

А. П. ГУЛЯЕВ

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

**ИЗДАТЕЛЬСТВО
„МЕТАЛЛУРГИЯ“
МОСКВА**

A.P. GULIÁEV

METALOGRAFÍA

TOMO 2

Traducido del ruso
por el ingeniero
Antonio Molina García

EDITORIAL MIR MOSCÚ



Primera edición 1978
Segunda edición 1983

На испанском языке

Impreso en la URSS

© Издательство «Металлургия», 1977
© Traducción al español. Editorial Mir. 1978

Indice

Tomo I

Prólogo

PRIMERA PARTE. TEORÍA DE LAS ALEACIONES

| | |
|--|-----------|
| Capítulo I. Estructura cristalina de los metales | 11 |
| 1. Metales | 11 |
| 2. Clasificación de los metales | 14 |
| 3. Estructura cristalina de los metales | 21 |
| 4. Redes cristalinas de los metales | 22 |
| 5. Estructura real de los cristales metálicos | 27 |
| 6. Anisotropía de las propiedades de los cristales | 34 |
| 7. Métodos de estudio de la estructura de los metales | 35 |
| Bibliografía | 42 |
| Capítulo II. Cristalización | 42 |
| 1. Tres estados de la materia | 42 |
| 2. Condiciones energéticas del proceso de cristalización | 43 |
| 3. Mecanismo del proceso de cristalización | 46 |
| 4. Estructura de las formaciones cristalinas | 50 |
| 5. Estructura del lingote | 51 |
| 6. Transformaciones en estado sólido. Polimorfismo | 54 |
| 7. Transformaciones magnéticas | 58 |
| Bibliografía | 59 |
| Capítulo III. Propiedades mecánicas. Acritud y recristalización | 59 |
| 1. Metales y no metales | 59 |
| 2. Deformaciones elásticas y plásticas. Imperfecciones de la red y resistencia de los metales | 60 |
| 3. Rotura | 68 |
| 4. Métodos para determinar las propiedades mecánicas | 76 |
| 5. Acritud | 83 |
| 6. Influencia del calentamiento en la estructura y en las propiedades del metal deformado (procesos de recristalización) | 85 |
| Bibliografía | 97 |
| Capítulo IV. Estructura de las aleaciones | 98 |
| 1. Mezcla mecánica | 98 |
| 2. Combinación química | 99 |
| 3. Solución sólida sobre la base de uno de los componentes de la aleación | 100 |
| 4. Solución sólida basada en un compuesto químico | 105 |
| 5. Soluciones sólidas ordenadas | 106 |
| 6. Compuestos electrónicos (fases de Hume — Rothery) | 107 |
| 7. Fases de Laves | 108 |
| 8. Fases de inserción | 109 |
| Bibliografía | 109 |

| | |
|--|-----|
| Capítulo V. Diagrama de estado | 109 |
| 1. Regla de las fases | 109 |
| 2. Observaciones generales acerca de la construcción de los diagramas de estado | 113 |
| 3. Construcción experimental de los diagramas | 115 |
| 4. Diagrama de estado de las aleaciones que forman mezclas mecánicas de componentes puros (tipo I) | 118 |
| 5. Regla de los segmentos | 121 |
| 6. Diagrama de estado de las aleaciones con disolubilidad total en estado sólido (tipo II) | 123 |
| 7. Diagrama de estado de las aleaciones con solubilidad parcial en estado sólido (tipo III) | 124 |
| 8. Diagrama de estado de las aleaciones que forman compuestos químicos (tipo IV) | 130 |
| 9. Diagrama de estado de las aleaciones que experimentan transformaciones polimorfas | 133 |
| 10. Cristalización de las aleaciones en condiciones de desequilibrio | 135 |
| 11. Sistemas ternarios | 143 |
| 12. Métodos simplificados de estudio de los sistemas de muchos componentes | 152 |
| 13. Relación entre las propiedades de las aleaciones y el tipo de diagrama de estado | 154 |
| Bibliografía | 156 |

SEGUNDA PARTE. ALEACIONES HIERRO — CARBONO

| | |
|---|-----|
| Capítulo VI. Diagrama hierro — carbono | 157 |
| 1. Referencia histórica | 157 |
| 2. El hierro | 157 |
| 3. Cementita | 159 |
| 4. Diagrama de estado | 163 |
| Bibliografía | 164 |
| Capítulo VII. Aceros al carbono | 178 |
| 1. Influencia del carbono | 180 |
| 2. Influencia de las impurezas constantes en las propiedades del acero | 181 |
| 3. Acero obtenido por distintos procedimientos de fabricación. Acero puro | 189 |
| 4. Acero al carbono común | 193 |
| 5. Acero endurecido por deformación en frío | 197 |
| 6. Acero en chapas para estampado en frío | 198 |
| 7. Maquinabilidad. Aceros automáticos | 199 |
| Bibliografía | 201 |
| Capítulo VIII. Fundición | 201 |
| 1. Proceso de grafitización | 202 |
| 2. Estructura de fundición. Formas del grafito | 208 |
| 3. Estructura y propiedades de la fundición | 212 |
| 4. Influencia de las impurezas | 214 |
| 5. Influencia de la velocidad de enfriamiento | 216 |
| 6. Marcas de las fundiciones grises y de gran resistencia | 216 |
| 7. Fundición maleable | 218 |
| Bibliografía | 221 |

TERCERA PARTE. TRATAMIENTO TÉRMICO

| | |
|--|-----|
| Capítulo IX. Conceptos generales | 222 |
| 1. Temperatura y tiempo | 222 |
| 2. Clasificación de los tipos de tratamiento térmico | 224 |

| | |
|---|-----|
| 3. El tratamiento térmico y el diagrama de estado | 226 |
| 4. Tipos fundamentales de tratamiento térmico del acero | 228 |
| 5. Cuatro transformaciones principales del acero | 230 |
| Bibliografía | 232 |

Capítulo X. Teoría del tratamiento térmico del acero 233

| | |
|--|-----|
| 1. Formación de la austenita | 234 |
| 2. Crecimiento del grano austenítico | 236 |
| 3. Descomposición de la austenita | 241 |
| 4. Transformación martensítica | 257 |
| 5. Transformación bainítica | 268 |
| 6. Transformaciones en el revenido | 270 |
| 7. Influencia del tratamiento térmico en las propiedades del acero | 274 |
| 8. Tratamiento termomecánico | 279 |
| Bibliografía | 283 |

Capítulo XI. Práctica del tratamiento térmico del acero 283

| | |
|--|-----|
| 1. Elección de la temperatura de temple | 283 |
| 2. Duración del calentamiento | 286 |
| 3. Acción química del medio calentador | 288 |
| 4. Medios de temple | 289 |
| 5. Templabilidad | 291 |
| 6. Tensiones internas | 297 |
| 7. Procedimientos de temple | 299 |
| 8. Tratamiento del acero a temperatura bajo cero | 302 |
| 9. Defectos que se producen en el temple | 303 |
| 10. Recocido y normalizado | 305 |
| Bibliografía | 308 |

Capítulo XII. Temple superficial del acero 309

| | |
|--|-----|
| 1. Conceptos generales | 309 |
| 2. Temple por corriente de alta frecuencia | 310 |
| Bibliografía | 314 |

Capítulo XIII. Tratamiento termoquímico del acero 314

| | |
|--|-----|
| 1. Teoría del tratamiento termoquímico | 314 |
| 2. Cementación del acero | 319 |
| 3. Nitruración del acero | 327 |
| 4. Cianuración del acero | 331 |
| 5. Metalización por difusión | 333 |
| Bibliografía | 334 |

Tomo II

CUARTA PARTE. ACEROS ALEADOS Y ALEACIONES

Capítulo XIV. Influencia de los elementos de aleación 11

| | |
|--|----|
| 1. Clasificación de las impurezas | 11 |
| 2. Influencia de los elementos en el polimorfismo del hierro | 12 |
| 3. Distribución de los elementos de aleación en el acero | 18 |
| 4. Influencia de los elementos de aleación en la ferrita | 20 |
| 5. La fase de carburo en los aceros aleados | 23 |
| 6. Influencia de los elementos de aleación en las transformaciones del acero | 25 |
| Bibliografía | 29 |

| | |
|---|-----|
| Capítulo XV. Clasificación y marca de los aceros aleados | 30 |
| 1. Clasificación de los aceros aleados | 30 |
| 2. Marca de los aceros aleados | 33 |
| Capítulo XVI. Aceros de construcción | 34 |
| 1. Propiedades mecánicas del acero e influencia de la estructura y de los elementos de aleación | 34 |
| 2. Tratamiento térmico de los aceros de construcción | 41 |
| 3. Aceros (de bajo contenido de carbono) para cementar | 47 |
| 4. Aceros mejorables (de contenido medio de carbono) | 52 |
| 5. Aceros de gran resistencia | 56 |
| 6. Soldabilidad del acero | 63 |
| 7. Aceros para estructuras | 66 |
| 8. Acero para armaduras | 69 |
| 9. Acero para muelles | 71 |
| 10. Acero para cojinetes de bolas | 72 |
| 11. Defectos de los aceros aleados | 75 |
| Bibliografía | 77 |
| Capítulo XVII. Aceros para herramientas | 77 |
| 1. Conceptos generales | 77 |
| 2. Aceros de baja templabilidad para herramientas | 78 |
| 3. Aceros de alta templabilidad para herramientas (aceros aleados para herramientas) | 81 |
| 4. Aceros rápidos | 83 |
| 5. Aceros de matrices | 95 |
| 6. Aleaciones duras | 106 |
| Bibliografía | 109 |
| Capítulo XVIII. Aceros y aleaciones refractarios y resistentes a altas temperaturas | 109 |
| 1. Resistencia a la oxidación a altas temperaturas. Aleaciones refractarias | 110 |
| 2. Resistencia a altas temperaturas | 113 |
| 3. Valoración de las propiedades de resistencia a altas temperaturas | 118 |
| 4. Influencia de la estructura y la composición en la resistencia a altas temperaturas | 120 |
| 5. Clasificación de los materiales resistentes a altas temperaturas | 122 |
| 6. Aceros perlíticos y martensíticos resistentes a altas temperaturas | 123 |
| 7. Aceros austeníticos resistentes a altas temperaturas | 128 |
| 8. Aleaciones de níquel y cobalto resistentes a altas temperaturas | 132 |
| Bibliografía | 137 |
| Capítulo XIX. Aceros y aleaciones resistentes a la corrosión (inoxidables) | 138 |
| 1. Aceros al cromo inoxidables | 138 |
| 2. Aceros al cromo-níquel inoxidables | 143 |
| 3. Aceros y aleaciones resistentes a los ácidos | 156 |
| 4. Aceros y aleaciones «criogénicos» | 157 |
| Bibliografía | 161 |
| Capítulo XX. Aceros y aleaciones resistentes al desgaste | 161 |
| 1. Resistencia al desgaste | 161 |
| 2. Acero grafitico | 163 |
| 3. Acero al alto manganeso | 164 |
| 4. Materiales de aportación | 166 |
| Bibliografía | 167 |

| | |
|---|-----|
| Capítulo XXI. Titanio y sus aleaciones | 167 |
| 1. Propiedades del titanio | 167 |
| 2. Aleación del titanio | 168 |
| 3. Transformaciones de fase de las aleaciones de titanio | 170 |
| 4. Aleaciones de titanio industriales | 174 |
| 5. Tratamiento térmico de las aleaciones de titanio | 175 |
| 6. Impurezas de las aleaciones de titanio | 176 |
| 7. Resistencia a la corrosión del titanio | 177 |
| Bibliografía | 178 |
| Capítulo XXII. Metales refractarios | 178 |
| 1. Conceptos generales | 178 |
| 2. Interacción de los metales refractarios con otros elementos. Aleaciones industriales | 181 |
| 3. Propiedades mecánicas y resistencia a altas temperaturas | 183 |
| 4. Fragilidad en frío de los metales refractarios | 186 |
| 5. Resistencia y protección contra la oxidación | 190 |
| 6. Resistencia a la corrosión | 191 |
| Bibliografía | 193 |
| Capítulo XXIII. Aleaciones con propiedades térmicas y elásticas especiales | 193 |
| 1. Leyes de la dilatación de los metales y aleaciones. Aleaciones con valor dado de la dilatación | 193 |
| 2. Aleaciones con módulo de elasticidad constante | 196 |
| Bibliografía | 197 |
| Capítulo XXIV. Aceros y aleaciones magnéticos | 197 |
| 1. Principales características magnéticas de los metales | 197 |
| 2. Aceros y aleaciones para imanes permanentes (aleaciones magnéticamente duras) | 199 |
| 3. Aleaciones magnéticamente blandas | 203 |
| 4. Aceros no magnéticos | 209 |
| 5. Aceros y aleaciones electrotécnicos | 210 |
| Bibliografía | 213 |
| Capítulo XXV. Aleaciones de la energética atómica | 214 |
| 1. Influencia de la irradiación en las propiedades de los metales | 214 |
| 2. Materiales de construcción. Materiales de transferencia del calor | 215 |
| 3. Combustible nuclear (uranio, plutonio, torio) | 219 |
| Bibliografía | 220 |

QUINTA PARTE. METALES Y ALEACIONES NO FÉRREOS

| | |
|--|-----|
| Capítulo XXVI. Metales y aleaciones ligeros | 221 |
| <i>El aluminio y sus aleaciones</i> | |
| 1. Propiedades del aluminio | 222 |
| 2. Impurezas constantes del aluminio (hierro y silicio) | 224 |
| 3. Tratamiento térmico de las aleaciones Al — Cu | 225 |
| 4. Influencia de la composición de las aleaciones de aluminio en los procesos que se producen durante el tratamiento térmico | 232 |
| 5. Clasificación de las aleaciones de aluminio | 236 |
| 6. Aleaciones deformables no endurecibles por tratamiento térmico | 238 |
| 7. El duraluminio y otras aleaciones deformables, endurecibles por tratamiento térmico | 239 |
| 8. Aleaciones de aluminio para forja | 245 |

| | |
|---|-----|
| 9. El siluminio y otras aleaciones de aluminio para moldear | 246 |
| 10. Aleaciones de aluminio resistentes a altas temperaturas | 250 |
| <i>Magnesio, berilio y sus aleaciones</i> | |
| 11. Magnesio | 252 |
| 12. Aleaciones de magnesio | 253 |
| 13. Berilio | 257 |
| 14. Aleaciones de berilio | 257 |
| Bibliografía | 258 |
| Capítulo XXVII. El cobre y sus aleaciones | 258 |
| 1. Cobre | 258 |
| 2. Aleaciones del cobre con el zinc (latones) | 263 |
| 3. Aleaciones del cobre con el estaño (bronces al estaño) | 267 |
| 4. Aleaciones de cobre con aluminio, silicio, berilio y otros elementos | 271 |
| Bibliografía | 276 |
| Capítulo XXVIII. Aleaciones para cojinetes y para soldar | 276 |
| 1. Condiciones que se imponen a las aleaciones para cojinetes | 276 |
| 2. Aleaciones fusibles para cojinetes (Babbitt) | 277 |
| 3. Aleaciones para soldar | 282 |
| 4. Aleaciones fusibles | 285 |
| Bibliografía | 286 |
| Capítulo XXIX. Otras aleaciones no férreas | 286 |
| 1. El zinc y sus aleaciones | 286 |
| 2. Metales de imprenta | 288 |
| 3. Metales nobles | 288 |
| Bibliografía | 290 |
| <i>Índice alfabético de materias del primer tomo</i> | 291 |
| <i>Índice alfabético de autores</i> | 294 |
| <i>Índice alfabético de materias</i> | 295 |

CUARTA PARTE. ACEROS ALEADOS Y ALEACIONES ¹

CAPÍTULO XIV

INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN

1. CLASIFICACIÓN DE LAS IMPUREZAS

En primer lugar hay que definir qué se entiende por acero aleado y por elementos de aleación.

De acuerdo con la clasificación propuesta por N. T. Gudtsov, todas las impurezas (elementos químicos) que contiene el acero pueden dividirse en cuatro grupos:

1. *Impurezas constantes u ordinarias.* A este grupo pertenecen el manganeso y el silicio, y también el aluminio y titanio, que lo mismo que el silicio y el manganeso se utilizan como desoxidantes. Estos elementos se encuentran en cualquier acero bien desoxidado (en el acero efervescente es muy pequeño el contenido de silicio, aluminio y titanio), porque su adición al metal es necesaria para fabricar el acero; deben considerarse también impurezas constantes (ordinarias) el azufre y el fósforo, porque en la producción en gran escala es imposible eliminarlos por completo del acero. El contenido de estos elementos, en el acero calmado, se encuentra, por lo general, entre los límites siguientes: 0,3—0,7% de Mn; 0,2—0,4% de Si; 0,01—0,02% de Al; 0,01—0,02% de Ti; 0,01—0,05% de P y 0,01—0,04% de S.

2. *Impurezas latentes.* Son el oxígeno, el hidrógeno y el nitrógeno, que están presentes en cualquier acero en cantidades muy pequeñas. Los métodos para determinarlas químicamente son compli-

¹) Según el sistema adoptado, se llaman aceros las aleaciones que contienen no menos de un cincuenta por ciento de hierro, y simplemente aleaciones, las que tienen menos del cincuenta por ciento. En esta parte del libro, junto a los aceros aleados se estudian las aleaciones con alto contenido (pero menor del 50%) de hierro y las aleaciones de níquel, titanio y otros metales que se consideran del grupo del hierro (tabla 2, tomo 1).

cados y, por esto, el contenido de estos elementos no se indica en las condiciones técnicas ordinarias.

3. *Impurezas accidentales.* Pertenecen a este grupo las impurezas que llegan al acero procedentes de los materiales de carga o de un modo casual.

Así, los minerales de los Montes Urales contienen una pequeña cantidad de cobre, la cual entra en el acero que se funde de estas menas. El acero que se funde de los minerales de Kerch tiene arsénico, porque éstos contienen dicho elemento. La fusión secundaria de chatarra estañada, galvanizada o de otro tipo conduce a que se incorporen al metal estaño, zinc, antimonio, plomo, etc.

La gran utilización durante la guerra de chatarra de aceros al cromo y al cromoníquel para fabricar aceros al carbono, determinó la presencia en éstos de cromo (0,1—0,3%) y de níquel (0,2—0,3%).

4. *Elementos de aleación.* Los elementos que se adicionan al acero en determinadas concentraciones con el fin de variar su estructura y propiedades se llaman *elementos de aleación*.

Por esto, los aceros en que para obtener las cualidades necesarias se introducen elementos de aleación, se llaman *aceros aleados* (estos aceros suelen llamarse también especiales).

Como la existencia de las impurezas de los tres primeros grupos es inevitable consecuencia del proceso tecnológico de fabricación del acero en diversas condiciones, es natural que estas impurezas, en las concentraciones indicadas, no puedan ser consideradas como elementos de aleación ni los aceros que las contienen, como aceros aleados.

Por ejemplo, un acero que sólo contenga un 0,05—0,1% de vanadio (V) o un 0,1% de titanio (Ti) se considerará aleado al vanadio o al titanio, puesto que estos elementos se introdujeron en el acero especialmente para obtener las propiedades requeridas. Si hay elementos que se encuentran en una cantidad aproximada del 0,1%, la aleación se llama *microaleación*.

Para conseguir que el acero tenga más del 0,7% de Mn hay que introducir este último en aquél en cantidades superiores a las requeridas por la tecnología de la fundición. Por esto, por ejemplo, un acero con un 1,0% de Mn será ya acero al manganeso, es decir, será aleado, y el manganeso de esta concentración se considerará elemento de aleación.

2. INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS EN EL POLIMORFISMO DEL HIERRO

Todos los elementos que se disuelven en el hierro influyen en el intervalo de temperaturas en que existen sus modificaciones alotrópicas, es decir, desplazan los puntos A_3 y A_4 por la escala de temperaturas.

La mayoría de los elementos elevan el punto A_4 y bajan el A_3 , ensanchando de este modo la región de existencia de la modifi-

cación γ (fig. 1, a), o bajan A_4 y elevan A_3 , estrechando la región de existencia de la modificación γ (fig. 1, b).

En los diagramas esquemáticos de estado hierro—elemento de aleación que se dan en la fig. 1, puede verse que por encima de un contenido determinado de manganeso, níquel o algunos otros elementos (fig. 1, a) el estado γ existe como estable desde la temperatura ambiente hasta la de fusión. Estas aleaciones a base de hierro se llaman *austeníticas*. Si el contenido de vanadio, molibdeno, silicio y otros elementos es mayor que un determinado límite, será estable a todas las temperaturas el estado α (fig. 1, b). Estas aleaciones a base

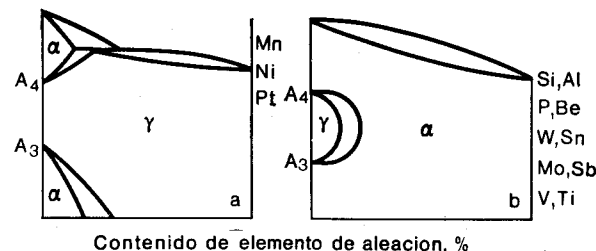


Fig. 1. Esquema del diagrama de estado hierro—elemento de aleación

de hierro se llaman *ferríticas*. A diferencia de otras aleaciones a base de hierro, las austeníticas y ferríticas no sufren transformaciones al calentarse o enfriarse.

Veamos algunos diagramas de estado hierro—elemento de aleación reales.

Sistema hierro—níquel (fig. 2)¹⁾

El níquel tiene red centrada en las caras con parámetro próximo al del Fe_γ . Esto asegura la formación de una serie continua de soluciones sólidas entre el Fe_γ y el níquel.

El níquel eleva el punto A_4 y a 1512 °C empieza el equilibrio invariante $L + \delta \rightleftharpoons \gamma$. El níquel baja el punto A_3 y las temperaturas de transformación durante el calentamiento y el enfriamiento se diferencian tanto de hecho, que para la utilización práctica del diagrama es conveniente indicar separadamente el intervalo de temperatura de transformación durante el enfriamiento ($\gamma \rightarrow \alpha$) y durante el calentamiento ($\alpha \rightarrow \gamma$). Por esto, si se toma, por ejemplo, la aleación con el 20% de Ni a 300—400 °C, al enfriarse tendrá prácticamente estable la fase γ , y al calentarse, a las mismas temperaturas, tendrá prácticamente estable la fase α . Como el níquel baja bruscamente el punto A_3 , si la aleación tiene un 10% de Ni o más, la temperatura de transformación desciende hasta 500 °C y hasta más abajo. A estas temperaturas la difusión del níquel en el hierro es difícil y la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ se efectúa según el mecanismo martensítico

¹⁾ Este diagrama y los que le siguen (figs. 2—6) se basan en el análisis crítico de numerosos trabajos experimentales dedicados al estudio de las aleaciones binarias del hierro y se dan algo simplificados.

(sin difusión). Con estos contenidos de níquel la transformación inversa $\alpha \rightarrow \gamma$ también se cumple de acuerdo con el mecanismo sin difusión (véase la fig. 215, b, t. 1).

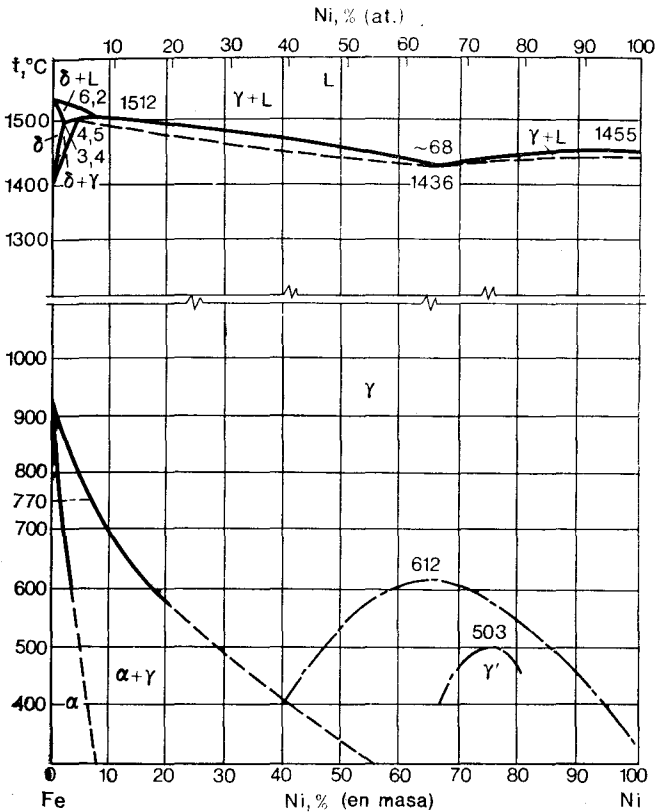


Fig. 2. Sistema Fe—Ni

En las aleaciones ricas en níquel puede formarse solución sólida ordenada con contenido de Ni_3Fe . La temperatura de ordenación (punto de Kurnakov) para la aleación con relación exacta de Ni_3Fe (78% de Ni) es igual a 503 °C.

Sistema hierro—manganeso (fig. 3)

El manganeso tiene 4 formas alotrópicas: α (de existencia estable hasta los 727 °C), β (de 727 a 1100 °C), γ (de 1100 a 1135 °C) y δ (de 1135 a 1245 °C). El Mn_γ tiene red tetragonal centrada en las caras con parámetro próximo al del Fe γ . Por eso el Fe γ y el Mn_γ forman una serie continua de soluciones sólidas (no limitada por la solubilidad). La existencia de las cuatro modificaciones del manganeso conduce en las aleaciones Fe—Mn ricas en manganeso a diversas transformaciones de fase. El diagrama de estado de las aleaciones ricas en hierro (con menos del 40% de Mn) es análogo al diagrama de estado Fe—Ni.

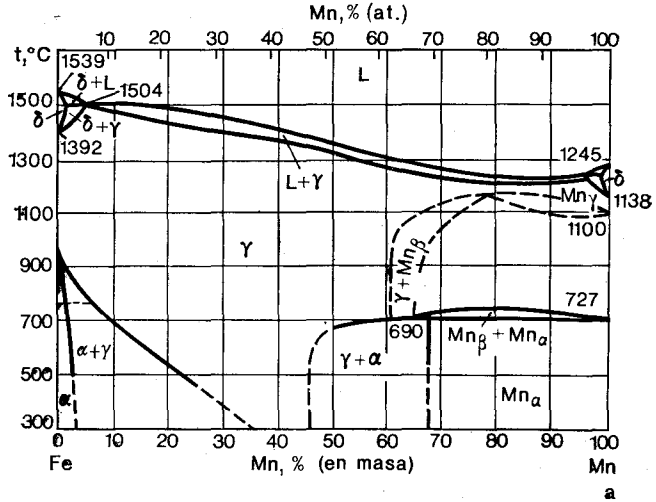
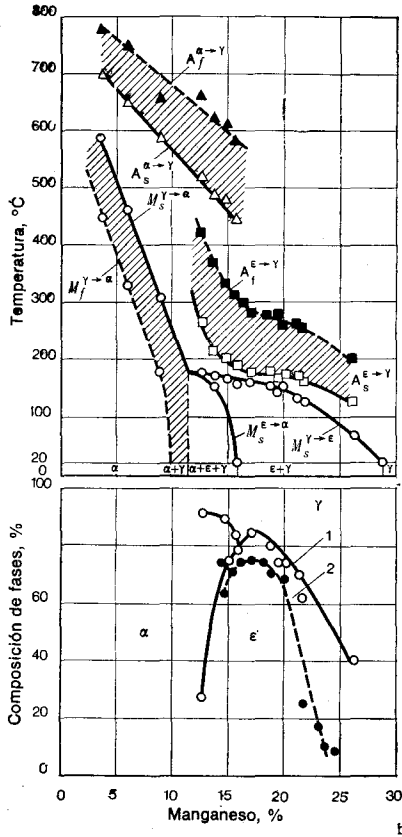


Fig. 3. (a) Sistema Fe—Mn; (b) diagrama de equilibrio metastable (martensítico) de las aleaciones Fe—Mn (diagrama superior). Los puntos blancos indican el comienzo de la transformación; los negros, el final. Con la letra M se designa la transformación directa (durante el enfriamiento) y con la letra A, la inversa (durante el calentamiento). El diagrama inferior representa la relación cuantitativa de las fases α , γ y Σ en las aleaciones Fe—Mn. Los puntos blancos de este último diagrama se refieren a las aleaciones puras; los negros, a las de pureza ordinaria.



El manganeso hace descender intensamente la temperatura de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$. Con el 10% o más de Mn, el comienzo de la transformación desciende hasta 700 °C o menos. Como para la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ ordinaria se requiere la difusión de ambos componentes y como la movilidad de difusión del manganeso, como la de otros elementos que forman soluciones sólidas por sustitución, es pequeña, más abajo de los 700 °C, es decir, cuando el contenido de Mn es mayor del 10%, la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ se realiza prácticamente según el tipo martensítico. El diagrama de equilibrio metastable del sistema Fe—Mn, o sea, cuando las transformaciones se producen según el mecanismo martensítico, se da en la fig. 3, b (las aleaciones con el 10% de Mn requieren enfriamiento rápido).

En las aleaciones Fe—Mn con determinados contenidos de manganeso (desde el 12 hasta el 29%) puede existir una modificación especial de la solución sólida, cuya red es hexagonal de empaquetamiento denso (que se designa por Σ) y que coexiste con la solución sólida γ e incluso con las γ y α (diagrama inferior de la fig. 3, b).

De acuerdo con el diagrama de estado, en las aleaciones Fe—Mn pueden tener lugar las transformaciones siguientes: en las aleaciones con menos del 12% de Mn, la transformación martensítica ordinaria $\gamma \rightarrow \alpha$; si se calienta se produce la transformación inversa $\alpha \rightarrow \gamma$ según la reacción martensítica. En las aleaciones con contenido de Mn desde el 12 hasta el 29%, la transformación se realiza según otra reacción (martensítica $\gamma \rightarrow \Sigma$ (cuya transformación inversa es $\Sigma \rightarrow \gamma$), con la particularidad de que en las aleaciones con el 12—17% de Mn la martensita Σ se transforma (parcialmente) en martensita α si continua el enfriamiento.

Mediante el tratamiento térmico y la deformación plástica se puede variar la cantidad de las fases α , γ y Σ . La cantidad máxima de fase Σ (~85% sin deformación) se forma en las aleaciones Fe—Mn puras que contienen cerca del 17% de Mn.

Sistema hierro—cromo (fig. 4)

El cromo tiene una modificación que cristaliza en la red centrada en el cuerpo, isomorfa a la Fe_α . El cromo baja los dos puntos de la transformación alotrópica del hierro, pero como el punto A_4 desciende más de prisa que el A_3 , ambos puntos se aproximan y la región se cierra cuando el contenido de Cr es del 13%.

Cerca de la relación Cr:Fe = 1:1 [% (at.)] se forma el compuesto químico inestable FeCr, que se designa generalmente como fase σ . La temperatura superior de existencia de este compuesto es igual a 815 °C.

Sistema hierro—molibdeno (fig. 5)

El molibdeno posee red cúbica centrada en el cuerpo, pero sus dimensiones atómicas difieren de las del cromo y del hierro, por esto el molibdeno no forma con el hierro α soluciones sólidas ilimitadas (como el cromo), sino limitadas.

La solubilidad del molibdeno en el Fe_α es de un 5% a 20 °C; su solubilidad máxima es del 26% (a 1450 °C). El molibdeno eleva el punto A_3 y baja el A_4 , cerrando totalmente la cuña que se forma en esta región cuando el contenido de Mo es del 3,5% [2% (at.)].

Sistema hierro—silicio (fig. 6)

El silicio tiene la red del diamante. La solubilidad del silicio en el hierro a 20 °C es de cerca del 15%. El silicio eleva A_3 y baja A_4 y cierra totalmente la

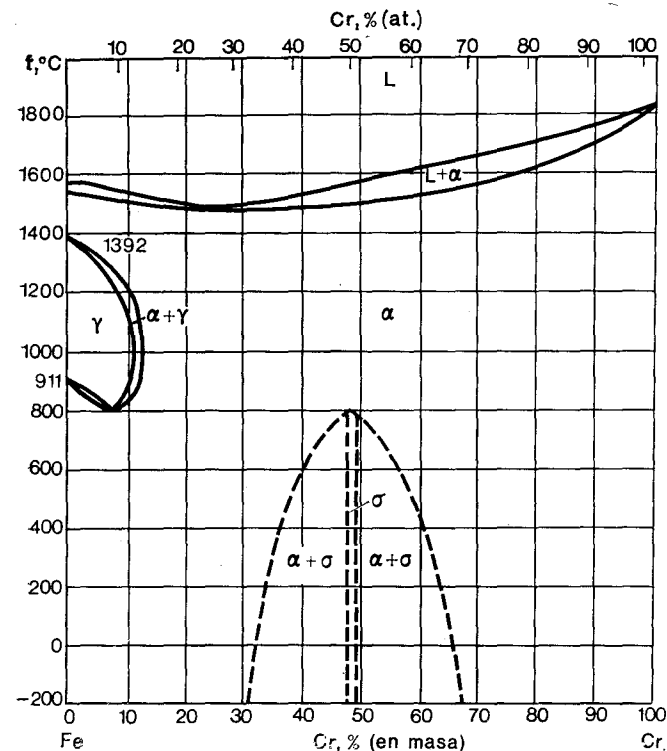


Fig. 4. Sistema Fe—Cr

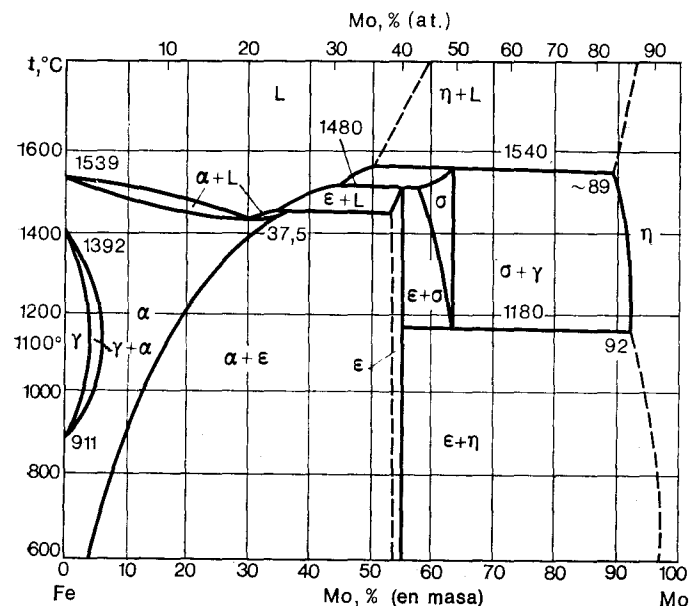


Fig. 5. Sistema Fe—Mo

cuña que forma la región y cuando el contenido de Si es 2% o sea, son ferríticas las aleaciones con más del 2% de Si (prácticamente, mayor de 2,5%).

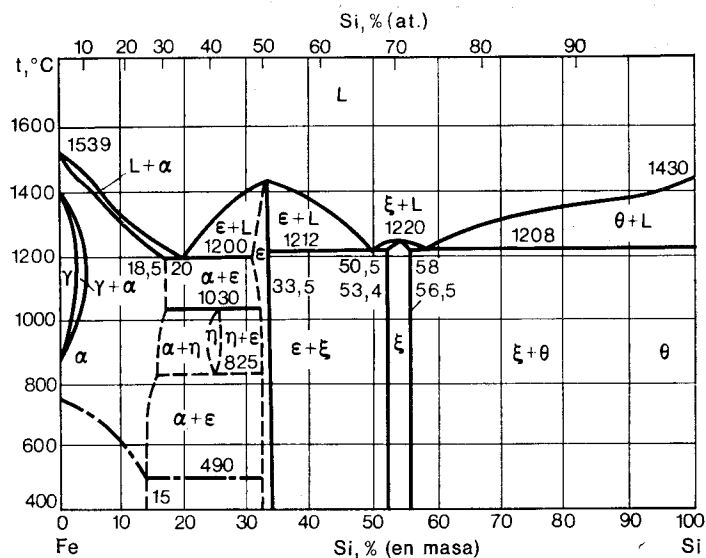


Fig. 6. Sistema Fe—Si

El silicio forma con el hierro una serie de compuestos, siliciuros, cuya designación convencional (con letras griegas) se indica en el diagrama (fig. 6).

3. DISTRIBUCIÓN DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN EN EL ACERO

En los aceros aleados industriales, que son sistemas de muchos componentes, los elementos de aleación pueden encontrarse:

a) en estado libre; b) en forma de compuestos intermetálicos con el hierro o entre sí; c) en forma de óxidos, sulfuros u otras inclusiones no metálicas; d) en la fase de carburos en forma de solución en la cementita o de combinaciones independientes con el carbono (carburos especiales); e) en forma de solución en el hierro.

Estudiemos las posibilidades enumeradas.

1. El plomo, la plata y el cobre no forman compuestos con el hierro; además, la plata y el plomo son insolubles en el hierro sólido y la solubilidad del cobre es, aproximadamente, del 1%. Por esto si en el acero hay cantidades, incluso muy pequeñas, de plomo, plata o cobre (de este último mayores del 1%), se encontrarán en estado libre en forma de inclusiones metálicas. Los aceros aleados con plata y con más de un 1% de cobre no tienen aplicación práctica¹⁾. Por consiguiente, el caso en que el elemento de aleación está presente en el acero en estado libre es muy poco frecuente y no vale la pena estudiarlo detalladamente.

¹⁾ De los aceros automáticos al plomo se habló en el tomo 1.

2. Compuestos intermetálicos pueden formar la mayoría de los elementos de aleación que se utilizan. Pero estos compuestos sólo se forman cuando los contenidos de los elementos de aleación son tales, que prácticamente no se encuentran en los aceros industriales ordinarios. Por esto puede considerarse que en los aceros ordinarios producidos en gran escala no hay compuestos intermetálicos de los elementos de aleación.

En los aceros de alta aleación y en las aleaciones se forman compuestos intermetálicos, lo cual tiene gran importancia para estas aleaciones.

3. Óxidos y otros compuestos no metálicos pueden formar muchos elementos que tienen más afinidad con el oxígeno que el hierro. Por esto, en el proceso de fabricación del acero, estos elementos, que se introducen en la colada en el último momento, desoxidán el acero, quitándole oxígeno al hierro: $\text{FeO} + M \rightarrow M_n\text{O}_m + \text{Fe}$.

En esta fórmula esquemática de la reacción se entiende por M cualquier elemento de aleación que sea desoxidante. Como resultado de la reacción de desoxidación se forman óxidos, Al_2O_3 , TiO_2 , V_2O_5 , y otros¹⁾.

Además de gran afinidad con el oxígeno, algunos elementos tienen más afinidad con el azufre que el hierro y cuando se introducen en el metal se forman sulfuros.

La cantidad de óxidos, sulfuros y otras inclusiones no metálicas en los aceros industriales ordinarios es pequeña y depende del método que se emplea para fundir.

El que tiene más inclusiones metálicas es el acero efervescente; el acero calmado tiene menos y los aceros eléctricos, todavía menos. El acero fundido al vacío (y el de fusión secundaria por resistencia eléctrica bajo escorias) es el que contiene la cantidad mínima de dichas inclusiones.

4. Pueden disolverse en la cementita o formar fases de carburo independientes muchos elementos que tienen afinidad con el carbono.

De la formación de carburos en el acero se tratará más adelante. Aquí sólo diremos que los elementos que forman los carburos son únicamente los que están situados en el sistema periódico a la derecha del hierro (fig. 7).

Estos elementos, además de formar carburos, se disuelven en el hierro. Por consiguiente, en una proporción determinada²⁾ se distribuyen entre estas dos fases.

5. En el hierro pueden disolverse en cantidades considerables la mayoría de los elementos de aleación, a excepción del carbono, nitrógeno, oxígeno, boro y de los metaloides que están lejos del hierro en el sistema periódico. Los elementos que en el sistema

¹⁾ Últimamente empieza a utilizarse la desoxidación con carbono. En este caso los productos de la reacción son gaseosos ($2\text{FeO} + \text{C} = 2\text{Fe} + \text{CO}_2$) y se extraen del metal prácticamente en su totalidad sometiéndolo a rarefacción.

²⁾ Principalmente en dependencia del contenido de elemento de aleación y de carbono.

El manganeso hace descender intensamente la temperatura de la transición $\gamma \rightarrow \alpha$. Con el 10% o más de Mn, el comienzo de la transformación desciende hasta 700 °C o menos. Como para la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ ordinaria se requiere la difusión de ambos componentes y como la movilidad de difusión del manganeso, como la de otros elementos que forman soluciones sólidas por sustitución, es pequeña, más abajo de los 700 °C, es decir, cuando el contenido de Mn es mayor del 10%, la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ se realiza prácticamente según el tipo martensítico. El diagrama de equilibrio metastable del sistema Fe—Mn, o sea, cuando las transformaciones se producen según el mecanismo martensítico, se da en la fig. 3, b (las aleaciones con el 10% de Mn requieren enfriamiento rápido).

En las aleaciones Fe—Mn con determinados contenidos de manganeso (desde el 12 hasta el 29%) puede existir una modificación especial de la solución sólida, cuya red es hexagonal de empaquetamiento denso (que se designa por Σ) y que coexiste con la solución sólida γ e incluso con las γ y α (diagrama inferior de la fig. 3, b).

De acuerdo con el diagrama de estado, en las aleaciones Fe—Mn pueden tener lugar las transformaciones siguientes: en las aleaciones con menos del 12% de Mn, la transformación martensítica ordinaria $\gamma \rightarrow \alpha$; si se calienta se produce la transformación inversa $\alpha \rightarrow \gamma$ según la reacción martensítica. En las aleaciones con contenido de Mn desde el 12 hasta el 29%, la transformación se realiza según otra reacción (martensítica $\gamma \rightarrow \Sigma$ (cuya transformación inversa es $\Sigma \rightarrow \gamma$), con la particularidad de que en las aleaciones con el 12—17% de Mn la martensita Σ se transforma (parcialmente) en martensita α si continua el enfriamiento.

Mediante el tratamiento térmico y la deformación plástica se puede variar la cantidad de las fases α , γ y Σ . La cantidad máxima de fase Σ (~85% sin deformación) se forma en las aleaciones Fe—Mn puras que contienen cerca del 17% de Mn.

Sistema hierro—cromo (fig. 4)

El cromo tiene una modificación que cristaliza en la red centrada en el cuerpo, isomorfa a la Fe_α . El cromo baja los dos puntos de la transformación alotrópica del hierro, pero como el punto A_4 desciende más de prisa que el A_3 , ambos puntos se aproximan y la región se cierra cuando el contenido de Cr es del 13%.

Cerca de la relación Cr:Fe = 1:1 [% (at.)] se forma el compuesto químico inestable FeCr, que se designa generalmente como fase σ . La temperatura superior de existencia de este compuesto es igual a 815 °C.

Sistema hierro—molibdeno (fig. 5)

El molibdeno posee red cúbica centrada en el cuerpo, pero sus dimensiones atómicas difieren de las del cromo y del hierro, por esto el molibdeno no forma con el hierro α soluciones sólidas ilimitadas (como el cromo), sino limitadas.

La solubilidad del molibdeno en el Fe_α es de un 5% a 20 °C; su solubilidad máxima es del 26% (a 1450 °C). El molibdeno eleva el punto A_3 y baja el A_4 , cerrando totalmente la cuña que se forma en esta región cuando el contenido de Mo es del 3,5% [2% (at)].

Sistema hierro—silicio (fig. 6)

El silicio tiene la red del diamante. La solubilidad del silicio en el hierro a 20 °C es de cerca del 15%. El silicio eleva A_3 y baja A_4 y cierra totalmente la

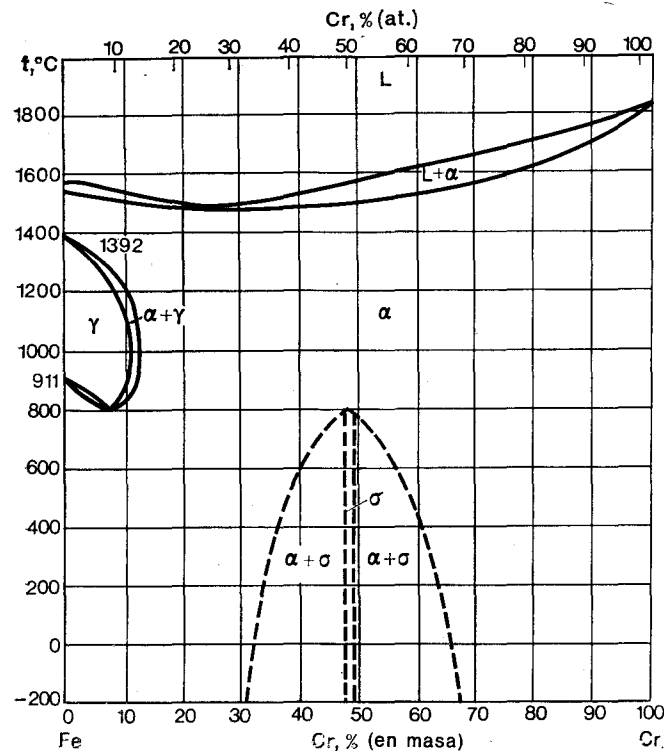


Fig. 4. Sistema Fe—Cr

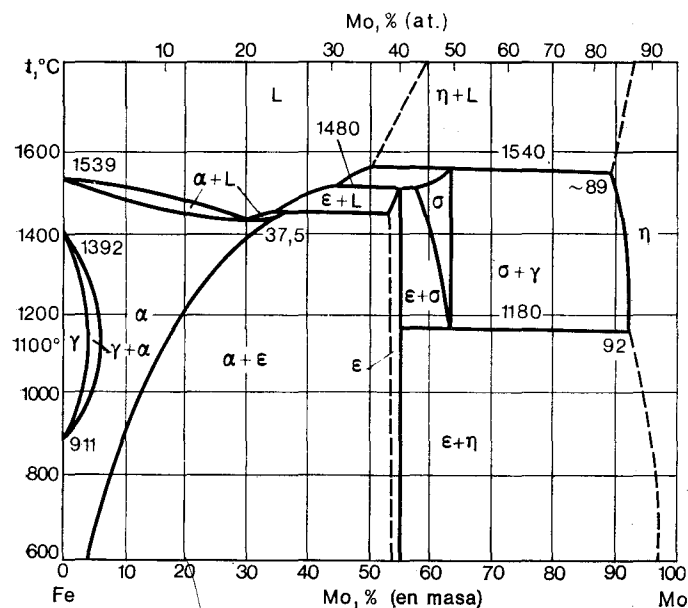


Fig. 5. Sistema Fe—Mo

cuña que forma la región γ y cuando el contenido de Si es 2% o sea, son ferríticas las aleaciones con más del 2% de Si (prácticamente, mayor de 2,5%).

