 a 9	1 a 7		W 1, H 21, O 1, T 1, T 5, M 2
			En caliente	3 a 6	6 a 9	5 a 7	H 11
LAMINA	Resistencia al desgaste		Baja producción	4 a 6	1 a 7		W 1, O 1, A 2
			Alta producción	7 a 9	1 a 4		D 2, T 1, T 5, M 2
MARTILLA	Tenacidad	Resistencia al desgaste.	Baja producción	2 a 4	7 a 9		W 2, S 5, S 1

(a) En esta Tabla se ha seguido un sistema numérico para indicar el valor relativo de estas propiedades, desde 1 (bajo) hasta 9 (alto).

* Estos aceros no son de fabricación común, por lo que solo se surtirán por acuerdo previo entre fabricante y consumidor.