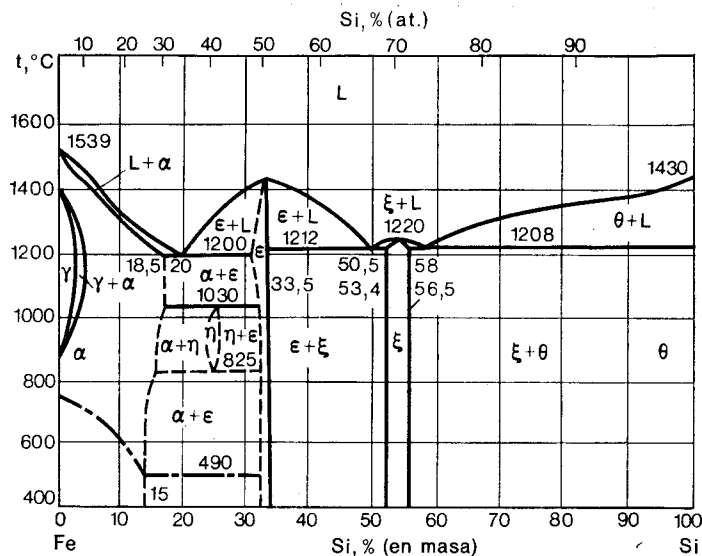


Fig. 6. Sistema Fe—Si

El silicio forma con el hierro una serie de compuestos, siliciuros, cuya designación convencional (con letras griegas) se indica en el diagrama (fig. 6).

3. DISTRIBUCIÓN DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN EN EL ACERO

En los aceros aleados industriales, que son sistemas de muchos componentes, los elementos de aleación pueden encontrarse:

a) en estado libre; b) en forma de compuestos intermetálicos con el hierro o entre sí; c) en forma de óxidos, sulfuros u otras inclusiones no metálicas; d) en la fase de carburos en forma de solución en la cementita o de combinaciones independientes con el carbono (carburos especiales); e) en forma de solución en el hierro.

Estudiemos las posibilidades enumeradas.

1. El plomo, la plata y el cobre no forman compuestos con el hierro; además, la plata y el plomo son insolubles en el hierro sólido y la solubilidad del cobre es, aproximadamente, del 1%. Por esto si en el acero hay cantidades, incluso muy pequeñas, de plomo, plata o cobre (de este último mayores del 1%), se encontrarán en estado libre en forma de inclusiones metálicas. Los aceros aleados con plata y con más de un 1% de cobre no tienen aplicación práctica ¹⁾. Por consiguiente, el caso en que el elemento de aleación está presente en el acero en estado libre es muy poco frecuente y no vale la pena estudiarlo detalladamente.

¹⁾ De los aceros automáticos al plomo se habló en el tomo 1.

2. Compuestos intermetálicos pueden formar la mayoría de los elementos de aleación que se utilizan. Pero estos compuestos sólo se forman cuando los contenidos de los elementos de aleación son tales, que prácticamente no se encuentran en los aceros industriales ordinarios. Por esto puede considerarse que en los aceros ordinarios producidos en gran escala no hay compuestos intermetálicos de los elementos de aleación.

En los aceros de alta aleación y en las aleaciones se forman compuestos intermetálicos, lo cual tiene gran importancia para estas aleaciones.

3. Óxidos y otros compuestos no metálicos pueden formar muchos elementos que tienen más afinidad con el oxígeno que el hierro. Por esto, en el proceso de fabricación del acero, estos elementos, que se introducen en la colada en el último momento, desoxidán el acero, quitándole oxígeno al hierro: $\text{FeO} + M \rightarrow M_n\text{O}_m + \text{Fe}$.

En esta fórmula esquemática de la reacción se entiende por M cualquier elemento de aleación que sea desoxidante. Como resultado de la reacción de desoxidación se forman óxidos, Al_2O_3 , TiO_2 , V_2O_5 , y otros ¹⁾.

Además de gran afinidad con el oxígeno, algunos elementos tienen más afinidad con el azufre que el hierro y cuando se introducen en el metal se forman sulfuros.

La cantidad de óxidos, sulfuros y otras inclusiones no metálicas en los aceros industriales ordinarios es pequeña y depende del método que se emplea para fundir.

El que tiene más inclusiones metálicas es el acero efervescente; el acero calmado tiene menos y los aceros eléctricos, todavía menos. El acero fundido al vacío (y el de fusión secundaria por resistencia eléctrica bajo escorias) es el que contiene la cantidad mínima de dichas inclusiones.

4. Pueden disolverse en la cementita o formar fases de carburo independientes muchos elementos que tienen afinidad con el carbono.

De la formación de carburos en el acero se tratará más adelante. Aquí sólo diremos que los elementos que forman los carburos son únicamente los que están situados en el sistema periódico a la derecha del hierro (fig. 7).

Estos elementos, además de formar carburos, se disuelven en el hierro. Por consiguiente, en una proporción determinada ²⁾ se distribuyen entre estas dos fases.

5. En el hierro pueden disolverse en cantidades considerables la mayoría de los elementos de aleación, a excepción del carbono, nitrógeno, oxígeno, boro y de los metaloides que están lejos del hierro en el sistema periódico. Los elementos que en el sistema

¹⁾ Últimamente empieza a utilizarse la desoxidación con carbono. En este caso los productos de la reacción son gaseosos ($2\text{FeO} + \text{C} = 2\text{Fe} + \text{CO}_2$) y se extraen del metal prácticamente en su totalidad sometiéndolo a rarefacción.

²⁾ Principalmente en dependencia del contenido de elemento de aleación y de carbono.

| | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
|-----|----|-----|--------|-----|----|-----|------|----|-------|----|----|-----|------|-----|----|-----|------|-------|--|--|----|----|----|----|
| I | 1 | | | | | | | | | | | | | | | | | 2 | | | | | | |
| | H | | | | | | | | | | | | | | | | | He | | | | | | |
| II | 3 | 4 | 5 | 6 | | | | | | | | | | | | | | | | | 7 | 8 | 9 | 10 |
| | Li | Be | B | C | | | | | | | | | | | | | | | | | N | O | F | Ne |
| III | 11 | 12 | 13 | 14 | | | | | | | | | | | | | | | | | 15 | 16 | 17 | 18 |
| | Na | Mg | Al | Si | | | | | | | | | | | | | | | | | P | S | Cl | Ar |
| IV | 19 | 20 | 21 | 22 | 23 | 24 | 25 | 26 | 27 | 28 | 29 | 30 | 31 | 32 | 33 | 34 | 35 | 36 | | | | | | |
| | K | Ca | Sc | Ti | V | Cr | Mn | Fe | Co | Ni | Cu | Zn | Ga | Ge | As | Se | Br | Kr | | | | | | |
| V | 37 | 38 | 39 | 40 | 41 | 42 | 43 | 44 | 45 | 46 | 47 | 48 | 49 | 50 | 51 | 52 | 53 | 54 | | | | | | |
| | Rd | Sr | Y | Zr | Nb | Mo | Tc | Ru | Rh | Pd | Ag | Cd | In | Sn | Sb | Te | I | Xe | | | | | | |
| VI | 55 | 56 | 57-71 | 72 | 73 | 74 | 75 | 76 | 77 | 78 | 79 | 80 | 81 | 82 | 83 | 84 | 85 | 86 | | | | | | |
| | Cs | Ba | T.R. | Hf | Ta | W | Re | Os | Ir | Pt | Au | Hg | Tl | Pb | Bi | Po | Rn | At | | | | | | |
| VII | 87 | 88 | 89-102 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| | Fr | Ra | Ac | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| | IA | IIA | IIIA | IVA | VA | VIA | VIIA | | VIIIA | | IB | IIB | IIIB | IVB | VB | VIB | VIIb | VIIIb | | | | | | |

Así, pues, resumiendo, puede constatar-se que los elementos de aleación principalmente se disuelven en las fases básicas de las aleaciones hierro-carbono (ferrita, austenita y cementita) o forman carburos especiales ¹⁾.

La solución de los elementos de aleación en el Fe_α se efectúa como resultado de la sustitución de los átomos de hierro por átomos de estos elementos. Los átomos de los elementos de aleación, que se diferencian de los del hierro por sus dimensiones y estructura, crean en la red tensiones que provocan la variación de su naturaleza. Como se mostró en la fig. 83, *c*, t. 1, todos los elementos que se disuelven en la ferrita hacen que varíen los parámetros de la red de ésta en un grado tanto mayor, cuanto más se diferencian las dimensiones del átomo de hierro y del elemento de aleación. Los elementos cuyo radio atómico es menor que el del hierro, disminuyen los parámetros de la red, y los de radio atómico mayor, los aumentan ²⁾ (el níquel es una excepción).

2) Las dimensiones atómicas de los elementos se dieron en la tabla 7. (Tomó I.)

Graph (a) shows the relationship between hardness (HB) and the content of alloying elements (Mn, Si, Ni, Mo, W, Cr) in steel. The y-axis represents hardness in HB, ranging from 100 to 220. The x-axis represents the content of the alloying element in percent, ranging from 0 to 7. The curves show that Mn and Si have the steepest increase in hardness with increasing content, while Cr and W have the lowest increase.

Graph (b) shows the relationship between yield strength (σ_y in kgf/cm²) and the content of alloying elements (Ni, Cr, Mn, Mo, W, Si) in steel. The y-axis represents yield strength in kgf/cm², ranging from 5 to 35. The x-axis represents the content of the alloying element in percent, ranging from 0 to 6. The curves show that Ni and Cr have the highest yield strength, while Si and W have the lowest yield strength.

En la fig. 8 se muestran los cambios de las propiedades de la ferrita (dureza y resiliencia) cuando se disuelven en ella diversos elementos. Como se ve por el diagrama, el cromo, el molibdeno y el volframio endurecen la ferrita menos que el níquel, el silicio y el manganeso. El molibdeno, el volframio, el manganeso y el silicio (cuando estos últimos están presentes con más del 1%) hacen disminuir la tenacidad de la ferrita, el cromo menos y el níquel nada.

Este gráfico muestra la temperatura de fragilidad (T_{50}) en grados Celsius en función del contenido de aleación en porcentaje para cuatro elementos: Vanadio (V), Silicio (Si), Cromo (Cr) y Níquel (Ni). El eje vertical representa el umbral de fragilidad en frío T_{50} en $^{\circ}\text{C}$, con marcas desde -200 hasta 50. El eje horizontal representa el contenido de elemento de aleación en %, con marcas desde 0 hasta 8. Las curvas indican que el Vanadio y el Silicio mejoran la tenacidad a bajas temperaturas al aumentar su contenido, mientras que el Níquel la empeora. El Cromo tiene un efecto mínimo.

| Contenido de aleación (%) | V (T_{50} en $^{\circ}\text{C}$) | Si (T_{50} en $^{\circ}\text{C}$) | Cr (T_{50} en $^{\circ}\text{C}$) | Ni (T_{50} en $^{\circ}\text{C}$) |
|---------------------------|--------------------------------------|---------------------------------------|---------------------------------------|---------------------------------------|
| 0 | -25 | -25 | -25 | -25 |
| 1 | -10 | 0 | -20 | -35 |
| 2 | 10 | 25 | -15 | -65 |
| 3 | - | 50 | -10 | -95 |
| 4 | - | - | -5 | -125 |
| 5 | - | - | -2 | -155 |
| 6 | - | - | 0 | -185 |
| 7 | - | - | 2 | - |
| 8 | - | - | 3 | - |

Por lo tanto, de los seis elementos de aleación más difundidos que hemos enumerado, el níquel tiene un valor especial. El níquel, que endurece con bastante intensidad la ferrita, no disminuye su tenacidad y hace que descienda su umbral de fragilidad en frío, mientras que los otros elementos, si no disminuyen la tenacidad, endurecen débilmente la ferrita (el cromo) o la endurecen mucho,

pero hacen que descienda bruscamente su tenacidad (manganeso y silicio ¹⁾).

Los datos que se dan en la fig. 8 se refieren a las aleaciones enfriadas lentamente. Las propiedades de la ferrita que contiene en disolución silicio, molibdeno o volframio no dependen prácticamente de cómo se enfrió la aleación, rápida o lentamente, mientras que la dureza de la ferrita aleada con cromo, manganeso o níquel, después del enfriamiento rápido resulta ser mayor que después del enfriamiento lento.

La investigación de las causas del endurecimiento de la ferrita aleada, cuando el enfriamiento es rápido, en las aleaciones prácticamente exentas de carbono ($C < 0,02\%$) ha demostrado que esto se debe a la formación de estructuras de tipo martensítico.

Cuando el enfriamiento es lento se obtiene ferrita poliédrica (fig. 10, a). Si el enfriamiento es rápido se obtiene una estructura de tipo acicular —ferrita acicular (fig. 10, b)—, cuyo aspecto externo es parecido al de la bainita. La dureza de la ferrita acicular es mayor que la de la poliédrica en HB 100—150.

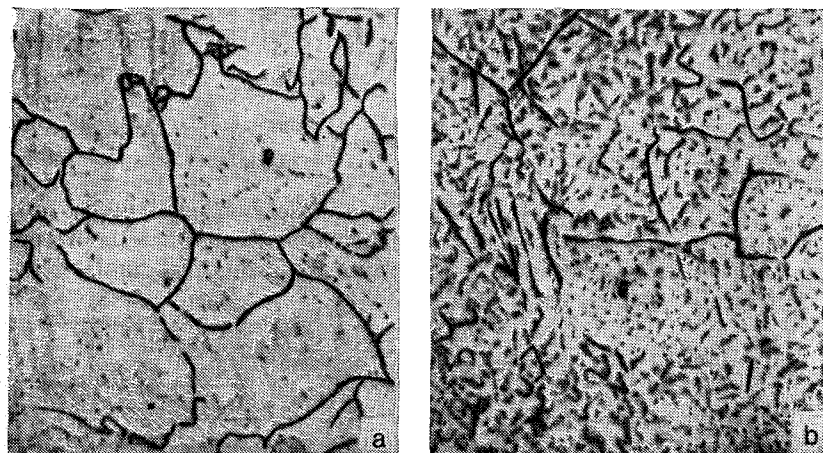


Fig. 10. Estructura de la ferrita en la aleación con el 4,2% de Cr: a, ferrita poliédrica, enfriamiento lento. $\times 400$; b, ferrita acicular, enfriamiento muy rápido. $\times 400$

¿Por qué no se obtiene la estructura de ferrita acicular en el hierro puro o en el hierro aleado con volframio, molibdeno y con otros elementos?

En el hierro puro no se consigue un subenfriamiento en el cual los movimientos de difusión de los átomos queden paralizados hasta tal punto, que para la modificación y sólo quede la posibilidad de la transformación de acuerdo con el mecanismo martensítico (de dislocación), que hace que se transforme en ferrita acicular ²⁾.

Pero en presencia de los elementos que bajan el punto A_3 (cromo, manganeso, níquel), este problema se simplifica y es posible conseguir el subenfriamiento correspondiente.

¹⁾ Esta influencia del manganeso y del silicio se observa cuando la existencia de $Mn > 1-1,5\%$ y la de $Si > 0,5\%$.

²⁾ Con un enfriamiento muy rápido, inalcanzable en las condiciones ordinarias del temple, se ha conseguido obtener la estructura martensítica en condiciones de laboratorio con probetas de grano grueso de hierro puro.

5. LA FASE DE CARBURO EN LOS ACEROS ALEADOS

En los aceros sólo forman carburos los metales que en el sistema periódico se encuentran a la izquierda del hierro (véase la fig. 7). Estos metales, lo mismo que el hierro, corresponden a los elementos de los grupos de transición, pero tienen menos ocupado el subnivel electrónico d ¹⁾. Cuanto más a la izquierda se encuentre en el sistema periódico el elemento formador de carburos, tanto menos ocupado estará su subnivel d .

Se puede suponer con fundamento suficiente que en el proceso de formación de los carburos el carbono cede sus electrones de valencia para completar el subnivel electrónico d del átomo del metal, mientras que en el metal los electrones de valencia forman el enlace metálico que determina las propiedades metálicas de los carburos.

Numerosos experimentos demuestran que cuanto más a la izquierda se encuentre el elemento en el sistema periódico, es decir, cuanto menos lleno tenga el subnivel electrónico d , tanto más estable será el carburo. Esta circunstancia permite enunciar los postulados que caracterizan en forma general las condiciones de formación de los carburos en los aceros: *sólo son aptos para formar carburos los elementos metálicos cuyo subnivel electrónico d está menos lleno que el del hierro; su actividad como formadores de carburos es tanto más intensa y la estabilidad de las fases de carburo que se forman es tanto mayor, cuanto menos completo está el subnivel d del átomo metálico* ²⁾.

Este postulado permite indicar las condiciones de formación de los carburos en el acero, cuando hay en él varios elementos aptos para formarlos, el orden en que se disolverán en la austenita los diversos carburos y otros factores importantes para la teoría de la aleación y para la práctica de la fabricación y utilización de los aceros aleados.

De acuerdo con lo dicho, formarán carburos en los aceros los elementos siguientes: titanio, vanadio, cromo, manganeso, circonio, niobio, molibdeno, hafnio, tantalio y volframio.

¹⁾ Por el curso de física sabemos que los electrones se sitúan alrededor del núcleo formando capas electrónicas separadas. Cuanto más alejada del núcleo se encuentra una capa, tanto más elevado es el nivel de energía de los electrones que hay en ella. Cada capa se divide a su vez en una serie de subniveles de energía, que (a partir del núcleo) se designan por s , p , d , f . En cada subnivel puede haber un número limitado de electrones. Así, por ejemplo, en el subnivel d no puede haber más de 10 electrones.

Al pasar sucesivamente del átomo de hidrógeno a otros elementos del sistema periódico, el número de electrones va aumentando de acuerdo con su número atómico, con la particularidad de que los electrones ocupan primero todos los puestos cuyos niveles de energía son menores, es decir, ocupan sucesivamente todos los puestos de la primera capa, después los de la segunda y así sucesivamente. Pero en algunos elementos, llamados de los grupos de transición, en la capa exterior (de valencia) aparecen ya uno o dos electrones antes de que el subnivel d de la capa anterior esté lleno. A estos elementos corresponden muchos metales, entre los cuales figuran el hierro y los elementos que forman carburos.

²⁾ Este postulado es un caso particular de las condiciones de formación de carburos o nitruros en las aleaciones. El elemento que forma carburo o nitruro en una aleación es un elemento que tiene el subnivel d menos completo que el del metal básico.

En la naturaleza existen carburos de níquel y de cobalto, pero en los aceros, es decir, en las aleaciones a base de hierro, estos metales no forman carburos, porque el cobalto tiene en el subnivel *d* siete electrones y el níquel, ocho, o sea, más que el hierro, que tiene seis. Por esto el carbono cede sus electrones al hierro y no se forman los carburos de níquel o de cobalto.

Los elementos que tienen totalmente ocupado el subnivel *d* (cobre, zinc, plata, etc.) no forman, en ningunas condiciones, carburos en las aleaciones ¹⁾.

Al mismo tiempo, de acuerdo con el postulado antes enunciado, la actividad de formación de carburos y la estabilidad de éstos en los aceros aleados aumentará al pasar de los elementos manganeso y cromo a los elementos molibdeno, vanadio, volframio, y titanio, que tienen los subniveles *d* menos completos que el manganeso y el cromo. Esto quiere decir, por ejemplo, que si en el acero hay al mismo tiempo cromo y vanadio, debe esperarse que primero se formen carburos de vanadio.

Tomando el radio atómico del carbono igual a 0,79 Å es fácil calcular que en todos los elementos que forman carburos, a excepción del hierro, el manganeso y el cromo, la relación de los radios atómicos del carbono al metal es menor que 0,59.

Ya dijimos en otro lugar (cap. IV, p. 8) que si un metal del grupo de transición y un metaloide con pequeño radio atómico (carbono, nitrógeno, hidrógeno) tienen una relación de sus radios atómicos menor que 0,59, es posible que formen tipos especiales de compuestos, llamados "fases de inserción" (véase el tomo 1).

La mayoría de los elementos que forman carburos tienen la relación $r_C:r_M < 0,59$, por esto entre ellos y el carbono pueden formarse fases de inserción.

Se ha establecido que en los aceros pueden formarse los carburos siguientes:

| | | | |
|--|-------------------------|------------------------|--|
| Fe ₃ C | } carburos del I grupo; | Mo ₂ C | } carburos del II grupo (fases de inserción) |
| Mn ₃ C | | W ₂ C, WC | |
| Cr ₂₃ C ₆ , Cr ₇ C ₃ | | VC | |
| Fe ₃ Mo ₅ C | | TiC | |
| Fe ₃ W ₃ C | | NbC | |
| | | TaC, Ta ₂ C | |
| | | ZrC | |

Sin embargo, los carburos enumerados no existen puros en los aceros. Los carburos de todos los elementos de aleación contienen hierro en disolución, y si en el acero existen varios elementos capaces de formar carburos, también contendrán estos elementos. Así, en el acero al cromo — manganeso en vez de carburo de cromo puro Cr₂₃C₆ se forma el carburo (Cr, Mn, Fe)₂₃C₆, que lleva en disolución hierro y manganeso.

Como los carburos que tienen la misma fórmula química se disuelven mutuamente, resulta, por ejemplo, que si en el acero hay al mismo tiempo titanio y niobio no se formarán dos tipos separados de carburos, sino un carburo común, en el cual "en iguales condicio-

nes" entra el titanio y el niobio. Por esto las posibles variedades de formación de carburos son menos que la antes indicada, y, de hecho, en los aceros nos encontramos únicamente con carburos de los seis tipos siguientes:

| | | | |
|--------------------------------|-------------------------|------------------|-------------------------|
| M ₃ C | } carburos del I grupo; | MC | } carburos del II grupo |
| M ₂₃ C ₆ | | M ₂ C | |
| M ₇ C ₃ | | | |
| M ₆ C | | | |

donde se entiende por *M* la suma de los elementos que forman carburos (metálicos). Las relaciones entre los elementos metálicos y el carbono (para la red sin defectos) son las indicadas por la fórmula.

Los carburos reunidos en el I grupo tienen estructura cristalina compleja. Un representante típico de los carburos de este grupo es la cementita, cuya estructura cristalina se mostró en la fig. 134, tomo I.

La peculiaridad de la estructura de los carburos del II grupo, como fases de inserción, consiste en que tienen una red cristalina simple y cristalizan por lo general con un déficit considerable de carbono.

Conviene advertir que las fases de inserción son difícilmente solubles en la austenita. Esto significa que, durante el calentamiento (incluso si es muy elevado), pueden no pasar a ser solución sólida. En esto se distinguen de los carburos del I grupo, que durante el calentamiento se disuelven fácilmente en la austenita. Todas las fases de carburo poseen alta temperatura de fusión y gran dureza. Las fases de inserción superan en este sentido a los carburos del I grupo.

6. INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN EN LAS TRANSFORMACIONES DEL ACERO

Influencia de los elementos de aleación en la cinética de la descomposición de la austenita

La cinética de la descomposición de la austenita, como vimos en el cap. X, determina el comportamiento del acero durante el tratamiento térmico. Y la influencia de los elementos de aleación en la cinética de las transformaciones de la austenita es muy grande.

Los elementos que sólo se disuelven en la ferrita o en la cementita sin formar carburos especiales sólo ejercen una influencia cuantitativa en los procesos de transformación. Aceleran la transformación (a este tipo de elementos sólo pertenece el cobalto) o la retardan (la mayoría de los elementos, entre ellos el manganeso, el níquel, el cobre y otros).

Los elementos que forman carburos introducen variaciones no sólo cuantitativas, sino también cualitativas en la cinética de la transformación isotérmica. Así, los elementos de aleación que forman carburos solubles en la austenita, a diferentes temperaturas influyen de distinto modo en la velocidad de descomposición de la

¹⁾ A veces, aunque con poquísima frecuencia, se forman en las aleaciones metálicas carburos de boro, aluminio, silicio y otros elementos que por la clasificación dada se consideran "no aptos para formarlos". El caso es que los carburos B₄C, Al₃C₂, son completamente distintos de los que hemos estudiado. Éstos son compuestos con enlace covalente, que no poseen propiedades metálicas.

austenita: a 700—500 °C (formación de la perlita) retardan la transformación; a 500—400 °C la retardan mucho, y a 400—300 °C (formación de la bainita) la aceleran.

Así, pues, en los aceros aleados con elementos formadores de carburos (cromo, molibdeno, wolframio) se observan dos máximos de la velocidad de descomposición isotérmica de la austenita, separados por una región de gran estabilidad de la austenita subenfriada. La descomposición isotérmica de la austenita tiene dos intervalos de transformación claramente definidos: la transformación en estructuras laminares (perlítica) y la transformación en estructuras aciculares (bainítica).

En la fig. 11 se da una representación esquemática del diagrama de la transformación isotérmica (se muestra únicamente al principio de la transformación).

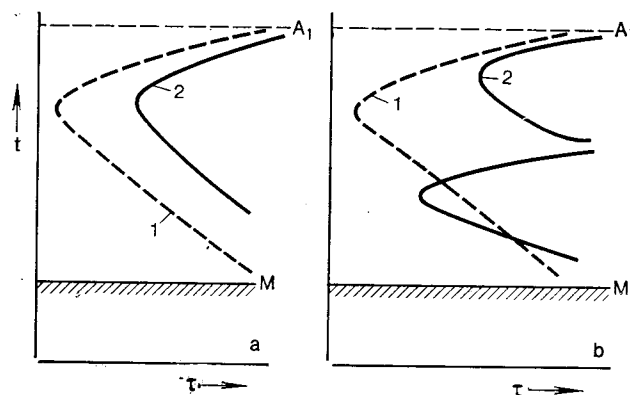


Fig. 11. Esquema de los diagramas de la descomposición isotérmica de la austenita: a, acero al carbono (1) y acero ligado con elementos que no forman carburos (2); b, acero al carbono (1) y acero ligado con elementos que forman carburos (2)

La propiedad más importante prácticamente de los elementos de aleación es la de ser capaces de retardar la velocidad de descomposición de la austenita en la región de la transformación perlítica, lo que se expresa por el desplazamiento de la línea hacia la derecha en el diagrama de la descomposición isotérmica de la austenita ¹⁾.

¹⁾ Al establecimiento de las causas de la acción retardadora que ejercen los elementos de aleación sobre la descomposición de la austenita subenfriada se han dedicado una serie de investigaciones profundas (V. S. Sadovskii, M. E. Blanter, R. I. Entin, R. Mel, A. Jultgren y otros).

El retraso de la descomposición de la austenita debe explicarse por una serie de factores, pero el más importante es, por lo visto, que para la transformación perlítica en un acero aleado se requiere la difusión de los elementos de aleación para formar el carburo, mientras que en el acero al carbono, para que se forme la cementita (Fe_3C) sólo es necesaria la difusión de carbono.

La transformación bainítica no va acompañada de una redistribución de los elementos de aleación, en ella únicamente se redistribuye el carbono, por eso la influencia de los elementos de aleación en la velocidad de la transformación bainítica no es grande (y si se manifiesta, será en el sentido de acelerar la transformación, aunque esto no ocurre siempre).

Esto contribuye a que la templabilidad sea mayor y al subenfriamiento de la austenita hasta el intervalo de la transformación martensítica siendo más lento el enfriamiento, por ejemplo, cuando se enfría en aceite o al aire, lo que, naturalmente va ligado a la disminución de la velocidad crítica de temple.

Con respecto a la valoración del grado relativo de influencia de los diversos elementos en la templabilidad, existen datos que divergen en su expresión cuantitativa. Los que más intensamente aumentan la templabilidad son el cromo, el níquel, el molibdeno y el manganeso, razón por la cual figuran en la composición de la mayoría de los aceros aleados para construcción.

La templabilidad del acero puede aumentarse especialmente aleándolo con varios elementos a la vez. Esto ocurre, por ejemplo, cuando actúan conjuntamente el níquel y el cromo.

El molibdeno actúa con mucha eficacia cuando se introduce en el acero al cromo-níquel.

Influyen de una forma especial en la cinética de la descomposición elementos formadores de carburos tan enérgicos como el vanadio, el titanio, el niobio y parcialmente el wolframio. Como estos elementos forman carburos difíciles de disolver, a las temperaturas de temple ordinarias (800—900 °C) permanecen enlazados en los carburos y no pasan a la austenita. Como resultado de esto la templabilidad del acero disminuye, ya que los carburos actúan como centros preparados de cristalización de la perlita. Cuando es alta la temperatura de calentamiento para el temple, estos carburos se disuelven ya; la austenita contiene entonces estos elementos en disolución, lo que aumenta la templabilidad.

Las experiencias han demostrado que pequeñas adiciones de algunos elementos influyen eficazmente en la templabilidad, mientras que contenidos más altos de ellos no ejercen esta influencia. Entre estos elementos figura en primer término el boro (B). Milésimas de por ciento de este elemento contribuyen a aumentar la templabilidad, porque todo el boro, encontrándose en disolución, se concentra en las tenues capas limítrofes del grano de austenita y disminuye la velocidad de generación de los centros de cristalización de la perlita ¹⁾.

El contenido óptimo de boro en el acero, para conseguir la templabilidad máxima, es solamente igual al 0,002—0,006%; si el contenido de boro es grande, su concentración en los límites del grano de austenita supera el límite de saturación y, como resultado, aparecen fases de boro en exceso (boruros), que actúan como centros de cristalización de perlita, y la templabilidad disminuye.

¹⁾ Como vimos antes (cap. X, p. 3), los gérmenes de perlita se forman principalmente en los límites de los granos de austenita.

Influencia de los elementos de aleación en la transformación martensítica

Los elementos de aleación no influyen en la cinética de la transformación martensítica, la cual, por lo visto, es parecida en todos los aceros. Su influencia se manifiesta aquí exclusivamente en la

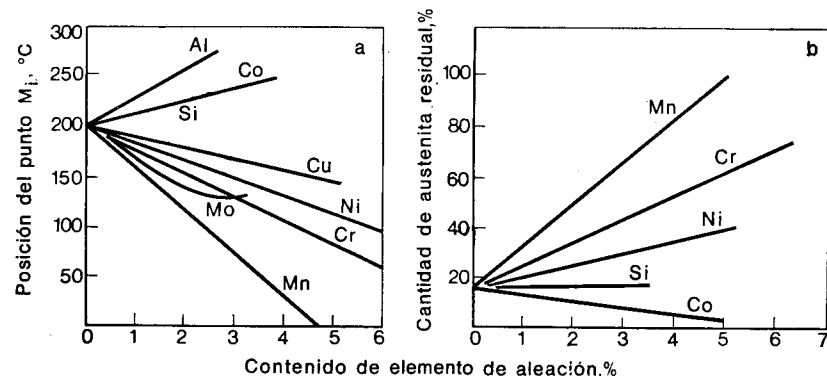


Fig. 12. Influencia de los elementos de aleación en la temperatura de la transformación martensítica (a) y en la cantidad de austenita residual (b). Los aceros contienen 1% de C (V. D. Sadovskii)

posición del intervalo de temperaturas de esta transformación y esto, a su vez, se refleja también en la cantidad de austenita residual que se fija en el acero templado. Algunos elementos elevan el punto martensítico y disminuyen la cantidad de austenita residual (aluminio, cobalto), otros no ejercen influencia en él (silicio), pero la mayoría hace que descienda el punto martensítico y que aumente la cantidad de austenita residual (fig. 12). En el diagrama puede verse que en 5% de Mn baja el punto martensítico hasta 0 °C, por consiguiente, con este contenido (u otro mayor) de este elemento de aleación puede fijarse el estado austenítico por enfriamiento.

Influencia de los elementos de aleación en el crecimiento del grano de austenita

Todos los elementos de aleación disminuyen la tendencia del grano de austenita al crecimiento. Excepciones de esta regla son el manganeso y el boro, los cuales contribuyen a que crezca el grano. Los demás elementos, que afinan el grano, ejercen diversa influencia: el níquel, el cobalto, el silicio y el cobre (elementos que no forman carburos) influyen relativamente poco en el crecimiento del grano; el cromo, el molibdeno, el volframio, el vanadio y el titanio afinan mucho el grano (estos elementos se han enumerado en el orden en que aumenta la intensidad de su acción). Esta diferencia es consecuencia directa de la distinta estabilidad de los carburos (y nitruros) de estos elementos. Los carburos excesivos, no disueltos en la

austenita, impiden el crecimiento del grano de austenita (véase la teoría de las barreras, cap. X, p. 22.1). Por esto el acero, si hay en él aunque sea solamente una pequeña cantidad de carburos no disueltos, conserva la estructura de grano fino hasta temperaturas de calentamiento muy elevadas.

Influencia de los elementos de aleación en las transformaciones que ocurren durante el revenido

Los elementos de aleación retardan el proceso de descomposición de la martensita. Ciertos elementos, como el níquel o el manganeso, influyen de un modo insignificante, mientras que la mayoría (cromo, molibdeno, silicio, etc.) lo hacen considerablemente.

Esto se debe a que los procesos que se desarrollan durante el revenido tienen carácter difusivo, y la mayoría de los elementos de aleación retardan la transformación de los carburos, sobre todo en la etapa de coagulación.

En la etapa inicial de descomposición de la martensita, en los aceros aleados se forma carburo ϵ , que tiene la misma composición (en elementos de aleación) que la martensita (demostrado por S. Z. Bokshstein). En esta etapa del revenido, la influencia de los elementos de aleación en la desestabilización de la martensita es pequeña. A temperatura más alta se produce la rotura de la coherencia y la transformación del carburo ϵ en cementita o en carburo especial. En esta etapa del revenido comienza la desestabilización. La mayoría de los elementos de aleación desplaza estos procesos hacia arriba por la escala de temperaturas.

Para obtener iguales resultados, el acero aleado con elementos como el cromo, molibdeno, silicio y otros, tiene que ser calentado durante el revenido hasta una temperatura más alta o hay que aumentar la duración del revenido en comparación con la del acero al carbono.

Bibliografía

- E. C. Bain, "Functions of the Alloying Elements in Steel". Pittsburgh, 1939.
- E. Houdremont, "Handbuch der Sonderstahlkunde". Berlin—Gottingen—Heidelberg, 1956.
- V. S. Meskin, "Fundamentos del temple del acero". Moscú, METALLURGUIA, 1964.
- A. E. Vol, "Estructura y propiedades de los sistemas metálicos binarios". Moscú, FIZMATGIZ, t. I, 1959; t. II, 1962. M. Hansen, K. Anderko, "Constitution of Binary Alloys". New York—Toronto—London, 1958.
- R. P. Elliott, "Constitution of Binary Alloys", First Supplement. New York—St. Louis—San Francisco—Toronto—London—Sydney, 1961.
- F. A. Shunk, "Constitution of Binary Alloys", Second Supplement, New York—St. Louis—San Francisco—London—Sydney—Toronto—México—Panama, 1964.
- H. J. Goldschmidt, "Interstitial Alloys". London, 1967.
- Pickering F. "Metalografía física y elaboración". Moscú, METALLURGUIA, 1982.

CLASIFICACIÓN Y MARCA DE LOS ACEROS ALEADOS

1. CLASIFICACIÓN DE LOS ACEROS ALEADOS

Los aceros aleados pueden clasificarse atendiendo: a su estructura en equilibrio, a su estructura después de enfriarse al aire, a su composición y a sus aplicaciones.

Clasificación atendiendo a su estructura en equilibrio:

1. *Aceros hipoeutectoides*, que tienen en su estructura exceso de ferrita;
2. *Aceros eutectoides*, que tienen estructura perlítica;
3. *Aceros hipereutectoides*, que tienen en su estructura exceso de carburos (secundarios);
4. *Aceros ledeburíticos*, que tienen en su estructura carburos primarios, que se separan del acero líquido ¹⁾. En forma de fundición

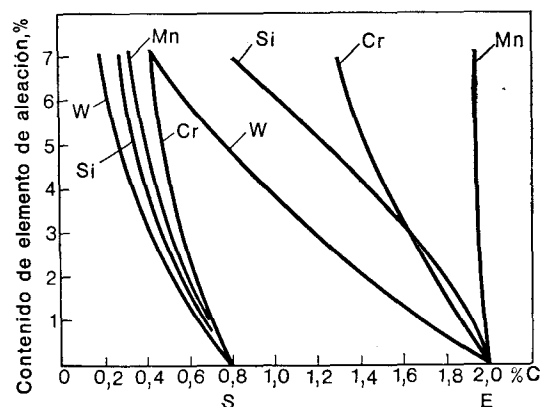


Fig. 13. Influencia de los elementos de aleación en la posición de los puntos S y E

los carburos en exceso forman, junto con la austenita, eutéctica, ledeburita, la cual al forjarse o laminarse el acero se divide en carburos aislados y austenita.

¹⁾ Por su estructura los aceros ledeburíticos deben considerarse como fundiciones (blancas). Las aleaciones hierro-carbono con más del 2,0% de C, es decir las fundiciones, si tienen ledeburita no pueden forjarse. En los aceros aleados la ledeburita se forma con menor contenido de carbono. La presencia de la ledeburita en los aceros aleados también dificulta la forja, pero no la hace imposible.

De acuerdo con el diagrama Fe—C, los aceros al carbono hipoeutectoides contienen menos de un 0,8% de carbono; los eutectoides, cerca del 0,8%; los hipereutectoides, un 0,8—2,0% y los ledeburíticos, más del 2,0%.

La mayoría de los elementos de aleación desplazan los puntos S y E (en el diagrama de estado Fe—C) hacia la parte en que el contenido de carbono es menor, por esto el límite entre los aceros hipoeutectoides e hipereutectoides y entre éstos y los ledeburíticos, en los aceros aleados, se encuentra en un punto en el cual el contenido de carbono es menor que en los aceros al carbono. Así, cuando el contenido de Cr es del 5%, el acero con el 0,6% de C es hipereutectoide, y con el 1,5% de C es ledeburítico. La influencia de los diversos elementos en la posición de los puntos S y E se muestra en la fig. 13.

Como ya se dijo, cuando la concentración de un elemento que estrecha la región γ es grande, la transformación $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ no existe (aleaciones ferríticas). Por consiguiente, la clase de los aceros ferríticos se obtiene cuando es alto el contenido del elemento que estrecha la región γ y bajo el contenido de carbono, que ensancha dicha región.

Del mismo modo puede obtenerse la clase de los aceros austeníticos. Siendo suficientemente elevado el contenido de los elementos que estrechan la región γ y se consiguen aceros en los cuales se conserva la austenita al enfriarlos hasta la temperatura ambiente.

Por consiguiente, además de las clases de acero hipoeutectoide, eutectoide, hipereutectoide y ledeburítico, puede haber también aceros aleados de las clases ferrítica y austenítica ¹⁾.

Clasificación atendiendo a la estructura después de enfriarse al aire

Teniendo en cuenta la estructura que se obtiene después de enfriar al aire tranquilo probetas de poco espesor, pueden destacarse tres clases principales de aceros ²⁾: 1) perlítica; 2) martensítica y 3) austenítica.

Veamos como pueden relacionarse estas tres clases de acero con la cinética de descomposición de la austenita.

Los aceros de la clase perlítica se caracterizan por tener un contenido relativamente pequeño de elementos de aleación; los de la martensítica, por otro más considerable, y los de la austenita, por su alto contenido de dichos elementos.

La obtención de las tres clases de acero se debe a que a medida que aumenta el contenido de los elementos de aleación, crece la estabilidad de la austenita en la región perlítica y la región de temperaturas de transformación martensítica, descendiendo, lo cual se refleja en los diagramas de la descomposición isotérmica de la austenita (fig. 14).

Para los aceros aleados de clase perlítica (lo mismo que para los aceros al carbono) la curva de la velocidad de enfriamiento en el

¹⁾ También son posibles las llamadas clases intermedias—semiferríticas o semiausteníticas—, que son aceros en los cuales la transformación $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ se efectúa parcialmente.

²⁾ Esta clasificación fue propuesta por el científico francés Guillet; la clasificación atendiendo a la estructura en estado de equilibrio fue propuesta por Oberhoffer y suele llamarse clasificación de Oberhoffer.

aire cortará la región de descomposición perlítica y se obtendrán las estructuras perlita, sorbita y troostita.

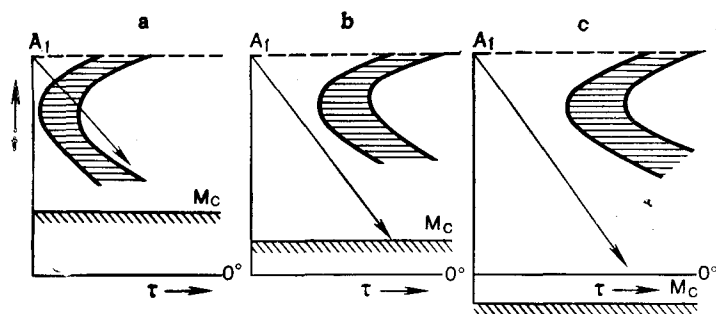


Fig. 14. Diagrama de la descomposición isotérmica de la austenita para aceros de tres clases (esquema):

a, clase perlítica; b, clase martensítica; c, clase austenítica

En los aceros de clase martensítica la región de descomposición perlítica está ya considerablemente desplazada hacia la derecha. Por esto el enfriamiento en el aire no conduce a la transformación en la región perlítica, porque la austenita se subenfía aquí sin descomponerse hasta las temperaturas de la transformación martensítica, donde se produce la formación de la martensita.

Si se sigue aumentando el contenido de carbono y del elemento de aleación, no sólo se desplaza hacia la derecha la región de descomposición perlítica, sino que también baja el punto martensítico, trasladándose a la región de temperaturas bajo cero. En este caso el acero enfriado al aire hasta la temperatura ambiente conserva el estado austenítico.

Advertimos que esta clasificación es convencional y se refiere al caso en que se enfrían al aire probetas de dimensiones relativamente pequeñas. Cambiando las condiciones de enfriamiento pueden obtenerse distintas estructuras. Así, templando el acero perlítico puede obtenerse la estructura martensítica, y si el enfriamiento es lento, el acero de clase martensítica experimenta la transformación en la región perlítica. El enfriamiento del acero austenítico hasta temperaturas inferiores a cero puede provocar en él la transformación martensítica.

Clasificación atendiendo a la composición

Atendiendo a su composición, los aceros aleados se clasifican en aceros al níquel, al cromo, al cromo-níquel, al cromo-níquel-molibdeno y así sucesivamente. La característica de clasificación es la presencia en el acero de tales o cuales elementos de aleación.

Clasificación atendiendo a sus aplicaciones

Atendiendo a sus aplicaciones, los aceros pueden reunirse en los grupos siguientes:

Acero de construcción, para hacer piezas de máquinas. El *acero de construcción (para máquinas)*, por regla general es sometido a tratamiento térmico por el consumidor. Por esto se subdividen en aceros para cementar y aceros mejorables o bonificables (que se someten a temple y revenido, el cual prácticamente no es necesario que sea muy alto).

Se aproximan por su composición a los aceros de construcción, pero sin destinarse a ser tratados térmicamente por el consumidor, los aceros que se reúnen en el grupo de los llamados *aceros para estructuras* (para estructuras metálicas de edificios principalmente). Con frecuencia se les da el nombre de *aceros de baja aleación*.

Acero para herramientas, que se utiliza para hacer herramientas de corte, instrumentos de medida, troqueles, etc. Los aceros para herramientas se subdividen convencionalmente en las cuatro categorías siguientes: *al carbono, aleados, para troqueles y rápidos*.

Aceros y aleaciones de propiedades especiales. A este grupo pertenecen los aceros que poseen alguna propiedad claramente manifiesta: *inoxidables, termorresistentes y refractarios, resistentes al desgaste, con particularidades de dilatación, con propiedades magnéticas y eléctricas especiales*, etc.

En una serie de casos estos aceros contienen una cantidad tan grande de elementos de aleación, que deberían considerarse no como aleaciones de hierro (es decir no como aceros), sino como aleaciones complejas de muchos componentes. Pero entre estas aleaciones y los aceros no existe una delimitación clara, por lo que hay que estudiarlas junto con los aceros. Es más, algunas de estas aleaciones pueden no contener hierro, aunque por sus propiedades y utilización se aproximan a las aleaciones en que el elemento principal es el hierro.

2. MARCA DE LOS ACEROS ALEADOS

Para designar las marcas de los aceros se elaboró el sistema adoptado por las normas GOST. Esta designación consta de un pequeño número de cifras y letras (que indican la composición aproximada del acero).

Cada elemento de aleación se designa con una letra: H, el níquel; X, el cromo; K, el cobalto; M, el molibdeno; Γ, el manganeso; Д, el cobre; P, el boro; В, el niobio; И, el circonio; С, el silicio; П, el fósforo; Ч, las tierras raras; В, el volframio; Т, el titanio; А, el nitrógeno; Ф, el vanadio, y Ю, el aluminio.

Las primeras cifras de la designación indican el contenido medio de carbono en centésimas de tanto por ciento (en los aceros al alto carbono para herramientas, en décimas de tanto por ciento). Las cifras que siguen a las letras indican el contenido aproximado de dicho elemento de aleación (si el contenido del elemento es menor que el 1 %, no se pone cifra; si es de cerca del 1 %, figura la cifra 1; si es de cerca del 2 %, la cifra 2 y así sucesivamente).

Por consiguiente, un acero cuya composición sea 0,10—0,15 % de C y 1,3—1,7 % de Mn, se designará por 12Г2; el de composición

0,28—0,35 % de C; 0,8—1,1 % de Cr; 0,9—1,2 % de Mn; 0,8—1,2 % de Si, por 30XTC, y así sucesivamente.

Para indicar que en el acero se ha limitado el contenido de azufre y de fósforo ($S < 0,03\%$; $P < 0,03\%$) y que han sido cumplidas todas las condiciones del proceso metalúrgico del acero de alta calidad, al final de la marca se pone la letra A ¹⁾.

Sin embargo, en una serie de casos, para reducir el número de signos que forman la marca, no se cumple exactamente lo prescrito por el sistema de las normas GOST (esto ocurre principalmente en los aceros de aleación compleja). Por ejemplo, en los aceros para herramientas que tienen más del 1 % de carbono, las cifras indicadoras de su contenido se omiten por completo. Así, el acero para herramientas con el 1,45—1,70 % de C; 11,0—12,5 % de Cr y 0,5—0,8 % de Mo se designa por X12M. Todas las aleaciones con un contenido de hierro inferior al 50 % y gran cantidad de elementos aleatorios se enumeran con letras, mientras que con cifras se anota sólo el contenido de níquel.

Los aceros no estandarizados se marcan de muchas formas. Así, las marcas de prueba fundidas en la fábrica "Electrostal", se designan con la letra Э (E, de "Electrostal") seguida de una И (I, de investigación) o de una П (P, de prueba) y del número de orden, por ejemplo, ЭИ179, ЭИ276, ЭИ398, etc.

A pesar de que sea imposible emplear en su totalidad el sistema establecido por las normas GOST para marcar todos los aceros, este sistema es el más cómodo y comprensible, superando considerablemente en este sentido al adoptado en otros países (EE.UU., Inglaterra, RFA y otros).

CAPÍTULO XVI

ACEROS DE CONSTRUCCIÓN

1. PROPIEDADES MECÁNICAS DEL ACERO E INFLUENCIA DE LA ESTRUCTURA Y DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN

El acero que se utiliza para fabricar piezas de máquinas, estructuras de construcción y otras instalaciones debe poseer altas propiedades mecánicas. Al mismo tiempo el acero debe tener un gran conjunto de propiedades y no solamente un valor elevado de una propiedad determinada. El material que se destina a fabricar piezas que han de sufrir grandes cargas y, a la vez alta resistencia, debe poseer tenacidad, para poder aguantar los efectos dinámicos y de choque. En otras palabras, el material debe ser resistente y seguro.

En las piezas que experimentan cargas alternativas, el metal debe poseer una gran resistencia a la fatiga, y en las piezas que frotan, resistencia al desgaste. En muchos casos se requiere una buena resistencia a la corrosión, a la fluencia y a otras acciones constantes. Esto quiere decir que las piezas deben durar mucho.

¹⁾ La letra A en medio de los signos de la marca indica, como ya se ha dicho, que el acero contiene nitrógeno introducido especialmente.

Por lo tanto, las piezas de las máquinas deben hacerse de material resistente, seguro y duradero.

De todos los materiales conocidos en la técnica, en el que mejor se combinan la resistencia, la seguridad y la duración es en el acero, por lo que el acero es el material fundamental para la fabricación de piezas importantes sometidas a grandes cargas.

Las propiedades mecánicas del acero dependen de su estructura y composición. La acción conjunta del tratamiento térmico y la aleación es un procedimiento eficaz de elevar las características mecánicas del acero.

Los procedimientos posibles para mejorar (elevar) las características mecánicas del acero son: el aumento del contenido de carbono; la aleación; la dispersión de los componentes estructurales (mediante el descenso de la temperatura de transformación austenítica en combinación con el revenido); el afinamiento del grano, y el endurecimiento por deformación en frío.

Sin embargo, todo endurecimiento llevado a cabo por los procedimientos indicados (a excepción del afinamiento del grano y de la aleación con níquel) hace que disminuya la tenacidad (eleva el umbral de fragilidad en frío y disminuye el trabajo de propagación de las grietas).

Por esto, cuando se estudian las composiciones de los aceros de construcción y los regímenes de su tratamiento térmico hay que considerar aquellos procedimientos con los cuales las propiedades de plasticidad y tenacidad disminuyen en grado mínimo.

El simple aumento de la cantidad de carbono, siendo la estructura ferrito-perlítica (estado normalizado), ocasiona la elevación de la resistencia y del umbral de fragilidad en frío. La resistencia máxima con esta estructura corresponde a un contenido aproximado de carbono del 1 % y alcanza solamente a 100 kgf/mm² (véase tomo I, la fig. 148), mientras que el umbral de fragilidad en frío se encuentra más abajo de 0 °C únicamente cuando el contenido de carbono no es mayor del 0,4 %.

Así, pues, podemos concluir que el contenido límite de carbono en el acero con estructura ferrito-perlítica, no endurecido térmicamente, constituye el 0,4 %; en este caso el acero tendrá $\sigma_B = 60 \text{ kgf/mm}^2$, $T_{50} = -20 \text{ °C}$ y $a_p = 6-7 \text{ kgf} \cdot \text{m/cm}^2$ ¹⁾.

Si se imponen condiciones de soldabilidad, el contenido de carbono debe disminuirse hasta el 0,2 % (para evitar que se formen grietas en la costura soldada y que se haga frágil); en este caso la resistencia σ_B disminuye hasta $\sim 35 \text{ kgf/mm}^2$.

¹⁾ Recordaremos al lector que σ_B es la resistencia a la rotura, que caracteriza la resistencia del acero (el límite de fluencia σ_f , siendo la estructura ferrito-perlítica, es igual a 0,5—0,6 de σ_B), T_{50} es el umbral de fragilidad en frío y corresponde a la temperatura en que en la fractura de la probeta hay un 50 % de componente dúctil, y a_p es el trabajo de propagación de una grieta dúctil, que numéricamente es igual a la resiliencia de la muestra con grieta. T_{50} caracteriza la resistencia del acero a la rotura frágil, y a_p , a la rotura dúctil. Las cifras de tenacidad corresponden al acero 40 normalizado de pureza ordinaria y tamaño corriente del grano (N° 5—8).

La obtención de estructuras dispersas como resultado del subenfriamiento de la austenita conduce a una continua elevación de la dureza y de la resistencia; la dureza (resistencia) máxima la tiene la estructura martensítica. Si el contenido de carbono es del 0,4%, la estructura martensítica tiene una dureza de cerca de *HRC* 60 (*HB* 650), a la que corresponde una resistencia ¹⁾ del orden de 220—240 kgf/mm². Pero entonces la tenacidad es intolerablemente baja y tiene que ser elevada por medio del revenido, a costa de disminuir la resistencia.

El tratamiento térmico doble con el cual la estructura definitiva no se formará de austenita, sino de martensita, es decir, el empleo del temple seguido del revenido, permite variar extensamente las propiedades de resistencia desde las máximas, correspondientes al estado de temple, hasta las mínimas, que corresponden al de recocido, y, lo que es importante, al mismo tiempo las propiedades de plasticidad y tenacidad resultan ser más elevadas que cuando el tratamiento es simple, siendo la resistencia igual.

Esto puede verse en la tabla 1 (pág. 41). Así, por ejemplo, si el acero se somete a tratamiento para obtener una tensión de rotura de 80 kgf/mm², resulta que en el caso del tratamiento doble (temple + revenido) $\delta = 26\%$, $\psi = 65\%$ y $a_{eI} = 14 - 17$ kgf·m/cm², y en el caso del tratamiento simple (normalizado) $\delta = 14\%$, $\psi = 22\%$ y $a_{eI} = 3 - 6$ kgf·m/cm².

Se debe esto a la distinta posición del umbral de fragilidad en frío y al menor contenido de fibra en la fractura (%) (para el acero templado y revenido, $B = 80\%$, y para el normalizado, $B = 30\%$) ²⁾.

Esta elevación de la calidad del acero (decimos calidad, y no resistencia) como resultado del tratamiento térmico doble —temple y revenido a alta temperatura— nos obliga a considerar correcto el llamar a este tipo de operación térmica *mejorado* (o mejor, *mejoramiento térmico*) o, como se decía antes “bonificación”.

No obstante, las posibilidades del mejoramiento térmico no son tan ilimitadas. Como en el caso de otros tipos de endurecimiento, al aumentar la resistencia del acero mejorado térmicamente, empeoran sus propiedades de tenacidad. En la fig. 15 se muestra la dependencia del trabajo de propagación de la grieta con respecto a la tensión de rotura del acero en estado mejorado (tipo X5M2CΦ).

La magnitud $a_p = 2$ kgf·m/cm² es mínima para las piezas de máquinas. Para el acero de fusión ordinaria, después de sometido al tratamiento térmico ordinario (curvas I), este valor límite se encontrará en el punto $\sigma_B = 120$ kgf/mm² (siendo la fractura totalmente dúctil).

El aumento de la pureza del acero, la disminución del grano por TTMA incrementa el trabajo de difusión de la grieta viscosa y la resistencia límite ($a_p = 2$ kgf·m/cm²) se hace igual a 220 kg/mm².

¹⁾ Los ensayos de tracción de los aceros templados hasta durezas tan altas (*HRC* > 58) dan un valor más pequeño de la resistencia que el que aquí se indica (debido a su rotura por fragilidad antes de tiempo).

²⁾ Las cifras que se dan se refieren al acero 40 de estructura y pureza ordinarias.

La mayor tenacidad y, por consiguiente, la mayor resistencia permisible para el uso del acero puro y de grano fino (compárese con las curvas I y II de la fig. 15) se debe a que en el acero puro el umbral de fragilidad en frío tiene una posición más baja y por eso es mayor la tenacidad, a causa de que es más elevado el porcentaje de la componente tenaz en la fractura.

Cuando los elementos de aleación profundizan la templabilidad, su influencia es eficaz en lo que se refiere al mejoramiento del conjunto de propiedades mecánicas, pero cuando se ha conseguido ya el mejoramiento a corazón, el continuar aumentando el contenido de los elementos de aleación no sólo es inútil, sino incluso perjudicial, ya que dichos elementos endurecen la ferrita y, con esto, elevan el umbral de fragilidad en frío (véase la fig. 9) (confirmación de la teoría de la aleación límite).

Una excepción es el níquel, que hace que descienda el umbral de fragilidad en frío.

Qué papel desempeñan los elementos de aleación que, junto con el tratamiento térmico, conforman una u otra estructura.

De lo dicho anteriormente se deduce que las propiedades mecánicas óptimas se consiguen con el mejorado (o el temple isotérmico), para lo cual la austenita debe ser subenfriada, durante el temple, hasta las temperaturas de formación de la martensita ¹⁾.

En los aceros al carbono (Cr 20—40), empleando los medios de temple intensivos que se utilizan en la práctica (agua), se logra conseguir el temple a corazón en secciones de hasta 10—15 mm.

Aumentar la templabilidad por medios térmicos (intensificando el enfriamiento o aumentando el grano) no es conveniente, ya que existe el peligro de obtener defectos de temple y de que empeoren las propiedades de tenacidad.

Prácticamente sólo queda un procedimiento de aumentar la templabilidad, la aleación ²⁾.

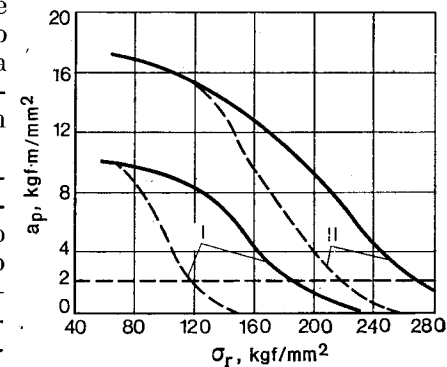


Fig. 15. Trabajo de propagación de las grietas en dependencia de la resistencia a la rotura. Acero tipo X5MΦC. Estado mejorado (autor): I, pureza y tratamiento térmico ordinarios; II, alta pureza y grano afinado (por TTMA); las líneas de puntos, a 20 °C; las de trazo continuo, cuando el contenido de fibra es del 100% (300 °C)

¹⁾ O hasta las temperaturas de formación de la bainita inferior.

²⁾ La aleación persigue un fin determinado (el aumento de la templabilidad, de la resistencia a las altas temperaturas, etc.) En la mayoría de los casos existe un contenido óptimo del elemento dado, que se introduce en el metal para obtener unas propiedades dadas; la superación de este límite lleva a los resultados opuestos. En otras palabras, el acero con mayor grado de aleación no es simplemente mejor que el acero con menor grado de aleación (ideas antiguas). Esta afirmación recibió el nombre de “teoría de la aleación límite”.

Por estos motivos, para las piezas de responsabilidad, que por lo general tienen más de 10 mm de diámetro, se utilizan aceros aleados, y cuanto mayor sea esta dimensión de la pieza que se ha de someter a tratamiento térmico, tanta mayor aleación debe tener el acero que se emplee (fig. 17).

Con esto podría considerarse agotado el papel de los elementos de aleación¹⁾, si no fuera por una circunstancia.

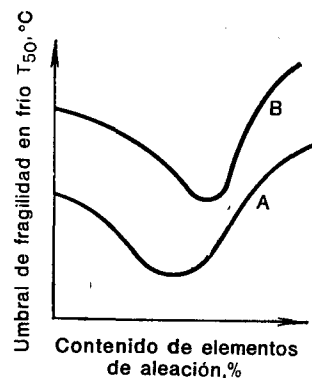


Fig. 16. Influencia de la aleación en el umbral de fragilidad en frío

En efecto, la práctica ha demostrado que los aceros ricos en níquel, que no se rompen por fragilidad a la temperatura ambiente, pueden trabajar con seguridad siendo $\sigma_B = 160 - 180 \text{ kgf/mm}^2$.

¿Existen perspectivas de que siga elevándose la resistencia, manteniendo el nivel necesario de seguridad ($a_p = 2 \text{ kgf} \cdot \text{m/cm}^2$)?

La depuración del acero de impurezas perjudiciales (empleando cargas puras, en combinación con los procesos de fundición secundaria modernos) llevan, manteniendo un nivel de resistencia dado, a una elevación de la tenacidad (curvas II de la fig. 15). De este modo la utilización de aceros de gran pureza es un procedimiento real de aprovechar la resistencia elevada ($\sigma_B > 180 \text{ kgf/mm}^2$) o de economizar níquel cuando $\sigma_B < 180 \text{ kgf/mm}^2$.

Otro procedimiento de aprovechar (elevar) la alta resistencia es afinar el grano. El afinamiento del grano de ferrita conduce a la elevación del límite de fluencia²⁾ (fig. 18) y al mismo tiempo a otro

¹⁾ Como supuso E. Bain en 1940.

²⁾ La influencia del afinamiento del grano de ferrita en el límite de fluencia se caracteriza por la llamada fórmula de Hall-Petch (véase la fig. 17) $\sigma_{0,2} = \sigma_0 + Kd^{1/2}$ ($\sigma_{0,2}$ es el límite de fluencia; σ_0 , el límite de fluencia del metal de grano muy grueso; K , es un coeficiente, y d , el tamaño del grano). No obstante, esta fórmula no es exacta, ya que el límite de fluencia no sólo depende del tamaño del grano, sino también de su estructura interna (fina).

efecto positivo: al descenso del umbral de fragilidad en frío (o elevación de la resistencia a la rotura por fragilidad).

Utilizando al mismo tiempo la depuración del acero de impurezas perjudiciales y el afinamiento del grano por TTMA se consigue elevar a_p y crear prácticamente las condiciones para el empleo de aceros con $\sigma_B = 220 - 240 \text{ kgf/mm}^2$ (véase la fig. 15, curvas II).

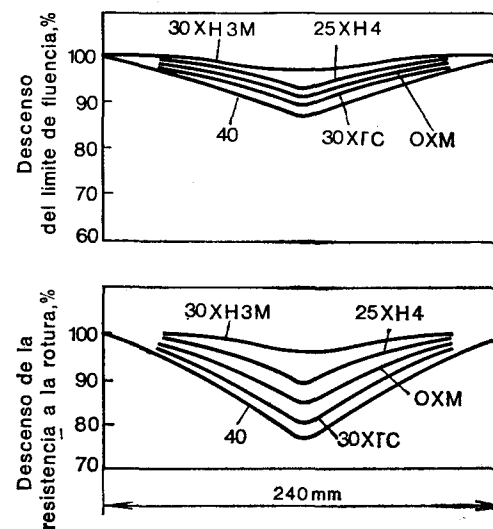


Fig. 17. Variación de las propiedades mecánicas en la sección transversal de diversos aceros en estado mejorado

En la actualidad se trabaja intensamente para obtener aceros de grano ultrafino, № 12—14 (de varias micras de diámetro). Esto permitirá elevar el nivel de resistencia seguro para la explotación.

Además, del acero de construcción no sólo se requiere una alta resistencia, sino también una serie de otras propiedades: rigidez, seguridad y duración; todas ellas, en conjunto, determinan tanto la elección del material como las dimensiones y la sección de la pieza.

Así, la rigidez de la construcción se determina por una propiedad del material como es el módulo de elasticidad normal (E), y las dimensiones de la pieza se determinan por su importancia y por la magnitud de la deformación elástica tolerable.

Para que la pieza durante el proceso de explotación no sufra deformación residual, el nivel de las tensiones normales no debe sobrepasar el límite de fluencia. De este modo el límite de fluencia ($\sigma_{0,2}$) también determina las dimensiones de la pieza.

La seguridad de la pieza, es decir, la garantía contra roturas casuales será tanto mayor, cuanto mayor sea la resistencia del material a la rotura (T_{50} , a_p , K_{1c}).

La duración de la pieza viene determinada por la resistencia de su material al desgaste, a la corrosión, a la fluencia, etc., y se caracteriza por el tiempo normal de explotación.

Con mucha frecuencia no todos los parámetros enumerados pueden determinarse con suficiente exactitud para piezas de configuración y condiciones de explotación dadas, y la masa de ellas se deduce de "razones de construcción" no muy concretas.

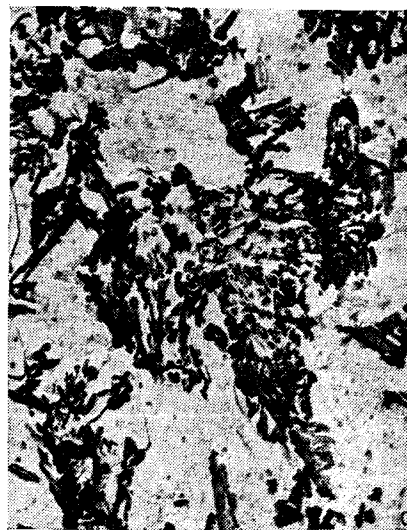
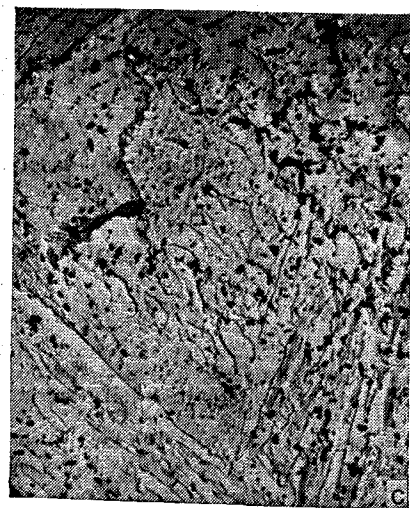
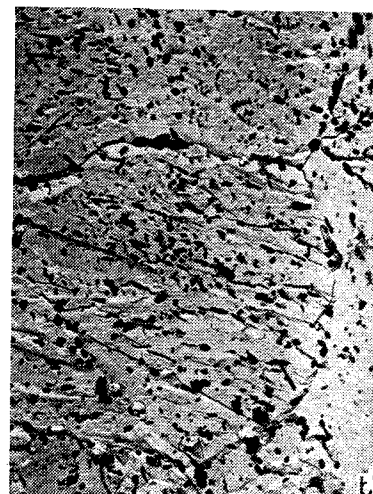
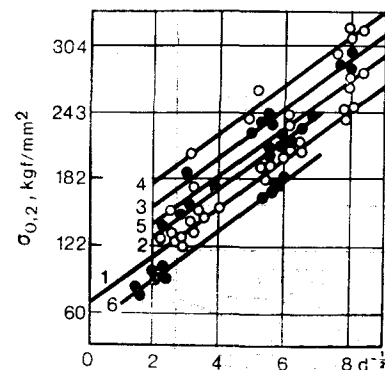


Fig. 18. Límite de fluencia en dependencia del tamaño del grano a y microestructuras de los carbonos después del revenido de alta temperatura, siendo la estructura inicial de martensita b , de bainita inferior c , de bainita superior d

1-6, diversos aceros; d , tamaño del grano

2. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LOS ACEROS DE CONSTRUCCIÓN

Por los datos que se dan en la tabla 1 puede verse que a igualdad de nivel de resistencia se obtienen propiedades más altas después del tratamiento térmico doble. Los aceros aleados sólo deben usarse térmicamente tratados. El empleo de acero aleado, y, por lo tanto, caro, sin tratar térmicamente, carece de sentido ¹⁾.

TABLA 1. Propiedades mecánicas de los aceros

| Tensión de rotura σ_B , kgf/mm ² | Límite de fluencia $\sigma_{0.2}$, kgf/mm ² | Alargamiento relativo δ , % | Estricción ψ , % | Resiliencia a_{eI} , kgf·m/cm ² |
|---|---|------------------------------------|-----------------------|--|
| <i>Después del temple y revenido</i> | | | | |
| 160 | 140 | 10 | 45 | 4-6 |
| 140 | 120 | 15 | 50 | 6-7 |
| 120 | 100 | 18 | 50 | 7-9 |
| 100 | 85 | 21 | 55 | 10-12 |
| 90 | 80 | 23 | 60 | 12-14 |
| 80 | 70 | 23 | 65 | 14-17 |
| 70 | 60 | 30 | 70 | 18-22 |
| <i>Sin tratamiento térmico (o con tratamiento térmico simple)</i> | | | | |
| 100 | 60 | 6 | 15 | 1-2 |
| 90 | 55 | 10 | 18 | 2-3 |
| 80 | 55 | 14 | 22 | 3-6 |
| 70 | 45 | 18 | 30 | 5-10 |
| 60 | 40 | 22 | 40 | 8-12 |
| 50 | 35 | 30 | 55 | 10-15 |

El régimen de tratamiento térmico de los aceros de construcción se determina principalmente por su contenido de carbono.

Los aceros de construcción se someten a tratamiento térmico doble de endurecimiento, es decir, a temple + revenido, siendo el de los aceros de contenido medio de carbono un revenido a alta temperatura (mejorado), y el de los de bajo contenido, un revenido a baja temperatura.

El régimen de temple se determina por la posición de los puntos críticos y por la aptitud de la austenita para subenfriarse.

El calentamiento para el temple se efectúa, por regla general, hasta una temperatura un poco superior (en 30-50 °C) al punto A_{c3} . En la mayoría de las marcas de acero de construcción con bajo contenido de carbono esta temperatura se encuentra cerca de los 900 °C, y en los de contenido medio, cerca de los 850 °C.

¹⁾ Puede hacerse exclusión con respecto a algunos aceros para estructuras, aleados con una pequeña cantidad de elementos baratos, como manganeso y silicio.

Los aceros de baja aleación, lo mismo que los al carbono, deben templarse en agua (y únicamente si sus dimensiones son pequeñas, en aceite), ya que la poca estabilidad de la austenita subenfriada en la región de la descomposición perlítica (cerca de los 600 °C) hace necesario un enfriamiento rápido de temple.

El aumento del contenido de elementos de aleación hace que aumente, como ya sabemos, la estabilidad de la austenita subenfriada. En los aceros de construcción de composición ordinaria el contenido de elementos de aleación es tal, que ya es posible el temple en aceite. En ciertos aceros con varios elementos de aleación (en los aceros al cromo-volframio o el cromo-níquel-molibdeno), la transformación perlítica de la austenita se retrasa tanto, que con el enfriamiento de las piezas de grandes dimensiones al aire se consigue el subenfriamiento de la austenita hasta las temperaturas de transformación martensítica.

Al estudiar las condiciones que es necesario crear para el enfriamiento de temple de los aceros de construcción aleados, debemos recordar otra peculiaridad de la cinética de descomposición de la austenita de los aceros aleados con los elementos que forman carburos. En estos aceros (de bajo contenido de carbono) la velocidad de la transformación bainítica a 300—400 °C resulta ser mucho mayor que la de la descomposición perlítica (500—600 °C) (véase la fig. 14).

Por esto en una serie de aceros aleados, sobre todo si tienen poco carbono (menos del 0,2% C), con el temple se forma bainita y no martensita.

Aquí tiene importancia que la bainita que se forme con el temple no sea la superior, sino la inferior (véase la fig. 216 del t. I), ya que después del revenido la fase de carburo se separa de la bainita inferior, lo mismo que de la martensita, en forma de partículas dispersas (fig. 18, a y b), mientras que cuando la estructura de partida es la de la bainita superior, los carburos adquieren durante el revenido forma laminar (fig. 18, c) y las propiedades resultan bajas.

Como conclusión general tiene importancia advertir que, en los aceros aleados, la estructura martensítica puede lograrse con un enfriamiento más lento que en los aceros al carbono; el enfriamiento más lento crea menos tensiones internas, lo cual es un factor que eleva la resistencia de la construcción.

El temple del acero para obtener martensita es la primera etapa del tratamiento térmico del acero de construcción. La poca plasticidad y las considerables tensiones internas no permiten utilizar el acero de construcción en estado de temple. Es necesario el revenido, que eleva la plasticidad y tenacidad y disminuye las tensiones internas.

El revenido es la operación final del tratamiento térmico del acero de construcción, que conforma definitivamente sus propiedades.

Basándonos en el ejemplo del acero al cromo-níquel, de contenido bajo y medio de carbono (que es el más típico), vamos a estudiar cómo varían las propiedades mecánicas en dependencia de la temperatura de revenido (fig. 19).

En ambos casos, con la elevación de la temperatura de revenido (por encima de los 200 °C), descendiende la tensión de rotura (σ_B) y aumenta la plasticidad (en este caso la estricción).

En el acero de bajo contenido de carbono, después del temple se obtiene martensita bastante plástica. El revenido a 150 °C elimina (sólo parcialmente, como es natural) las tensiones internas y eleva un poco la plasticidad. En los aceros aleados con bajo contenido de carbono de las mejores clases, con este tra-

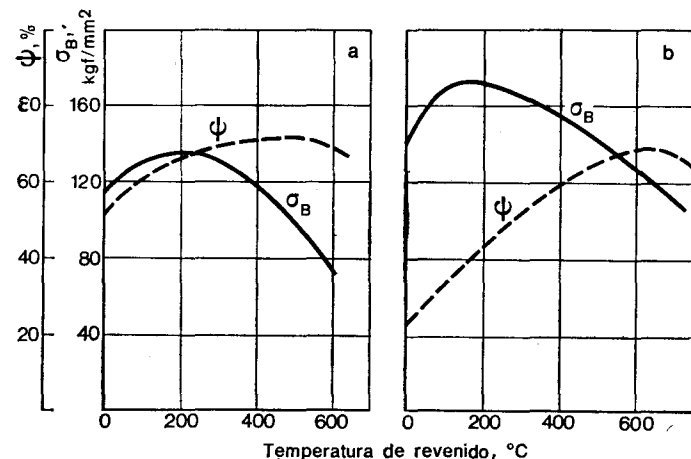


Fig. 19. Influencia del revenido en las características mecánicas del acero al cromo-níquel: a, acero pobre en carbono; b, acero de contenido medio de carbono

tamiento térmico (temple + revenido a 150 °C) se obtiene un conjunto de elevadas propiedades mecánicas (σ_B hasta 130—140 kgf/mm² siendo $\psi = 50$ —60% y a_{eI} hasta 12—14 kgf·m/cm²). Después de este tratamiento la estructura está constituida por martensita de bajo contenido de carbono, revenida.

Para los aceros de construcción de contenido medio de carbono, en los cuales después del temple se obtiene martensita con gran contenido de carbono, este revenido es insuficiente si se tiende a conseguir gran tenacidad.

Con el revenido a baja temperatura, la resistencia será elevada ($\sigma_B = 160$ —170 kgf/mm²) y la plasticidad y tenacidad, bajas. Por lo tanto, para estos aceros es necesario un revenido a temperatura más alta, que suele hacerse a 550—600 °C. A esta temperatura se produce la descomposición total de la martensita, formándose una mezcla granular altamente dispersa de ferrita y carburos: sorbita. En estas condiciones las propiedades mecánicas serán aproximadamente iguales que las que se obtienen con el revenido a baja temperatura de los aceros pobres en carbono, es decir, $\sigma_B = 120$ —130 kgf/mm², $\psi = 50$ —60% y $a_{eI} = 12$ —14 kgf·m/cm².

El régimen típico de tratamiento térmico para obtener el mejor conjunto de propiedades mecánicas es: para los aceros aleados de bajo contenido de carbono, el temple a 900 °C en aceite, con revenido a 150 °C (estructura de martensita revenida), y para los aceros aleados de contenido medio de carbono, el temple a 850 °C en aceite, con revenido a 550—650 °C (estructura de sorbita). En ambos casos se obtienen casi las mismas propiedades mecánicas, aproximadamente $\sigma_B = 120$ —140 kgf/mm², $\sigma_{0.2} = 80$ —100 kgf/mm², $\psi = 50$ —60%, $a_e = 10$ —14 kgf·m/cm².

En una serie de casos se renuncia a estos regímenes de tratamiento térmico principales y se utilizan otros algo diferentes.

Así, los aceros de alta aleación con bajo contenido de carbono se revienen a veces a alta temperatura. Esto se hace para obtener más plasticidad y tenacidad (a costa de cierta disminución de la resistencia).

Los aceros de contenido medio de carbono, si se quiere obtener una resistencia muy elevada ($\sigma_B = 160-180 \text{ kgf/mm}^2$), se revienen a $200-250^\circ\text{C}$; pero debe tenerse en cuenta que, en este caso, la resiliencia será relativamente baja ($a_1 = 4-6 \text{ kgf}\cdot\text{m/cm}^2$) y la fractura semifrágil.

Una alta combinación de resistencia y tenacidad ($\sigma_B = 140-170 \text{ kgf/mm}^2$ y $a_2 = 6-7 \text{ kgf}\cdot\text{m/cm}^2$) se obtiene en algunos aceros como resultado del temple isotérmico con descomposición de la austenita en el intervalo de temperaturas de $300-400^\circ\text{C}$.

La mayor resistencia se consigue con el TTM¹⁾. Pero, desde el punto de vista tecnológico este tratamiento es difícil de efectuar.

Veamos ahora como influyen la temperatura de revenido y la velocidad de enfriamiento después de éste, en la resiliencia del acero de construcción aleado (fig. 20), puesto que la influencia de estos

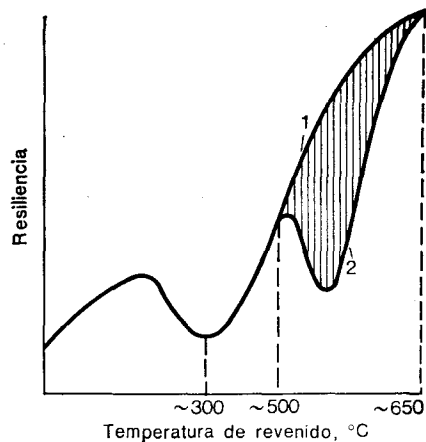


Fig. 20. Influencia del revenido en la resiliencia del acero aleado (esquema); 1, enfriamiento rápido; 2, enfriamiento lento

en todos los aceros, independientemente de su composición y de la velocidad de enfriamiento después del revenido.

El desarrollo de la fragilidad de revenido de este género se produce por la descomposición irregular de la solución sólida sobresaturada de carbono en hierro α (en martensita revenida). Esta descomposición transcurre, a estas tempera-

turas, del modo más completo (casi hasta el fin) por los límites de los granos, a consecuencia de lo cual surge una diferencia brusca entre la resistencia de las capas limítrofes del grano y la del cuerpo del propio grano. En este caso las capas menos resistentes, próximas a los límites del grano, desempeñan el papel de concentradores de tensiones, lo que conduce a la rotura por fragilidad. Aumentando la duración del revenido o elevando su temperatura, el grado de descomposición de la solución α deberá equilibrarse en todo el grano y la tenacidad del acero se restablecerá. Desde luego, las consideraciones expuestas deben admitirse como hipotéticas.

La fragilidad de revenido de II tipo se manifiesta después del revenido a más de 500°C . La peculiaridad característica de este tipo de fragilidad es que se produce como resultado del enfriamiento lento después del revenido: si el enfriamiento es rápido, la tenacidad no disminuye, sino que aumenta monótonamente al elevarse la temperatura de revenido (como lo demuestra la curva superior de la fig. 19). Pero la fragilidad de revenido de II tipo puede volver a provocarse con un nuevo revenido a alta temperatura seguido de un enfriamiento lento¹⁾.

Hay que decir que las demás características de las propiedades mecánicas no dependen prácticamente de la velocidad del enfriamiento después del revenido.

No todos los aceros son propensos a la fragilidad de revenido de II tipo. En los aceros al carbono no aparece. La propensión a la fragilidad de revenido hace su aparición cuando el acero se alea con elementos que forman carburos (manganeso, cromo), si hay en él más de un 0,001% de P. El cromo hace al acero muy sensible a las condiciones del enfriamiento de revenido, sobre todo si, además del cromo, contiene el acero níquel o una elevada cantidad de manganeso. Si el manganeso y el fósforo intensifican esta sensibilidad, el molibdeno y, en menor grado, el volframio, la disminuyen.

Los experimentos han demostrado que si el acero aleado, enfriado rápidamente después del revenido a 650°C , vuelve a someterse a un calentamiento prolongado a $500-520^\circ\text{C}$, independientemente de la velocidad del enfriamiento siguiente, en el acero se desarrolla la fragilidad. Por consiguiente, en el acero se efectúan a temperaturas inferiores a los 600°C ciertos procesos de difusión que conducen a que aquél adquiera fragilidad.

Se ha demostrado metalográficamente que el desarrollo de la fragilidad de revenido va acompañado de la segregación de fases en exceso por los límites del grano.

Resulta también que al mismo tiempo se produce un enriquecimiento de los límites del grano en fósforo, que se pone de manifiesto al atacarlo con ácido pícrico (fig. 21, a). Si se ataca del mismo modo el acero que se halla en estado dúctil, los límites del grano no se ponen de manifiesto (fig. 21, b).

¹⁾ Por esto la fragilidad de revenido de II tipo se llama a veces *fragilidad de revenido reversible* para diferenciarla de la de I tipo que se llama *irreversible*.

¹⁾ Véase el cap. X, p. 8.

Ha sido propuesta una explicación al fenómeno de la fragilidad de revenido de II tipo (L. M. Utevski), que brevemente se reduce a lo que sigue.

En el revenido a elevada temperatura, por los límites del grano se produce una formación acelerada (en comparación con el volumen del mismo) de carburos y la saturación de la fase de carburo con manganeso y cromo, así como la formación de carburos especiales (de acuerdo con la aleación). Este proceso oca-

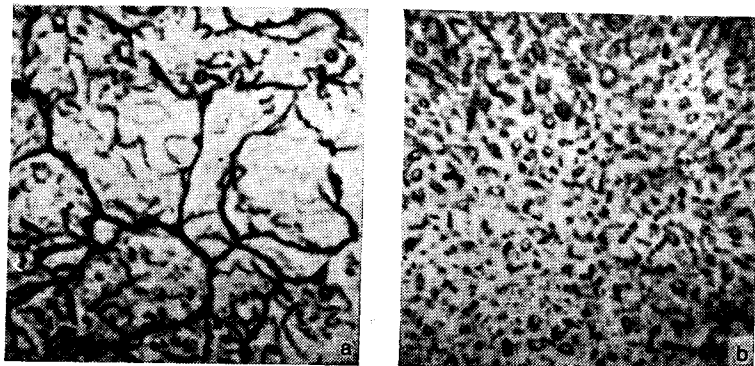


Fig. 21. Microestructura del acero al cromo-níquel después del revenido a 550° C. $\times 500$ a, enfriamiento lento, estado frágil; b, enfriamiento rápido, estado tenaz. $\times 500$

siona el empobrecimiento en elementos formadores de carburos de las capas del grano próximas a sus límites. Durante el enfriamiento lento siguiente (o durante el mantenimiento a 500—520 °C) estas capas próximas a los límites se enriquecen en fósforo, porque a temperaturas inferiores a 600 °C adquiere el fósforo tendencia a la redistribución por difusión en dirección a las zonas empobrecidas en elementos que forman carburos (fenómeno de la difusión ascendente), y la movilidad de difusión de los átomos de fósforo a estas temperaturas es suficientemente grande. Como resultado el acero se hace frágil porque se debilitan las cohesiones intergranulares.

Si se somete el acero a un nuevo revenido, seguido de enfriamiento rápido, la fragilidad se eliminará. Esto ocurre porque a más de 600 °C no puede conservarse la irregularidad en la distribución del fósforo por el grano, su concentración se equilibra y, con el enfriamiento rápido en la región de temperaturas inferior a los 600 °C, el fósforo ya no tiene tiempo de redistribuirse y de volver a enriquecer los límites de los granos.

La influencia beneficiosa de pequeñas adiciones de molibdeno (hasta 0,5—0,6%), que frenan e incluso evitan a veces la fragilidad de revenido de II tipo, se explica porque el molibdeno participa débilmente en la formación de cementita aleada (Fe, Mo)₃C y con estos contenidos no genera carburos especiales. Por esto no se produce empobrecimiento en molibdeno de las zonas próximas a los límites de los granos. En cambio, la presencia de molibdeno en la solución hace que disminuya la diferencia entre la movilidad de difusión de los átomos por los límites y dentro de los granos y, por eso mismo, se manifiesta más débilmente la irregularidad de distribución de los otros elementos formadores de carburos. Al mismo tiempo el molibdeno elimina la influencia perniciosa del fósforo en los límites del grano.

Cuando el contenido de molibdeno es mayor, en el acero puede aparecer ya carburo especial. Esto lleva al empobrecimiento en molibdeno de los límites del grano durante el revenido y al enriquecimiento de los mismos en fósforo durante el enfriamiento lento siguiente. Por consiguiente, cuando los contenidos son mayores, el molibdeno favorecerá ya el desarrollo de la fragilidad de revenido. De un modo aproximadamente igual actúa el volframio.

De lo expuesto se deduce que para que el acero no se haga frágil hay que evitar el intervalo de temperaturas de fragilidad de revenido de primer tipo (300—400 °C). Para los aceros propensos a la fragilidad de revenido de segundo tipo hay que prever un enfriamiento rápido después del revenido. Estos aceros, mientras trabajan, no deberán calentarse hasta temperaturas altas (500—600 °C), ya que esto puede hacer que adquieran fragilidad. En aquellos casos en que después del revenido no puede lograrse un enfriamiento rápido (por ejemplo, cuando las piezas son muy grandes), deben emplearse aceros aleados con molibdeno, el cual retarda el desarrollo de la fragilidad de revenido de segundo tipo.

La utilización de aceros depurados de fósforo, en primer lugar, y de impurezas de inserción (oxígeno, nitrógeno, hidrógeno) y metales no ferrosos (estaño y otros), es un medio, aún más eficaz que la aleación adicional con molibdeno o volframio, para eliminar la tendencia a la fragilidad de revenido de segundo tipo.

3. ACEROS (DE BAJO CONTENIDO DE CARBONO) PARA CEMENTAR

Vamos a estudiar algunos de los aceros que más se emplean para fabricar piezas cementadas. Como ya se dijo, para este fin se utilizan aceros de bajo contenido de carbono (0,1—0,25%), para que después de cementarlos, templearlos y revenirlos a baja temperatura, obtener en ellos una capa superficial dura y un núcleo tenaz. La dureza de la superficie después de este tratamiento será de cerca de *HRC* 60, y la del núcleo, del orden de *HRC* 15—30.

En las piezas de acero al carbono, debido a su débil templeabilidad, sólo se obtiene gran dureza en la capa superficial cementada, y el núcleo no se endurece.

En cambio, en los aceros aleados el endurecimiento del núcleo, cuando se someten a tratamiento térmico (temple + revenido a baja temperatura), será tanto mayor, cuanto más carbono y elementos de aleación contengan.

De acuerdo con lo dicho, los aceros para cementar deben dividirse en tres grupos: aceros al carbono con núcleo que no se endurece, aceros de baja aleación con núcleo que se endurece poco, y aceros de aleación relativamente alta con núcleo que se endurece mucho durante el tratamiento térmico. Los aceros de este último grupo se llaman a veces aceros para cementar de gran resistencia. También deben considerarse como pertenecientes a este grupo los aceros cuyo contenido de elementos de aleación es relativamente pequeño, pero el de carbono es elevado (0,25—0,30%).

La composición de los aceros para cementar más utilizados se da en la tabla 2.

El diverso grado de endurecimiento del núcleo que se alcanza con el tratamiento térmico se explica por las distintas estructuras que se obtienen como consecuencia de las diferencias que existen en la cinética de la descomposición de la austenita subenfriada (fig. 22).

TABLA 2. Composición de los aceros para cementar¹, % (GOST 4543—71)

| Nº de orden | Acero | C | Cr | Ni | Mn |
|-------------|----------------------|-----------|-----------|-----------|---------|
| 1 | 10 | 0,17—0,13 | — | — | — |
| 2 | 20 | 0,17—0,24 | — | — | — |
| 3 | 15X | 0,12—0,18 | 0,8—1,0 | — | — |
| 4 | 20X | 0,17—0,23 | 0,7—1,0 | — | — |
| 5 | 15XP | 0,12—0,18 | 0,7—1,0 | — | — |
| 6 | 20XH | 0,17—0,23 | 0,45—0,75 | 1,0—1,4 | — |
| 7 | 20XTP | 0,18—0,24 | 0,7—1,1 | — | 0,7—10 |
| 8 | 20XHP | 0,16—0,23 | 0,7—1,1 | 0,8—1,1 | — |
| 9 | 18XGT | 0,17—0,23 | 1,0—1,3 | — | 0,8—1,1 |
| 10 | 18XHMΦA | 0,16—0,21 | 0,6—0,9 | — | 0,8—1,1 |
| 11 | 12XH3 | 0,09—0,16 | 0,6—0,9 | 2,75—3,15 | — |
| 12 | 12X2H4 | 0,09—0,16 | 1,25—1,65 | 3,25—3,65 | — |
| 13 | 20X2H4 | 0,16—0,22 | 1,25—1,65 | 3,25—3,65 | — |
| 14 | 18X2H4B ³ | 0,14—0,20 | 1,35—1,65 | 4,0—4,4 | — |

¹ Todos los aceros contienen $\leq 0,8\%$ de Mn (si tienen más, se indica en la tabla), $(-)$ 0,17—0,37% de Si y $0,035\%$ de S y P. En los llamados aceros de alta calidad (con la letra A), el contenido de S y P $< 0,025\%$. En los aceros en cuya marca figura la letra T, el contenido de titanio se reglamenta entre los límites de 0,06—0,12%, si no figura la letra T, contienen por lo general un 0,01—0,03% de titanio, que se introduce para desoxidarlos. En los aceros que llevan la letra P en la marca, se garantiza un contenido del 0,002—0,003% de B. El acero 18XHMΦA contiene además un 0,08—0,14% de V.

² Este acero contiene un 0,45—0,65% de Mo o un 0,8—1,2% de W.

En los aceros de bajo contenido de carbono no aleados (por ejemplo, el acero 10) el vértice de la curva en C está tan desplazado hacia la izquierda (fig. 22, a), que, incluso si se somete a un intenso enfriamiento en agua, en las capas que se encuentran debajo de la cementada no se consigue subenfriar la austenita hasta temperaturas bajas. En la práctica, independientemente de las condiciones de enfriamiento, la austenita se transforma en mezcla ferrito-perlítica. Este acero casi no se endurece con el tratamiento térmico.

Los diagramas de la descomposición isotérmica de la austenita en los aceros de bajo contenido de carbono poco aleados, se caracterizan por tener muy desarrollada la región de transformación intermedia, bainítica (fig. 22, b). Cuando se templen en aceite, si la intensidad del enfriamiento es suficiente para obtener gran dureza en la superficie de la capa cementada, el núcleo sufre la transformación bainítica y se endurece sensiblemente.

Finalmente, en los aceros para cementar de alta aleación, el enfriamiento en aceite e incluso al aire es suficiente para obtener en el núcleo estructuras de bainita inferior o martensita (fig. 22, c), lo que conduce a un endurecimiento bastante intenso.

De este modo la división de los aceros para cementar en tres grupos corresponde a la estructura que se obtiene en el núcleo (con el enfriamiento en aceite): ferrito-perlítica, bainítica o martensítica.

Al primer grupo pertenecen, como ya se ha dicho, los aceros al carbono 10, 15, y 20 (tabla 2), que se emplean mucho para piezas cementadas.

Si de las piezas se requiere una alta estabilidad al desgaste y no se les imponen condiciones elevadas con respecto a la resistencia, se fabrican de estos aceros al carbono, simples y baratos. La profundidad de cementación se elige de acuerdo con las condiciones en que deben funcionar las piezas¹⁾. Después

de la cementación se templan en agua y luego se revienen a 150—180 °C. Al templarlas en agua, las piezas cementadas se deforman mucho. En la tabla 3 se dan las propiedades mecánicas de los aceros al carbono.

En el segundo grupo, es decir, en el de los aceros de baja aleación que se endurecen con el tratamiento térmico, pueden incluirse las siguientes marcas: 15X, 15XP y 20XH (véase la tabla 2).

En el estado inicial, de recocido, las propiedades de estos aceros son prácticamente iguales: $\sigma_B = 50-60 \text{ kgf/mm}^2$; $\sigma_{0.2} = 35-40 \text{ kgf/mm}^2$; $\delta = 30\%$; $\psi = 60\%$ y la dureza $HB \ 140-180$.

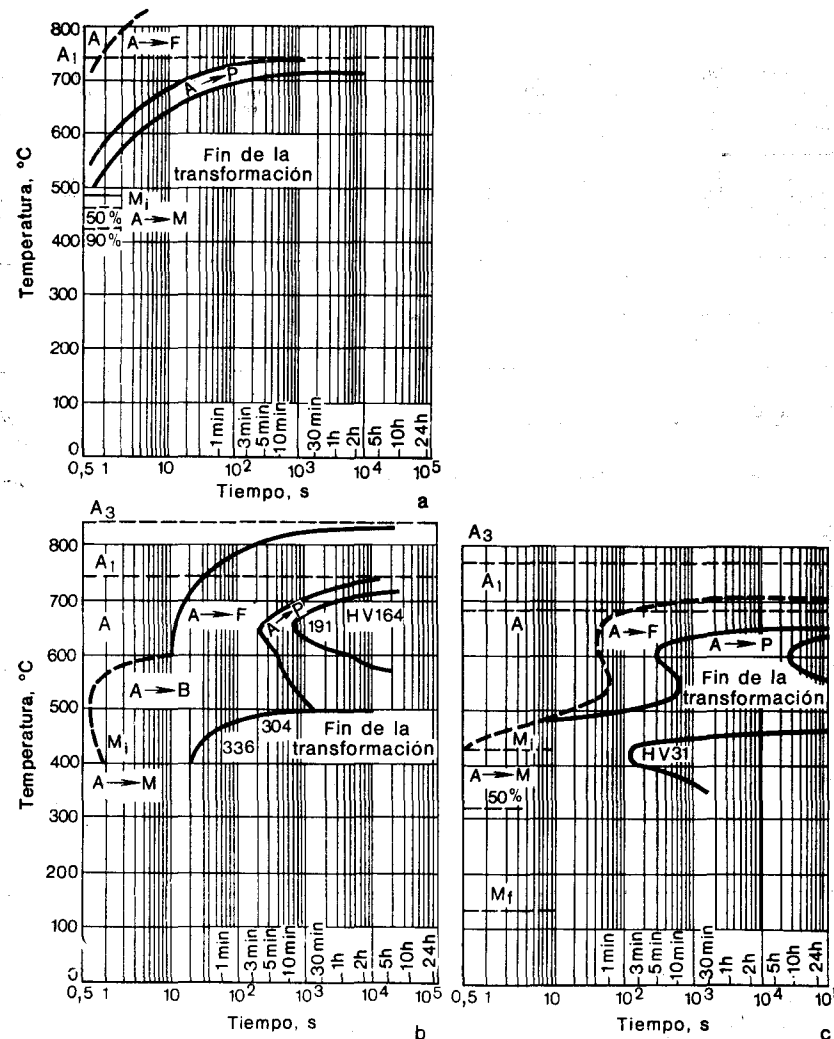


Fig. 22. Diagrama de la descomposición isotérmica de la austenita de los aceros para cemento: a, 10; b, 20XF; c, 12X2H4 (A. A. Popov)

TABLA 3. Propiedades mecánicas¹ de los aceros al carbono para cementar

| Acero | σ_B , kgf/mm ² | σ_T , kgf/mm ² | δ , % | φ , % |
|-------|----------------------------------|----------------------------------|--------------|---------------|
| 10 | 40 | 25 | 35 | 70 |
| 15 | 43 | 27 | 32 | 65 |
| 20 | 47 | 30 | 30 | 60 |

Observación. La resiliencia no se indica. En estos aceros, después de la cementación puede oscilar entre límites muy amplios en dependencia del tamaño del grano real, lo que depende a su vez del régimen de cementación y del tratamiento térmico siguiente que regenera el grano.

¹ Se dan los valores típicos, más frecuentes, de las propiedades. En las normas GOST y en las condiciones técnicas (TU) suelen indicarse valores algo más bajos. Esto se refiere también prácticamente, a todas las tablas que siguen, donde se exponen las cualidades mecánicas.

TABLA 4. Propiedades mecánicas de los aceros aleados para cementar

| Marca del acero | σ_B , kgf/mm ² | $\sigma_{0,2}$, kgf/mm ² | δ , % | ψ , % | a_{eT} , kgf·m/cm ² |
|-----------------|----------------------------------|--------------------------------------|--------------|------------|----------------------------------|
| 15X | 75 | 65 | 15 | 55 | 10 |
| 20X | 85 | 70 | 15 | 55 | 12 |
| 15XP | 75 | 65 | 15 | 55 | 12 |
| 20XH | 85 | 70 | 15 | 55 | 12 |

Observación. Después del temple en aceite y del revenido a 200 °C.

TABLA 5. Propiedades mecánicas de los aceros para cementar de gran resistencia

| Marca del acero | σ_B , kgf/mm ² | $\sigma_{0,2}$, kgf/mm ² | δ , % | ψ , % | a_{eT} , kgf·m/cm ² |
|-----------------|----------------------------------|--------------------------------------|--------------|------------|----------------------------------|
| 20XTP | 130 | 110 | 12 | 50 | 8 |
| 20XHP | 130 | 110 | 14 | 60 | 9 |
| 18XTP | 130 | 110 | 12 | 50 | 8 |
| 18XHMΦ | 120 | 100 | 15 | 55 | 16 |
| 12XH3 | 120 | 100 | 15 | 60 | 10 |
| 12X2H4 | 120 | 110 | 15 | 60 | 10 |
| 18X2H4B | 130 | 110 | 14 | 55 | 10 |

Observación: Después del temple en aceite y del revenido a 200 °C.

Después del temple y del revenido a baja temperatura, la resistencia de los aceros de baja aleación se eleva sensiblemente, disminuyendo muy poco su plasticidad (tabla 4).

Estas propiedades son características del acero de bajo contenido de carbono, de tipo bainítico.

Los aceros 20XTP, 20XHP, 18XTP, 12XH3, 12X2H4 y 18X2H4B deben incluirse en el tercer grupo, es decir, en el de los aceros aleados de gran resistencia, que se endurecen mucho con el tratamiento térmico en virtud de que en el núcleo se forma martensita durante el temple. El grado de endurecimiento viene determinado por el contenido de carbono y también, aunque en menor grado, por el contenido de elementos de aleación y la intensidad del enfriamiento de temple.

En la tabla 5 se dan las propiedades mecánicas de algunos aceros para cementar de gran resistencia. Debe tenerse en cuenta que el aumento del contenido de carbono (dentro de los límites de composición de la marca) y de la velocidad de enfriamiento de temple no sólo conduce a la elevación de la resistencia, sino también a la disminución de la plasticidad y tenacidad.

Las piezas más seguras y estables a las cargas dinámicas deben hacerse de estos aceros para cementar de gran resistencia y someterse a cementación poco profunda.

En estado de recocido (revenidos a 650—680 °C), las propiedades mecánicas de estos aceros son aproximadamente las mismas y del mismo orden que las de los aceros para cementar menos resistentes.

Como ya se indicó, el tratamiento térmico de las piezas cementadas, destinadas a funciones de responsabilidad, consta del temple ordinario con calentamiento especial ($t_{\text{temple}} = 800$ °C) y revenido ($t_{\text{rev}} = 200$ °C). El comportamiento del núcleo y de la superficie, que difieren mucho por el contenido de carbono, será distinto durante el tratamiento térmico.

En la fig. 23 se dan las curvas de la transformación isotérmica de la aus-

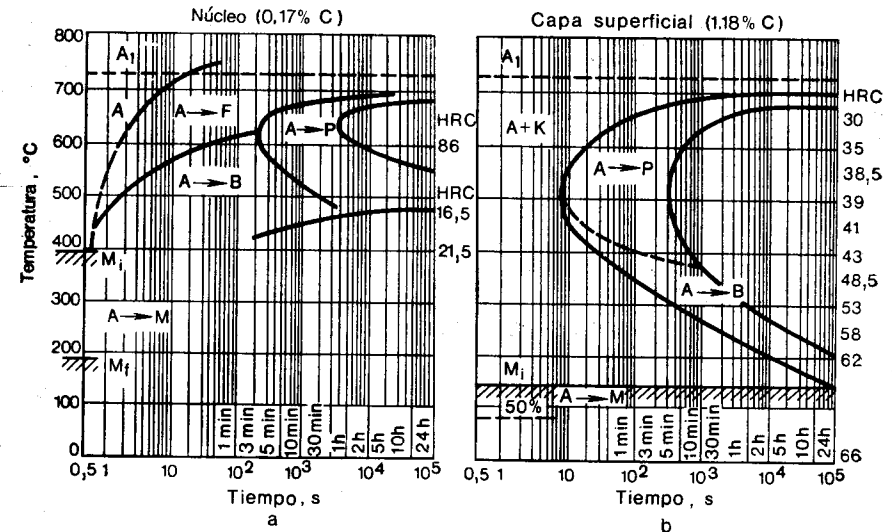


Fig. 23. Diagrama de la descomposición isotérmica de la austenita en el acero 20XHM

tenita en el acero 20XHM, para la capa superficial (fig. 23, b) y para el núcleo (fig. 23, a). Para el núcleo, la transformación en la región perlítica comienza con una abundante formación de ferrita. La región de la transformación bainítica está adelantada hacia la izquierda y, por esto, durante el enfriamiento en

aceite, o incluso al aire, se produce en este acero una transformación mixta bainítica-martensítica ¹⁾.

Cuando es alto el contenido de carbono, la transformación en la región perlítica se produce sin la formación de ferrita; la velocidad de la transformación bainítica es mucho menor. El enfriamiento al aire o en aceite lleva a la transformación martensítica pura; en virtud de la baja posición que ocupa el punto martensítico (150 °C), el temple fija una gran cantidad de austenita residual.

Para el núcleo con bajo contenido de carbono, el intervalo ordinario de la transformación martensítica $M_1 - M_f$ es 350—200 °C y para el de alto contenido de carbono, el punto M se encuentra a 100—200 °C y el M_f , por debajo de 0 °C. El tratamiento a temperatura bajo cero no produce en el núcleo de la pieza cementada y templada ninguna variación, pero en la capa superficial se efectúa la transformación de una parte de la austenita residual en martensita.

El revenido a 150—200 °C tampoco provoca variaciones estructurales en el núcleo, pero reviene la martensita tetragonal en la capa superficial.

La elección de la marca del acero para las piezas cementadas se basa en los razonamientos siguientes.

Para las piezas de configuración simple que no sufren cargas importantes, deben emplearse aceros al carbono simples; para las piezas que experimentan grandes tensiones y choques, aceros al cromo-níquel de gran resistencia. Entre estos dos casos extremos puede existir una gran cantidad de casos intermedios.

Para las piezas de configuración compleja que no conviene que se deformen al templarlas (por ejemplo, los piñones), deben emplearse aceros aleados que se templen en aceite.

Para las piezas cementadas de mayor responsabilidad se utilizan aceros al cromo-níquel y al cromo-níquel-volframio 12X2H4A y 18X2H4BA. Después del temple y del revenido a baja temperatura, estos aceros adquieren propiedades mecánicas muy elevadas (resistencia a la rotura hasta 130—140 kgf/mm²), esto ha determinado su utilización (principalmente la del acero 18X2H4BA) no sólo cementados, sino también sin cementar (para piezas de las cuales se requiere alta resistencia sin ser muy estables al desgaste).

4. ACEROS MEJORABLES

(DE CONTENIDO MEDIO DE CARBONO)

Los aceros mejorables (bonificables) contienen un 0,3—0,4% de C y diversas cantidades de elementos de aleación (cromo, níquel, molibdeno, volframio, manganeso, silicio), que sumadas no son más del 3—5%, y frecuentemente cerca de un 0,1% de afinadores del grano (vanadio, titanio, niobio, circonio).

El tratamiento térmico ordinario de estos aceros es el temple en aceite y el revenido a alta temperatura (550—650 °C).

Cuanto mayor es el contenido de elementos de aleación en el acero, tanto mayor es su templabilidad.

Como las propiedades mecánicas de los aceros de distintas mar-

¹⁾ Es decir, una parte de la austenita se transforma en bainita y la otra, en martensita.

cas, después de este tratamiento térmico, en el caso del temple a corazón, son semejantes, no son estas propiedades, sino la templabilidad, la que decide la elección del acero para tal o cual pieza.

Cuanto mayor sea la sección de la pieza, tanto más aleado deberá ser el acero que se elija. Para evitar el desarrollo de la fragilidad de revenido, que es peligrosa especialmente para las piezas grandes, que no pueden enfriarse rápidamente durante el revenido, deben emplearse aceros que contengan molibdeno (0,15—0,30%).

Las piezas de configuración compleja, sobre todo si han de estar sometidas a acciones de choque, conviene fabricarlas de aceros que contengan níquel.

La composición de los aceros que más se usan puede verse en la tabla 6.

Los aceros mejorables se dividen convencionalmente en cinco grupos. A medida que aumenta el número del grupo, crece el grado de aleación y, por lo tanto, el tamaño de la sección en el cual se alcanza la templabilidad total.

El I grupo lo componen aceros al carbono simples. Se emplean generalmente en estado normalizado o sin tratamiento térmico ¹⁾. De las propiedades que se obtienen en este caso se habló antes (véase el cap. XVI, p. 1 y 2). En algunos casos, para las piezas de 10—15 mm de diámetro, en que puede obtenerse una templabilidad más o menos satisfactoria y una deformación relativamente pequeña, puede utilizarse el acero al carbono con tratamiento térmico de mejorado (temple + revenido a 500—550 °C).

Entre los elementos de aleación baratos, como el manganeso, el silicio y el cromo, debe darse preferencia al último. El acero aleado con 1% de Cr (compárense los aceros 40 y 40X) permite obtener, cuando se enfria en aceite, la templabilidad total hasta el diámetro de 20 mm con cierto descenso del umbral de fragilidad en frío (probablemente en virtud del afinamiento del grano debido a la adición de cromo); mientras que el manganeso y el silicio elevan el umbral de fragilidad en frío en la mayoría de los casos.

Por esto, en las piezas de máquinas de secciones pequeñas se obtienen altas propiedades mecánicas de aceros aleados simples, del tipo 40X. La adición de boro (~0,003%) aumenta el diámetro límite de la pieza, pero eleva algo el umbral de fragilidad en frío, aunque la reserva de tenacidad no será menor que en los aceros al carbono.

La aleación del acero al cromo con otros elementos también mejora la templabilidad. Para secciones de 20—40 mm de diámetro, además del acero 40XP, pueden emplearse aceros de otras marcas del III grupo. Los aceros de este grupo están aleados adicionalmente con manganeso, molibdeno, silicio y titanio. Todos estos elementos hacen que el temple sea más profundo y todos, excepto el molibdeno, disminuyen la reserva de tenacidad. En este grupo se destaca por su tenacidad el acero 30XM. Aunque su templabilidad no es mucho mayor que la del acero 40X, su umbral de fragilidad en frío es más bajo; además, el acero 30XM es insensible (lo mismo que otros aceros al molibdeno) a la fragilidad de revenido de II tipo.

El grupo siguiente lo componen los aceros al níquel que contienen cerca del 1—1,5% de Ni. Como ya se dijo, el níquel, a diferencia de otros elementos, hace al mismo tiempo que la templabilidad sea mayor y que descienda el umbral de fragilidad en frío. Para secciones de 40—70 mm de diámetro puede recomendarse el empleo de los aceros que se incluyen en el IV grupo.

Comparando los aceros 40XH, 40XHP, y 40XTHP vemos cómo la adición de boro y manganeso, al mismo tiempo que hace que el temple sea más profundo, reduce la reserva de tenacidad. El mejor, por su templabilidad y por la reserva de tenacidad, de este grupo de aceros, es el 40XHM, lo que se explica por

¹⁾ La estructura definitiva la forma el enfriamiento al aire después del laminado.

TABLA 6. Composición de los aceros de construcción mejorables (según las normas GOST 4543-71)

| Grupo | Acero | Contenido de elementos, % | | | | | Diámetro crítico, mm | Umbral de fragilidad en frío T_{50} , °C |
|-------|----------|---------------------------|---------|-----------|--------------------|-----------|----------------------|--|
| | | C | Mn | Si | Cr | Ni | | |
| I | 40 45 | 0,37-0,44 0,42-0,49 | — | — | — | — | 10 12 | -20 -20 |
| | | 0,36-0,44 0,37-0,45 | — | — | 0,8-1,1 0,8-1,1 | — | 15 20 | -50 -30 |
| III | 30XM | 0,26-0,34 | — | — | 0,8-1,1 | — | 20 | -60 |
| | 40XT | 0,36-0,45 | 0,9-1,2 | — | 0,9-1,2 | — | 25 | -20 |
| | 40TP | 0,37-0,45 | 0,7-1,1 | — | 0,9-1,1 | — | 30 | -20 |
| | 30XT | 0,24-0,32 | 0,8-1,1 | — | 1,0-1,3 | — | 20 | -20 |
| | 30XTC | 0,28-0,35 | 0,8-1,1 | 0,9-1,2 | 0,8-1,1 | — | 25 | -20 |
| IV | 40XH | 0,36-0,44 | — | 0,17-0,37 | 0,45-0,75 | 1,0-1,4 | 25 | -60 |
| | 40XHP | 0,35-0,42 | 0,6-0,9 | 0,17-0,37 | 0,6-0,9 | 0,4-0,8 | 35 | -40 |
| | 40XTHP | 0,35-0,45 | 0,8-1,1 | 0,17-0,37 | 0,8-1,1 | 0,5-0,8 | 40 | -20 |
| | 40XHM | 0,37-0,44 | — | 0,17-0,37 | 0,6-0,9 | 1,2-1,6 | 40 | -80 |
| | 42XHMΦ | 0,40-0,45 | 0,5-0,8 | 0,17-0,37 | 0,8-1,1 | — | 40 | -60 |
| V | 30XH3 | 0,27-0,34 | — | — | 0,6-1,9 | 2,75-3,15 | 50 | -100 |
| | 30XH2BΦ | 0,27-0,34 | — | — | 0,6-0,9 | 2,0-2,4 | 100 | -80 |
| | 38XH3MΦ | 0,30-0,42 | — | — | 1,2-1,5 | 3,0-3,4 | 100 | -100 |

Observaciones: 1. Cuando el contenido de manganeso y de silicio es el ordinario (0,4-0,8% de Mn y 0,15-0,40% de Si) su existencia no se indica.
 2. El contenido permitido de impurezas casuales (y entre ellas de las que en otros aceros se utilizan como elementos de aleación) no se indica aquí.
 3. La mayoría de los aceros se fabrican con contenido de azufre y fósforo ordinario ($\sim 0,035\%$) o bajo ($\leq 0,030$ ó $0,025\%$); en este último caso figura la letra A al final de la marca.
 4. El diámetro crítico se indica para la templabilidad total, 95% de martensita, cuando el contenido de carbono y de elementos de aleaciones es el inferior y el enfriamiento se hace en aceite (para los aceros del I grupo, en agua).
 5. Umbral de fragilidad en frío es la temperatura a la cual hay un 50% de fibra en la fractura del acero en estado mejorable (siendo $\sigma_B = 100 \text{ kgf/mm}^2$); se determina por medio de ensayos de resistencia al choque con probetas entalladas ($r = 1 \text{ mm}$) de $10 \times 10 \text{ mm}$ de sección (templadas a corazón en todos los casos). El contenido de impurezas es el normal. El tamaño del grano de la austenita es del N° 10.
 6. Debido a que la cantidad de datos reales es insuficiente, algunos de los valores que se dan para el diámetro crítico y el umbral de fragilidad en frío son aproximados.
 7. Las normas GOST 4543-71 no prevén los aceros 40XHP, 40XTHP y 42XHMΦA.

la influencia del conjunto de la aleación (Cr + Ni + Mo) y porque su contenido de níquel es mayor en comparación con el de los otros aceros del mismo grupo.

Para secciones $> 70 \text{ mm}$, si es necesario conseguir el mejoramiento en toda la sección, deben utilizarse aceros con el 2-3% de Ni. Las marcas de acero de este tipo que más se usan son las incluidas en el V grupo. El empleo de aceros al cromo-níquel puros, que antes era bastante corriente, como, por ejemplo, el 30XH3, no es conveniente. Estos aceros son muy propensos a la fragilidad de revenido de II tipo. Por esto, para las piezas de grandes dimensiones que sufren cargas dinámicas, conviene utilizar aceros Cr-Ni-Mo o Cr-Ni-Mo-V. Como es natural, el alto contenido de níquel que tienen estos aceros hace descender el umbral de fragilidad en frío hasta temperaturas más bajas que en otros aceros.

El nivel de las propiedades mecánicas varía dentro de amplios límites, en dependencia del régimen del tratamiento térmico, especialmente de la temperatura de revenido. Casi para cada marca de acero dada en la tabla 3, se pueden obtener, variando la temperatura de revenido, las propiedades indicadas en la tabla 1 (a condición de que el temple sea a corazón).

La mezcla de estructuras martensíticas, bainíticas y perlíticas que realmente se obtiene en los aceros en virtud de su diversa templabilidad a lo largo de la sección, puede dar un cuadro bastante abigarrado de propiedades. Pero, a pesar de todo, para cada punto de la sección, las propiedades mecánicas (después del revenido) no pueden ser muy superiores o inferiores a las indicadas en la tabla 1 y muy distintas de las mencionadas en la tabla 6.

Si hay que obtener una alta resistencia y gran plasticidad y tenacidad en piezas de grandes dimensiones, se necesita ya un acero aleado que se temple muy profundamente, como, por ejemplo, el acero 40X o 40XHM.

El carácter de la variación de las propiedades mecánicas en dependencia de la temperatura de revenido es el mismo en los tres aceros; y, a igualdad de nivel de resistencia, las demás propiedades se aproximan mucho en todos estos aceros. Sin embargo, a consecuencia de su distinta templabilidad, la marcha de las curvas propiedades—tamaño de las piezas brutas tratadas térmicamente, es distinta. Las altas propiedades mecánicas se obtienen en el acero 40X cuando se someten a tratamiento térmico secciones de hasta 20-25 mm de diámetro, y en el acero 40XHM, hasta 50-60 mm (en ambos casos con temple en aceite), es decir, en secciones mucho mayores que en el acero 40.

La intensidad del descenso de las propiedades al aumentar el diámetro de la pieza bruta tratada térmicamente, es tanto menor, cuanto más aleado está el acero.

Los criterios para elegir la marca del acero pueden enunciarse así: a) la marca del acero (grado de aleación) se determina por las dimensiones de la pieza bruta que se ha de tratar térmicamente; b) el nivel de resistencia determina la temperatura de revenido; c) la existencia de concentradores de tensiones y de cargas dinámicas determina la necesidad de la aleación con elementos que bajen la temperatura de transición al estado de fragilidad (níquel) o de emplear un acero de pureza elevada o grande.

Los aceros de construcción aleados, de contenido medio de carbono, tienen después del recocido aproximadamente la misma estructura, formada por ferrita y perlita ¹⁾. En el acero tratado térmica-

¹⁾ La cantidad de perlita es tanto mayor, cuanto mayor es la de carbono y elementos de aleación, ya que la mayoría de estos elementos desplazan el punto S hacia la izquierda, véase la fig. 13.

mente, la estructura consiste en productos de descomposición de la martensita. El efecto de mejorado, es decir, la elevación de las propiedades mecánicas del acero después del tratamiento térmico doble, se observa solamente si el revenido se hace hasta temperaturas con

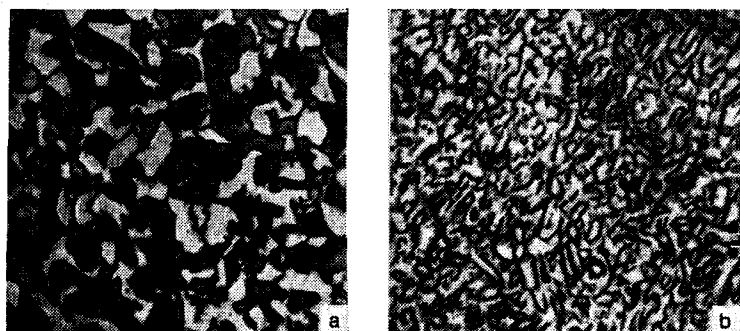


Fig. 24. Estructura del acero 30X1CA. $\times 500$: a, recocido; b, mejorado

las cuales se conserva la orientación de la martensita. Las estructuras típicas del acero de construcción mejorable se muestran en las figs. 24, a y b.

5. ACEROS DE GRAN RESISTENCIA

En los dos párrafos precedentes se estudiaron los aceros de construcción que pueden tratarse térmicamente para obtener resistencias (σ_B) de hasta 120–140 kgf/mm² y la estructura de martensita revenida (acero de bajo contenido de carbono) o de sorbita (acero de contenido medio de carbono).

Con esta estructura y resistencia, el acero posee gran plasticidad y tenacidad y puede utilizarse para fabricar piezas de forma compleja que han de estar sometidas a cargas dinámicas y de fatiga.

Pero la técnica más moderna empezó a imponer condiciones de resistencia más elevadas; para una serie de fines se requieren materiales cuya resistencia sea de 180–200 kgf/mm² o mayor, permitiendo las condiciones de funcionamiento y la configuración de las piezas (por ejemplo, las planchas) que sean menores la plasticidad y tenacidad que las del acero mejorable ordinario. La alta resistencia se consigue eligiendo el acero y con un tratamiento específico. Los aceros que se tratan para obtener una alta resistencia ($\sigma_B > 150$ kgf/mm²) se llaman *aceros de gran resistencia*.

Cuando se emplea el tratamiento térmico ordinario (temple + revenido), la resistencia viene determinada por el contenido de carbono y la temperatura de revenido. La resistencia disminuye a medida que se eleva la temperatura de revenido. En la fig. 19 puede verse que si el revenido se hace a 200 °C, se obtiene una resistencia

del orden de 170 kgf/mm², en este caso la plasticidad (ψ) no es elevada (cerca del 40%) y la resiliencia también ($a_1 \approx 3-5$ kgf·m/cm²), es decir, los aceros de contenido medio de carbono ordinarios (0,3–0,4% de C) sometidos a temple y revenido a baja temperatura tienen una resistencia que se halla entre los límites de 170–200 kgf/mm². Es posible un aumento mayor de la resistencia acrecentando el contenido de carbono, pero ello tiene su límite (0,4%), si este contenido es mayor, el valor de σ_B se hace inestable (fig. 25). Esto se explica porque el simple aumento del carbono lleva a la elevación del umbral de fragilidad en frío y cuando $\sigma_B > 200$ la rotura se hace casi totalmente por fragilidad.

Por esta razón estos aceros de gran resistencia, es decir, los aceros ordinarios con el 0,3–0,4% de C, templados y revenidos a bajas temperaturas se emplean relativamente poco. Su utilización es posible cuando las condiciones en que debe funcionar la pieza excluyen las cargas dinámicas y su configuración carece de concentradores bruscos.

En la práctica los aceros ordinarios no suelen tratarse por los métodos corrientes (es decir, variando la temperatura de revenido), para obtener resistencias mayores de 150 kgf/mm² ¹⁾.

Y, no obstante, la técnica moderna necesita materiales (aceros) con $\sigma_B > 150$ kgf/mm², y en la actualidad se conocen procedimientos para conseguir una tenacidad relativamente satisfactoria siendo los valores de la resistencia (σ_B) superiores a 150 kgf/mm².

Los medios generales para obtener una alta resistencia (o, más exactamente, una tenacidad satisfactoria con una alta resistencia) se indicaron ya en el p. 1 de este capítulo. Ahora vamos a estudiar concretamente los procedimientos que se utilizan para el endurecimiento.

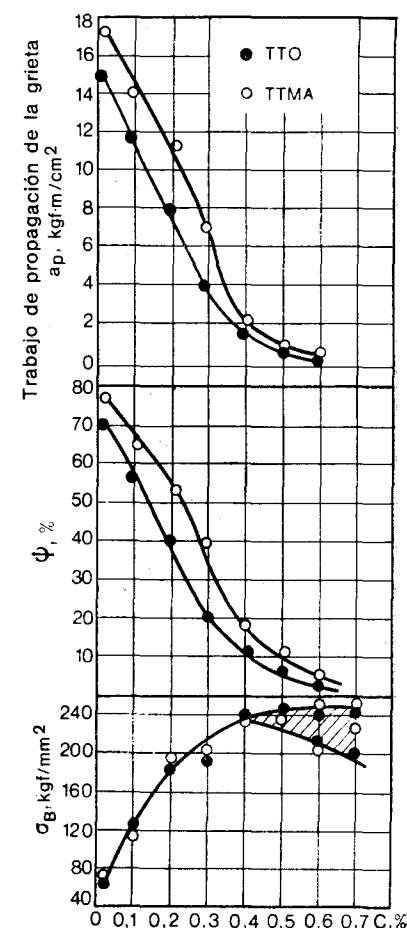


Fig. 25. Influencia de carbono en la resistencia (σ_B), en la plasticidad (ψ) y en el trabajo de propagación de la grieta: los puntos negros representan el tratamiento térmico ordinario; los blancos, el TTMA. Acero tipo X5M2CΦ (autor)

¹⁾ La cifra 150 kgf/mm² es, naturalmente, aproximada y está redondeada.

Los elementos de aleación, sobre todo los que forman carburos, retrasan los procesos de «ablandamiento» durante el revenido. Si el acero de construcción con contenido de carbono ordinario (cerca del 0,3%) contiene además una cantidad elevada de elementos formadores de carburos (cromo, molibdeno, wolframio, vanadio), su dureza no disminuye hasta altas temperaturas de revenido (500—550 °C, fig. 26). Si, en vez del revenido a 200 °C para obtener la resistencia máxima, se emplea el revenido a 500 °C, se eliminarán en mayor medida las tensiones de temple y podrá esperarse una tenacidad mayor.

Podemos referirnos a un acero de esta composición: 0,3% de C; 5% de Cr; 1% de Mo; 1% de Si y 0,5% de V (marca 30X5MCΦA). Después del temple desde 1000 °C y del revenido a 500 °C este acero adquiere las propiedades mecánicas siguientes: $\sigma_B = 180 \text{ kgf/mm}^2$, $\sigma_{0,2} = 160 \text{ kgf/mm}^2$, $\psi = 45\%$, $a = 5 \text{ kgf}\cdot\text{m/cm}^2$, $B = 40\%$ (estas cifras se refieren al metal fundido en vacío).

El descenso del umbral de fragilidad en frío y el aumento del contenido de fibra (%) en la fractura conduce a la elevación de las propiedades mecánicas. La solución más fácil del problema es introducir en el acero níquel, elemento que hace bajar la temperatura de transición al estado de fragilidad en frío y que por esto hace que aumente la parte fibrosa que hay en la fractura del acero de alta resistencia. En ligazón con esto mejoran las propiedades de tenacidad, pero en los aceros ordinarios no puede aumentarse el contenido de níquel hasta más del 4%, ya que aparece austenita residual (cuya resistencia es más baja y los productos de su descomposición son menos tenaces), descendiendo el punto A_{c1} y no puede efectuarse el revenido a alta

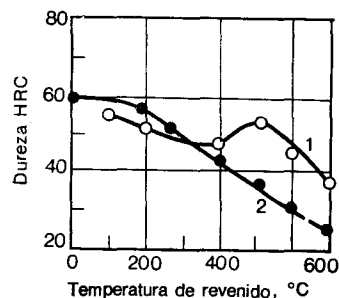


Fig. 26. La dureza en dependencia de la temperatura de revenido: 1, 30X5M2CΦ; 2, 40XHМ

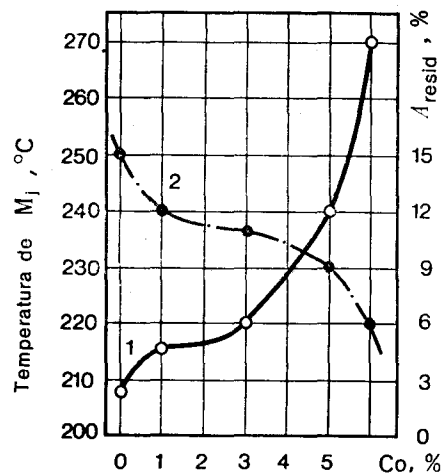


Fig. 27. Influencia del cobalto sobre el punto martensítico (1) y sobre la cantidad de austenita residual (2) en el acero que contiene el 0,3% de C y el 9% de Ni (autor)

temperatura. La solución del problema de utilizar el acero de alto contenido de níquel consistió en alearlo al mismo tiempo con níquel y cobalto. El cobalto eleva el punto martensítico (fig. 27)

y, por esto, disminuye la cantidad de austenita residual. Al mismo tiempo, el cobalto eleva el punto A_{c1} y permite realizar la operación de revenido a alta temperatura.

Como ejemplo citaremos el acero cuyo contenido es: 0,3% de C, 9% de Ni, 4% de Co, que después del tratamiento térmico ordinario (temple + revenido a 200 °C) y siendo su resistencia (σ_B) igual a 160 kgf/mm², posee un elevado conjunto de propiedades plásticas y de tenacidad: $\psi = 60\%$, $T_{50} = -110$ °C, $a_p^{20} = 2,5 \text{ kgf}\cdot\text{m/cm}^2$, que equivalen a las del acero 18X2H4BA, pero la resistencia de éste es $\sigma_B = 130 \text{ kgf/mm}^2$.

El mismo efecto de elevación de la tenacidad, es decir, del descenso del umbral de fragilidad en frío, no sólo se consigue con la aleación de níquel, sino también aprovechando el grano fino (№ 8—10) y ultrafino (№ 11—13). El afinamiento del grano, como ya se dijo, hace que descienda el umbral de fragilidad en frío y, por lo tanto, que aumente la parte de fibra que hay en la fractura del acero. El grano puede afinarse empleando grandes velocidades de calentamiento o un tratamiento termomecánico a alta temperatura, fijando con el temple el estado final de la etapa de recrystalización del tratamiento o primaria (antes del comienzo de la recrystalización colectiva).

En la fig. 25 se dieron los datos concernientes a la influencia del carbono en las propiedades del acero de tipo X5MCΦA sometido a los regímenes del tratamiento térmico ordinario (TTO) y del tratamiento termomecánico a alta temperatura (TTMA). En el primer caso se obtuvo grano N° 4—5, y en el segundo, N° 8. Se ve que el TTMA no produjo elevación de la resistencia a la rotura por tracción, pero aumentó notablemente la plasticidad y la resistencia a la rotura frágil (T_{50}).

Utilizando el TTMA aplicado al acero puro al vacío (por ejemplo, al de marca 30X5M2CΦA) y siendo la resistencia $\sigma_B = 220 \text{ kgf/mm}^2$, se puede obtener aproximadamente el conjunto de propiedades siguientes: $\sigma_{0,2} = 180 \text{ kgf/mm}^2$, $\psi = 40\%$, $a = 5 \text{ kgf}\cdot\text{m/cm}^2$, $B = 50\%$, $a_p^{20} = 3 \text{ kgf}\cdot\text{m/cm}^2$.

El TTMA para obtener altas propiedades se ha estudiado con bastante detalle, aunque debido a las dificultades tecnológicas no ha conseguido la amplia utilización que merece.

Los otros procedimientos de afinamiento del grano (introducción de nitruros, calentamientos rápidos, etc.) están en estado de implantación.

Existe también un procedimiento para elevar la resistencia de los aceros con estructura martensítica de contenido medio de carbono, que consiste en una pequeña deformación plástica del acero ya tratado térmicamente. En este caso, por regla general, la resistencia (σ_B) no varía, pero el límite de fluencia aumenta, alcanzando prácticamente el valor de la resistencia a la rotura (aplicando el TTO el límite de fluencia es considerablemente menor que la resistencia a la rotura: generalmente tiene más importancia elevar el límite de fluencia que la resistencia a la rotura, ya que aquél es de ordinario la característica de cálculo).

En los casos que hemos estudiado antes, el endurecimiento (alta densidad de dislocaciones) se lograba con la transformación martensítica. La martensita en los aceros que contienen carbono posee estructura de bloques pequeños y grandes tensiones de II género. La

disminución del contenido de carbono hace que disminuya la anchura de las rayas del roentgenograma de la martensita (es decir, hace que disminuya la densidad de las dislocaciones en la martensita) y cuando el contenido de carbono es muy pequeño (por ejemplo, 0,03% C) la resistencia de la martensita (ferrita acicular) no excede de 100—120 kgf/mm². Sin embargo, si esta ferrita (martensita) contiene en la solución elementos que forman fases intermetálicas, es posible un proceso secundario de endurecimiento por dispersión, debido a la segregación (separación) de las fases intermetálicas.

Últimamente se han elaborado aceros de endurecimiento intermetálico (llamados *aceros martensíticos para envejecer* o *Mareaging* en EEUU.), en los cuales, al templearlos se obtiene prácticamente martensita sin carbono, y después, al hacer el revenido (a 500 °C aproximadamente), se produce la segregación de las fases intermetálicas. En este caso $\sigma_B = 180$ kgf/mm², $\sigma_{0.2} = 150$ kgf/mm², $\delta = 12\%$, $\psi = 40\%$, $a_e = 6-10$ kgf·m/cm².

Estos aceros martensíticos para envejecer contienen un 18% de Ni y están aleados adicionalmente con titanio, aluminio y frecuentemente con cobalto y molibdeno. Existen variantes de composición menor (hasta un 8—10%) y mayor (hasta un 25%) de contenido de níquel.

La presencia del níquel y del titanio es necesaria para la formación de las fases intermetálicas que provocan el envejecimiento, del tipo NiTi o Ni₃Ti (el titanio puede ser sustituido parcialmente por aluminio). El contenido de carbono debe ser mínimo (<0,03%), porque de lo contrario pueden no formarse estas fases, sino carburos, lo que empeora el efecto de endurecimiento por dispersión.

En virtud del alto contenido de elementos de aleación y del bajo contenido de carbono, el enfriamiento de temple puede hacerse a cualquier velocidad, sin temer a que se formen productos no martensíticos en la transformación de la austenita. En el acero de la composición más difundida del tipo "martensita envejecible", con <0,03% de C, 18% de Ni, 10% de Co, 5% de Mo, 0,5% de Ti y 0,1% de Al, la transformación martensítica empieza a 150—200 °C y termina prácticamente por completo (<10% de austenita residual) a la temperatura ambiente. Cuando el contenido de níquel es de más del 18%, la transformación martensítica termina en la región de las temperaturas bajo cero; para estos aceros se requiere el tratamiento a temperaturas bajo cero, pero, en cambio, se obtienen propiedades más elevadas (véase más adelante).

La martensita que se obtiene en el "temple" posee poca resistencia y una gran plasticidad. En este estado de "temple" puede someterse el acero a deformación, arranque de viruta y otras operaciones tecnológicas.

Las propiedades de resistencia definitivas se consiguen en el siguiente revenido (envejecimiento) a 480—500 °C.

Las propiedades mecánicas aproximadas del acero con el 18% de Ni son: $\sigma_B = 180$ kgf/mm², $\delta = 15\%$, $\psi = 65\%$, y las del acero con el 25% de Ni: $\sigma_B = 220$ kgf/mm², $\delta = 12\%$, $\psi = 55\%$.

Con este contenido tan alto de níquel, la rotura es dúctil a todos los niveles de resistencia y temperatura, aunque el valor de a_p disminuye al aumentar la resistencia y cuando $\sigma_B = 240$ kgf/mm² se hace igual solamente a 1 kgf·m/cm².

La composición de algunos aceros martensíticos para envejecer se da en la tabla 7.

TABLA 7. Composición y propiedades mecánicas de los aceros martensíticos para envejecer

| Marca | Contenido de los elementos fundamentales, % | | | | Propiedades mecánicas principales | | | |
|-----------|---|----|----|-----|-----------------------------------|------------|-------------------------------|-------|
| | Ni | Co | Mo | Ti | σ_B , kgf/mm ² | ψ , % | a_e , kgf·m/cm ² | a_p |
| H18K8M3 | 18 | 8 | 3 | 0,2 | 140 | 65 | 8 | 3,6 |
| H18K8M5T | 18 | 8 | 5 | 0,5 | 180 | 60 | 5 | 2 |
| H18K12M5T | 18 | 12 | 5 | 1,5 | 240 | 30 | 2 | 0,5 |

Observación: Estos aceros contienen el 0,03% de C; 0,05—0,15% de Al, 0,01 de S; 0,01 de P.

Hace relativamente poco se ha elaborado otra nueva clase de aceros de alta resistencia y elevada plasticidad llamados «aceros trip»¹⁾. La combinación de la alta resistencia y de la plasticidad se consigue eligiendo una composición determinada del acero, el régimen de tratamiento térmico y la temperatura de deformación.

La composición del acero debe ser tal, que con el temple (desde 1000—1100 °C) se fije a la temperatura ambiente la estructura austenítica pura (el punto M_1 debe encontrarse por debajo de la temperatura ambiente y el punto M_D , por encima de ella). La deformación a la temperatura ambiente hace que se forme la martensita. De este modo el estado austenítico inicial, relativamente poco resistente, durante el proceso del ensayo (o de la explotación), y como resultado de la deformación plástica, se transforma en martensítico de gran resistencia.

La composición típica del acero «trip» es: 0,3% de C, 9% de Cr, 8% de Ni, 4% de Mo, 2% de Mn, 2% de Si ó 0,25% de C, 25% de Ni, 4% de Mo, 1,5% de Mn. Existen otras composiciones de acero «trip».

Una propiedad muy importante de estos aceros es su alta resistencia a la propagación de la grieta. Así, por ejemplo, la ductilidad de la rotura en el acero al cromo-níquel-molibdeno ordinario, siendo $\sigma_{0.2} = 150$ kgf/mm², es de cerca de 175 kgf/mm^{3/2}, en el acero martensítico para envejecer, si la resistencia es la misma, de cerca de

¹⁾ Abreviatura de "Transformation Induced Plasticity". También suelen llamarse aceros PIT, es decir, "de plasticidad inducida por transformación".

²⁾ M_D es la temperatura por encima de la cual la deformación no provoca la transformación martensítica.

300 kgf/mm^{3/2}, y en el acero «trip», de más de 500 kgf/mm^{3/2} (fig. 28.)

Actualmente los aceros «trip» son, por lo visto, el material que tiene la combinación más elevada de resistencia y tenacidad, es decir, el material de construcción más seguro.

El estudio de las propiedades mecánicas de los aceros ha demostrado que sus propiedades plásticas y tenaces, y de aquí la posibilidad de endurecerlos, depende de la pureza del acero, del contenido de impurezas de inserción (nitrógeno, oxígeno, hidrógeno) y de inclusiones no metálicas. Las impurezas de inclusión, es decir, los elementos que forman con el hierro soluciones sólidas de inserción, creando deformaciones locales, dificultan el movimiento de las dislocaciones. En este caso será difícil la deformación plástica y en los puntos de concentración de dislocaciones inmóviles será más fácil que se originen microfisuras.

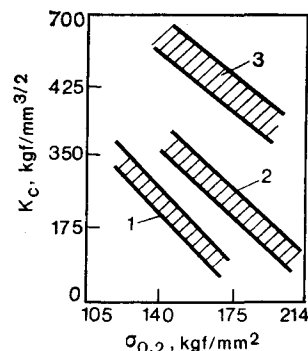


Fig. 28. Ductilidad de la rotura de los aceros de alta resistencia:
1, acero 30XH3M; 2, acero martensítico para envejecer; 3, acero «trip»

Las inclusiones no metálicas (nitruros, óxidos, sulfuros) se sitúan a lo largo de la dirección de laminado y crean focos de concentración de tensiones, lo que influye con especial intensidad en las llamadas propiedades transversales, es decir, en las propiedades de las muestras cortadas transversalmente al laminado. Por esto uno de los procedimientos más importantes para elevar la resistencia (más exactamente, la plasticidad y tenacidad) es utilizar aleaciones de gran pureza.

Los éxitos alcanzados por la técnica metalúrgica durante los últimos años permiten obtener metal más puro y, por consiguiente, más seguro en la explotación.

El tratamiento del metal de los hornos Martín por medio de las llamadas escorias sintéticas (preparadas en un horno aparte), no sólo permite disminuir la cantidad de oxígeno, sino también de azufre, y con esto el número de inclusiones no metálicas de óxidos y sulfuros, lo cual eleva mucho la tenacidad de las probetas transversales.

La disminución del contenido de gases se consigue utilizando la fusión en vacío.

He aquí algunos ejemplos. Comparando el acero tipo 40XГЧМФ de dos coladas de composición muy próxima, pero fundidas por procedimientos distintos, el acero de fusión abierta contenía, en at. ppm, 250 de O y 50 de H, y el acero fundido en vacío, 75 de O y 20 de H. Entre las σ_B y las $\sigma_{0.2}$ de ambas fusiones no existía gran diferencia, pero por los índices ψ y σ_{-1} diferían bastante (tabla 8).

Aunque en algunos experimentos de laboratorio se ha conseguido una resistencia del acero $\sigma_B = 300$ kgf/mm², el nivel de resistencia alcanzado constituye solamente la cuarta parte del teórico. La posibilidad de crear materiales de alta resistencia (o, más exactamente, material + proceso tecnológico de

TABLA 8. Comparación de las propiedades del acero 40XCHMΦГ de fundición abierta y de fundición en vacío

| σ_B , kgf/mm ² | ψ , % | σ_{-1} , kgf/mm ² | σ_B , kgf/mm ² | ψ , % | σ_{-1} , kgf/mm ² |
|----------------------------------|------------|-------------------------------------|----------------------------------|------------|-------------------------------------|
| 100 | 30/55 | 55/55 | 180 | 20/30 | 75/88 |
| 140 | 25/40 | 76/77 | 200 | 15/25 | 62/90 |

Observación: el numerador se refiere a la fusión abierta, el denominador, a la fundición en vacío.

endurecimiento) es aún muy amplia. Según ciertas predicciones, la industria dispondrá en el futuro de aleaciones a base de hierro con $\sigma_{0.2} = 280$ kgf/mm² y $\sigma_B = 320$ kgf/mm².

6. SOLDABILIDAD DEL ACERO

En la actualidad se emplea mucho la soldadura en la construcción de viviendas, fábricas, puentes, gasoductos, oleoductos y en muchas otras ramas de la técnica. Las piezas de acero, a excepción de las que se mueven en las máquinas, se sueldan por lo general. Por esto la soldabilidad del acero es una de sus principales propiedades. Con anterioridad hemos estudiado los aceros de construcción (para cementar y mejorar) y de gran resistencia. Las piezas que se hacen de estos aceros no suelen ser soldadas. Pero los aceros para estructuras casi siempre se sueldan.

En la soldadura debe obtenerse una unión estanca y de igual resistencia que el resto de la pieza. El tipo principal de soldadura es el de fusión, con el cual se deposita un cordón de metal fundido, y, por la acción de su temperatura se calienta la zona próxima a la costura. En la junta soldada hay que distinguir tres zonas (fig. 29): I, la costura (de estructura fundida); II, la zona próxima a la costura, que durante el proceso de la soldadura se calienta por encima de los puntos críticos, y III, la zona próxima a la costura, que durante el proceso de la soldadura se calienta por debajo de los puntos críticos.

Para la integridad y, por consiguiente, para la resistencia de la junta soldada son peligrosas en primer lugar las grietas que pueden formarse a causa del gradiente de temperaturas y las tensiones internas que aparecen como resultado de esto.

Las grietas de soldadura se dividen en dos categorías: calientes y frías. Las primeras surgen principalmente en la misma costura en el instante de su cristalización, cuando se encuentra en estado semiduro (cristales + líquido) y aún tiene poca resistencia. Cuanto más tiempo se encuentre el metal en este estado (cristales + líquido), tanto mayor es el peligro de que se formen grietas calientes, a igualdad de las demás condiciones. Los elementos que ensanchan el intervalo entre las líneas de líquido y de sólido elevan la sensibilidad a las grietas calientes.

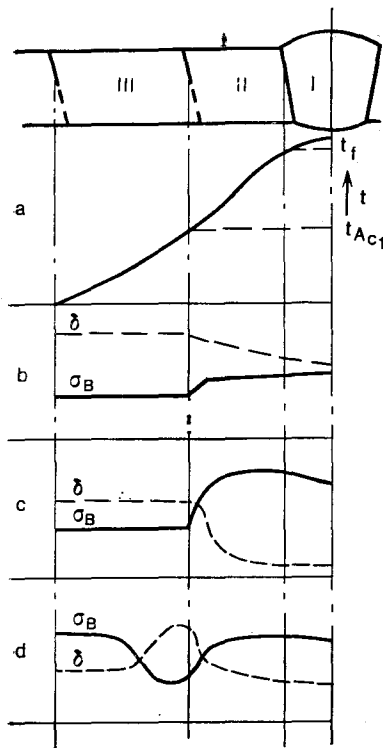
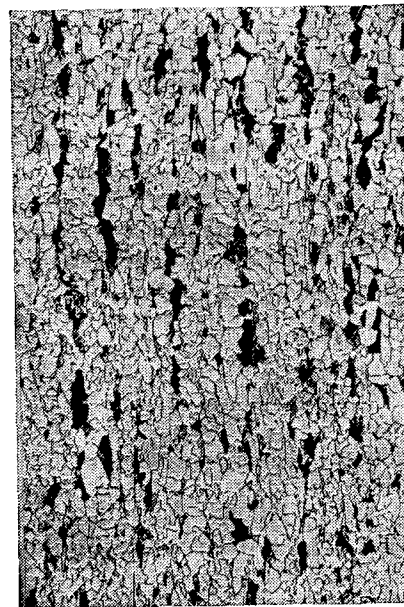
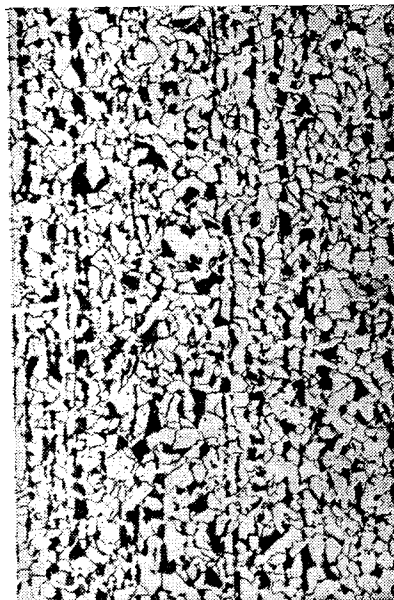
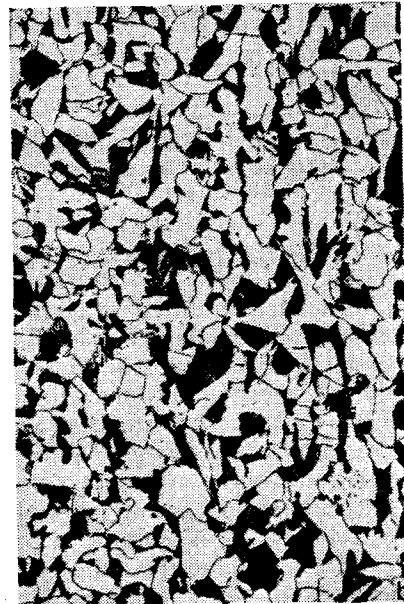


Fig. 29. Distribución de la temperatura y de las propiedades mecánicas en la zona de la junta soldada:
a, distribución de la temperatura; b-d, características mecánicas (b, acero no aleado de bajo contenido de carbono; c, acero aleado; d, acero endurecido por tratamiento térmico) y la estructura de aceros de aleación baja en estado laminado en caliente b, estado normalizado c, después del laminado dirigido d



El carbono ejerce influencia desfavorable, ya que ensancha el intervalo de cristalización y, por lo tanto, facilita la formación de grietas calientes.

Las grietas frías aparecen como resultado de la transformación martensítica. Por esto los elementos de aleación que favorecen el subenfriamiento de la austenita hasta la temperatura de la transformación martensítica en las zonas calentadas por encima del punto crítico, facilitan la formación de grietas frías. El carbono aumenta el efecto de volumen de la transformación martensítica y, por esto, intensifica la tendencia del acero a formar grietas frías.

Basándose en lo dicho, el contenido de carbono se limita generalmente a un valor determinado del orden de 0,22—0,25 % como máximo. Cuanto más intensa es la soldadura, más bruscamente varía la temperatura, tanto mayores por su signo son las tensiones que aparecen y tanto menor es el contenido de carbono que puede tolerarse que tenga el acero.

La diferencia entre la costura soldada y el metal básico no sólo consiste en que la estructura de aquella es fundida y la de éste deformada, sino también en la propia composición del metal. Utilizando diversos revestimientos de los electrodos y alambres para electrodos de diferente composición, se puede, con aleaciones adecuadas, suavizar o eliminar un factor desfavorable para la resistencia como es la estructura fundida de la costura.

Una vez que existen procedimientos reales para conseguirlo, puede crearse una costura con misma resistencia que el metal básico. En la zona próxima a la costura, la situación es distinta en principio. La composición de esta zona no varía durante la soldadura, pero sí cambia, y no en el mejor sentido, su estructura. La reacción del metal básico al ciclo térmico de soldadura es la que caracteriza en primer lugar la soldabilidad del metal.

Cuando el metal en estado inicial está recocido, el calentamiento por debajo de A_{c1} no provoca variaciones sensibles de sus propiedades, es decir, en la zona III (fig. 29) no se producen cambios. En la zona II el calentamiento será superior a los puntos críticos y pueden ocurrir dos casos extremos:

1. Si el acero es pobre en carbono y no aleado, la zona de influencia térmica es ancha (la energía de soldadura es grande) y el enfriamiento después de la soldadura, lento. En este caso en la zona II se restablece la estructura perlito-ferrítica inicial con cierto crecimiento del grano, lo cual hace bajar un poco la plasticidad del metal (fig. 29, b).

2. Si el acero es aleado (la austenita tiende al subenfriamiento). En esta zona se eleva la resistencia del metal, pero su plasticidad disminuye bruscamente, a veces hasta cero (fig. 29, c).

El segundo caso es, naturalmente, extremo y debe evitarse, pero cuando se sueldan aceros de baja aleación, en la zona II se observa endurecimiento y un descenso de la plasticidad bastante sensible.

Si el acero se suelda en estado inicial de endurecimiento térmico, las variaciones de estructura afectan también a la zona III

(fig. 29, d). En ella el metal se revendrá casi hasta el estado recocido, observándose una franja en que el revenido es total. La profundidad del ablandamiento viene determinada por la composición del acero (por su tendencia a ablandarse con el revenido), y su anchura, por el régimen de soldadura.

Eligiendo convenientemente la composición del acero (aleado con elementos que retardan el ablandamiento, como el silicio, molibdeno, vanadio y otros) y el régimen de soldadura, puede disminuirse la profundidad y la anchura de la zona de ablandamiento, pero su formación es inevitable, y esto debe ser tenido en cuenta al valorar la resistencia y las juntas soldadas.

En la práctica, cuando se sueldan aceros al carbono simples, independientemente de la resistencia inicial, en la zona de ablandamiento máximo descende la resistencia a la rotura hasta 50—60 kgf/mm², y en los aceros especialmente aleados con los elementos antes indicados, la resistencia a la rotura en la zona de ablandamiento máximo se conserva al nivel de 80—90 kgf/mm². Estas cifras representan los valores máximos de la resistencia para los aceros que se desea soldar.

7. ACEROS PARA ESTRUCTURAS

Estos aceros se dedican a la construcción de puentes, gasoductos, oleoductos, armaduras, calderas, etc. Por lo general, todos los aceros para estructuras son soldables y la soldabilidad es una de sus principales propiedades. Por esto, de acuerdo con lo dicho en el párrafo anterior, el acero para estructuras es de bajo contenido de carbono, $C < 0,22-0,25\%$. El aumento de su resistencia se consigue aleándolo con elementos baratos, como el manganeso y el silicio. En este caso, y siendo bajo el contenido de carbono, el límite de fluencia aumenta hasta 40—45 kgf/mm² (y la resistencia a la rotura hasta 50—60 kgf/mm²), y si se somete a tratamiento térmico, aún más.

Los aceros al carbono simples para estructuras son: Cr 1, Cr 2 y Cr 3, que se suministran de acuerdo con las normas GOST 380-71. El que más se emplea es el Cr 3, que para las estructuras soldadas debe suministrarse de acuerdo con las condiciones del grupo V ($C < 0,22\%$; $\sigma_{fl} = 24$ kgf/mm²), y para las estructuras no soldadas, de acuerdo con las del grupo A (sólo se garantiza σ_{fl} , que no debe ser inferior a 24 kgf/mm²). De los aceros obtenidos por los tres procedimientos de desoxidación (calmado, semicalmado y efervescente), el más seguro es el calmado, que tiene el umbral de fragilidad en frío más bajo:

| Acero | Temperatura de semifragilidad T ₅₀ , °C |
|--------------|--|
| Calmado | 0 |
| Semicalmado | 10 |
| Efervescente | 20 |

Esto se refiere al acero laminado en caliente. El normalizado no se refleja en las propiedades de resistencia¹⁾, pero debido a la recristalización, la estructura ferrito-perlítica se afina y el umbral de fragilidad en frío, descende.

¹⁾ Porque las condiciones de enfriamiento del normalizado son aproximadamente las mismas que se dan después de terminar el laminado.

En mayor grado todavía mejoran las propiedades practicando el mejorado térmico (temple + revenido a 600—650 °C), en este caso no sólo se eleva algo el límite de fluencia ($\sigma_{fl} > 28-30$ kgf/mm²), sino que también descende considerablemente el umbral de fragilidad en frío:

| Acero Cr 3 en | Temperatura de semifragilidad T ₅₀ , °C |
|----------------------|--|
| Laminado en caliente | 0 |
| Normalizado | -20 |
| Mejorado | -40 |

Por lo tanto, para las estructuras no soldadas (o para las soldadas de poca responsabilidad) debe utilizarse el acero efervescente, y para las soldadas, el acero semicalmado y calmado. Para las estructuras de responsabilidad y para construcciones que han de soportar temperaturas bajas¹⁾, debe emplearse acero normalizado o mejorado térmicamente²⁾.

Como con el tratamiento térmico (temple + revenido a 600 °C) no es posible elevar mucho las propiedades de resistencia del acero Cr 3³⁾, en aquellos casos en que es necesario disponer de un límite de fluencia más alto, se utilizan los aceros aleados. Estos aceros suelen llamarse *de baja aleación* o *de alta resistencia para estructuras*. A diferencia de los aceros de construcción aleados, los aceros de alta resistencia para estructuras no son sometidos a tratamiento térmico por el consumidor, es decir, su estructura y características de servicio se configuran al fabricar el acero.

La composición de los aceros más utilizados de este tipo se da en la tabla 9.

TABLA 9. Composición y propiedades mecánicas de los aceros (de baja aleación) para estructuras

| Grupo del acero | Marca del acero | Composición química, % | | | | | Propiedades mecánicas | | | | |
|---------------------------------------|-----------------|------------------------|------|-----|--------|-------|----------------------------------|-------------------------------------|--------------|--|----------------------|
| | | C | Si | Mn | Nb, V | N | σ_B , kgf/mm ² | σ_{fl} , kgf/mm ² | δ , % | σ_{cIV} , -40 °C, kgf/cm ² | T ₅₀ , °C |
| Al carbono laminado en caliente | Cr3 | 0,2 | 0,2 | 0,5 | — | — | 45 | 25 | 30 | 1 | 0 |
| | Cr3nc | 0,2 | 0,1 | 0,5 | — | — | 45 | 25 | 30 | 0,5 | +10 |
| | Cr3KH | 0,2 | 0,05 | 0,5 | — | — | 45 | 25 | 30 | 0,5 | +40 |
| De baja aleación laminado en caliente | 17ГC | 0,2 | 0,5 | 1,2 | — | — | 55 | 35 | 25 | 0,5 | -10 |
| | 17ГC | 0,2 | 0,5 | 1,2 | — | — | 55 | 40 | 25 | 1,5 | -30 |
| | 16Г2АФ | 0,18 | 0,5 | 1,5 | 0,1V | 0,01 | 60 | 45 | 23 | 1,0 | -20 |
| endurecido térmicamente | 17ГC | 0,2 | 0,5 | 1,2 | — | — | 60 | 45 | 25 | 3 | -70 |
| | 17ГCБ | 0,18 | 0,5 | 1,2 | 0,04Nb | 0,01 | 60 | 45 | 25 | 2 | -40 |
| | 17ГCБ | 0,18 | 0,4 | 1,4 | 0,03V | 0,007 | 55 | 40 | 28 | 4 | -70 |
| sometido a la laminación | 08Г2СФБ | | | | | | | | | | |

¹⁾ "Fabricado para las regiones nórdicas", calculado para soportar temperaturas de (-40)—(-60) °C.

²⁾ Los datos que se dan aquí deben considerarse como típicos, ya que el umbral de fragilidad en frío depende del tamaño del grano, del grado de pureza y de otros factores.

³⁾ Cuando el revenido se hace a menos de 600—650 °C, la resistencia, como es natural, será más alta, pero este revenido a temperatura más baja no asegura gran plasticidad y este endurecimiento no se conserva en la estructura soldada.

Los aceros incluidos en la tabla difieren poco por su composición: todos ellos tienen bajo contenido de carbono ($<0,22\%$ de C) y en calidad de elemento de aleación principal, el manganeso ($1-1,5\%$), por esto sus propiedades son bastante próximas entre sí ($\sigma_B \approx 50 \text{ kgf/mm}^2$, $\sigma_{T1} \approx 35 \text{ kgf/mm}^2$, $C < 0,22\%$). La estructura de todos estos aceros es de perlita + ferrita.

Por su seguridad y posición del umbral de fragilidad en frío se aproximan al acero marca Cr 3 calmado. Los aceros con elevado contenido de silicio desmerecen en este sentido de los aceros no endurecidos con silicio.

El tratamiento térmico favorece el descenso del umbral de fragilidad en frío e influye en esta propiedad de los aceros de baja aleación del mismo modo aproximadamente que en las propiedades del acero al carbono Cr 3.

Además de los aceros enumerados en la tabla 9, se utilizan otros de baja aleación más resistentes, con $\sigma_{T1} > 45 \text{ kgf/mm}^2$.

El acero 18Г2АФ tiene estructura ferrito-perlítica, pero con grano muy fino, en virtud de la presencia de nitruros de vanadio¹⁾. La finura del grano asegura una elevación aproximada del límite de fluencia de 10 kgf/mm^2 .

El acero "fortivell" tiene la composición: $0,2\%$ de C; $0,5\%$ de Mo y $0,003\%$ de B. La aleación con molibdeno y boro, que retrasan la descomposición de la austenita, permite obtener estructura bainítica haciendo el enfriamiento al aire. Cuando el contenido de carbono es del $0,2\%$, la estructura bainítica tiene 45 kgf/mm^2 de límite de fluencia ($\sigma_{0,2}$) y buena plasticidad.

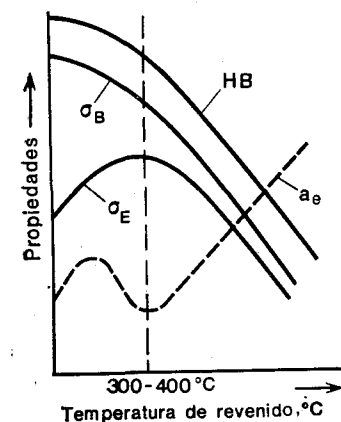


Fig. 30. Variación de las propiedades mecánicas en dependencia de la temperatura de revenido

Los aceros para estructuras se emplean principalmente en forma de chapas de diverso espesor y de laminados comerciales.

A la vez que el endurecimiento de los materiales para estructuras (aceros de baja aleación) por medio del temple y el revenido (chapas y piezas acabadas como, por ejemplo, tubos de gran diámetro para gasoductos), se ha difundido mucho el endurecimiento regulando el régimen térmico y mecánico de laminado, procedimiento que suele llamarse de "laminación controlada".

La esencia de este proceso consiste en lo siguiente: el acero de baja aleación, que contiene (composición óptima) una pequeña cantidad de nitruros de niobio y vanadio (composición típica: $0,1\%$ de C; $1,5\%$ de Mn; $0,05\%$ de V; $0,05\%$ de Nb y $0,01\%$ de N), se calienta por el laminado hasta altas temperaturas, en cuyo caso los nitruros de vanadio pasan a la solución sólida y los de niobio no se disuelven y aseguran la formación del grano fino.

El laminado termina a baja temperatura (inferior a los 800°C), lo que permite obtener grano fino. Después de la transformación de fase de tipo perlítico (cerca de la temperatura de 650°C), de la ferrita se separan los nitruros de vanadio y endurecen el acero.

De la laminación controlada es característica una anisotropía muy manifiesta de las propiedades. Las de plasticidad y tenacidad transversalmente al sentido de la laminación son aproximadamente dos veces inferiores a las mismas propiedades en el sentido longitudinal. En dirección transversal a la chapa la plasticidad es casi nula (por eso este metal se llama, en sentido figurado, mica metálica).

Por consiguiente, la composición del acero y la tecnología de la laminación controlada aseguran la obtención del grano fino y del endurecimiento por dis-

¹⁾ El acero 18Г2АФ tiene la misma composición que el 18ГС, pero además contiene un $0,1\%$ de V y un $0,02\%$ de N.

persión. El conjunto de propiedades resultante se aproxima al que se consigue con el mejorado térmico, pero con la laminación controlada se logra esto por medios más simples.

En todos los casos (excepto en el del mejoramiento térmico) la estructura del acero es ferrita + perlita, pero esta estructura, a pesar de todo, es esencialmente distinta (véase la fig. 30).

Después del temple la estructura ferrito-perlítica es bastante burda (fig. 30, a), el normalizado la afina mucho (fig. 30, b), y, además, como resultado de la laminación controlada adquiere textura.

La tabla 10 indica cómo esto se refleja en las propiedades mecánicas.

8. ACERO PARA ARMADURAS

Para armar las estructuras de hormigón se utilizan barras (lisas y de perfil periódico) y alambre.

En las estructuras de hormigón armado pretensado¹⁾, el metal experimenta tensiones considerables, por lo que en éstas se emplean varillas de acero o alambre de gran resistencia.

En las estructuras no pretensadas se utiliza acero de calidad ordinaria, ya que en este caso no sufre grandes tensiones (Cr3, Cr5), y en las pretensadas, aceros de contenido medio y alto de carbono laminados en caliente y endurecidos por tratamiento térmico.

El acero para armaduras se divide en clases atendiendo a su resistencia. En la tabla 11 se da esta clasificación, y en la tabla 12, la composición química de los aceros para armaduras más usados.

El acero para armaduras de las clases A-I, A-II y A-III se emplea en las estructuras no pretensadas, y el de clases más altas, en las pretensadas.

Las propiedades correspondientes a la clase A-IV pueden obtenerse en los aceros aleados 20ХТ2И ó 80С laminados en caliente o en el acero al carbono ordinario Cr 5 después del tratamiento térmico de endurecimiento (temple en agua y revenido a 400°C).

El acero 23ХТ2Т después del laminado en caliente y del revenido a baja temperatura (300°C), necesario principalmente para eliminar del metal el hidrógeno, adquiere las propiedades de la clase A-V. Las armaduras de las clases más elevadas (A-VI—A-VIII) sólo se fabrican aplicando el tratamiento térmico de endurecimiento.

Cuando el contenido de carbono es bajo (menos del $0,26\%$), el acero se suelda bien por contacto (en la soldadura por contacto se toleran contenidos de carbono más altos que en la soldadura por arco eléctrico), si es del $0,3-0,4\%$, se suelda mal, si es todavía mayor, no se suelda en absoluto a causa de la pérdida de plasticidad en la zona próxima a la costura. Por esto para el acero de clase A-IV se indican dos marcas, una soldable y otra no soldable.

Para las estructuras sometidas a bajas temperaturas es preferible utilizar aceros con menor contenido de carbono o aceros tratados térmicamente.

Las estructuras de hormigón se arman, además de con varillas, con alambre. El alambre²⁾ de acero con un $0,6-0,8\%$ de C posee alta resistencia σ_B (hasta 180 kgf/mm^2), debida a la acritud o al tratamiento térmico.

¹⁾ El hormigón está comprimido por las barras de acero introducidas en la estructura.

²⁾ En forma de alambre de $6-8 \text{ mm}$ de diámetro o cordones y cables de alambre de $1-2 \text{ mm}$ de diámetro.

TABLA 10. Propiedades mecánicas del acero de baja aleación
(17Г2АФБ)

| Estado | Nº del grano | σ_B , kgf/mm ² | ψ , % en la dirección | | | Temperatura de semifragilidad, °C |
|----------------------|--------------|-------------------------------------|----------------------------|----|----|---|
| | | | x | y | z | |
| Laminado en caliente | 7—8 | 70 | 40 | 30 | 20 | —10 |
| Normalizado | 10—11 | 75 | 50 | 40 | 30 | —40 |
| Laminado controlado | 12—13 | 80 | 40 | 20 | 2 | inferior a —40 |

TABLA 11. Clasificación de los aceros para armaduras (GOST 5781—75)

| Clase del acero | Propiedades (no menos) | | | Marca del acero | |
|--------------------|-------------------------------------|---|--------------|----------------------|----------------------------|
| | σ_B , kgf/mm ² | $\sigma_{f1(0,2)}$, kgf/mm ² | δ , % | laminado en caliente | endurecido térmicamente |
| A-I | 38 | 24 | 25 | Cr3 | — |
| A-II | 50 | 30 | 19 | Cr5; 18Г2С | — |
| A-III | 60 | 40 | 14 | 35ГC; 25ГC2 | — |
| A-IV | 90 | 60 | 6 | 20ХГ2Ц; 80C | Cr5 |
| A-V | 105 | 80 | 6 | 23ХГ2Т | Cr5; 35ГC |
| A-VI | 120 | 100 | 5 | — | Cr6; 35ГC |
| A-VII | 140 | 120 | 5 | — | 45C |
| A-VIII | 160 | 140 | 4 | — | 45ГC |

TABLA 12. Composición química de los aceros para armaduras, %
(GOST 5781—75)

| Acero | C | Mn | Si |
|----------|-----------|---------|---------|
| 25Г2С | 0,20—0,29 | 1,2—1,6 | 0,6—0,9 |
| 35ГC | 0,30—0,37 | 0,8—1,2 | 0,6—0,9 |
| 20ХГ2Ц * | 0,19—0,26 | 1,5—1,9 | 0,4—0,7 |
| 80C | 0,74—0,82 | 0,5—0,8 | 0,6—1,0 |
| 45C | 0,40—0,48 | 0,5—0,8 | 1,0—1,3 |

* Contiene un 0,9—1,2% de Cr y un 0,07—0,14% de Zr.

9. ACERO PARA MUELLES

El trabajo de los muelles, ballestas y demás piezas semejantes se caracteriza porque en ellas sólo se aprovechan las propiedades elásticas del acero. La gran magnitud total de la deformación elástica de un muelle (ballesta, etc.) se determina por su diseño: número y diámetro de las espiras y longitud del muelle. Como en los muelles no se tolera que aparezca la deformación plástica, del material de estas piezas no se requiere una alta resiliencia ni una gran plasticidad. La principal condición que debe cumplir el acero es la de tener un alto límite de elasticidad (fluencia). Esto se consigue por medio del temple y del revenido que le sigue en la región de temperaturas de 300—400 °C (fig. 30). A esta temperatura de revenido, el límite de elasticidad (fluencia) adquiere su valor máximo, y el hecho de que esta temperatura se encuentre en el intervalo en que se desarrolla la fragilidad de revenido de I género, en virtud de la circunstancia antes indicada, no tiene gran importancia.

Los muelles, las ballestas y demás piezas semejantes se hacen de aceros de construcción con elevado contenido de carbono (pero, por regla general, más bajo que el de los aceros para herramientas)—aproximadamente entre los límites de 0,5—0,7 % C, y adición frecuente de manganeso y silicio. Para los muelles de gran responsabilidad se utiliza el acero 50ХФ, que contiene cromo y vanadio y que posee las propiedades elásticas más elevadas.

La composición de algunos aceros para muelles se da en la tabla 13.

TABLA 13. Composición de los aceros para muelles, % (GOST 14959—79)

| Nº de orden | Marca del acero | C | Mn | Si | Cr | V |
|-------------|-----------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| 1 | 65 | 0,62—0,70 | 0,50—0,80 | 0,17—0,37 | — | — |
| 2 | 70 | 0,67—0,75 | 0,50—0,80 | 0,17—0,37 | — | — |
| 3 | 75 | 0,72—0,80 | 0,50—0,80 | 0,17—0,37 | — | — |
| 4 | 65Г | 0,62—0,70 | 0,90—1,20 | 0,17—0,37 | — | — |
| 5 | 50C2 | 0,47—0,55 | 0,60—0,90 | 1,50—2,0 | — | — |
| 6 | 55C2 | 0,52—0,60 | 0,60—0,90 | 1,50—2,00 | — | — |
| 7 | 60C2 | 0,57—0,65 | 0,60—0,90 | 1,50—2,00 | — | — |
| 8 | 70C3A | 0,66—0,74 | 0,60—0,90 | 2,40—2,80 | — | — |
| 9 | 55ГГ | 0,50—0,60 | 0,80—1,00 | 1,30—1,80 | — | — |
| 10 | 60ГГ | 0,55—0,65 | 0,80—1,00 | 1,30—1,80 | — | — |
| 11 | 50ХФА | 0,46—0,54 | 0,50—0,80 | 0,17—0,37 | 0,80—1,10 | 0,10—0,20 |
| 12 | 50ХГФА | 0,48—0,55 | 0,80—1,00 | 0,17—0,37 | 0,95—1,20 | 0,15—0,25 |
| 13 | 60C2XA | 0,56—0,64 | 0,40—0,70 | 1,40—1,80 | 0,70—1,00 | — |

Observación. No se indica la limitación del contenido de impurezas nocivas y casuales, el cual no debe superar los valores siguientes: S < 0,03—0,04%; P < 0,03—0,04%; Ni < 0,3—0,4%; Cr < 0,3%.

El tratamiento térmico de los muelles y ballestas de aceros aleados consiste en el temple desde 800—850 °C (en dependencia de la marca del acero) en aceite o en agua, seguido del revenido en la región de 400—500 °C para obtener la dureza *HRC* 35—45. Esto corresponde a una resistencia $\sigma_B = 130—160 \text{ kgf/mm}^2$.

Los regímenes de tratamiento térmico que recomiendan las normas GOST para algunos de los aceros, de la tabla 13, se dan en la tabla 14.

A veces se someten a este tratamiento térmico piezas de gran longitud y de paredes delgadas, que deben ser muy flexibles. En este caso se emplea el acero 30XFC; después del temple y del revenido a 250 °C, este acero tendrá una resistencia (σ_B) de 160 kgf/mm², pero su tenacidad (a_e) será de 5 kgf·m/cm² nada más, y su plasticidad (δ) del 7% y (ψ) del 40%.

Los muelles se hacen con frecuencia de alambre trefilado en frío y rectificado (*acero-plata*). La acritud debida al trefilado en frío le da gran dureza y elasticidad. Después del enrollado (o de cualquier otro procedimiento de fabricación), el muelle debe revenirse a 250—350 °C para eliminar las tensiones internas, con lo cual se eleva el límite de elasticidad. Para fabricar el *acero-plata* se emplean los aceros ordinarios para herramientas V7, V8, V9 y V10.

En la calidad y capacidad de trabajo de los muelles ejerce gran influencia el estado de la superficie. Si tiene grietas, cascarilla u otros defectos superficiales, los muelles son poco estables en el trabajo y se rompen como consecuencia del desarrollo de efectos de fatiga en los puntos de concentración de las tensiones alrededor de estos defectos.

TABLA 14. Régimen de tratamiento térmico de los muelles y ballestas

| Marca del acero | Temple | | Revenido, °C | Dureza HB |
|-----------------|--------|---------------|--------------|-----------|
| | t, °C | medio | | |
| 50C2 | 870 | Aceite o agua | 460 | 335—410 |
| 60C2 | 870 | Aceite | 460 | 390—480 |
| 50XΦA | 850 | » | 520 | 390—480 |
| 60C2XA | 870 | » | 420 | 420—475 |

La duración de los muelles, ballestas y demás piezas que experimentan cargas alternativas puede aumentarse considerablemente como resultado del endurecimiento por deformación superficial en frío (que se consigue por *bombardamiento con perdigones*). Las tensiones de compresión que aparecen en este caso en la capa superficial endurecida por acritud, elevan el límite de fatiga de las piezas y hacen que disminuya la acción perniciosa de los posibles defectos de la superficie. Este tipo de endurecimiento de la superficie se efectúa actualmente no sólo en los muelles y ballestas, sino que también se aplica a otras piezas que sufren durante el funcionamiento cargas alternativas.

Además de los materiales ordinarios para muelles, existen otros especiales, que trabajan en condiciones específicas (temperaturas elevadas, medios corrosivos, etc.), que para este fin los muelles se fabrican de aceros inoxidables o de aleaciones de metales no ferreos, entre estos últimos figura el llamado "cunial" (Cu + Ni + Al) que posee elevadas propiedades elásticas a temperaturas baja o normal, así como alta resistencia a la corrosión. Más detalladamente sobre los aceros y aleaciones para muelles véase en el libro de A. G. Rajshtadt.

10. ACERO PARA COJINETES DE BOLAS

El acero para cojinetes de bolas debe poseer en primer lugar una gran dureza, por esto se utilizan aceros de alto contenido de carbono del tipo que se emplea para herramientas (y a veces aceros

de bajo contenido de carbono cementados). Para que el acero para cojinetes de bolas se temple bien (es decir, para que tenga una velocidad crítica de temple baja) y como medio de temple para él pueda usarse el aceite, el acero se alea (generalmente con cromo).

Las normas GOST 801—78 prevén cuatro marcas principales de acero para cojinetes de bolas (tabla 15).

TABLA 15. Composición de los aceros para cojinetes de bolas, % (GOST 801—78)

| Aceros | C | Cr | Mn | Si |
|----------|-----------|----------|-----------|-----------|
| IIIХ6 | 1,05—1,15 | 0,4—0,7 | 0,20—0,40 | 0,17—0,37 |
| IIIХ9 | 1,05—1,10 | 0,9—1,2 | 0,20—0,40 | 0,17—0,37 |
| IIIХ15 | 0,95—1,05 | 1,3—1,65 | 0,20—0,40 | 0,17—0,37 |
| IIIХ15CF | 0,95—1,05 | 1,3—1,65 | 0,90—1,20 | 0,40—0,65 |

Observación: En todos estos aceros S < 0,020%; P < 0,027%, Ni < 0,3% y Cu < 0,25%.

El símbolo de la marca se descifra así: III, para cojinetes de bolas; X, al cromo; la cifra indica el contenido aproximado de cromo en décimas de tanto por ciento. El cromo, como ya se indicó, se introduce para asegurar la templabilidad necesaria. Por consiguiente, cuanto menor sea el tamaño de la pieza del cojinete que ha de templarse, tanto menor podrá ser el contenido de cromo en el acero.

Las bolas y los rodillos de hasta 13,5 y 10 mm de diámetro respectivamente, se recomienda fabricarlos de acero IIIХ9; las bolas de 13,5—22,5 mm de diámetro y los rodillos de 10—15 mm, de acero IIIХ12 y, finalmente, las bolas de 22,5 mm de diámetro y los rodillos de 15—30 mm, de acero IIIХ15. De este mismo acero deben fabricarse los anillos de todos los tamaños, excepto los muy grandes; los rodillos de más de 30 mm de diámetro y los anillos con más de 15 mm de espesor de la pared se hacen de acero marca IIIХ15CF, en el cual, además del cromo, se introducen otros elementos de aleación—silicio y manganeso—, que aumentan la templabilidad.

Por su naturaleza, los aceros al cromo enumerados se parecen a los aceros al carbono que contienen aproximadamente 1% de C. El cromo es soluble en las dos fases del acero recocido, es decir, en la ferrita y la cementita. La cementita aleada con cromo se disuelve más lentamente en la austenita, y la austenita que contiene cromo se descompone más despacio, lo que explica la menor velocidad crítica de temple de estos aceros en comparación con los aceros al carbono (tabla 16).

TABLA 16. Velocidad crítica de enfriamiento de los aceros para cojinetes de bolas y diámetro crítico de las bolas (rodillos)

| Acero | Velocidad crítica de temple, grad/s | Diámetro crítico para el temple en aceite (95% martensita), mm | Acero | Velocidad crítica de temple, grad/s | Diámetro crítico para el temple en aceite (95% martensita), mm |
|-------|-------------------------------------|--|----------|-------------------------------------|--|
| IIIХ6 | 450—500 | 9—10 | IIIХ15 | 35—40 | 23—25 |
| IIIХ9 | 175—200 | 14—15 | IIIХ15CF | — | 50—65 |

A los aceros para cojinetes de bolas se les imponen condiciones muy elevadas de pureza con respecto a las inclusiones no metálicas y a la segregación de carburos. Esto se debe a que en el cojinete de bolas la carga es local, y si en los puntos de contacto de la bola (rodillos) y el anillo se encuentra cualquier inclusión del acero impuro o no homogéneo, puede producirse un desmoronamiento local, con lo que la duración del cojinete se reducirá mucho. Por esto, de acuerdo con las normas GOST 801—60, cada colada se controla meticulosamente en cualquier perfil del laminado para descubrir si es porosa o si tiene inclusiones no metálicas, segregación de carburo, rayaduras o retícula. Para todos estos defectos existen escalas (con sistemas de puntuación de cuatro y cinco puntos), con las cuales se valora la aptitud del acero.

El tratamiento térmico de las piezas de los cojinetes de bolas (bolas, rodillos, anillos) consta de dos operaciones fundamentales: el temple y el revenido. El temple se hace en aceite, con temperatura de calentamiento de 830—840 °C, y el revenido que sigue, a 150—160 °C durante 1—2 horas, con lo cual se consigue obtener una dureza

no inferior a HRC 62. La estructura debe ser de martensita revenida de agujas muy finas, con los carburos que hay en exceso distribuidos uniformemente (fig. 31). El incumplimiento de los regímenes de temperatura correctos del tratamiento térmico, que se dan con límites estrechos, empeora la calidad de los cojinetes, lo cual se refleja en su duración.

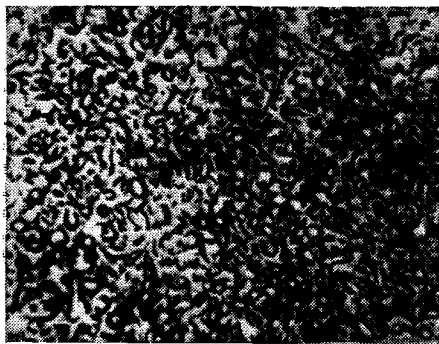


Fig. 31. Estructura del acero III-X15 después del temple y revenido. $\times 500$

lo que acarrea una mayor fragilidad del acero y es totalmente inadmisible. El revenido a más de 150—160 °C de temperatura rebaja la dureza y hace que disminuya la resistencia al desgaste de las piezas de los cojinetes. En el acero III-X15—que es el que más se emplea para cojinetes—se fija frecuentemente al templarlo una elevada cantidad de austenita residual (del orden de 10—15%), que durante la ulterior explotación puede transformarse en martensita y provocar una variación de volumen que no es de desear. Para evitar esto, los cojinetes de precisión (de fabricación muy exacta) se tratan a temperaturas bajo cero, enfriándolos hasta (—10)—(—20) °C de acuerdo con la posición del punto M_f . Además de los citados, para algunos cojinetes de uso especial se emplean aceros de otras marcas.

Para los cojinetes de rodillos de gran tamaño—de 0,5 a 2 m de diámetro (tanto para los anillos como para los rodillos)—se utiliza el acero 20X2H4A (véase la composición en la tabla 2). Los rodillos y anillos fabricados con este acero se someten a cementado a gran profundidad (5—6 mm de profundidad de la capa cementada; tiempo de cementación, 120—160 h) y después a tratamiento térmico complejo, que en definitiva da la estructura siguiente, en la superficie, martensita + carburos; en el núcleo, martensita de bajo contenido de carbono.

Para los cojinetes que trabajan en medios químicamente activos, el acero que más se emplea es el X18 (0,9—1,0% de C, 17—19% de Cr y el resto de manganeso, silicio, azufre, fósforo, etc. dentro de los límites ordinarios). El alto contenido de cromo es necesario para darle al acero una gran resistencia a la

corrosión. Este acero posee gran resistencia a la corrosión en agua dulce y marina, en soluciones de ácido nítrico y acético y en diversos medios orgánicos, pero es poco estable a la mezcla de ácido nítrico y sulfúrico.

Los cojinetes que durante su explotación están sometidos a gran calentamiento (hasta 400—500 °C) se hacen de aceros del tipo de los llamados rápidos (véase más adelante). Se emplea de ordinario el acero P9, pero con menos contenido de carbono y vanadio. La disminución del contenido de carbono es necesaria para que sea menor la segregación de carburo, que acorta la duración del cojinete. El tratamiento térmico de este acero se efectúa de acuerdo con los regímenes que se recomiendan para las herramientas de acero rápido, de los cuales se tratará en el capítulo siguiente.

11. DEFECTOS DE LOS ACEROS ALEADOS

Las altas propiedades mecánicas de los aceros aleados les han asegurado un empleo predominante, en comparación con los aceros al carbono, en muchas ramas de la construcción de maquinaria especial (aviación, industria del automóvil y otras). Al mismo tiempo, en los aceros aleados se presentan con más frecuencia diversos defectos, que se dan también en los aceros al carbono, pero no tan a menudo. Suele ocurrir que aún observando rigurosamente los regímenes tecnológicos, correctamente establecidos, no se consigue eliminar totalmente estos defectos. Los más importantes de ellos son: la fragilidad de revenido, la segregación dendrítica y los «copos» (flocken) (el fenómeno de la fragilidad de revenido se estudió en el p. 2 de este capítulo).

Segregación dendrítica. La segregación dendrítica se debe a la cristalización en desequilibrio de las aleaciones (véase el cap. V, p. 10, t. 1). La existencia de elementos de aleación en el acero aumenta el intervalo de temperatura de cristalización, dificulta el transcurso

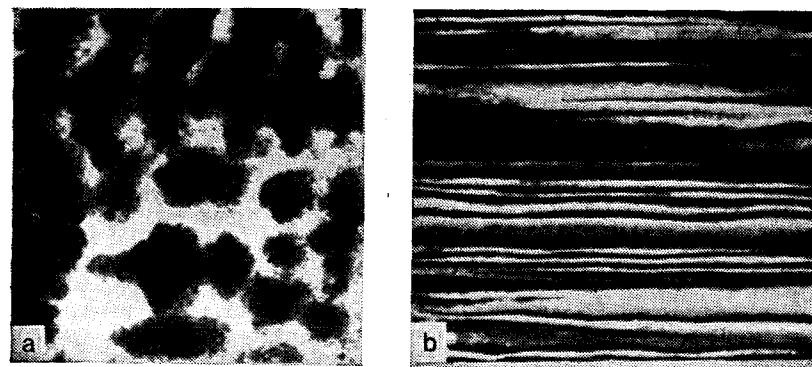


Fig. 32. Defectos de la macro y microestructura en el acero aleado. $\times 130$ (Sover): a, segregación dendrítica; b, listado

de los procesos de difusión y favorece el desarrollo de los fenómenos de segregación dendrítica, ya que aumenta la diferencia de concentración entre los cristales que precipitan del líquido antes y después (según los datos de I. N. Golikov). La macroestructura de la segregación dendrítica puede verse en la fig. 32, a.

Después del laminado o la forja se obtienen fibras que se extienden en el sentido de la deformación (fig. 32, b). Algunas propiedades mecánicas resultan ser más bajas en dirección transversal a la fibra que a lo largo de ella ($\sigma_{0,2}$, ψ , a_e), lo que se debe a la existencia de inclusiones no metálicas deformadas a lo largo del laminado. Este fenómeno recibe el nombre de *anisotropía* de las propiedades mecánicas ¹⁾.

Para disminuir la segregación dentrítica se recurre al recocido de difusión de los lingotes antes de laminarlos. Este recocido consiste en el calentamiento prolongado del acero a temperaturas bastante altas (1000—1200 °C).

Copos. Los copos (flocken), en la fractura, son una especie de manchas (fig. 33), y en la probeta metalográfica transversal, fisuras.



Fig. 33. Copos (flocken) en el acero (fractura)

Como es natural, la existencia de grietas provoca el descenso de las propiedades mecánicas. Las fisuras — copos son tanto más peligrosas, cuanto más alta es la resistencia del acero. En los aceros de alta calidad, los copos son un defecto muy serio. Copos puede haber en todos los aceros, pero donde se encuentran con más frecuencia es en los aceros que contienen cromo, es decir, en los aceros al cromo, al cromo-níquel, al cromo-níquel-volframio, al cromo-manganeso, etc.

Copos puede haber en el acero forjado o laminado; en el acero fundido se encuentran raras veces.

¿Cómo aparecen los copos en el acero?

Si el acero después de forjado (o laminado) se enfría rápidamente en la región de temperaturas de 200 °C y más abajo, en los aceros propensos a la formación de copos, se forman éstos. La velocidad de enfriamiento a temperaturas superiores a 200 °C no ocasiona la formación de copos. Así, pues, éstos se originan durante el enfriamiento rápido desde 200 hasta 20 °C.

Una serie de datos demuestran que los copos los forma el hidrógeno que hay disuelto en el acero líquido, el cual, a temperaturas inferiores a 200 °C, se separa de la solución y crea fuertes tensiones internas que ocasionan la for-

¹⁾ La depuración del acero de inclusiones no metálicas, y en primer lugar de las de tipo de sulfuro, por procedimientos metalúrgicos (tratamiento del acero con escorias sintéticas, fusión secundaria por resistencia eléctrica bajo escorias) disminuye la anisotropía de las propiedades.

mación de grietas (copos). Si el acero se enfría lentamente, el hidrógeno tiene tiempo de separarse de la solución difundándose y de salir por completo del acero. Como resultado de esto, el acero deja de ser propenso a la formación de copos (S. S. Shteinberg, E. Houdremont).

De este modo, una de las causas principales de que se formen los copos puede considerarse que es el hidrógeno que hay disuelto en el acero, el cual no tiene tiempo de separarse a temperaturas menores de 200 °C.

Los copos no suelen formarse en el acero fundido, porque el hidrógeno que se separa de la solución se concentra en los numerosos poros de fundición y en las faltas de compacidad del metal fundido.

Los copos pueden eliminarse forjando (o laminando) otra vez el metal para obtener una dimensión menor, ya que en este caso se sueldan las grietas (copos). En las secciones pequeñas (menores de 25—30 mm de diámetro) raras veces se encuentran copos.

La rarefacción, la supresión de gases, incluyendo el hidrógeno, del acero elimina la capacidad del mismo de formar copos.

Bibliografía

- E. Houdremont, "Handbuch der Sonderstahlkunde". Berlin—Gottingen—Heidelberg, 1956.
G. V. Kurdiúmov y R. I. Entin, "Fragilidad de revenido de los aceros de construcción". Moscú, Metallurgizdat, 1945.
L. M. Utevski, "Fragilidad de revenido del acero". Moscú, Metallurgizdat, 1961.
V. S. Meskin. "Fundamentos de la aleación del acero". Moscú, Metallurgiya, 1964.
P. J. Sokolovski, "Aceros para armaduras", Metallurgiya, 1964.
A. P. Guliáev, A. S. Astáftev, M. A. Vólkova y otros, "Aceros de gran resistencia para armaduras". Moscú, Metallurgiya, 1966.
"Acero de gran resistencia", Moscú, Metallurgiya, 1965.
"Materiales para construcción de maquinaria". Manual. T. II. "Acero". Moscú, Mashinostroenie, 1967.
M. L. Bernshstein, "Tratamiento termomecánico del acero". T. I y T. II. Moscú, Metallurgiya, 1968.
M. D. Perkas, V. M. Kardonski, "Aceros martensíticos para envejecer de gran resistencia", Moscú, Metallurgiya, 1970.
A. G. Rajshadt, "Aceros y aleaciones para muelles". Moscú, Metallurgiya, 1971.
"Problemas de la fragilidad en frío de los aceros de construcción". Novosibirsk. Editorial de Siberia Oriental, 1971.
Y. M. Potak, "Aceros de gran resistencia". Moscú, Metallurgiya, 1972.
A. P. Guliáev, "Estructuras y propiedades del acero después del tratamiento termomecánico", Moscú, Mashinostroenie, 1972.
V. N. Zhuravliov y O. I. Nikoláeva. "Aceros para la construcción de maquinaria". Manual. Moscú, Mashinostroenie, 1981.

CAPÍTULO XVII

ACEROS PARA HERRAMIENTAS

1. CONCEPTOS GENERALES

La condición principal que se impone al acero para herramientas de corte es que conserve el filo durante mucho tiempo. El filo de la herramienta se embota, se desgasta durante el trabajo. A diferencia de las piezas de las máquinas que se desgastan (árboles, levas, etc.),

en la herramienta de corte sólo trabaja al desgaste una franja muy estrecha de metal que sufre presiones considerables. Para que esta franja de metal sea resistente al desgaste debe tener una gran dureza, por lo general, superior a *HRC* 60.

Si se trabaja un material blando (madera, plástico, metales no ferrosos) o si siendo éste acero o fundición se emplean pequeñas velocidades de corte y la viruta tiene poca sección, en la unidad de tiempo se gasta poca energía en el proceso de corte. Si el trabajo se hace a grandes velocidades de corte, se trabajan metales duros y la viruta tiene sección grande, en la unidad de tiempo se gasta mucha energía. La energía mecánica se transforma durante el proceso de corte en energía calorífica y el filo de la herramienta se calienta mucho (hasta ponerse al rojo) cuando las condiciones de corte son duras. A esta herramienta la condición principal que se le impone es que conserve su dureza durante un largo período de calentamiento, es decir, el acero deberá poseer estabilidad al rojo (resistencia térmica).

Las condiciones de trabajo de las herramientas de medida se parecen hasta cierto punto a las de las herramientas de corte para regímenes ligeros, con la única diferencia de que las presiones sobre las superficies de trabajo son menores.

En los troqueles, el acero experimenta cargas térmicas y de choque considerables, distribuidas por una superficie relativamente grande. Aquí desempeña un gran papel la tenacidad. En este caso, el mejor acero es aquél que, a las temperaturas correspondientes al calentamiento del troquel en funcionamiento, posee la mejor combinación de dureza y tenacidad.

Para los diversos tipos de herramientas se utilizan aceros distintos.

Los aceros para herramientas se dividen en cuatro categorías: 1) de baja templabilidad (principalmente al carbono); 2) de alta templabilidad (aleados); 3) para matrices; 4) rápidos.

En un grupo especial de materiales para herramientas se incluyen los llamados metales (o aleaciones) duros, que se emplean en las herramientas que trabajan con velocidades de corte muy elevadas.

Los aceros al carbono y aleados se utilizan para herramientas de corte que trabajan en condiciones ligeras y para herramientas de medida; los rápidos, para herramientas de corte que trabajan con regímenes elevados.

2. ACEROS DE BAJA TEMPLABILIDAD PARA HERRAMIENTAS

A este grupo pertenecen todos los aceros al carbono para herramientas y los aceros con pequeño contenido de elementos de aleación y que, por lo tanto, no difieren mucho por su templabilidad de los aceros al carbono. Reúne estos aceros en un grupo su propiedad tecnológica más importante: la baja templabilidad.

Todos los aceros de este grupo deben templarse en agua, y la herramienta fabricada con ellos, por lo general, no tiene templado el núcleo. Esto debe tenerse en cuenta cuando se elige el acero para la herramienta, al diseñarla, al someterla a tratamiento térmico y durante su explotación¹⁾.

La composición de los aceros de baja templabilidad para herramientas se indica en la tabla 17.

TABLA 17. Composición de los aceros de baja templabilidad para herramientas (GOST 1435—74, GOST 5950—73)

| Acero | C | Mn | Cr | Acero | C | Mn | Cr |
|-------|-----------|-----------|------|-------|-----------|-----------|----------|
| Y7 | 0,65—0,74 | 0,20—0,40 | 0,15 | Y13 | 1,25—1,35 | 0,15—0,35 | <0,15 |
| Y8 | 0,75—0,84 | 0,15—0,40 | 0,15 | X05 | 1,25—1,40 | 0,20—0,40 | 0,4—0,6 |
| Y9 | 0,85—0,94 | 0,15—0,35 | 0,15 | X06 | 1,05—1,14 | 0,40—0,70 | 0,4—0,6 |
| Y10 | 0,95—1,04 | 0,15—0,35 | 0,15 | 65XΦ | 0,60—0,70 | 0,3—0,60 | 0,45—0,7 |
| Y11 | 1,05—1,14 | 0,15—0,35 | 0,15 | 85XΦ | 0,80—0,90 | 0,3—0,60 | 0,45—0,7 |
| Y12 | 1,15—1,24 | 0,15—0,35 | 0,15 | | | | |

Observaciones: 1. En todos estos aceros se limita el contenido de silicio ($\leq 0,30$ — $0,35$ %), níquel ($\leq 0,2$ %), azufre y fósforo ($\leq 0,02$ %) en los aceros de alta calidad (grupo A) y ($\leq 0,03$ %) en los de calidad.

2. Los aceros 65XΦ y 85XΦ contienen un 0,15—0,30 % de V.

Como puede verse, los aceros al carbono para herramientas se subdividen en las marcas Y7, Y8, Y9, Y10, Y11, Y12 y Y13. La letra Y indica que el acero es al carbono, y la cifra, el contenido medio de este elemento en décimas de tanto por ciento (es decir, el acero Y7 contiene alrededor de 0,7 % de C; el Y8, alrededor de 0,8 % y así sucesivamente).

En la parte derecha de la tabla se dan los aceros aleados, que se diferencian porque tienen algo más elevado el contenido de manganeso y por habérseles introducido un 0,5 % de Cr (aceros X06, X05, 85XΦ).

Como ya hemos dicho, la baja templabilidad es el signo característico de estos aceros. En la fig. 34, a se reproducen las curvas de distribución de la dureza por la sección de las barras de 12, 20 y 27 mm de diámetro, las cuales muestran claramente que, a pesar del enfriamiento intenso en agua, el núcleo del acero Y12 no obtiene la dureza martensítica, es decir, el acero no se temple a corazón incluso cuando la sección tiene 12 mm de diámetro.

La experiencia demuestra que la templabilidad de los aceros de este grupo es bastante variable. Por esto los aceros al carbono y de aleación que se templen débilmente se someten a control de templabilidad y se valoran según una escala de puntuación de cinco puntos (fig. 34, b). Las probetas de 20×20 mm de sección se templen en agua desde 800 °C y por la fractura se determina la profundidad de la capa templada y se valora en puntos.

¹⁾ Por ejemplo, el temple en agua requiere que se tomen medidas contra las grandes deformaciones; al diseñar estas herramientas hay que evitar las aristas agudas, las transiciones bruscas de una sección a otra, etc.

No se recomienda utilizar los aceros cuya templabilidad es de I o V puntos: los primeros son propensos a formar manchas (puntos) blandos en la superficie, y los segundos a agrietarse.

Las propiedades de los aceros al carbono para herramientas y los regímenes de su tratamiento térmico dependen principalmente del contenido de carbono que hay en el acero.

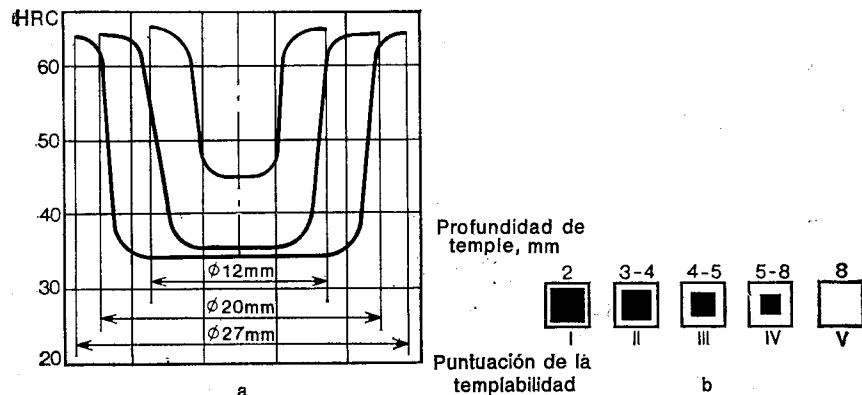


Fig. 34. Templabilidad del acero al carbono para herramientas: a, acero Y12, temple en agua desde 790 °C; b, escala de templabilidad

El acero marca Y7A es hipoeutectoide y se temple desde una temperatura superior al punto cinético A_{c3} . Los aceros Y8A y Y9A son eutectoides. En estado de temple, la estructura de los aceros Y7, Y8 y Y9 está compuesta únicamente por martensita.

La temperatura de temple de los aceros hipereutectoides Y10A y Y12A se halla en el intervalo entre A_{c3} y A_{c1} ; su estructura en estado de temple la forman la martensita y los carburos que hay en exceso (secundarios) (véase la fig. 230, b t. 1). Las temperaturas óptimas de temple para los aceros de las marcas enumeradas se dan en la fig. 35.

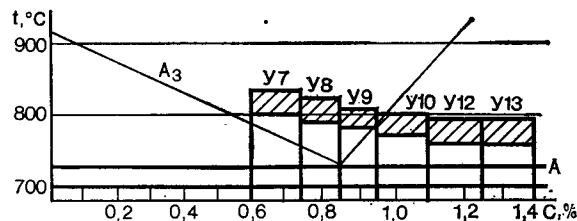


Fig. 35. Temperatura de temple de los aceros al carbono para herramientas

En el acero templado, la tetragonalidad de la martensita y las tensiones internas crean una gran fragilidad, por esto, después del temple, el revenido es una operación imprescindible. La temperatura de revenido se determina por la dureza de trabajo que debe poseer la herramienta. La temperatura de revenido que se recomienda para algunos tipos de herramientas se muestra en la tabla 18.

TABLA 18. Temperatura de revenido de diversas herramientas de acero al carbono

| Tipos de herramientas | Acero | Temperatura de revenido, °C | Dureza de recepción de la parte de trabajo, HRC |
|--------------------------------|---------|-----------------------------|---|
| Machos de roscar | Y10—Y12 | 180—200 | 60—62 |
| Escariadores | Y10—Y12 | 160—180 | 62—64 |
| Cortafrios | Y7 | 280—300 | 56—58 |
| Matrices para estampar en frío | Y8—Y10 | 200—220 | 60—62 |
| Terraaja | Y10 | 220—240 | 59—61 |

El acero para herramientas se suministra en forma de semifabricados (barras, cintas, alambres, piezas forjadas, etc.) y para trabajarse bien debe ser recocido, para que tome la estructura de perlita granular, ya que como acero con estructura de perlita laminar se trabaja mal. Durante el recocido hay que procurar que los granos de cementita sean de tamaño medio (diámetro 3—4 μ m) y se distribuyan regularmente en el acero. La forma más fácil de obtener esta estructura es el recocido a temperatura un poco superior a A_{c1} .

3. ACEROS DE ALTA TEMPLABILIDAD PARA HERRAMIENTAS (ACEROS ALEADOS PARA HERRAMIENTAS)

A este grupo de la clasificación pertenecen los aceros que contienen elementos de aleación en cantidad del 1—3 % y, que por esto, poseen mayor templabilidad. Las herramientas fabricadas con estos aceros se templen en aceite (y si el temple es escalonado, en sal) y, por lo general, a corazón.

Con la menor velocidad de enfriamiento de temple disminuye el peligro de que se formen grietas y se produzcan las deformaciones a que son propensos los aceros al carbono para herramientas. Esto tiene importancia para muchos tipos de herramientas que tienen configuración compleja.

Los aceros aleados para herramientas se subdividen en tres grupos (tabla 19).

Al grupo I pertenecen los aceros aleados para herramientas ordinarios, en los cuales la adición de un 1,0—1,5 % de Cr asegura el aumento de la templabilidad. La adición de silicio proporciona cierto aumento complementario de la templabilidad y eleva la estabilidad al revenido, lo que mejora la capacidad de trabajo de la herramienta.

El grupo II de los aceros aleados se caracteriza por su contenido elevado de manganeso (siendo normal el contenido de silicio). Esto hace que en el temple aumente la cantidad de austenita residual y disminuya la deformación; por esta razón pueden llamarse aceros poco deformables para herramientas.

Al grupo III corresponden los aceros muy duros, aleados con volframio, de los cuales el XB5 se llama extraduro.

La aleación con volframio afina mucho la fase de carburo en exceso y eleva por eso la dureza de estos aceros.

La alta dureza de estos aceros se aprovecha para trabajar materiales muy duros, por ejemplo, rocas, o en aquellos casos en que es necesario conservar agudo durante mucho tiempo el filo de corte (pero con velocidades de corte pequeñas).

TABLA 19. Composición de los aceros de alta templabilidad para herramientas, % (GOST 5950—73)

| Marca del acero | C | Mn | Si | Cr | W | V |
|------------------|-----------|----------|-----------|-----------|---------|-----------|
| <i>Grupo I</i> | | | | | | |
| X | 0,95—1,1 | <0,4 | <0,35 | 1,3—1,6 | — | — |
| 9XC | 0,85—0,95 | 0,3—0,6 | 1,2—1,6 | 0,95—1,25 | — | — |
| XΓCBΦ | 0,95—1,02 | 0,7—1,0 | 0,7—1,0 | 0,6—1,0 | 0,8—1,1 | 0,08—0,15 |
| <i>Grupo II</i> | | | | | | |
| XΓ | 1,3—1,5 | 0,45—0,7 | <0,35 | 1,3—1,6 | — | — |
| XBΓ | 0,9—1,0 | 0,8—1,0 | 0,15—0,35 | 0,9—1,2 | 1,2—1,6 | — |
| <i>Grupo III</i> | | | | | | |
| B1 | 1,05—1,25 | 0,2—0,4 | <0,35 | 0,10—0,30 | 0,8—1,2 | — |
| XB5 | 1,25—1,50 | <0,3 | <0,30 | 0,40—0,70 | 4,5—5,5 | 0,15—0,30 |

TABLA 20. Regímenes de tratamiento térmico de los aceros aleados para herramientas

| Marca del acero | Recocido | | Temple | | | Revenido | |
|-----------------|-----------------|-----------|-----------------|-----------------------|---------------------|-----------------|------------|
| | Temperatura, °C | dureza HB | temperatura, °C | medio de enfriamiento | dureza HRC (mínima) | temperatura, °C | dureza HRC |
| X | 770—790 | 225—207 | 830—860 | Aceite | 62 | 150—200 | 64—61 |
| 9XC | 790—810 | 225—207 | 820—860 | » | 62 | 140—160 | 65—62 |
| XΓCBΦ | 790—810 | 228—196 | 820—850 | » | — | 160—180 | 63—61 |
| | | | 840—860 | » | 62 | 140—160 | 63—61 |
| XΓ | 780—800 | 241—197 | 800—830 | » | 61 | 150—200 | 64—61 |
| | 770—790 | 255—207 | 800—830 | » | 62 | 140—160 | 65—62 |
| XBΓ | 770—790 | 255—207 | 800—830 | » | 62 | 170—200 | 62—60 |
| | | | | | | | |
| B1 | 780—800 | 229—187 | 800—850 | Agua | 62 | 150—200 | 64—62 |
| XB5 | 730—750 | 321—255 | 800—820 | » | 65 | 100—120 | 66—64 |
| | | | | | | 120—160 | 65—61 |

Observación: La dureza después del temple es la garantizada por las normas GOST, la dureza después del revenido, dentro de los límites en que oscila ordinariamente.

Los parámetros principales del régimen de tratamiento térmico de los aceros enumerados en la tabla 19 se dan en la tabla 20, en la que se indican también los valores de la dureza después del tratamiento.

Las temperaturas de temple de estos aceros son más altas que las de los aceros al carbono, esto es resultado de que los puntos críticos se elevan al elevar la aleación de los aceros.

El revenido de la herramienta se hace teniendo en cuenta la dureza y la tenacidad que se requiere.

4. ACEROS RAPIDOS

Se entiende por aceros rápidos los que dedican a fabricar herramientas de corte que trabajan a grandes velocidades. El acero rápido debe tener en primer lugar una gran dureza en caliente y estabilidad al rojo.

Antes de estudiar las propiedades y el tratamiento térmico de los aceros rápidos, debemos conocer las condiciones de trabajo de este acero como material del cual se hace la herramienta. Tomemos la herramienta más simple, la cuchilla de torno¹⁾. En arrancar la viruta de la pieza que se trabaja se invierte un trabajo mecánico determinado, el cual, durante el proceso de corte, se transforma en calor. Este calor calienta la pieza que se trabaja, la viruta, la herramienta y en parte se disipa en la atmósfera.

Durante el corte, el cuerpo de la pieza roza la superficie de incidencia de la cuchilla y la viruta, la superficie de ataque, deslizándose por ella (fig. 36). El roce de la superficie de incidencia cuando se trabaja acero, es insignificante pero en la superficie de ataque la viruta labra intensamente un rebajo. En un instante determinado, el estrechamiento que se forma entre la superficie de incidencia y la de ataque de la cuchilla, no puede resistir la presión de la viruta y se produce la rotura del filo de corte y su embotamiento instantáneo.

El tiempo que trabaja la herramienta depende de la rapidez con que se labra el rebajo, y esto depende a su vez de la resistencia al desgaste del acero rápido en caliente y del grado de calentamiento.

La temperatura de calentamiento de la herramienta depende de las condiciones de corte. Cuanto más productivamente trabaja la herramienta, tanto más viruta arranca en la unidad de tiempo y cuanto mayor es la resistencia que opone el material al arranque de la viruta, tanto más se calienta la parte cortante de la cuchilla. En su parte más caliente, la temperatura llega generalmente a 600—

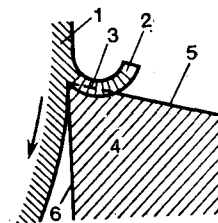


Fig. 36. Formación del rebajo en la cuchilla a causa del roce con la viruta: 1, pieza que se trabaja; 2, viruta; 3, rebajo; 4, cuchilla; 5, superficie de ataque de la cuchilla; 6, superficie de incidencia de la cuchilla

¹⁾ Aunque nuestros razonamientos, en rasgos generales, también son válidos para otros tipos de herramientas de corte.

700 °C. Si el acero de la herramienta no se reblandece por la acción de esta temperatura, la cuchilla conserva durante mucho tiempo la resistencia al desgaste y sus propiedades de corte.

Por consiguiente, el acero para las herramientas de corte debe tener gran dureza a elevadas temperaturas.

En la fig. 37 se dan las curvas que muestran la dureza de tres aleaciones distintas a temperaturas diversas. La dureza del acero al carbono después de calentarse hasta 200 °C empieza a disminuir rápidamente. Por lo tanto, este acero no sirve para regímenes de corte en los cuales la herramienta se calienta hasta más de 200 °C. En los aceros rápidos se conserva la alta dureza hasta calentamientos de 500—600 °C. Es decir, la herramienta de acero rápido rinde más que la de acero al carbono. Aún mayor será la productividad de la herramienta de aleación dura, ya que el calentamiento hasta 800 °C influye poco en su dureza.

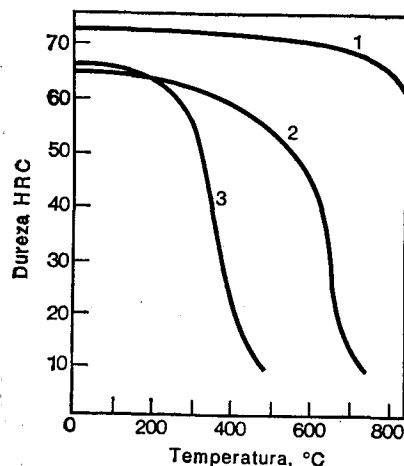


Fig. 37. Dureza de diversos materiales para herramientas, en caliente: 1, aleación dura; 2, acero rápido; 3, acero al carbono.

que la del rápido, pero sus propiedades de corte son muy inferiores. El acero para herramientas debe ser duro en todos los casos, pero del acero rápido se requiere una gran dureza no sólo en frío, sino también a temperaturas elevadas.

De un buen acero rápido no sólo se exige alta dureza en caliente, sino también que la conserve durante períodos largos de calentamiento. Dicho de otro modo, el acero rápido debe conservar con seguridad la dureza en caliente; esto se llama *estabilidad al rojo* (resistencia térmica).

Veamos algunas regularidades que relacionan entre sí la temperatura, la dureza y las variaciones estructurales de los aceros rápidos (teoría de la estabilidad al rojo).

El calentamiento provoca siempre un descenso de la dureza, pero si al mismo tiempo no se producen variaciones estructurales, este descenso de la dureza es reversible, es decir, cuando la pieza vuelve a su temperatura inicial, recupera su dureza anterior (en la fig. 38, la curva 1).

Pero si durante el calentamiento ocurren variaciones estructurales acompañadas de disminución de la dureza (vertical con flechita de la fig. 38, a o curva de la fig. 38, b), después de volver a la temperatura de partida, la dureza será menor que la inicial. La resis-

tencia a estas variaciones estructurales irreversibles caracteriza la estabilidad al rojo (resistencia térmica).

¿Qué particularidades de la estructura determinan la gran estabilidad al rojo de los aceros templados?

La gran dureza de la martensita se explica por la disolución del carbono en Fe_α . Como se sabe, durante el revenido se separan de la martensita, del acero al carbono, partículas pequeñísimas de carburo. Mientras los carburos segregados se encuentran aún en estado de

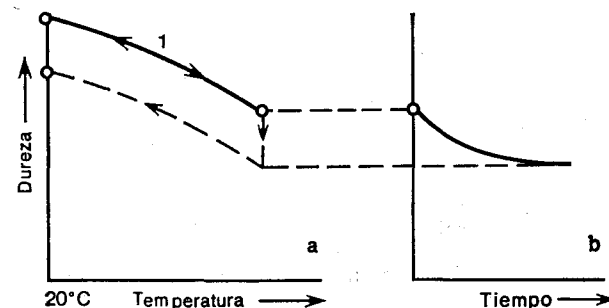


Fig. 38. Variación de la dureza al calentarse el acero rápido (esquema)

dispersión muy fina (es decir, en la primera etapa de desprendimiento durante el revenido a 200 °C), la dureza no varía sensiblemente. Pero si la temperatura de revenido se eleva por encima de los 200 °C, las segregaciones de carbono aumentan de tamaño y la dureza disminuye.

Para que el acero conserve de un modo estable la dureza al calentarse, hay que alearlo con elementos que dificulten este proceso de coagulación de los carburos.

Si en acero se introduce cualquier elemento que forme carburo, en la cantidad necesaria para que esto ocurra, la estabilidad al rojo aumenta a saltos. Esto se explica porque el carburo especial se separa de la martensita y coagula a temperaturas más altas que el carburo de hierro, ya que para esto no sólo es necesaria la difusión del carburo, sino también la difusión de los elementos de aleación. Prácticamente la coagulación sensible de los carburos especiales de cromo, volframio, molibdeno u otros elementos se efectúa a temperaturas superiores a 500 °C.

Así, pues, la *estabilidad al rojo se crea aleando el acero con elementos que forman carburos (volframio, molibdeno, cromo, vanadio), en una cantidad tal, que sea suficiente para que fijen casi todo el carbono en los carburos especiales.*

El acero rápido que más se usaba era el P18 (0,7 % de C; 18 % de W; 4 % de Cr y 1 % de V); pero hoy día, debido al déficit de elementos de aleación, sobre todo el volframio, ha sido sustituido por el acero P6M5 (0,9 % de C; 6 % de W; 5 % de Mo; 4 % de Cr y 2 % de V).

En la tabla 21 puede verse la composición de los aceros que figuran en las normas GOST 19265—73.

Todos los aceros rápidos se marcan con la letra P (R rusa, de rápido), y las cifras que van detrás de ella indican el contenido del elemento de aleación principal, el volframio. En los aceros al volframio-molibdeno, se indica el contenido de este último después de la letra M. Si el contenido de vanadio es grande, su porcentaje medio se señala en la marca a continuación de la letra Φ , y el contenido de cobalto, con la letra K y las cifras correspondientes. Todos estos aceros contienen cerca de un 4% de Cr y carbono en correspondencia con el contenido de vanadio (cuanto más vanadio, más carbono).

El acero P18 es el más difundido y universal de los aceros rápidos. Es análogo por sus aplicaciones y próximo por sus propiedades de corte el acero P9. Este último es difícil de tratar térmicamente, porque requiere un cumplimiento más exacto del régimen de temple, y se rectifica mal. El acero P18 es más caro y tiene buenas propiedades mecánicas. Y. A. Gueller propuso el acero P12 (con un 12% de W), que no tiene los defectos de los anteriores. Los aceros que contienen cobalto son aceros rápidos de gran rendimiento y se emplean para mecanizar aleaciones difíciles de trabajar o en aquellos casos en que su coste más elevado se compensa con sus mejores propiedades de corte. Hay que añadir también que los aceros con elevado contenido de vanadio son preferibles al P18, principalmente, por ser más resistentes al desgaste, y el acero con cobalto, por su mayor estabilidad al rojo; los aceros de alto contenido de vanadio se rectifican peor (lo que frecuentemente dificulta la fabricación de las herramientas), y los aceros con cobalto tienen propiedades mecánicas más bajas.

Debido a la escasez de volframio, últimamente se han difundido los aceros al volframio-molibdeno, que hasta han llegado a desplazar al acero "clásico" P18. De estos aceros el que más se emplea es el P6M5.

Los aceros P18, P12, P9 y P6M5 son aceros para uso general y su rendimiento es aproximadamente el mismo. Los aceros rápidos de alto rendimiento son los de las otras marcas indicadas en la tabla 22 que contienen un elevado porcentaje de vanadio o adición de cobalto. Como es natural, estos aceros son caros y dificultosos desde el punto de vista tecnológico. El cobalto es un elemento muy caro y el vanadio empeora la forjabilidad y la aptitud para la rectificación.

La relación entre los rendimientos de las distintas marcas de aceros rápidos se indica en la tabla 24¹⁾.

Las propiedades de corte están directamente relacionadas con el valor de la estabilidad al rojo; por este último término se entiende la temperatura del revenido de 4 horas de duración que hace que la dureza descienda hasta 58 HRC.

El acero rápido recocido está formado por carburos y solución sólida α . En los aceros rápidos se observan tres tipos de carburos: M_6C , MC y $M_{23}C_6$; la composición de estos carburos es la misma en todos los aceros (tabla 22, pero su cantidad total y la relación entre ellos en los diversos aceros, es diferente (tabla 23)²⁾.

En el acero P18 hay carburo M_6C , en los demás, M_6C y MC, con la particularidad de que cuanto más vanadio hay en el acero, tanto mayor es la cantidad de carburo MC y menor la de M_6C que contiene (por ejemplo, en el acero P9 cerca del 15% de carburo MC y el 85% de carburo M_6C , mientras que en el acero

¹⁾ La elevación de la velocidad de corte permisible en un 10% equivale a aumentar 10 o más veces la durabilidad de la herramienta a velocidad de corte constante.

²⁾ Algunos investigadores han descubierto en ciertas marcas de acero rápido, en determinadas condiciones, otros carburos: M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_7C_3 ; estos resultados no pueden considerarse fidedignos, ya que la cantidad de estos carburos, según los propios investigadores, es pequeña y su existencia no introduce variaciones importantes en los procesos que se desarrollan.

TABLA 21. Composición de los aceros rápidos, % (GOST 19265—73)

| Marca del acero | C | Cr | W | V | Mo | Co |
|-----------------|-----------|---------|-----------|---------|---------|----------|
| P18 | 0,7—0,8 | 3,8—4,4 | 17,0—18,5 | 1,0—1,4 | 1,0 | — |
| P12 | 0,8—0,9 | 3,1—3,6 | 12,0—13,0 | 1,5—1,9 | 0,5 | — |
| P9 | 0,85—0,95 | 3,5—4,4 | 8,5—10,0 | 2,0—2,6 | 1,0 | — |
| P6M3 | 0,85—0,95 | 3,0—3,6 | 5,5—6,5 | 2,0—2,5 | 3,0—3,6 | — |
| P6M5 | 0,80—0,88 | 3,8—4,4 | 5,5—6,5 | 1,7—2,1 | 5,0—5,5 | — |
| P18 Φ 2 | 0,85—0,95 | 3,8—4,4 | 17,5—19,0 | 1,8—2,4 | 1,0 | — |
| P14 Φ 4 | 1,2—1,3 | 4,0—4,6 | 13,0—14,5 | 3,4—4,1 | 1,0 | — |
| P9 Φ 5 | 1,4—1,5 | 3,8—4,4 | 9,0—10,5 | 4,3—5,1 | 1,0 | — |
| P18K5 Φ 2 | 0,85—0,95 | 3,8—4,4 | 17,5—19,0 | 1,8—2,4 | 1,0 | 5,0—6,0 |
| P10K5 Φ 5 | 1,45—1,55 | 4,0—4,6 | 10,0—11,5 | 4,3—5,1 | 1,0 | 5,0—6,0 |
| P9K10 | 0,9—1,0 | 3,8—4,4 | 9,0—10,5 | 2,0—2,6 | 1,0 | 9,5—10,5 |
| P9M4K8 | 1,0—1,1 | 3,0—3,6 | 8,5—9,5 | 2,1—2,5 | 3,8—4,3 | 7,5—8,5 |

Observación: El contenido de impurezas constantes y accidentales se restringe en estos aceros a los límites siguientes, %: 0,4 de Mn, 0,5 de Si, 0,4 de Ni, 0,03 de S y 0,035 de P.

TABLA 22. Composición de los carburos en los aceros rápidos, %

| Carburo | C | W | V | Cr | Fe |
|-------------|----|----|----|----|----|
| M_6C | 2 | 65 | 3 | 3 | 27 |
| MC | 12 | 42 | 43 | 2 | 1 |
| $M_{23}C_6$ | 5 | 10 | 3 | 47 | 35 |

TABLA 23. Fase de carburos de los aceros rápidos

| Marca del acero | Cantidad, % | Composición | Marca del acero | Cantidad, % | Composición |
|-----------------|-------------|-------------|-----------------|-------------|-------------|
| P18 | 29 | M_6C | P18K5 Φ 2 | 29 | $M_6C + MC$ |
| P12 | 24 | $M_6C + MC$ | P10K5 Φ 5 | 24 | $M_6C + MC$ |
| P9 | 18 | $M_6C + MC$ | P9K5 | 18 | $M_6C + MC$ |
| P6M3 | 19 | $M_6C + MC$ | P9K10 | 18 | $M_6C + MC$ |
| P6M5 | 21 | $M_6C + MC$ | P6M5K5 | 21 | $M_6C + MC$ |
| P18 Φ 2 | 29 | $M_6C + MC$ | P9M4K8 | 22 | $M_6C + MC$ |
| P14 Φ 4 | 22 | $M_6C + MC$ | — | — | — |
| P9 Φ 5 | 21 | $M_6C + MC$ | — | — | — |

Observación: Después del revenido.

P9Φ5 cerca del 40% es ya de carburo MC). Probablemente, todos los aceros contienen además el 2—3% de carburo $M_{23}C_6$ (en la tabla 23 no se indica esto).

Además de tener distinta composición, los carburos de los aceros rápidos difieren por las condiciones en que se forman.

La composición física (estructural) del acero rápido recocido es una solución sólida α y tres tipos de carburos: eutectoides, que

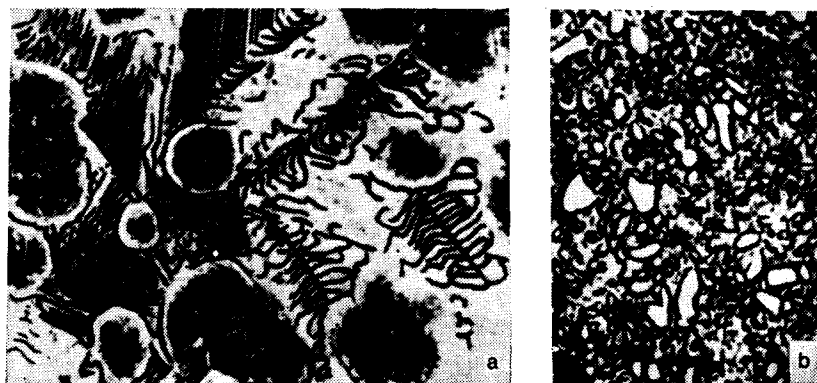


Fig. 39. Microestructura del acero rápido recocido. $\times 1000$: a, fundido; b, forjado²⁾

forman con la solución α perlita sorbitoides; secundarios, que se separan de la austenita después de la solidificación, y primarios, que se separan de la masa líquida fundida como resultado de la reacción eutética $L \rightarrow A + K_1$.

Respectivamente, en la estructura del acero fundido los carburos primarios forman eutética con la austenita (o con los productos de su descomposición) (fig. 39,a)¹⁾, la cual, al ser forjados (o laminados) se “disgrega” y los carburos eutéticos forman grandes inclusiones (fig. 39,b).

Los datos acerca de la cantidad de carburos que hay en los aceros rápidos bien recocidos se dan en la tabla 24.

Cuando el acero rápido recocido se calienta, al llegar al intervalo A_{c1} (de aproximadamente 800—830 °C) se produce la transformación

¹⁾ Últimamente el acero rápido se fabrica por los métodos de pulverización del metal líquido en el vacío o en un medio neutro. El polvo (gránulos) que se forma tiene varias decenas o centenas de micras de diámetro, se enfría rápidamente desde su estado líquido (la velocidad de enfriamiento es de $10^4 - 10^6$ grad/s) y la eutética ledeburítica no tiene tiempo de formarse y se separan del líquido partículas dispersas de los carburos primarios, principalmente del tipo MC y no del M_6C .

²⁾ En el acero fundido la componente estructural en forma de esqueleto es la ledeburita; las inclusiones redondas oscuras, los ejes de las dendritas compuestas de fases δ (ferrita a alta temperatura).

TABLA 24. Cantidad (%) y tipos de carburos que hay en el acero rápido recocido

| Acero | Cantidad total de carburos | Carburos eutectoides | Carburos secundarios | Carburos primarios |
|-------|----------------------------|----------------------|----------------------|--------------------|
| P9 | 17 | 3 | 9 | 5 |
| P12 | 24 | 5 | 12 | 7 |
| P18 | 30 | 5 | 15 | 10 |
| P6M5 | 22 | 5 | 10 | 7 |

de la eutectoide (perlita) en austenita¹⁾. Después de esta transformación quedan fuera de la solución los carburos secundarios y primarios (eutéticos). Si la temperatura sigue elevándose, los carburos secundarios pasan paulatinamente a la disolución. La temperatura óptima de temple no llega por lo general a la línea de sólido (para evitar el recalentamiento y el crecimiento del grano) y la fase de carburos está formada por carburos primarios y un número pequeño de secundarios.

El alto calentamiento de temple está determinado por la necesidad de disolver la mayor cantidad posible de carburos secundarios y de saturar la austenita, que en el temple se transforma en martensita con los elementos de aleación y asegura con esto la alta dureza en caliente y la estabilidad al rojo, es decir, la capacidad de trabajo de la herramienta de corte.

En la fig. 40 se dan las curvas que muestran como se satura de elementos de aleación la austenita del acero rápido marca P18 a medida que se eleva la temperatura.

En la fig. 40 se dan las curvas que muestran como se satura de elementos de aleación la austenita del acero rápido marca P18 a medida que se eleva la temperatura.

En este diagrama puede verse que el temple desde una temperatura relativamente baja, por ejemplo, 1100 °C, da un grado pequeño de saturación de la austenita con volframio (inferior al 3%).

No obstante, además de la estabilidad o dureza al rojo (que como se indicó es tanto mejor cuanto mejor calentado está el metal para el temple), tienen también importancia las propiedades mecánicas

¹⁾ Durante el enfriamiento (lento), en las proximidades de esta temperatura crítica la austenita vuelve a convertirse en eutética (perlita sorbitoides). Esta interpretación ordinaria de la transformación no es totalmente exacta. Lo que ocurre en realidad es la transformación peritectoide $\gamma + M_6C \rightarrow \alpha + M_3C$, quedando un exceso de carburo M_6C , y la composición de la peritectoide (perlita sorbitoides) es $\alpha + M_6C + M_3C$. El carburo M_6C , en dependencia de la composición concreta del acero, se puede sustituir por el carburo M_2C e incluso por el $M_{623}C_6$.

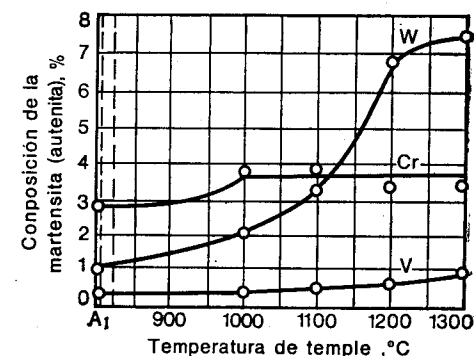


Fig. 40. Variación de la composición de la austenita (martensita) en el acero P18 en dependencia de la temperatura (autor)

del acero. Cuanto más bajas son éstas, más frecuentes son las roturas de la herramienta durante el trabajo. La granulación gruesa, debida al calentamiento excesivo, conlleva el empeoramiento de las propiedades mecánicas.

Por eso el acero rápido debe calentarse hasta temperatura de temple suficientemente alta, para que se disuelvan los carburos secundarios, pero no excesiva, para evitar que crezca el grano.

Cada marca de acero tiene su temperatura óptima de temple que se indica más adelante en la tabla 25.

TABLA 25. Propiedades de corte¹ y estabilidad al rojo de los aceros rápidos

| Marca del acero | Propiedades de corte | Estabilidad al rojo Er ₅₈ , °C | Marca del acero | Propiedades de corte | Estabilidad al rojo Er ₅₈ , °C |
|-----------------|----------------------|---|-----------------|----------------------|---|
| P12 | 1,0 | 620 | P14Φ4 | 1,1 | 630 |
| P12 | 1,0 | 620 | P18Φ2 | 1,0 | 630 |
| P9 | 1,0 | 620 | P9K10 | 1,15 | 640 |
| P6M3 | 1,0 | 620 | P10K5Φ5 | 1,1 | 635 |
| P6M5 | 1,0 | 620 | P18K5Φ2 | 1,1 | 640 |
| P9Φ5 | 1,05 | 625 | P9M4K8 | 1,25 | 640 |

¹ Velocidad de corte a igualdad de estabilidad (tomando como patrón la del acero P18—1,0).

El estudio metalográfico del acero rápido muestra bien las variaciones de estructura que ocurren en él al calentarse.

La fig. 41, a reproduce la microestructura del acero P18 después del temple desde 1240 °C. El grano de la austenita es fino y tiene una gran cantidad de

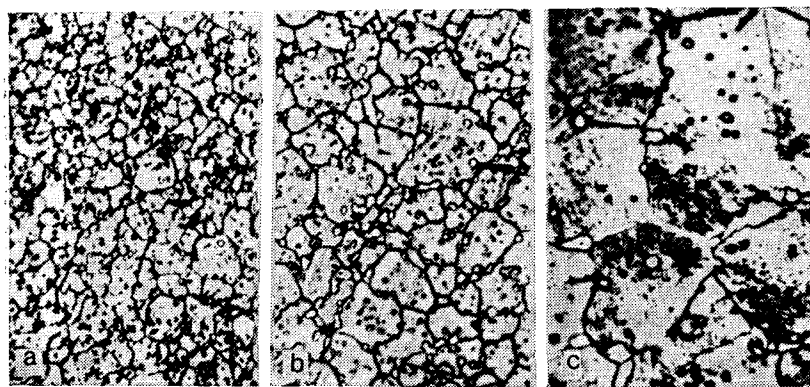


Fig. 41. Microestructura del acero P18. $\times 500$. Temperatura de temple: a, 1240° C (calentamiento incompleto); b, 1280° C (calentamiento normal); c, 1340° C (recalentamiento)

carburos. La fig. 41, b muestra la microestructura de este mismo acero después del temple desde 1280 °C. Esta temperatura es la óptima. El grano de la austenita ha crecido algo, pero, en cambio, la cantidad de carburos ha disminuido mucho, lo que atestigua que la austenita que se obtiene está más aleada. Un calentamiento superior al óptimo conduce a un crecimiento considerable del grano y a la formación de una red de carburos, y a veces, incluso a la fusión y aparición de una constituyente estructural eutéctica (fig. 41, c).

Con la elevación de la temperatura de temple, aumenta en la austenita el contenido de carbono y de elementos de aleación, que influyen activamente en el descenso del punto martensítico. Como resultado aumenta la cantidad de austenita residual (hasta el 30—35 %), lo que se ilustra en la fig. 42. Como vemos, cuando las tem-

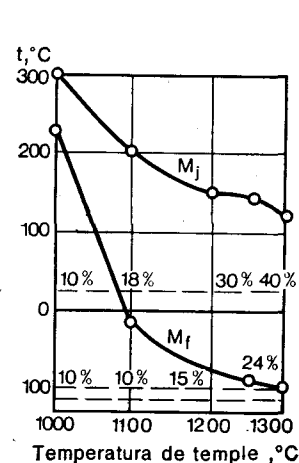


Fig. 42. Temperatura inicial y final de la transformación martensítica y cantidad de austenita residual antes (cifra superior) y después (cifras inferiores) del enfriamiento en oxígeno líquido, en dependencia de la temperatura de temple (autor)

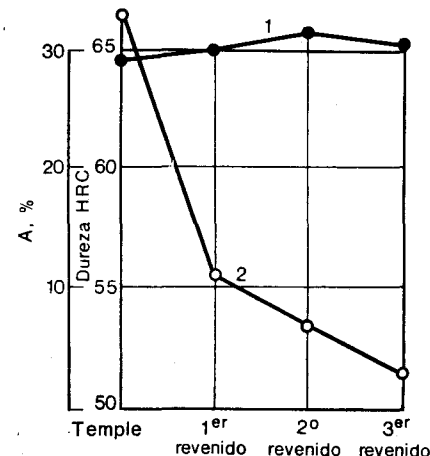


Fig. 43. Dureza HRC (1) y cantidad de austenita residual (2) en el acero P18 en dependencia del número de veces que se revene. La temperatura de temple, 1300° C, la de revenido, 560° C (autor).

peraturas de temple son superiores a 1000 °C, la temperatura final de la transformación martensítica se encuentra por debajo de 0 °C y el enfriamiento hasta temperaturas bajo cero provoca una transformación más completa de la austenita residual en martensita.

El revenido después del temple es necesario principalmente para descomponer totalmente la austenita residual, que rebaja las cualidades de corte de la herramienta.

Cuando se calienta el acero rápido hasta 500—550 °C, no ocurre ninguna variación importante; en cambio, un calentamiento hasta temperatura más alta (560—600 °C) provoca ya ciertas variaciones en la austenita residual (se supone que de ella precipitan carburos) y en el enfriamiento siguiente se produce su transformación en martensita. Es verdad que esta transformación no llega hasta el fin; pero si la operación de revenido a 560—580 °C se repite varias veces, puede conseguirse la transformación total de la austenita residual en martensita (fig. 43).

Este fenómeno se llama *temple o endurecimiento secundario*, porque como sabemos, la característica esencial del temple del acero es la formación de martensita.

Si la temperatura de revenido no supera 600 °C, repitiendo la operación de revenido no disminuye la dureza, sino al contrario, incluso aumenta un poco (fig. 43) en comparación con la dureza en estado de temple. Cuando el revenido se hace a más de 600 °C, la dureza disminuye a consecuencia de la descomposición de la martensita y de la coagulación de los carburos.

La microestructura del acero templado y revenido debe estar constituida por martensita acicular fina y carburos (fig. 44,a). Si el acero no está suficientemente bien revenido, además de la martensita acicular, se encontrará en la estructura austenita residual (fig. 44,b).

Una vez estudiadas las transformaciones que tienen lugar en el acero rápido, daremos a conocer su tratamiento térmico (fig. 45).

La temperatura de temple debe ser elevada en lo posible, pero no superior a la de comienzo del crecimiento intensivo del grano o a la fusión. Para el acero P18 la temperatura óptima de temple es de 1260—1280 °C, para el P6M5, 1210—1230 °C, y para los demás aceros, las que se indican en la tabla 26. Debido a la pequeña con-

TABLA 26. Regímenes de temperatura del tratamiento térmico de las herramientas de aceros rápidos

| Marca del acero | Temple | | | Revenido | | |
|-----------------|-----------------|------------|--------------------------|-----------------|---------------------|------------|
| | temperatura, °C | dureza HRC | cantidad de austenita, % | temperatura, °C | número de revenidos | dureza HRC |
| P18 | 1270—1290 | 62—64 | 25 | 560 | 3 | 63—65 |
| P12 | 1240—1260 | 62—64 | 25 | 560 | 3 | 63—65 |
| P9 | 1220—1240 | 62—64 | 30 | 560 | 3 | 63—65 |
| P6M3 | 1210—1230 | 62—64 | 25 | 550 | 2—3 | 63—65 |
| P6M5 | 1210—1230 | 62—64 | 25 | 550 | 2—3 | 63—65 |
| P9Φ5 | 1230—1250 | 62—64 | 40 | 570 | 3 | 64—66 |
| P14Φ4 | 1240—1260 | 62,5—64,5 | 35 | 570 | 3 | 64—66 |
| P18Φ2 | 1270—1290 | 62—64 | 35 | 570 | 3 | 64—66 |
| P9K10 | 1220—1240 | 62,5—64,5 | 30 | 570 | 2—3 | 64—66 |
| P10K5Φ5 | 1230—1250 | 62,5—64,5 | 35 | 570 | 3 | 64—67 |
| P18K5Φ2 | 1270—1290 | 62,5—64,5 | 30 | 570 | 3 | 64—66 |
| P9M4K8 | 1220—1240 | 63—65 | 35 | 550 | 2—3 | 65—68 |

ductibilidad térmica del acero, las herramientas no pueden colocarse directamente en el horno para el calentamiento definitivo, sino que, en evitación de que se formen grietas, se recomienda utilizar un calentamiento previo especial. El que más se usa es el calentamiento previo doble: primero a 500—600 °C y después a 830—860 °C.

El mantenimiento a la temperatura de temple, que facilita el paso de los carburos a la solución, actúa de un modo análogo a la elevación de dicha temperatura.

El enfriamiento de temple del acero rápido debe hacerse en aceite. Como resultado de un enfriamiento lento desde altas temperaturas

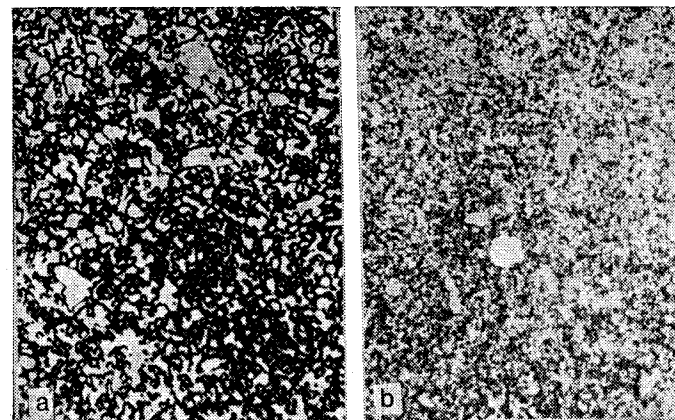


Fig. 44. Microestructura del acero rápido después del revenido: a, revenido correctamente: martensita + carburos, $\times 1000$; b, revenido incompleto: martensita + austenita + carburos, $\times 600$

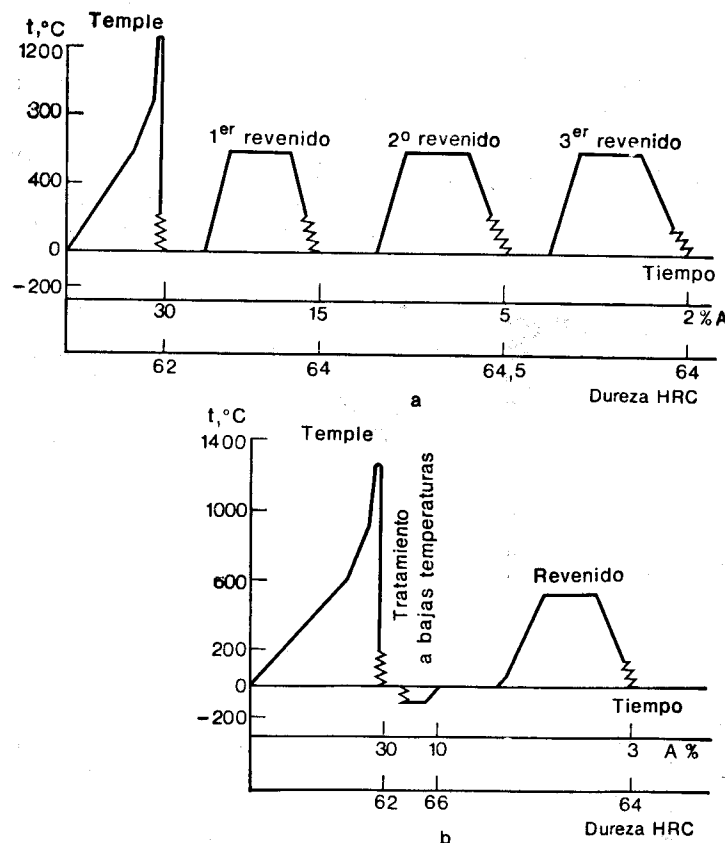


Fig. 45. Esquema de los regímenes de tratamiento térmico de las herramientas de acero rápido: a, sin tratamiento a temperaturas bajo cero; b, con tratamiento bajo cero

(por ejemplo, al aire) pueden separarse carburos, lo que empeora las propiedades de corte.

Da muy buenos resultados (en el sentido de disminuir la deformación de temple) el enfriamiento escalonado.

El revenido del acero puede efectuarse según dos regímenes distintos. El primer régimen (fig. 45,a) consiste en que la herramienta se somete a un triple revenido a 530 °C, manteniéndolo cada vez 1 hora a la temperatura de revenido. Después del primer revenido queda cerca de un 15 % de austenita residual, después del segundo revenido, un 3—5 %, y después del tercero, un 1—2 %. Con este tratamiento la dureza se eleva hasta HRC 64—65. La martensita se forma en el revenido, como ya se indicó, durante el enfriamiento desde 150 hasta 20 °C (en la fig. 45 las temperaturas de formación de la martensita se representan por medio de líneas onduladas).

El segundo régimen (fig. 45,b) consiste en que, después del temple, la herramienta se trata a —80 °C. Durante el enfriamiento desde la temperatura ambiente hasta —80 °C se forma cerca de un 15—20 % más (del volumen total de acero) de martensita, y después del tratamiento a temperatura bajo cero se conserva un 10—15 % de austenita residual. Esta austenita se transforma en martensita después de un revenido simple a 560 °C.

Los regímenes de temperatura del tratamiento térmico de los aceros rápidos de diversas marcas se indican en la tabla 26.

Para algunos tipos de herramienta se emplea la cianuración a baja temperatura, la cual mejora sus propiedades de corte.

En este caso la herramienta tratada térmicamente (templada o revenida) se trata adicionalmente en cianuros líquidos a 520—580 °C durante poco tiempo



Fig. 46. Fractura «naftalínica» del acero rápido



Fig. 47. Segregación de carburos en el acero rápido. $\times 100$

Como resultado de esta cianuración a baja temperatura, en la superficie de la herramienta se forma una capa saturada de nitrógeno y carbono. A pesar de que el espesor de esta capa es pequeño (de sólo varias micras), eleva considerablemente su resistencia al desgaste.

Para elevar la resistencia a la corrosión y mejorar algo las propiedades de corte, se practica el llamado *tratamiento al vapor*, que consiste en calentar en una atmósfera de vapor la herramienta acabada (a la misma temperatura que

la de revenido). Al hacer esto, en la superficie se forma una fina película de óxido de hierro magnético (2—3,5 μm) que impide que la viruta se adhiera a la herramienta y eleva la resistencia del acero a la corrosión.

Antes del tratamiento térmico, el acero rápido debe estar bien recocido.

Por lo general se practica el recocido isotérmico, ya que esto acelera el proceso. En este caso el acero se calienta hasta 860—900 °C y después de permanecer a esta temperatura se enfría hasta 700—750 °C. En este intervalo de temperaturas se mantiene el acero hasta que termina la transformación de la austenita, lo que ocurre al cabo de 1,5—2 horas.

Después de este tratamiento la dureza deberá ser HB 207—255. La estructura estará constituida por sorbita con inclusiones de carburos primarios y secundarios (véase la fig. 39, b).

En el acero rápido mal recocido, después del temple se observa un tipo especial de defecto: siendo normal la dureza y la cantidad de austenita residual, el acero resulta ser muy frágil y su fractura es de grano grueso, escamosa, parecida a la naftalina (fig. 46). Este tipo de defecto del acero rápido suele llamarse *fractura «naftalínica»*.

La calidad del acero rápido depende también considerablemente del grado de profundidad que alcanza la forja. Si es insuficiente se observa la llamada *segregación de carburos* (fig. 47), que son restos de zonas de eutéctica ledeburítica no divididos por la forja. Cuanto más manifiesta es la segregación de carburos, tanto peor es la calidad del acero rápido (disminuye la estabilidad de la herramienta en el trabajo, aumenta su fragilidad, etc.).

El instrumento fabricado de polvo, pulverizado durante la fusión, no tiene segregación de carburos debido a la alta dispersión de carburos primarios. Las cualidades mecánicas de este tipo de acero son muy elevadas.

5. ACEROS DE MATRICES

Para el trabajo de metales por presión se utilizan herramientas—troqueles, punzones, rodillos, cilindros, etc.—que deforman el metal. Los aceros que se emplean para hacer herramientas de este tipo se llaman aceros de matrices (por ser éstas las herramientas de este tipo que más se usan).

Los aceros de matrices se dividen en dos grupos: para deformar metal en frío y para deformar metal en caliente. Las condiciones de trabajo del acero en los diversos tipos de estampado o troquelado se diferencian mucho entre sí.

En el troquelado o estampado en caliente, el metal que se conforma, sometido a la acción de las dos mitades del troquel (estampa y contraestampa), se deforma y llena su cavidad interior. Esta cavidad interna («figura») está en contacto durante el trabajo con el metal caliente, por lo que el acero de matrices para estampar en caliente no sólo debe poseer determinadas propiedades mecánicas en frío sino también cualidades mecánicas suficientemente altas en caliente. Es de desear especialmente que tengan un alto límite de fluencia (elasticidad) para que al sufrir grandes presiones no se deforme la estampa. Para las estampas de forja tiene también mucha importancia la tenacidad, para que no se rompan durante el trabajo al golpear el metal que se deforma. La resistencia al desgaste es muy importante en todos los casos, puesto que asegura la conservación de las dimensiones de la «figura», es decir, la duración de la estampa.

Para las herramientas de prensa, que trabajan sin golpes, tiene gran importancia la resistencia al desgaste en caliente, y relativa-

mente menos la tenacidad. Por esto para las estampas de martillo se utilizan marcas distintas de las que se emplean para las herramientas de prensa.

Para el troquelado en frío, el acero de que se fabrican las matrices debe tener una gran dureza, que asegure la resistencia del acero al desgaste por rozamiento, aunque la tenacidad tiene también importancia primordial, sobre todo para los punzones.

El acero para las estampas de trabajo en caliente debe tener la menor sensibilidad posible a los calentamientos locales. En un acero insuficientemente tenaz (plástico), por ejemplo, mal revenido, el calentamiento local puede ocasionar la formación de grietas.

Aún son más duras las condiciones de trabajo en que se encuentra el acero en los moldes para la colada a presión. El calentamiento de la superficie de trabajo del molde por el metal fundido y el enfriamiento con agua de las partes internas de dicho molde, provocan esfuerzos térmicos considerables. El acero que se usa para estos moldes debe tener suficiente resistencia al desgaste y a la corrosión de las superficies de trabajo por el metal fundido y altas cualidades mecánicas.

Además de las propiedades indicadas, del acero con que se hacen las estampas de grandes dimensiones se requiere una templabilidad elevada. El acero que se utiliza para matrices y punzones de configuración compleja debe deformarse poco al templarse.

En vista de las numerosas y diversas condiciones que se imponen a las estampas, de acuerdo con su fin se utilizan aceros de distintas marcas, desde los simples aceros al carbono hasta los aleados complejos.

Estudiaremos por separado los aceros para matrices de troquelado en frío y de troquelado en caliente.

La herramienta para deformar metal en frío debe poseer gran dureza (no inferior prácticamente a HRC 58). En una serie de casos la elevada dureza (superior a HRC 62) proporciona también una mayor estabilidad en el trabajo. Por esto, para este tipo de herramienta se utilizan aceros con no menos de 1% de contenido de carbono en estado de martensita revenida a baja temperatura. Para estas herramientas se emplean los aceros que conocimos en los ps. 1 y 2 de este capítulo.

De acero al carbono de las marcas Y10, Y11, Y12 se hacen las estampas de pequeñas dimensiones y configuración simple: como su temple es poco profundo, deben utilizarse para condiciones de trabajo relativamente ligeras (pequeño grado de deformación y dureza no elevada del material que se estampa).

Para estampas de configuración más compleja y condiciones de trabajo más duras, se utilizan aceros aleados que se templean en aceite (de gran templabilidad); el que se usa con más frecuencia es el acero X (X15).

Los cilindros de las máquinas de laminar en frío, que pueden considerarse como herramientas que deforman metal en frío, se hacen de aceros al cromo con el 1 ó el 2% de Cr, (9X: 0,95—1,10% de C, 1,4—1,7% de Cr; 9X2: 0,85—0,95% de C, 1,7—2,1% de Cr). Debido a que su sección es grande, estos cilindros se templean en agua y después se someten a revenido a baja temperatura, a 100—120 °C. Esto se hace para que la superficie del cilindro (hasta 10—15 mm de profundidad) tenga la dureza máxima posible (HRC 64—66), ya que esto, a la vez que otras condiciones (ausencia de recalentamientos, distribución regular de los carburos, etc.) asegura una alta estabilidad en el trabajo.

Y al contrario, para algunos tipos de herramientas que deforman metal en frío, pero por percusión (como sellos, herramientas para martillos neumáticos, cortafíos y otras), la dureza debe reducirse a un límite superior del orden de HRC 52—58 (según el tipo de herramienta y las condiciones de trabajo).

Cuando las condiciones de trabajo son relativamente ligeras (golpes flojos y pequeña deformación del metal como, por ejemplo, los sellos y cortafíos para trabajo a mano), se utiliza acero al carbono Y7, Y8 y Y9. La dureza necesaria (HRC 58) se obtiene por temple y revenido a 250—350 °C. Buenos resultados, en cuanto a estabilidad, se obtienen por medio del llamado "temple de gradiente" o "temple con autorrevenido" (véase el tomo 1). El grado de calentamiento se controla, en el caso del autorrevenido, bien por las condiciones de enfriamiento rigurosamente reglamentadas en tiempo, o bien por los colores del revenido. Con estos procedimientos de tratamiento térmico no se obtiene una dureza uniforme, sino alta en la parte de trabajo y decreciente paulatinamente hacia la parte que no interviene en el trabajo; esta circunstancia asegura la gran estabilidad en el trabajo de estas herramientas.

La composición de los aceros de matrices cuyas marcas se usan más, se da en la tabla 27.

TABLA 27. Composición, propiedades y tratamiento térmico de los aceros para herramientas de deformación en frío por percusión (GOST 5950—73)

| Marca del acero | Contenido de elementos, % | | | | Temple | | Revenido | |
|-----------------|---------------------------|---------|---------|---------|-----------------|---------------------|-----------------|------------|
| | C | Si | Cr | W | temperatura, °C | dureza HRC (mínima) | temperatura, °C | dureza HRC |
| 4XC | 0,35—0,45 | 1,2—1,6 | 1,3—1,6 | — | 880—890 | 47 | 240—270 | 51—52 |
| 6XC | 0,60—0,70 | 0,6—1,0 | 1,0—1,3 | — | 840—860 | 56 | 240—270 | 52—54 |
| 4XB2C | 0,35—0,44 | 0,6—0,9 | 1,0—1,3 | 2,0—2,5 | 860—900 | 53 | 240—270 | 50—52 |
| 5XB2C | 0,45—0,54 | 0,5—0,8 | 1,0—1,3 | 2,0—2,5 | 860—900 | 55 | 240—270 | 51—53 |
| 6XB2C | 0,55—0,65 | 0,5—0,8 | 1,0—1,3 | 2,0—2,5 | 860—900 | 57 | 240—270 | 53—55 |
| | | | | | | | 420—440 | 45—47 |
| | | | | | | | 420—440 | 46—48 |

Observaciones: 1. Todos los aceros contienen un 0,2—0,4% de Mn; < 0,3% de Ni y < 0,03% de S y P.

2. La dureza después del temple es la que garantizan las normas GOST; la dureza después del revenido, dentro de las oscilaciones ordinarias.

En esta tabla se indican también los parámetros principales del tratamiento térmico (temperaturas de temple y revenido) y la dureza en estado de temple. Como es natural, estos aceros aleados se templean en aceite.

Para estampas y otras herramientas que deforman el metal en frío o calentado relativamente poco (quijadas y rodillos de laminar, hileras de trefilar y otras) se emplean mucho los aceros de alto cromo (12% de Cr siendo de 1—1,5% el contenido de C), que poseen gran resistencia al desgaste, elevada resistencia al calor, poca deformabilidad al ser tratados térmicamente y algunas otras propiedades especiales.

La composición de los aceros para herramientas con el 12% de cromo se indica en la tabla 28.

Todos los aceros de alto cromo para matrices contienen por término medio un 12% de Cr (del acero X6BΦ, con contenido medio de Cr del 6%, se hablará más adelante) y un alto porcentaje elevado de carbono. Esto origina la formación de una gran cantidad de carburos de cromo (Cr₇C₃).

Precisamente la gran cantidad de fase de carburo que hay en exceso (cualquiera que sea el régimen de tratamiento térmico) hace que el acero sea muy resistente al desgaste. La aptitud de estos carburos para pasar a la solución,

TABLA 28. Composición de los aceros de matrices para conformación en frío, % (GOST 5950—73)

| Marca del acero | C | Cr | Mo | W | V |
|-----------------|-----------|-----------|---------|---------|----------|
| X12 | 2,0—2,3 | 11,5—13,0 | — | — | — |
| X12BM | 2,0—2,2 | 11,0—12,5 | 0,6—0,9 | 0,5—0,8 | 0,15—0,3 |
| X12M | 1,45—1,7 | 11—12,5 | 0,4—0,6 | — | 0,15—0,3 |
| X12Φ1 | 1,2—1,45 | 11,0—12,5 | — | — | 0,7—0,9 |
| X6BΦ | 1,05—1,14 | 5,5—7,0 | — | 1,1—1,5 | 0,5—0,7 |
| 6X6B3MΦC | 0,5—0,6 | 5,5—6,5 | 0,6—0,9 | 2,5—3,2 | 0,5—0,8 |
| (55X6B3CMΦ) | | | | | |
| 80X4B3M3Φ2 | 0,75—0,85 | 3,5—4,5 | 2,5—3,0 | 2,5—3,2 | 1,9—2,5 |
| 7XT2BM | 0,68—0,76 | 1,5—1,8 | 0,5—0,8 | 0,5—0,9 | 0,1—0,25 |

Observación: Todos estos aceros contienen: < 0,4% de S; < 0,35% de Mn; < 0,35% de Ni y < 0,03% de P y S.

en tanto mayor grado, cuanto más elevado sea el calentamiento, permite, variando la temperatura de temple, cambiar las propiedades del acero y su comportamiento durante el tratamiento térmico.

Por su naturaleza, los aceros del tipo X12 se parecen a los rápidos, porque en ellos se efectúan las mismas transformaciones que en éstos.

La fig. 48 representa un diagrama que indica la dureza (HRC) y la cantidad de austenita (A%) que hay en el acero X12Φ1 en dependencia de la tem-

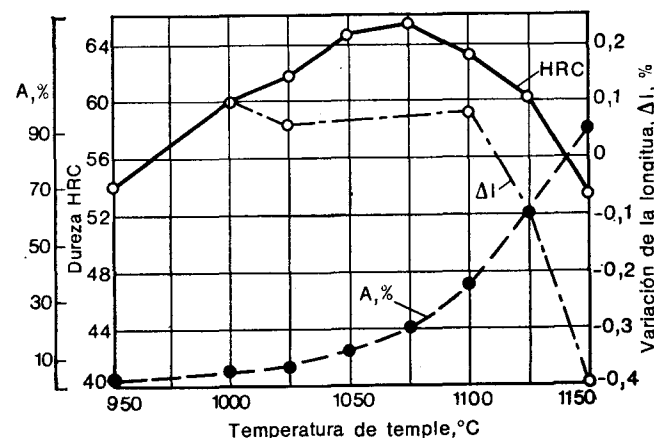


Fig. 48. Influencia de la temperatura de temple en la dureza del acero X12Φ1 en la cantidad de austenita residual y en la variación de la longitud (Δl)

peratura de temple. Al principio, con la elevación de la temperatura de temple, aumenta la dureza. La mayor dureza del acero X12Φ1 se consigue con el temple desde 1075 °C. Si se sigue elevando la temperatura, la dureza disminuye, debido a que los carburos de cromo se disuelven y la cantidad de austenita residual, aumenta.

Del acero tipo X12 puede conseguirse la gran dureza necesaria templándolo en aceite desde altas temperaturas (1150 °C), con lo que se obtiene una gran cantidad de austenita residual, y sometiéndolo después al tratamiento a temperaturas bajo cero y al revenido, con lo cual se logra descomponer la austenita residual y se alcanza una gran dureza (> HRC 60). Este método de tratamiento

para obtener la llamada dureza secundaria, que se aplica a los aceros rápidos, se acepta también para tratar los aceros de alto cromo. Pero más frecuentemente el acero tipo X12 se temple a las temperaturas que proporcionan la mayor dureza después del temple (desde 1050—1075 °C) y se somete luego al revenido a baja temperatura (a 150—180 °C). La dureza en ambos casos es la misma (HRC 61—63), pero en el primer caso posee mayor estabilidad al rojo y en el segundo, más resistencia.

Los regímenes de tratamiento térmico que se aplican a los aceros X12Φ1 y X12M, las propiedades que se obtienen con ellos y algunos datos acerca de su estructura (cantidad de austenita), se dan en la tabla 29.

TABLA 29. Regímenes de tratamiento térmico del acero X12Φ1 (X12M)

| Régimen | Temperatura, °C | Medio de enfriamiento | Dureza HRC (después del temple) | Cantidad de austenita, % | Temperatura de revenido, °C | Número de op. de revenido | Dureza HRC (después del revenido) |
|---------|-----------------|--|---------------------------------|--------------------------|-----------------------------|---------------------------|-----------------------------------|
| I | 1070±10 | Aceite (salitre) | 62—64 | 20—25 | 160 | 1 | 62—64 |
| II | 1070±10 | Idem | 62—64 | 20—25 | 200 | 1 | 58—60 |
| III | 1170±10 | Aceite (salitre) + tratamiento bajo cero a -70°C | 151—153 | 30—35 | 520 | 2—3 | 60—62 |
| IV | 1120±10 | Aceite (salitre) | 57—59 | 35—45 | Acabado térmico | | 57—59 |

Observaciones: I, régimen ordinario; II, se aplica si el tratamiento con el régimen I no asegura la tenacidad necesaria; III, para las herramientas de corte cuando se requiere resistencia al desgaste; IV, se emplea cuando es necesario que las dimensiones no varíen.

Como en el acero tipo X12 la cantidad de austenita residual varía dentro de unos límites amplios (casi desde 0 hasta 100%), es natural que el cambio de volumen que se observa durante el temple también varíe mucho. Cuando se temple para obtener martensita, el acero adquiere un volumen mayor que el inicial, y cuando se temple para obtener austenita, su volumen será menor (véase la curva Δl de la fig. 48). A cierta temperatura, la relación austenita—martensita

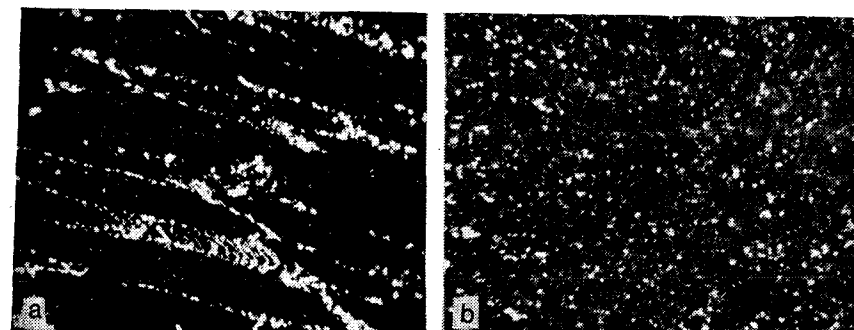


Fig. 49. Microestructura del acero. ×100: a, X12; b, X6BΦ

que se obtiene es tal, que el volumen del acero templado es exactamente igual que el inicial. Como se deduce de la gráfica de la fig. 48, esto ocurrirá si el temple se hace desde 1120 °C, fijándose entonces cerca de un 50% de austenita residual y siendo la dureza de cerca de HRC 58 (en este caso Δl = 0). Sin embargo, las posibles oscilaciones de la temperatura de temple, de las condiciones de enfriamiento y de otros detalles del régimen térmico, hacen por regla

general, que las dimensiones de la estampa no resulten ser exactamente iguales que las iniciales.

Si las dimensiones de la estampa disminuyen ¹⁾, se da un revenido a 520 °C. Como resultado de este revenido, la austenita residual se transforma parcialmente en martensita y las dimensiones de la estampa aumentan. Si las dimensiones de la estampa se agrandan durante el temple (la estampa "crece"), se somete a revenido a 350 °C. A estas temperaturas de revenido la austenita se conserva, la martensita tetragonal se convierte en revenida y las dimensiones de la estampa, aumentan.

Esta operación se llama *acabado térmico*. Con este acabado puede conseguirse que las dimensiones de las estampas grandes tengan las medidas necesarias con una exactitud de $\pm 0,1$ mm.

Los aceros X12Φ1, X12M y los semejantes a ellos se deforman poco cuando se templen, y, aplicándoles el acabado térmico, su deformación puede reducirse prácticamente a cero. Por lo tanto, estos aceros deben recomendarse para herramientas de forma compleja cuya deformación al templarse es inadmisiblemente.

Un inconveniente notable del acero X12 es su poca resistencia mecánica, debida a que en él existe una gran cantidad de fase de carburos. Y como la cantidad de esta fase será tanto mayor, cuanto más carbono haya en el acero, ésta es la causa por la cual el acero X12 (con el 2,0—2,3% de C) sólo se emplea para fines de poca responsabilidad y herramientas de estructura simple.

Para los aceros rápidos y para los del tipo X12 tiene gran importancia la distribución de la fase de carburos. La distribución de los carburos en filas, su concentración, es decir, todo lo que se llama "segregación de carburos", empeora mucho la resistencia del acero. Cuanto mayor es el aplastamiento, es decir, cuanto menor es la sección del metal (pieza bruta, barra), tanto más se fraccionan las concentraciones de carburos y tanto mejor es la calidad del acero (fig. 49, a, b). Por esto debe recomendarse una buena forjadura en aquellos casos en que la estampa ha de tener grandes dimensiones. El aplastamiento se consigue en este caso por recalado y estirado alternativos. Sin embargo, haciendo esto tampoco se consigue siempre eliminar la "segregación de carburos" en el grado necesario.

Un acero de esta misma clase, pero con menor contenido de carbono y de cromo y menos propenso a la segregación de carburos viene expuesto por el acero X6BΦ en la tabla 28. El acero X6BΦ contiene menos carburos que el acero de tipo X12 (un 12—14% de carburo M_7C_3 en el acero X6BΦ recocido, frente a un 15—17% en el X12Φ1 y un 25—30% en el X12) y, a igualdad de las demás condiciones, la "segregación de carburos" es menor en él (fig. 49, b).

Pasemos ahora a estudiar los aceros que se emplean para fabricar las estampas que deforman el metal en caliente. El metal que se utiliza en estas estampas debe tener un conjunto determinado de propiedades, a saber:

Resistencia a altas temperaturas. El metal de las estampas que trabajan en caliente debe poseer un alto límite de fluencia y una gran resistencia al desgaste a altas temperaturas, para que sean más lentos los procesos de abrasión y deformación de los elementos de la figura de la estampa, que se caldean por contacto con el metal caliente.

Estabilidad al rojo. Las cualidades a altas temperaturas no deben decaer por la acción prolongada de estas últimas; el metal de las estampas para trabajo en caliente debe ser estable al revenido.

¹⁾ O, como suele decirse, la estampa "encoge".

Resistencia a la fatiga térmica. El calentamiento y enfriamiento cíclicos de la superficie de la estampa durante el trabajo y, por consiguiente, la dilatación y la compresión alternativa de las capas superficiales ocasiona la aparición de grietas de fatiga térmica. El material de las estampas debe poseer una alta resistencia a la fatiga térmica.

Tenacidad. La deformación del metal al estamparlo va acompañada de la acción percutora de este metal sobre la estampa, por esto el material para los troqueles debe tener determinada tenacidad, sobre todo para el estampado en martillos, en cuyo caso hay que conseguir la elevación necesaria de la tenacidad incluso a expensas de cierta disminución de la resistencia a altas temperaturas.

Templabilidad. Muchas estampas tienen dimensiones bastante grandes (por ejemplo, hay dados de estampas de forja que tienen $500 \times 500 \times 1000$ mm). Para obtener buenas propiedades por toda la sección, en particular suficiente tenacidad, el acero de las estampas debe templarse profundamente.

Fragilidad de revenido. Como con el enfriamiento rápido de las estampas de grandes dimensiones no puede evitarse la fragilidad de revenido, la sensibilidad del acero a este defecto debe ser mínima.

Adhesividad. A gran presión, el metal caliente puede adherirse al metal de la estampa (fenómeno de la adhesión) y cuando la pieza estampada se arranca del troquel, cada vez destruye parcialmente su superficie. Este fenómeno destructivo se manifestará con tanta mayor intensidad, cuanto mayor sea la interacción de adherencia del metal estampado con el de la estampa. Por lo tanto, esta interacción deberá ser la menor posible.

Para las estampas que trabajan en condiciones ligeras ¹⁾ se utilizan aceros al carbono que contienen desde el 0,6 hasta el 1,0% de C, es decir, aceros de las marcas Y7, Y8, y Y9. El que más se emplea para hacer estampas es el acero Y7.

Sin embargo, conviene decir que en condiciones actuales se utiliza poco el acero al carbono en la fabricación de estampas, ya que la intensidad del estampado es grande y las herramientas no tienen la necesaria estabilidad en el trabajo.

Para condiciones de trabajo más duras se emplean aceros aleados ²⁾.

La composición de los aceros aleados para estampas de martillo se ofrece en la tabla 30.

¹⁾ Pueden considerarse condiciones ligeras de trabajo las del estampado con pequeñas presiones sobre la superficie de la estampa, por ejemplo, el estampado con pequeños grados de deformación y el estampado de piezas de aleaciones blandas y plásticas.

²⁾ Deben considerarse condiciones duras de trabajo de una estampa, el estampado de gran rendimiento, el estampado de piezas de grandes dimensiones y el estampado en el caso en que el surco que forma la figura en la estampa, es profundo y de configuración compleja.

TABLA 30. Composición del acero para estampas de martillo, %
(GOST 5950—73)

| Marca del acero | C | Mn | Si | Cr | Ni | Mo, W, Ti |
|-----------------|---------|---------|-----------|----------|---------|--------------|
| 5XHM | 0,5—0,6 | 0,5—0,8 | 0,15—0,35 | 0,5—0,8 | 1,4—1,8 | 0,15—0,30 Mo |
| 5XTM | 0,5—0,6 | 1,2—1,6 | 0,25—0,65 | 0,6—0,9 | — | 0,15—0,30 Mo |
| 5XHCB | 0,5—0,6 | 0,3—0,6 | 0,6—0,9 | 1,3—1,6 | 0,8—1,2 | 0,4—0,6 W |
| 5XHT | 0,5—0,6 | 0,5—0,8 | 0,15—0,35 | 0,9—1,25 | 1,4—1,8 | 0,08—0,15 Ti |

El acero 5XHM, además de típico, es el que más se emplea y, probablemente, el mejor de los que se indican en la tabla 30. Los demás son aceros sucedáneos, en los cuales el níquel (o el molibdeno) se ha sustituido por otros elementos, lo que empeora un poco su calidad.

Las propiedades mecánicas de los aceros para estampas a la temperatura ambiente pueden valorarse por las cifras siguientes (después del temple y del revenido a 550 °C): $\sigma_B = 120—130$ kgf/mm², $\delta = 10—13\%$, $\psi = 40—45\%$, $\alpha_{eI} = 4—5$ kgf·m/cm². Estas propiedades las tienen todos los aceros indicados en la tabla 30 a excepción de los 5XTM y 5XHT.

El acero 5XTM tiene menos plasticidad ($\psi = 30\%$) y tenacidad ($\alpha_{eI} = 3—4$ kgf·m/cm²), como consecuencia natural de la sustitución del níquel por manganeso.

El acero 5XHT, como no contiene elementos que retrasan el proceso de revenido (molibdeno, volframio), pierde la resistencia más pronto, y cuando el revenido es a 550 °C, tiene menor resistencia, pero más plasticidad (tabla 31). Debido a la ausencia de estos elementos, el acero 5XHT es más sensible a la fragilidad de revenido de II género (tabla 32).

Las propiedades mecánicas de los aceros para estampas de martillo a 600 °C se dan en la tabla 31.

TABLA 31. Propiedades mecánicas de los aceros para estampas a 600 °C

| Marca del acero | σ_B , kgf/mm ² | $\sigma_{0,2}$, kgf/mm ² | ψ , % | α_{eI} , kgf·m/cm ² |
|-----------------|----------------------------------|--------------------------------------|------------|---------------------------------------|
| 5XHM | 35 | 25 | 65 | 8 |
| 5XTM | 43 | 40 | 85 | 4 |
| 5XHCB | 40 | 30 | 40 | 5 |
| 5XHT | 25 | 20 | 90 | 8 |

TABLA 32. Resiliencia de los aceros para estampas revenidos a 500 °C kgf·m/cm²

| Marca del acero | Enfriamiento después del revenido | | Grado de aumento de la fragilidad ¹⁾ |
|-----------------|-----------------------------------|-------|---|
| | rápido | lento | |
| 5XHM | 7 | 6,2 | 0,8 |
| 5XHCB | 5 | 4,7 | 0,3 |
| 5XHT | 7 | 3,0 | 2 |

¹⁾ Diferencia entre la resiliencia después del revenido rápido y lento.

De aceros de estas marcas se hacen los “dados”, es decir, las piezas forjadas de gran tamaño y forma prismática, en una de cuyas caras se labra la figura. Después de forjados, los dados se revienen siguiendo un régimen isotérmico¹⁾.

Una vez revenidos correctamente, su dureza debe corresponder a una huella Brinell de 3,9—4,3 mm de diámetro.

El temple y revenido de una estampa son operaciones complejas y de mucha responsabilidad, sobre todo si se tiene en cuenta el gran tamaño de la pieza.

El calentamiento para el temple se hace hasta 20—40 °C más arriba del punto A_{c3} (~850 °C) lentamente, lo cual tomando en consideración las grandes dimensiones de la estampa, generalmente es de decenas de horas. El temple se realiza en aceite.

Es evidente que para poder efectuar el tratamiento térmico de estampas, el taller debe estar equipado con los correspondientes hornos, grandes baños de temple y medios de elevación y transporte.

Inmediatamente después del temple, en cuanto la estampa se enfría hasta 100—150 °C, se traslada al horno para revenido.

El régimen de revenido y la dureza de trabajo respectiva se elige basándose en los datos prácticos de la durabilidad de las estampas. De orientación pueden servir las temperaturas de revenido y los valores de la dureza que se indican en la tabla 33.

TABLA 33. Temperatura de revenido y dureza de las estampas de martillo de acero 5XHM

| Tamaño (altura de la estampa), mm | Temperatura de revenido, °C | Duración del revenido, h | Dureza HB |
|-----------------------------------|-----------------------------|--------------------------|-----------|
| 250—300 | 480—510 | 9—11 | 387—444 |
| 300—400 | 520—540 | 11—15 | 363—387 |
| 400—600 | 550—580 | 15—22 | 302—341 |

Las herramientas para prensas y las estampas para las máquinas de forjar horizontales se hacen de otros aceros de aleación más rica, ya que como el trabajo es más suave, puede cederse un poco en tenacidad para conseguir mayor resistencia a elevadas temperaturas.

La composición de los aceros para estampas de máquinas de forjar horizontales y prensas se indica en la tabla 34.

Para este fin podrían utilizarse en principio los aceros rápidos, pero no son suficientemente plásticos.

Los aceros de la tabla 34 se parecen a los rápidos (por ejemplo, el 3X2B8 es semejante a P9), pero contienen menos carbono, lo que los hace más tenaces.

El que más se usa es el acero 3X2B8. El acero 4XBΦ2M2 ha demostrado en las pruebas que su durabilidad es mayor, y la del 4X5B2ΦC es igual a la del 3X2B8.

La resistencia, lo mismo que la dureza, del acero 3X2B8 y de otros de este tipo varía poco hasta temperaturas de revenido de 600—650 °C (como los aceros rápidos). Esto demuestra la alta estabilidad al rojo de estos aceros (fig. 50, a), debida a su aleación con volframio y molibdeno, que forman carburos M_6C , los cuales sólo segregan a temperaturas superiores a 600 °C. Por esto el acero posee gran resistencia y dureza a elevadas temperaturas (hasta 600—650 °C) (fig. 50, b).

¹⁾ Austenitización a 850—880 °C, enfriamiento hasta 600—650 °C y permanencia a esta temperatura hasta que termina la descomposición de la austenita.

Las propiedades mecánicas de algunos aceros para herramientas de prensa a temperaturas elevadas se caracterizan por los datos recogidos en la tabla 35. No debe pensarse que para todas las piezas de las herramientas de prensa se utilizan los aceros indicados en la tabla 35 y otros semejantes a ellos.

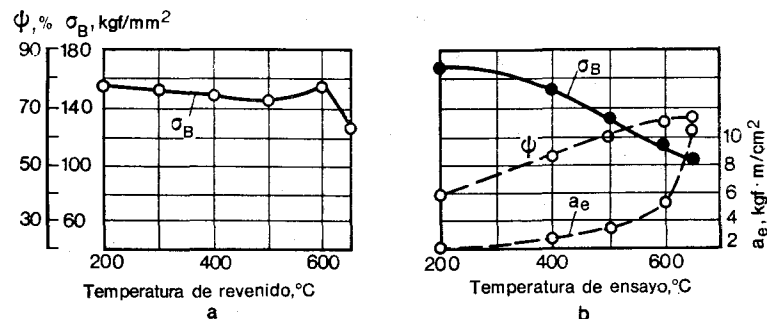


Fig. 50. Influencia del revenido y de la temperatura de ensayo en las propiedades del acero 3X2B8 (autor)

Las matrices y los punzones de perforar y conformar de pequeña longitud y gran diámetro, que se calientan menos en el trabajo y sufren menos presiones que otras partes de la herramienta de prensa, se hacen de acero ya conocido 5XHM o del de construcción 30XTC.

Para los punzones y matrices que trabajan a altas presiones y temperaturas, debe utilizarse el acero 3X2B8 y sus semejantes. Cuando por las condiciones de trabajo se producen golpes, en vez del acero 3X2B8 debe emplearse acero del tipo 5XHM ó 4X5B2ΦC, que posee más tenacidad que el 3X2B8 y mayor estabilidad al rojo que el 5XHM.

Por consiguiente, para las herramientas de prensa debe utilizarse:

1) Acero 3X2B8 u otros que pueden sustituirle, puesto que él es deficitario por su alto contenido de volframio (véase la tabla 34), para las partes que sufren más carga desde el punto de vista térmico;

2) aceros del tipo 5XHM (tabla 30), para las piezas sometidas a percusión, siendo relativamente moderadas las cargas de carácter térmico;

3) acero 4X5B2ΦC, para las piezas sometidas a temperaturas de trabajo relativamente altas y a carga dinámica;

4) aceros de construcción del tipo 30XTC ó 40XH, para las partes de las estampas que sólo experimentan cargas mecánicas considerables, calentándose poco (hasta 300 °C).

El tratamiento térmico de las piezas de estampas para máquinas de forjar horizontales y prensas (matrices, punzones, etc.), fabricadas de acero 3X2B8 y otros, consiste en el temple (en aceite) y el revenido.

Los parámetros fundamentales del régimen de tratamiento térmico de estos aceros se da en la tabla 36.

Además de los aceros enumerados se emplea también el 7X3 (0.6—0.7% de C 3.2—3.8% de Cr y los demás elementos dentro de los límites ordinarios), que es más resistente al desgaste, en virtud de que su contenido de carbono es mayor que el de los demás aceros, pero que desmerece considerablemente de los del tipo 3X2B8 y 5XHM en tenacidad y estabilidad al rojo. El acero 7X3 se utiliza en las estampas que trabajan en condiciones de calentamiento no elevado (400—500 °C).

Los regímenes de temperatura de trabajo de las piezas de moldes para colada a presión se parecen a los de las estampas para trabajo en caliente. Por esto, para dichos moldes, se emplean los mismos aceros: 3X2B8, para las piezas que soportan más carga de carácter térmico, y aceros más simples (7X3, 30XTC e incluso los aceros al carbono 40 y Y7) e inoxidables del tipo 3X13 (que estudiaremos más adelante), para las piezas que sufren cargas térmicas menores.

TABLA 34. Composición de los aceros para estampas de máquinas de forjar horizontales y prensas, % (GOST 5950—73)

| Marca del acero | C | Mn | Si | Cr | W | Mo | V |
|-----------------|-----------|----------|-----------|---------|---------|---------|---------|
| 3X2B8 | 0,3—0,4 | 0,15—0,4 | 0,15—0,40 | 2,2—2,7 | 7,5—9,0 | — | 0,2—0,5 |
| 4X5B2ΦC (ЭИ958) | 0,35—0,45 | 0,15—0,5 | 0,8—1,2 | 4,5—5,5 | 2,6—2,4 | — | 0,8—1,2 |
| 4X2B5ΦM (ЭИ959) | 0,35—0,45 | 0,15—0,4 | 0,15—0,35 | 2,0—3,0 | 4,5—5,5 | 0,6—1,0 | 0,6—1,0 |
| 4X3B2Φ2M2 (ЭП1) | 0,35—0,45 | 0,3—0,5 | 0,15—0,35 | 3,0—3,7 | 2,0—2,7 | 2,0—2,5 | 1,5—2,0 |

TABLA 35. Propiedades mecánicas de los aceros para herramientas de prensa a 600 °C

| Marca del acero | Tratamiento térmico, °C | | σ_B , kgf/mm² | ψ , % | a_{eT} , kgf·m/cm² | Dureza HB |
|-----------------|-------------------------|----------|----------------------|------------|----------------------|-----------|
| | temple | revenido | | | | |
| 2X2B8 | 1100 | 600 | 110 | 50 | 4,5 | 300 |
| 4X5B2ΦC | 1050 | 550 | 115 | 45 | 5,0 | 345 |
| 4X2B5ΦM | 1050 | 550 | 120 | 40 | 3,0 | 360 |
| 4X3B2Φ2M2 | 1100 | 600 | 110 | 35 | 4,0 | 300 |

Observación: La mayor resistencia de los aceros 4X5B2ΦC y 4X2B5ΦM se debe a que la temperatura de revenido es más baja.

TABLA 36. Regímenes de tratamiento térmico de los aceros para herramientas de prensa

| Marca del acero | Recocido | | Temple | | Revenido | |
|-----------------|-----------------|-----------|-----------------|------------|-----------------|------------|
| | temperatura, °C | dureza HB | temperatura, °C | dureza HRC | temperatura, °C | dureza HRC |
| 3X2B8 | 750—780 | 187—220 | 1050—1100 | 48—50 | 600—620 | 38—44 |
| 4X5B2ΦC | 840—880 | 207—229 | 1020—1060 | — | 580—620 | 44—50 |
| 4X2B5ΦM | 840—880 | 207—229 | 1050—1100 | — | 600—650 | 44—50 |
| 4X3B2M2Φ | 860—890 | 207—229 | 1050—1100 | 51—53 | 600—620 | 38—42 |

6. ALEACIONES DURAS

Como puede verse en el diagrama de la fig. 37, la temperatura de trabajo de corte de las herramientas de aleaciones (metales) duros puede elevarse hasta 800—1000 °C, mientras que en las herramientas de acero rápido no debe tolerarse que el filo se caliente a más de 700 °C.

Esto quiere decir, que teniendo una herramienta de metal duro puede trabajarse a mayores velocidades de corte que con la herramienta de acero rápido.

En la actualidad, para el corte rápido de metales, se utilizan herramientas provistas de plaquitas de aleaciones duras.

Las aleaciones o metales duros se fabrican mediante la metalurgia de polvos. Para fabricar las aleaciones duras, los polvos de carburo de wolframio y titanio se mezclan con una sustancia aglutinante, el cobalto, se prensan en moldes, con lo que se da a la pieza la forma exterior necesaria, y después se sintetizan a alta temperatura (1500—2000 °C). Como resultado, se obtiene una pieza formada por partículas de carburos ligadas con cobalto. Esta tecnología no asegura la obtención de una pieza completamente compacta; en ella hay poros que ocupan el 5% de su volumen.

La dureza de las aleaciones metalocerámicas duras es muy alta, porque están constituidas por un 90—95 % de carburos (el resto corresponde al aglutinante de cobalto), sustancias que poseen una dureza extraordinariamente grande, por lo que las piezas sinterizadas de aleaciones duras no pueden someterse a más mecanizado que la rectificación. De aleación dura no se hace toda la herramienta, sino únicamente su parte cortante; ésta tiene la forma de plaquita de aleación dura que se fija al vástago o cuerpo de la herramienta, que es de acero de construcción ordinario o de acero rápido.

De esta forma se hacen ahora las cuchillas y otras muchas herramientas de cortar metal de gran rendimiento (fresas, brocas, etc.).

La aleación, siendo dura, es muy frágil y poco resistente a las tensiones. Dándole a las herramientas la forma apropiada y eligiendo debidamente los regímenes de corte, este inconveniente de la aleación dura puede soslayarse, pero no por completo. Si trabaja con golpes y sacudidas, la aleación dura se desmorona, y en estas condiciones su duración es pequeña.

En la tabla 37 se dan las composiciones y algunas propiedades de los metales duros normalizados.

Por la estructura y la naturaleza de las fases de carburos, los metales duros modernos pueden dividirse en tres grupos.

Al primer grupo pertenecen los metales duros de un sólo carburo, constituidos por carburo de wolframio (grupo BK). Dentro del grupo, las aleaciones se subdividen en marcas (BK3, BK6, BK8, BK10) que difieren entre sí por el contenido de cobalto (en la aleación BK3 hay un 3% de Co, en la BK6, un 6% y así sucesivamente). Cuanto más cobalto hay en la aleación, tanto menor es su dureza y se ablanda a temperatura más baja ¹⁾, pero también es menos frágil.

La aleación (metal) debe elegirse teniendo en cuenta estas particularidades y las condiciones de trabajo.

¹⁾ Por consiguiente, debe utilizarse para velocidades de corte menores.

TABLA 37. Propiedades de algunos metales duros (garantizadas)

| Grupo de la aleación | Marca de la aleación | Constitución, % ¹ | | | Resistencia a la flexión, kgf/mm ² | Densidad, g/cm ³ | Dureza HRA |
|----------------------|----------------------|------------------------------|-----|----|---|-----------------------------|------------|
| | | WC | TiC | Co | | | |
| BK | BK2 | 98 | — | 2 | 1000 | 15,0—15,4 | 90 |
| | BK3 | 97 | — | 3 | 1000 | 14,9—15,3 | 89 |
| | BK6 | 94 | — | 6 | 1200 | 14,6—15,0 | 88 |
| | BK8 | 92 | — | 8 | 1300 | 14,4—14,8 | 87,5 |
| BTK | T5K10 | 85 | 5 | 10 | 1150 | 12,3—13,2 | 88,5 |
| | T14K8 | 78 | 14 | 8 | 1150 | 11,2—12,0 | 89,5 |
| | T15K6 | 79 | 15 | 6 | 1100 | 11,0—11,7 | 90 |
| TK | T30K6 | 66 | 30 | 4 | 900 | 9,5—9,8 | 92 |
| | T60K6 | 36 | 60 | 6 | 750 | 6,5—7,0 | 90 |

¹ De la carga inicial (relación de las cantidades de polvos antes de la sinterización) no caracteriza la relación de las fases en la aleación sinterizada.

La estructura del metal duro de un sólo carburo, del grupo BK, se reproduce en la fig. 51, a. Los granos claros y angulosos son cristales de carburo WC. La capa intermedia de cobalto bordea los granos y en las microfotografías ópticas de las probetas metalográficas no se revela. Las zonas oscuras que se ven en la probeta son, en su mayoría, poros.

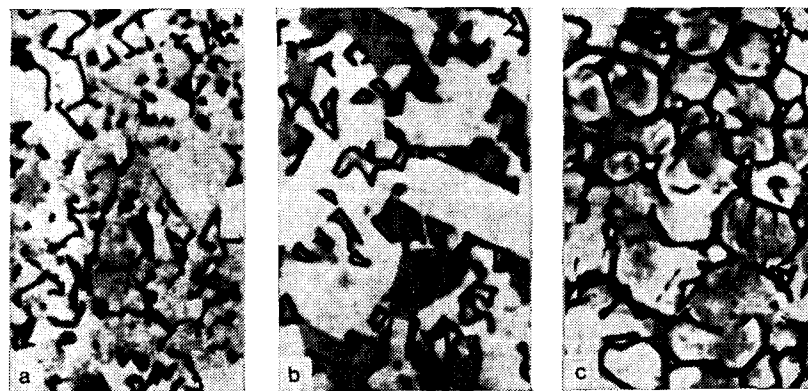


Fig. 51. Microestructura de las aleaciones duras. $\times 100$: a, BK3; b, T15K6; c, T30K4.

El carburo de wolframio (WC) casi no disuelve al titanio, mientras que el carburo de titanio (TiC) se comporta con el wolframio de un modo completamente distinto. Según las investigaciones llevadas a cabo por Y. S. Umanski y otros, en el carburo de titanio puede disolverse hasta un 70% de W, y a alta temperatura, hasta un 90%.

La forma aproximada del diagrama de estado de este sistema de carburos ¹⁾ se muestra en la fig. 52.

Al segundo grupo de metales duros pertenecen las aleaciones de dos carburos, grupo BTK. El representante más típico de este grupo de aleaciones es el metal T15K6. Aunque antes de la sinterización está constituido el polvo por un 15% de carburo de titanio y un 79% de carburo de wolframio, al sinterizarse, debido a los procesos de difusión y de disolución del wolframio y del carbono en el carburo de titanio, la estructura está constituida por más de un 50% de carburo de titanio (Ti, W) C (grandes partículas oscuras de carburo, véase la

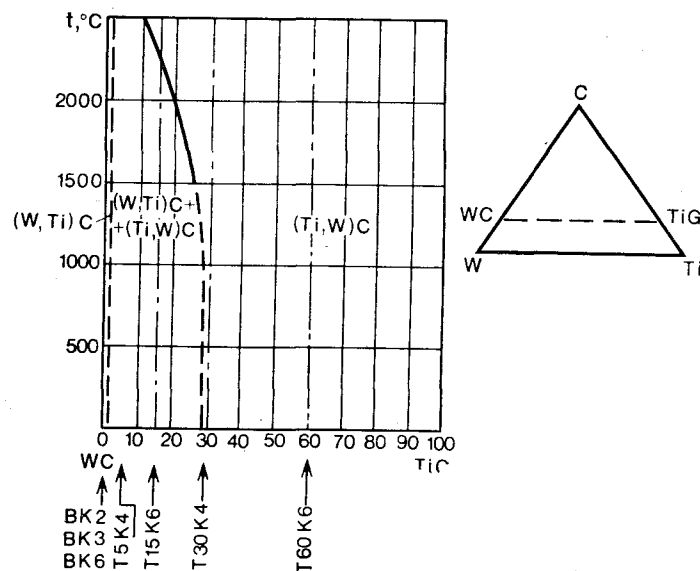


Fig. 52. Corte pseudobinario del sistema W—Ti—C

fig. 51, b). En el diagrama de estado se ve que la vertical correspondiente a la aleación T15K6, lo mismo que la de la aleación T5K10 (es decir, cuando la carga inicial de la aleación consta de un 15 ó un 5% de carburo de titanio), se encuentra en la región de dos fases.

Al tercer grupo corresponden las aleaciones de un solo carburo constituidas por (Ti, W) C grupo TK. Son éstas las aleaciones T30K4 y T60K6. Con estas cantidades de carburo de titanio en la carga (es decir, con el 30 y el 60%), todo el wolframio está disuelto en aquél. Las verticales correspondientes a estas aleaciones se encuentran en la región de una fase, es decir, de solución sólida sobre la base del carburo de titanio (fig. 52). La estructura de esta aleación está constituida por granos redondeados del carburo (Ti, W) C (fig. 51, c).

El carburo de titanio no sólo difiere del de wolframio por ser más duro, sino también por su elevada fragilidad. La experiencia demuestra que para trabajar acero es preferible utilizar las aleaciones del grupo BTK y para trabajar materiales frágiles, las del grupo BK. Las aleaciones del grupo TK se emplean para trabajos de minería y perforación de pozos de petróleo.

Como elementos de corte de la herramienta se utilizan también otros materiales muy duros que aquí no se describen, empezando por el diamante (que es el material más duro de la naturaleza) y algunos compuestos del tipo de los boruros y más complejos, que por su dureza se aproximan al diamante.

¹⁾ Más exactamente, ésta es la sección pseudobinaria del sistema ternario W—Ti—C, desde el compuesto químico WC hasta el compuesto químico TiC.

Bibliografía

- A. P. Guliáev, "Propiedades y tratamiento térmico de los aceros rápidos". Moscú, MASHGIZ, 1939.
 N. A. Minkevich, A. G. Ivanov y O. S. Ivanov, "Nuevos aceros rápidos de baja aleación". Moscú—Leningrado, METALLURGIZDAT, 1940.
 S. G. Cope, "Heat Treatment of High Speed Steel. Metal Treatment and Drop Forging". 1954.
 G. V. Samsónov y Y. S. Umanski, "Uniones sólidas de metales de alta temperatura de fusión". Moscú, METALLURGIZDAT, 1957.
 E. Houdremont, "Handbuch der Sonderstahlkunde". Berlin—Göttingen—Heidelberg, 1956.
 A. P. Guliáev, K. A. Malinina y S. M. Saverina, "Aceros para herramientas". Manual. Moscú, MASHINOSTROENIE, 1975.
 Y. A. Gueller, "Aceros para herramientas". Moscú, METALLURGUIA, 1975.
 M. N. Chapórovay K. S. Cherniavski, "Estructura de los metales duros sinterizados". Moscú, METALLURGUIA, 1975. "Aceros para herramientas". Manual. Moscú, METALLURGUIA, 1980.
 L. A. Pozniak, Yu. M. Skripchenko, S. I. Tishaev, "Aceros para matrices". Moscú, METALLURGUIA, 1980.

CAPÍTULO XVIII

ACEROS Y ALEACIONES REFRACTARIOS Y RESISTENTES A ALTAS TEMPERATURAS

Se entiende por aceros y aleaciones *refractarios* los que poseen resistencia a la destrucción química de la superficie en medios gaseosos a temperaturas superiores a 550 °C y que trabajan sin carga o cargados débilmente.

Por aceros y aleaciones *resistentes a altas temperaturas* se entienden los que poseen elevadas propiedades mecánicas a altas temperaturas.

Durante los últimos años, en la técnica se emplean mucho las temperaturas elevadas y las altas presiones y tensiones.

Así, en los años 20 de nuestro siglo, en las instalaciones de calderas, a 350 °C de temperatura del vapor y 17,5 at de presión, para obtener 1 kW·h de energía eléctrica había que quemar 0,7 kg de carbón. En los años 40, la temperatura del vapor en las instalaciones de calderas se elevó hasta 400 °C y la presión hasta 80—100 at, y para obtener la misma cantidad de energía era necesario quemar 0,5 kg de carbón. Finalmente, en las calderas modernas, que producen vapor de parámetros altos, la temperatura del vapor llega a 580 °C y la presión a 300 at, y el gasto de carbón para producir 1 kW·h ha descendido hasta 0,3 kg.

Se ha establecido que a temperaturas altas el metal se comporta en muchos sentidos de un modo diferente que a temperaturas normales e incluso que a 300—350 °C.

Por esto, es natural que en metalografía se haya comenzado a prestar gran atención a los aceros y aleaciones especiales refractarios y resistentes a altas temperaturas.

1. RESISTENCIA A LA OXIDACIÓN A ALTAS TEMPERATURAS. ALEACIONES REFRACTARIAS

El carácter *refractario* de un metal se caracteriza por su resistencia a la oxidación a altas temperaturas.

¿Cómo se produce la oxidación? La etapa inicial de la oxidación del acero es un proceso puramente químico. Pero el desarrollo posterior de la oxidación es ya un proceso complejo, que no consiste solamente en la combinación química del oxígeno con el metal, sino también en la difusión de los átomos de oxígeno y del metal a través de la capa polifásica oxidada. Cuando la película de óxido es densa, la velocidad de aumento de la cascarilla está determinada por la velocidad de difusión de los átomos a través del espesor de aquella, que a su vez depende de la temperatura y de la estructura de la película de óxido.

Al aumentar la temperatura crece la velocidad de oxidación (fig. 54), y de un modo brusco a 570 °C, con la cual, en vez de óxidos densos del tipo Fe_2O_3 y Fe_3O_4 se forma el óxido esponjoso FeO .

El hierro forma con el oxígeno una serie de compuestos químicos: FeO (óxido ferroso), Fe_3O_4 (magnetita, óxido ferroso-férrico) y Fe_2O_3 (hematitas, óxido férrico). Como se dijo, la estructura de la capa de difusión corresponde a las secciones isotérmicas del respectivo diagrama de estado (fig. 53) a la temperatura de difusión.

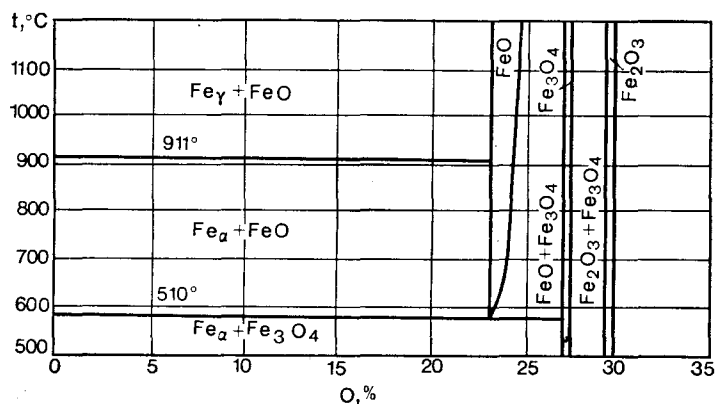


Fig. 53 Diagrama de estado Fe—O₂

A temperaturas inferiores a la eutécticoide (570 °C), la capa oxidada consta de dos zonas de óxidos: Fe_2O_3 y Fe_3O_4 . La estructura cristalina de estos óxidos es compleja y la velocidad de difusión en ellos, pequeña.

A temperaturas superiores a 570 °C, la estructura de la cascarilla está formada por tres óxidos: Fe_2O_3 , Fe_3O_4 y FeO , siendo la capa principal de la cascarilla la de óxido FeO . La velocidad de oxidación aumenta al pasar la temperatura eutécticoide (570 °C), lo cual es consecuencia de que la difusión de los átomos es más acelerada (fig. 54) a través de la red cristalina simple del óxido ferroso, que cristaliza, como las fases de inserción, con déficit de átomos no metálicos (de oxígeno).

Para elevar la resistencia a la formación de cascarilla, el acero se alea con elementos que modifican convenientemente la composición y la estructura de dicha cascarilla. Así, como resultado de la introducción en el acero de las cantidades correspondientes de cromo, aluminio o silicio, que tienen más afinidad con el oxígeno que el hierro, durante el proceso de oxidación se forman en la superficie óxidos densos: Cr_2O_3 , Al_2O_3 o SiO_2 , a través de los cuales la difusión se efectúa con dificultad. La tenue película de estos óxidos que se forma, entorpece la continuación del proceso de oxidación.

Cuanto más elevado es el contenido de cromo, aluminio o silicio que hay en el acero, tanto mayor es la resistencia de éste a la formación de cascarilla y tanto más elevada puede ser la temperatura.

El contenido mínimo de cromo que asegura la resistencia a la formación de cascarilla a diversas temperaturas puede determinarse por medio de la fig. 55.

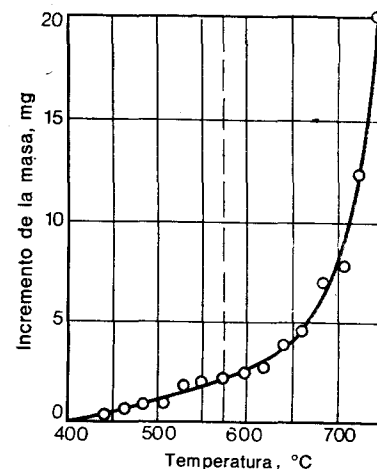


Fig. 54. Velocidad de oxidación del hierro en dependencia de la temperatura (V. I. Arjárov)

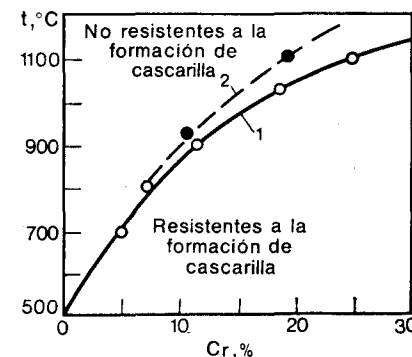


Fig. 55. Influencia del cromo en la resistencia a la formación de cascarilla del acero: 1, aceros ferríticos; 2, austeníticos

Si la temperatura de trabajo es de 900 °C, para que la aleación (acero) sea suficientemente resistente a la formación de cascarilla debe contener por lo menos un 10% de Cr, y si la temperatura de trabajo es de 1100 °C, no menos de un 20—25% de Cr.

Tiene importancia el hecho de que la resistencia a la formación de cascarilla, que tanto depende de la composición del acero o aleación, no depende de su estructura, es decir, es una propiedad estructuralmente insensible. Así, la resistencia a la formación de cascarilla de las aleaciones ferríticas (al cromo puro) y austeníticas (al cromo-níquel), como puede verse en la fig. 55, es prácticamente igual.

En la tabla 38 se da la composición de los aceros que se utilizan como refractarios. La temperatura máxima de explotación que se indica en la tabla es aquella por encima de la cual no debe calentarse la aleación durante el trabajo, si se quiere evitar su rápida oxidación. Como la elevación de la temperatura límite de explotación se consigue a expensas de una aleación cara, conviene determinar exactamente las condiciones de temperatura en que ha de trabajar el metal y de acuerdo con ellas, con la tabla y otros materiales de consulta, elegir la aleación refractaria.

TABLA 38. Composición y forma de suministro de algunos aceros austeníticos refractarios (GOST 5632-72)

| Marca del acero | Resistencia a la formación de cascabillos, °C | Contenido de elementos | | | | | | | Forma de suministro |
|-----------------|---|------------------------|---------|---------|-----------|-------------------|--------------------------|---------------------|---------------------|
| | | C | Si | Mn | Cr | Ni | Otros | | |
| | | | | | | | | | |
| | | | | | | | | máximo | |
| 12X17 | 900 | 0,12 | 0,8 | 0,8 | 16,0—18,0 | — | Ti5·C—0,90 | Chapa, barra | |
| 15X25T | 1050 | 0,15 | 1,0 | 0,8 | 24,0—27,0 | — | — | Chapa, barra, tubo | |
| 12X18H9 | 850 | 0,12 | 0,8 | 2,0 | 17,0—19,0 | 8,0—10,0 | — | Idem | |
| 10X23H18 | 1050 | 0,10 | 1,0 | 2,0 | 22,0—25,0 | 17,0—20,0 | — | Chapa, barra | |
| 12X25H16T7AP | 1100 | 0,12 | 1,0 | 7,0 | 23,0—26,0 | 15,0—18,0 | 0,30—0,45 N; 0,010B | Idem | |
| XH32T | 1100 | 0,05 | 0,7 | 0,7 | 19,0—22,0 | 30,0—34,0 | 0,25—0,60 Ti; 0,5 Al | Chapa, barra, tubo | |
| XH45Ю | 1400 | 0,10 | 1,0 | 1,0 | 15,0—17,0 | 44,0—46,0 | 2,9—3,9 Al | Idem | |
| XH78T | 1150 | 0,12 | 0,8 | 0,7 | 19,0—22,0 | Base (6,0% Fe) | 0,15—0,35 Ti; 0,15 Al | Chapa, barra | |
| 15X25TЛ | 1050 | 0,1—0,2 | 0,5—1,2 | 0,5—0,8 | 27,0—28,0 | — | 0,40—0,80 Ti | Piezas de fundición | |
| 30X24H12CЛ | 1050 | 0,4 | 0,5—1,5 | 0,3—0,8 | 22,0—26,0 | 11,0—13,0 | — | Idem | |
| 15X25H19C2Л | 1150 | 0,2 | 2,0—3,0 | 0,5—1,5 | 23,0—27,0 | 18,8—20,0 | — | Idem | |

Observación. La base de todas estas aleaciones es el hierro, excepto la de la aleación XH78T, cuya base es el níquel (< 6,0% de Fe).

1) Comienzo de la oxidación intensiva.

2. RESISTENCIA A ALTAS TEMPERATURAS

Por *resistencia a altas temperaturas* se entiende la aptitud del material para soportar cargas mecánicas a temperaturas elevadas.

La tensión que provoca la rotura del metal a altas temperaturas depende mucho del tiempo durante el cual se aplica la carga. Puede ser grande, si la carga se aplica durante poco tiempo, y pequeña, si la carga actúa durante mucho tiempo.

Al mismo tiempo, cuanto más elevada sea la temperatura del metal, tanto menor será la tensión de rotura para una duración dada de actuación de la carga. Por consiguiente, en el caso general, la resistencia del metal a temperaturas elevadas viene determinada por dos factores: la temperatura y el tiempo.

En la fig. 56 se reproduce la forma general de la dependencia del tiempo que dura la aplicación de la carga a distintas temperaturas. Este tipo de diagramas es correcto para muchos metales y aleaciones, de manera que la dependencia representada debe considerarse, en principio, como general para los metales. Como se ve en el diagrama, cuanto más baja es la temperatura,¹⁾ tanto menos la resistencia del metal depende del tiempo que dura la acción de la carga. A temperaturas altas, la dependencia de la resistencia con respecto al tiempo que dura la actuación de la carga se hace mayor (como puede verse por el aumento del ángulo de inclinación de las rectas). Por encima de ciertas temperaturas, la resistencia disminuye tan rápidamente al aumentar la duración de la prueba, que carece de sentido técnico indicar solamente el valor de la resistencia, sin mencionar al mismo tiempo cuánto duró la acción de la carga.

En efecto, si a t_4 (fig. 56) la tensión σ_3 provoca la rotura al cabo de 10^6 s, una mayor tensión σ_4 la provocará ya al cabo de 10^3 s, es decir, 10 000 veces antes.

De lo expuesto se deduce que a temperaturas bajas puede desprejarse la influencia del factor tiempo²⁾, pero a temperaturas altas este factor tiene una importancia decisiva.

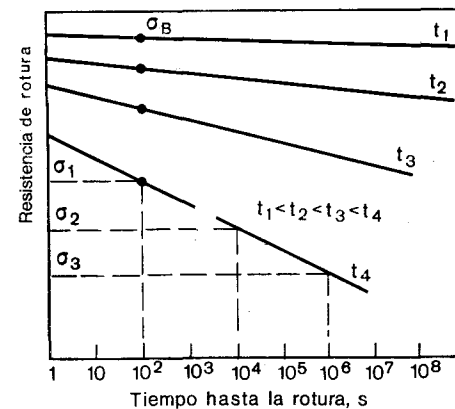


Fig. 56. Dependencia de la resistencia con respecto a la duración de la prueba (N. S. Zhurkov)

¹⁾ Para determinados metales, por ejemplo, para los aceros, esta temperatura es la del ambiente.

²⁾ Está claro que en este caso se supone que las cargas que se aplican no son muy rápidas, es decir, de choque (en que el tiempo de rotura es menor de un segundo), en cuyo caso la deformación plástica no tiene tiempo de producirse.

A altas temperaturas, para valorar la resistencia del metal hay que tener en cuenta el factor tiempo. En este caso la resistencia se caracteriza por la denominada *resistencia a largo plazo*.

La resistencia a largo plazo es la resistencia a la rotura a una temperatura determinada, con la cual la rotura se produce al cabo de cierto tiempo de actuar el esfuerzo. La "resistencia a largo plazo" se designa por medio de la letra griega σ (sigma) con un subíndice que indica el tiempo que dura la acción de la carga en horas (por

ejemplo, σ_{100} es la tensión que provoca la rotura en 100 h).

En la fig. 57 se da la dependencia de la resistencia del hierro con respecto a la temperatura.

Para el hierro y sus aleaciones, la resistencia a 200—300 °C es mayor que la resistencia a la temperatura ambiente (y su plasticidad y tenacidad son menores, en la fig. 57 no se muestran). Este fenómeno se llama *fragilidad en azul*¹⁾, porque, al mismo tiempo que la elevación de la resistencia, a estas temperaturas se observa un descenso de la tenacidad.

La curva inferior, que empieza desde 350 °C, indica la resistencia

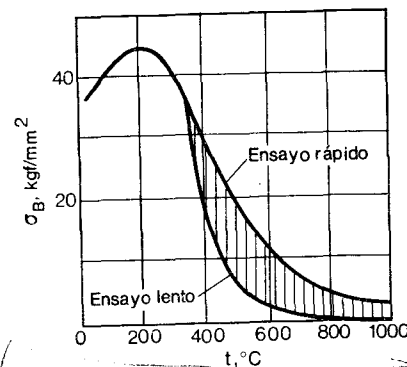


Fig. 57. Resistencia a la rotura del hierro en dependencia de la temperatura de ensayo. Se han rayado las tensiones que provocan la fluencia

del hierro cuando la velocidad de ensayo es extraordinariamente pequeña (para los razonamientos que siguen la consideraremos infinitamente pequeña); la curva superior se da para las velocidades ordinarias de ensayo de rotura de probetas metálicas (la velocidad normal de deformación es 3—5 mm/min). Por consiguiente, la temperatura de 350 °C es para el hierro la temperatura por encima de la cual adquiere el metal una sensibilidad apreciable a la velocidad de los ensayos.

Si la carga puede superar las magnitudes indicadas por la curva superior, la rotura se produce durante el proceso de aumento de la carga.

Si el valor de la tensión fuera menor que el indicado por la curva inferior, con esta tensión no se producirá la rotura. Finalmente, si las tensiones se encuentran dentro de la región rayada, la rotura se producirá al cabo de un espacio de tiempo tanto menor, cuanto más próximo se halle el valor de la tensión a la curva superior.

La tensión cuya magnitud se encuentra en el intervalo rayado, deforma el metal con el tiempo. Este fenómeno, es decir, la deformación del metal con el tiempo, por la acción de una carga de magnitud constante, se llama *fluencia*.

¹⁾ La temperatura de aparición de la fragilidad en azul corresponde a la de aparición en la superficie del acero de los colores azules de revenido. Este fenómeno no tiene aún una explicación satisfactoria.

El proceso de fluencia se estudia en instalaciones especiales, las cuales registran automáticamente la llamada *curva de fluencia*, que caracteriza la deformación de la probeta con el tiempo, por la acción de la tensión constante. Una curva típica de fluencia se reproduce en la fig. 58. En la curva de fluencia se distinguen varios tramos.

El tramo OA corresponde a la deformación elástica y plástica que se produce en el momento de aplicar la carga.

El tramo AB es el llamado no estacionario de la curva de fluencia. El metal se deforma con velocidad no uniforme (retardada).

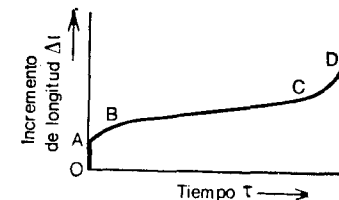


Fig. 58. Curva de fluencia típica

El tramo BC es el llamado de régimen de fluencia estacionario. El metal se deforma con velocidad uniforme. La tangente del ángulo de inclinación de la curva caracteriza la velocidad de fluencia.

El tramo CD es la última etapa de fluencia, que transcurre con aceleración ininterrumpida del proceso y concluye con la rotura en el punto D.

Los fenómenos que ocurren en el metal y que tienen relación con los procesos de fluencia, pueden describirse sucintamente como sigue.

La deformación plástica hace que se endurezca el metal (acritud). Si la temperatura es alta, la movilidad de los átomos es suficientemente grande y se elimina el endurecimiento (acritud) producido por la deformación plástica. Así, pues, durante el proceso de fluencia se desarrollan dos procesos que compiten entre sí: el endurecimiento del metal por la deformación plástica y su ablandamiento por la acción de la alta temperatura.

Por debajo de la temperatura a la cual transcurre con velocidad apreciable el proceso de ablandamiento (para el hierro 350 °C), el fenómeno de la fluencia prácticamente no se observa. Por consiguiente, la temperatura de ablandamiento determina el límite por encima de cual "fluye" el metal.

Si a una temperatura dada (que puede ser superior a la temperatura de recristalización) el valor de la tensión es inferior al límite de elasticidad del metal a dicha temperatura, es evidente que la tensión sólo producirá deformaciones elásticas. Si no hay deformación plástica, no habrá endurecimiento ni ablandamiento ni fluencia.

Por lo tanto, el fenómeno de la fluencia se pondrá de manifiesto en los casos siguientes: a) a temperaturas superiores a la de recristalización¹⁾; b) con tensiones superiores al límite de elasticidad.

De esto se deduce que la velocidad de fluencia será tanto mayor, cuanto más rápido sea el ablandamiento del metal por la acción de los procesos de recristalización (definidos por la fuerza de los enlaces

¹⁾ Más exactamente, superiores a la temperatura a que se observan los procesos de ablandamiento del metal con acritud.

interatómicos) y cuanto menor sea su resistencia en los ensayos de poca duración.

Para evitar totalmente el fenómeno de la fluencia hay que hacer que la temperatura de recristalización del metal sea más alta que la temperatura de trabajo o que su límite de elasticidad sea mayor que la tensión de trabajo a la temperatura dada.

Pero estas condiciones no pueden cumplirse siempre y es frecuente que en las construcciones no se consiga evitar totalmente la fluencia, sino sólo retardarla. Como la velocidad de fluencia depende de la composición y de la estructura del metal, se tiende a disminuirla con una aleación o un tratamiento térmico conveniente. Con esto disminuye la velocidad de los procesos de ablandamiento a las temperaturas dadas, lo que se consigue cuando aumentan los enlaces interatómicos en el metal o disminuye la magnitud de la deformación plástica provocada por las tensiones dadas mediante la elevación de la resistencia del metal a la temperatura dada.

Ya hemos dicho antes que cuanto más elevada sea la temperatura de fusión del metal, tanto mayor será su temperatura de recristalización. Por esto, para hacer piezas resistentes a altas temperaturas se emplean metales con temperatura de fusión elevada. Como incluso la resistencia a corto plazo disminuye rápidamente al acercarse a la temperatura de fusión, prácticamente la temperatura absoluta máxima de trabajo no puede superar valores iguales a 0,7—0,8 de la temperatura absoluta de fusión. En virtud de esto, las aleaciones de aluminio resistentes a altas temperaturas se recomiendan para temperaturas de trabajo no superiores a 250 °C (para el aluminio $t_f = 657$ °C); las aleaciones a base de hierro, para temperaturas no mayores de 700 °C (para el hierro $t_f = 1530$ °C), y para las aleaciones a base de molibdeno a temperaturas no mayores de 1200—1400 °C (para el molibdeno $t_f = 2600$ °C).

En la fig. 59 se indican las propiedades de resistencia a altas temperaturas de aleaciones que tienen por base diversos metales. Las aleaciones más resistentes a altas temperaturas son las de molibdeno, esto se debe en primer lugar a la alta temperatura de fusión del metal básico de estas aleaciones (el molibdeno); las aleaciones menos resistentes a altas temperaturas son las de aluminio, cuya temperatura de fusión es baja.

Sin embargo, la temperatura de fusión no da una indicación exacta acerca de la temperatura de trabajo límite. Para unas aleaciones esta temperatura constituye el 0,7—0,8 de la temperatura absoluta de fusión, y para otras, menos del 0,5.

La resistencia a altas temperaturas de las aleaciones de cada grupo puede variar dentro de ciertos límites, lo que se caracteriza por las bandas de dispersión, determinadas por el tipo de aleación y por su estado estructural (fig. 59).

Considerando, en el aspecto histórico, el desarrollo de las aleaciones resistentes a altas temperaturas, puede llegarse a la conclusión de que para cada grupo de aleaciones se ha alcanzado ya el límite. No obstante, existen aún vías de perfeccionamiento de dichas aleaciones.

1. La metalurgia ha introducido en la industria una serie de nuevos procesos que aseguran no sólo una elevada depuración con respecto a las impurezas nocivas, sino también una densidad mayor mediante la formación de un frente de cristalización dirigido.

2. Han aparecido y se están empezando a aplicar nuevos procesos de deformación, y algunos metales de grado de aleación y resistencia a altas temperaturas bastante elevados, que antes se tenían por inservibles para ser empleados en estado deformado, ahora pueden utilizarse.

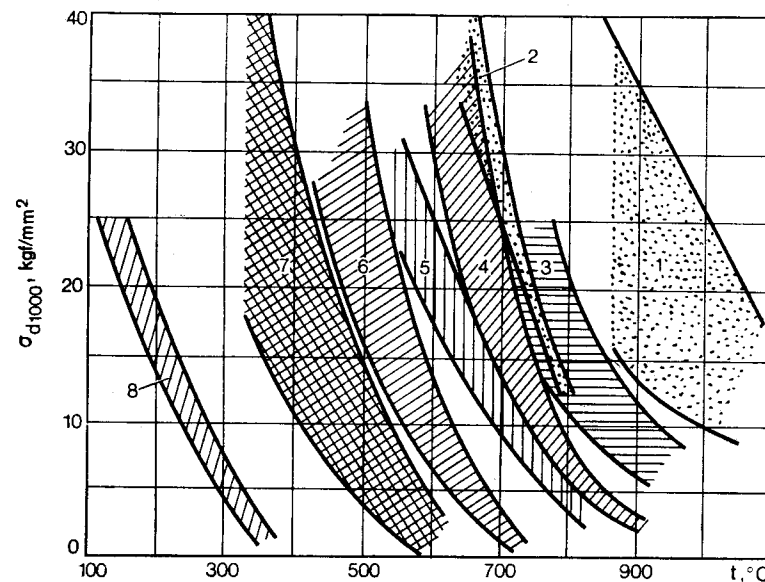


Fig. 59. Dependencia de la resistencia a largo plazo (1000 h) de aleaciones de diversos metales con respecto a la temperatura:

1, aleaciones de molibdeno; 2, aleaciones de níquel; 3, aleaciones de cobalto; 4, aleaciones Fe—Cr—Ni—Co; 5, aceros austeníticos; 6, aceros resistentes al calor; 7, aleaciones de titanio; 8, aleaciones de aluminio

3. Elementos que antes se consideraban “exóticos” y de utilización inadmisibles, pueden emplearse ahora, aunque a escala limitada, claro está, como componentes de aleación y como base de aleaciones (tantalio, renio, hafnio, niobio y otros).

4. Han aparecido ideas nuevas en principio de creación de piezas de aleaciones resistentes a altas temperaturas (de materiales compuestos, monocristalinos, de materiales en polvo y otros).

5. Se han ensanchado y profundizado los conocimientos sobre la naturaleza de los materiales metálicos, sobre la naturaleza de la resistencia en general y de la resistencia a altas temperaturas; se perfeccionan los métodos de ensayo.

No debe pensarse que el sólo hecho de la variación de la tecnología lleva de por sí a la elevación de la resistencia a altas temperaturas. La utilización de los nuevos procesos tecnológicos de producción y elaboración de las aleaciones proporciona el aumento de dicha resistencia si al mismo tiempo se cambia la composición química.

Así, por ejemplo, a igualdad de composición, atendiendo a los componentes de aleación principales, la resistencia a altas temperaturas del metal más puro, obtenido al vacío, no aumenta, sino que incluso disminuye un poco, pero su

plasticidad es mayor y permite aumentar el volumen de la fase dispersa endurecedora y de este modo lograr que su resistencia sea mayor a altas temperaturas. Es de suponer que este hecho se deba a que la solubilidad de la fase endurecedora en el metal puro es mayor y se forma un volumen mayor de inclusiones dispersas que elevan la resistencia a altas temperaturas.

Así, pues, las propiedades de resistencia a altas temperaturas vienen determinadas en primer lugar por la naturaleza del componente principal del metal, después, por su aleación, y finalmente, por los regímenes del tratamiento térmico precedente que hacen que la aleación tome una u otra estructura. Como se ve en la fig. 59, las bandas de resistencia a altas temperaturas se estrechan al elevarse la temperatura; esto significa que la influencia de la aleación y del tratamiento térmico (estado estructural) disminuye con la elevación de la temperatura.

3. VALORACIÓN DE LAS PROPIEDADES DE RESISTENCIA A ALTAS TEMPERATURAS

Las propiedades de resistencia a altas temperaturas no pueden caracterizarse con un sólo parámetro cualquiera, ya que las condiciones que se imponen a los materiales que las tienen son diversas.

Así, una turbina estacionaria funciona varios años; es natural que la resistencia del material a altas temperaturas deberá ser tal, que durante este tiempo a deformación debida a la fluencia no supere cierta magnitud calculada, por ejemplo, del 1% en 10 años.

Una turbina de gas para avión funciona durante un plazo relativamente corto. Su plazo de servicio puede limitarse a 300—3000 h. Las tensiones de trabajo pueden ser en este caso mucho mayores que en el de la turbina estacionaria. El vuelo de un cohete intercontinental dura varias decenas de minutos y la acción de las etapas 1ª ó 2ª del cohete que pone en órbita un satélite artificial, dura varios segundos. En este caso se requiere un material cuyo plazo de resistencia sea de minutos o de segundos.

En la actualidad se aceptan las siguientes características de resistencia a altas temperaturas:

El límite de fluencia (σ_{fl}), (o carga límite de fluencia), es la carga que provoca una velocidad de deformación dada a una temperatura también dada. Por ejemplo, el límite de fluencia puede caracterizarse por la carga que provoca una deformación total del 1% en 300 h.

La resistencia a largo plazo (σ_t), se define como la carga que provoca la rotura a una temperatura determinada en un plazo de tiempo dado.

Si este tiempo se toma igual a 100 h, la carga que provoca la rotura en este intervalo de tiempo será la resistencia al cabo de 100 h. La carga que provoque la rotura al cabo de 300 h será, evidentemente, menor que aquella que la produzca al cabo de 100 h.

De un modo más completo que cualquier otro índice, por ejemplo, σ_{fl} o σ_t , la resistencia de un material a elevadas temperaturas se caracteriza por las gráficas unificadas de diversos tipos que se representan en la fig. 60.

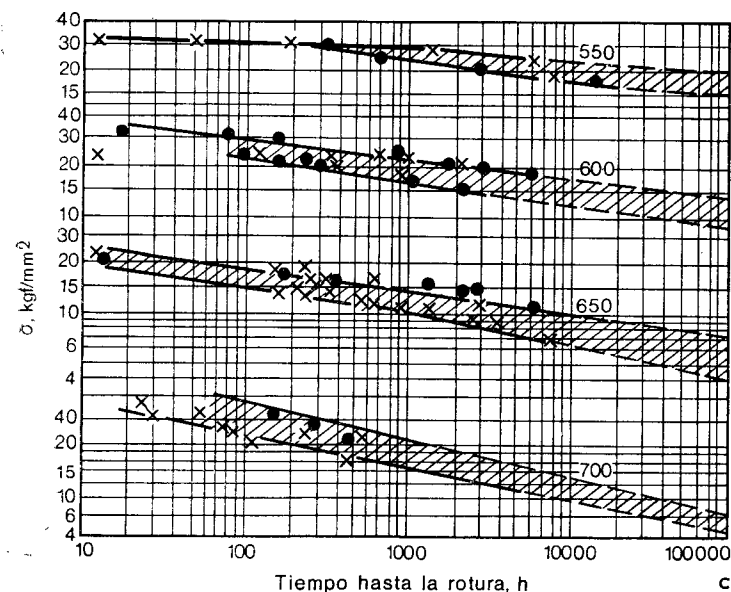
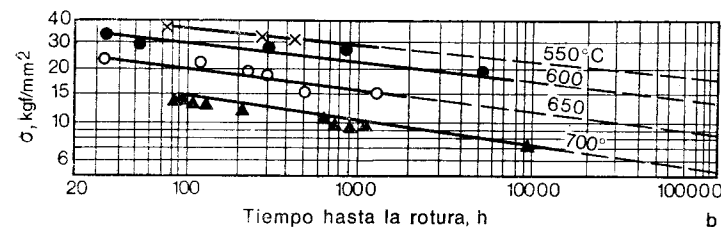
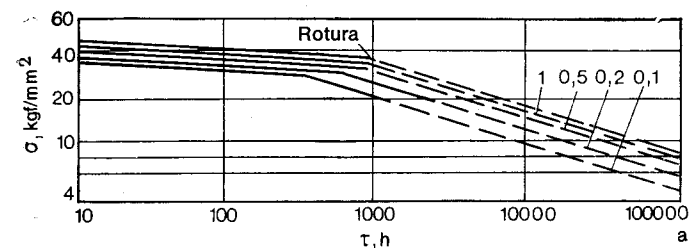


Fig. 60. Gráficas generales de la resistencia a altas temperaturas: a) grado de deformación permisible (indicado en la gráfica en %). Aleación nímonic (véase texto más abajo). La temperatura durante el ensayo era igual a 700°C; b) resistencia a largo plazo del acero X14H14B2M a diferentes temperaturas; c) bandas de resistencia a largo plazo del acero X18H9T

Estas gráficas se construyen en coordenadas $\lg \sigma - \lg \tau$ e indican la deformación que sufre la probeta, a una temperatura dada, al someterla a un esfuerzo determinado durante cierto intervalo de tiempo (fig. 60, a).

Otra forma de gráfica (fig. 60, b) indica el tiempo hasta la rotura (resistencia a largo plazo) en dependencia del esfuerzo y de la temperatura.

Distintas coladas de una misma marca de acero tienen composiciones algo diferentes, dentro de los límites de las tolerancias permisibles, lo que se refleja en el valor de la resistencia a largo plazo. Por eso la característica de la resistencia a elevadas temperaturas de una marca de acero determinada no es una línea (como en la fig. 60, b), sino una banda, como en la fig. 60, c.

4. INFLUENCIA DE LA ESTRUCTURA Y LA COMPOSICIÓN EN LA RESISTENCIA A ALTAS TEMPERATURAS

Como se indicó, la resistencia a altas temperaturas será tanto mayor, cuanto más fuertes sean los enlaces interatómicos y mayor la resistencia (a corto plazo) a la temperatura dada.

De acuerdo con esto, es evidente que cuanto más elevada sea la temperatura de fusión de una aleación (que está determinada en primer lugar por la fuerza de los enlaces interatómicos), tanto mayor deberá ser su resistencia a altas temperaturas.

Partiendo de los datos del diagrama de la fig. 59 puede también llegarse a la conclusión de que cuanto más elevada sea la temperatura de fusión, tanto mayor será la resistencia a altas temperaturas del metal ¹⁾.

La temperatura de fusión determina, como se dijo antes, la temperatura de recristalización, y los procesos de recristalización y el ablandamiento que ocurre al mismo tiempo, determinan la velocidad de fluencia y la resistencia a altas temperaturas.

Las temperaturas de fusión y de recristalización se relacionan entre sí por medio de la ecuación

$$T_{\text{rec}} = aT_f,$$

donde a es un coeficiente que depende de la composición y de la estructura de la aleación. Para metales muy puros $a \approx 0,2$; para los metales de pureza ordinaria $a \approx 0,4$, y para las soluciones sólidas concentradas $a = 0,7-0,8$.

De aquí se deduce que como aleaciones resistentes a altas temperaturas deben utilizarse soluciones sólidas y en primer lugar, las que tienen elementos que elevan la temperatura de recristalización.

¹⁾ Esta suposición es correcta en el caso en que las temperaturas de fusión son bastante diferentes. Si los valores de las temperaturas de fusión están próximos entre sí, el metal un poco más fusible puede resultar más resistente a altas temperaturas en virtud de algunos factores adicionales cualesquiera.

Esta aleación del metal dentro de los límites en que se forma la solución sólida eleva el nivel general de resistencia a todas las temperaturas y, por regla general, también a las temperaturas altas ¹⁾ (dentro de la franja indicada en la fig. 59).

Sin embargo, el papel de la aleación no se limita a esto. No sólo tiene gran importancia obtener una solución sólida de alta concentración de elementos que eleven la T_{rec} , sino también una solución sobresaturada capaz de endurecerse completamente a expensas del endurecimiento por precipitación.

Pero el crecimiento, es decir, la coagulación de las partículas desprendidas durante el trabajo en un largo intervalo de tiempo, en presencia de altas temperaturas disminuye el efecto del envejecimiento.

De aquí puede deducirse: 1) que si la aleación se destina a un servicio relativamente corto, conviene tener en ella una distribución altamente dispersa de la segunda fase, que se obtiene por medio del tratamiento térmico ordinario: temple y revenido-envejecimiento a temperatura próxima a t_{trab} . En este caso adquiere gran importancia la velocidad de coagulación de la segunda fase, que motiva el ablandamiento ²⁾; cuanto más rápido se desarrolle este proceso, tanto más corto será el plazo de servicio de la aleación y tanto más baja su temperatura de trabajo. Una composición más compleja de la aleación y especialmente de la fase que se separa, asegura un valor más alto de la resistencia a altas temperaturas; 2) que si la aleación se destina a un servicio largo, desempeña un papel importante la llamada estabilidad estructural. Para un plazo de servicio largo debe elegirse una aleación que sea propensa al endurecimiento por precipitación.

Hemos estudiado la aleación con elementos muy solubles en el metal básico. En el caso en que en la aleación se incluyen elementos poco solubles en el metal básico, el endurecimiento debido a la aleación de la solución sólida y a los procesos de endurecimiento por precipitación, no se observa. En este caso adquiere una importancia excepcional la temperatura de fusión de la eutéctica y de las fases que se separan. Así, en la fig. 61, ambos componentes (B y C) se disuelven poco en el metal A , pero la aleación con el componente B forma eutéctica con temperatura de fusión mucho más alta que la temperatura de trabajo, mientras que la aleación con el componente C forma eutéctica que se funde cerca de la temperatura de trabajo. Por consiguiente, la existencia del componente C influye negativamente en la resistencia a altas temperaturas de la aleación y este componente debe ser considerado como impureza perniciosa.

Por esto la depuración de la aleación (por los procedimientos metalúrgicos correspondientes y también utilizando carga pura) de las impurezas perniciosas que forman fases y eutécticas fáciles de fundir, es un medio importante de elevar su resistencia a altas temperaturas. Estas impurezas nocivas son las de metales fusibles, como, por ejemplo, el estaño, el plomo, el antimonio, y también el azufre y las impurezas de otros elementos que forman eutécticas fáciles de fundir o compuestos que se sitúan bordeando los granos y que hacen disminuir

¹⁾ Si al mismo tiempo no se produce un descenso apreciable de la temperatura de fusión.

²⁾ La magnitud inversa, referida a los aceros rápidos, se llama estabilidad al rojo.

bruscamente la resistencia a altas temperaturas. Algunos elementos eliminan la influencia de las impurezas nocivas, porque reaccionan con ellas químicamente formando compuestos menos fusibles. Así actúa, por ejemplo, el cerio en las aleaciones de níquel.

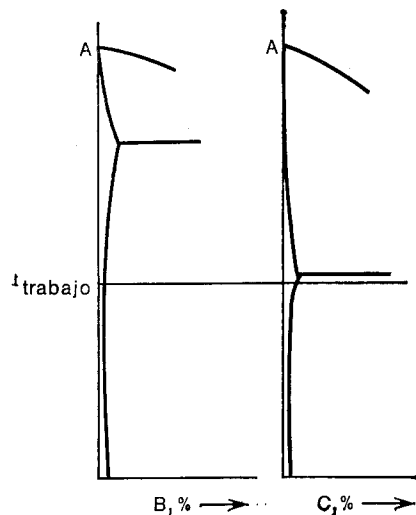


Fig. 61.

temperaturas depende del tamaño del grano. El aumento del grano eleva dicha resistencia (A. M. Borzdika), aunque al mismo tiempo suele disminuir la plasticidad.

5. CLASIFICACIÓN DE LOS MATERIALES RESISTENTES A ALTAS TEMPERATURAS

Conviene recordar que las propiedades mecánicas de distintas aleaciones a una temperatura dada pueden no conservarse en la misma proporción a otras temperaturas. El proyectista, al elegir el material, debe saber que una aleación determinada es la óptima, por sus propiedades de resistencia, en el intervalo de temperaturas de trabajo dado.

En la fig. 62 se da la resistencia mecánica a corto plazo (resistencia a la rotura) de varios grupos de aleaciones a temperaturas diferentes.

Por debajo de los 300 °C tienen más resistencia los aceros de construcción simples 1, tratados para que tengan una resistencia alta. El fenómeno de la fluencia no se observa a temperaturas inferiores a 350—300 °C, de modo que si las temperaturas de trabajo son inferiores a 300 °C no es necesario utilizar aceros o aleaciones especiales resistentes a altas temperaturas.

Para trabajos en el intervalo 350—500 °C son óptimos por sus cualidades los aceros relativamente poco aleados de las clases perlítica y ferrítica 2. Cuando la temperatura aumenta hasta 500—650 °C, la resistencia de los aceros de este tipo disminuye bruscamente, cediendo ante los aceros de clase austenítica 3, y a 650—900 °C los aceros de clase austenítica ceden el primer puesto a las aleaciones

ricas a base de cobalto y de níquel 4. A temperaturas mayores de 900 °C ocupan el primer puesto las aleaciones a base de metales de alta temperatura de fusión (molibdeno, cromo, etc.).

Los límites indicados sólo pueden servir de orientación. Disminuyendo la carga de trabajo puede ensancharse la región de empleo de las aleaciones que de ordinario se utilizan a temperaturas más bajas, hasta temperaturas más elevadas, lo que a veces resulta conveniente por razones tecnológicas y de economía ¹⁾.

A continuación se estudiarán las aleaciones que se emplean en la construcción de calderas (cuyas temperaturas ordinarias de trabajo son de 350—550 °C y menos frecuentemente de hasta 600—650 °C), turbinas y en otras ramas de la técnica (donde las temperaturas de trabajo son principalmente de 500—650 °C), y en la de turbinas de gas y técnica coheteril (temperatura superior a 650 °C). Por esto vamos a pasar al estudio de los aceros perlíticos y austeníticos, de las aleaciones a base de níquel y de cobalto y de los metales de alta temperatura de fusión ²⁾.

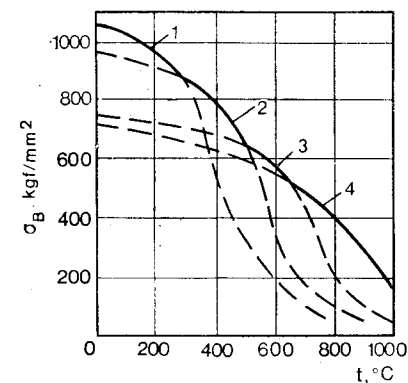


Fig. 62. Resistencia a la rotura (instantánea) de diversas aleaciones en dependencia de la temperatura de ensayo (totalizada por datos de distintas fuentes y esquematizada):

1, acero al cromo-níquel de construcción; 2, acero ferrítico resistente a altas temperaturas; 3, acero austenítico resistente a altas temperaturas; 4, acero al níquel resistente a altas temperaturas

6. ACEROS PERLÍTICOS Y MARTENSÍTICOS RESISTENTES A ALTAS TEMPERATURAS

Veamos los aceros que en la construcción de calderas se utilizan principalmente para hacer las tuberías conductoras de vapor, los calentadores, las piezas de sujeción y otras sometidas a cargas mecánicas de larga duración a temperaturas moderadamente altas, no mayores de 500—600 °C. Estos son aceros de las clases perlítica, martensítica (bainítica) y ferrítica. Para todos estos aceros es común el tener como base solución sólida α y como fase excesiva, carburos de diversa estructura y procedencia.

Como las piezas de las instalaciones de turbinas sirven durante mucho tiempo sin ser sustituidas (decenas de miles de horas) y du-

¹⁾ Por ejemplo, el empleo a 1000 °C de aleaciones de níquel en vez de aleaciones de metales de temperatura de fusión más alta, que aunque son más resistentes a altas temperaturas, ofrecen más dificultades tecnológicas y son más caras.

²⁾ Acerca de estos metales se habla en el cap. XXII.

rante este tiempo no deben ocurrir deformaciones apreciables, su principal característica es el límite de fluencia del 1% en el plazo de 10 000 h e incluso de 100 000—200 000 h.

La composición de los aceros más empleados de este tipo se recoge en la tabla 39.

Todos los aceros que se dan en la tabla 39 contienen menos del 0,15—0,18% de C, porque de ellos se hacen principalmente tubos que han de someterse a soldadura a tope¹⁾.

En los aceros de clase perlítica, la introducción de una pequeña cantidad de molibdeno eleva la temperatura de recrystalización de la ferrita y por esto mismo aumenta su resistencia a altas temperaturas. De forma análoga, aunque más débilmente, actúa el cromo.

Los aceros de clase perlítica son relativamente de baja aleación y con el 0,12% de C contienen un 0,5 ó 1% de Cr y un 0,3 ó un 0,5% de Mo. La adición de vanadio afina el grano y eleva también la resistencia a altas temperaturas. Después de enfriar las piezas al aire se obtiene estructura perlítica con carburo M_3C , y después del temple en aceite, martensita + bainita. El tratamiento térmico ordinario consiste en el temple en aceite o en el normalizado seguido del revenido (en ambos casos) a 720—750 °C ($A_{c1} = 760$ °C). Los aceros de clase perlítica, como contienen poca cantidad de cromo, es natural que no tengan una gran resistencia a altas temperaturas y no deben utilizarse cuando las temperaturas sean superiores a 550—580 °C.

El aumento del contenido de cromo eleva la resistencia a altas temperaturas y hace que el acero pase a ser de la clase martensítica. Los aceros de esta clase pueden templarse tanto al aire como en aceite. Después del temple es necesario un revenido a alta temperatura, que debe ser superior a la de trabajo.

En virtud del alto contenido de cromo, en estos aceros no sólo se eleva la resistencia a la formación de cascarilla, sino también la resistencia a altas temperaturas, debido a que se eleva la temperatura de recrystalización y se forman carburos especiales ($M_{23}C_6$), que coagulan más despacio que la cementita M_3C .

La adición de volframio, molibdeno o vanadio al acero con el 12% de Cr, eleva la resistencia a altas temperaturas, pero sólo hasta un límite determinado, ya que si el contenido de estos elementos es mayor, el acero pasa a ser semiferrítico y en él la transformación $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ se efectuará de un modo incompleto, lo cual puede influir negativamente en las propiedades.

Los índices principales de las propiedades de resistencia a altas temperaturas de estos aceros se dan en las tablas 40 y 41.

El acero que posee las propiedades más bajas de resistencia a altas temperaturas es el perlítico al carbono no aleado (véase la tabla 40). La aleación con un 1% de Cr y un 0,5% de Mo eleva sensiblemente su resistencia a 500 °C. El acero de clase martensítica (con el 12% de Cr) tiene más resistencia a altas temperaturas, pero a 600 °C o más es preferible el acero austenítico.

Una información más detallada acerca de las propiedades de resistencia a altas temperaturas del acero para calderas de una de las marcas (12XMΦ), puede obtenerse de los datos que proporciona la fig. 63.

Aunque después del temple y del revenido todos los aceros adquieren una estructura próxima a la de equilibrio (ferrita + carburos), un calentamiento prolongado puede ocasionar variaciones adicionales que empeoren la resistencia a altas temperaturas y la plasticidad. De este tipo son los procesos de globulización de los carburos y su grafitización (que disminuye la resistencia a altas temperaturas) y también la segregación de fases excesivas bordeando los granos (lo que conduce al desarrollo de la llamada *fragilidad térmica*). Estos fenómenos pueden evitarse eligiendo acertadamente el tratamiento térmico (incluso después de cierto tiempo de servicio, para restablecer las cualidades— ensayos de P. A. Antikainen).

¹⁾ El aumento del contenido de carbono empeora, como se sabe la soldabilidad.

TABLA 39. Composición (%) de los aceros resistentes a altas temperaturas para calderas

| Tipo de acero (Cr, %) | Marca | C | Cr | Mo | Nb | V |
|------------------------------|----------|-----------|---------|-----------|---------|-----------|
| <i>Perlíticos</i> | | | | | | |
| 1 | 12MX | 0,09—0,16 | 0,4—0,6 | 0,4—0,6 | — | — |
| | 12XMΦ | 0,08—0,15 | 0,4—0,6 | 0,25—0,35 | — | 0,15—0,30 |
| | 12XM | 0,09—0,16 | 0,8—1,1 | 0,4—0,6 | — | — |
| | 12X1MΦ | 0,08—0,15 | 0,9—1,2 | 0,25—0,35 | — | 0,15—0,30 |
| <i>Martensíticos</i> | | | | | | |
| 2 | 12X2MΦCP | 0,08—0,15 | 1,6—1,9 | 0,5—0,7 | — | 0,20—0,35 |
| | 12X2MΦB | 0,08—0,12 | 2,1—2,7 | 0,5—0,7 | — | 0,20—0,35 |
| | X5BΦ | 0,15 | 4,0—6,0 | — | 0,4—0,7 | 0,4—0,6 |
| <i>Martensito-ferríticos</i> | | | | | | |
| 12 | 15X11MΦ | 0,12—0,19 | 10—11,5 | 0,6—0,8 | — | 0,20—0,40 |
| | 1X12BHMΦ | 0,12—0,18 | 11—13 | 0,5—0,7 | 0,7—1,1 | 0,15—0,30 |
| | 1X12B2MΦ | 0,10—0,17 | 11—13 | 0,6—0,9 | 1,7—2,2 | 0,15—0,35 |

Observación. En todos los aceros: < 0,04% de S; < 0,04% de P; 0,4—0,7% de Mn; 0,17—0,37% de Si (excepto en el de marca 12X2MΦCP, que contiene 0,4—0,7% de Si y 0,002—0,005 de B); < 0,3% de Ni (excepto los aceros con el 12% de Cr, que contienen 0,4—0,8% de Ni). El acero 12X2MΦB contiene 0,5—0,8% de Nb y el acero 1X12BHMΦ 0,5—0,8% de Ni.

TABLA 40. Propiedades de resistencia a altas temperaturas de los aceros perlíticos, martensíticos y austeníticos

| Contenido de elementos | Resistencia a largo plazo $\sigma_t/100000$, kgf/mm ² , a la temperatura °C | | | | | | |
|----------------------------------|---|-----|-----|-----|-----|-----|-----|
| | 400 | 450 | 500 | 550 | 600 | 650 | 700 |
| <i>Perlíticos</i> | | | | | | | |
| 1% de Cr; 0,5% de Mo | 16 | 10 | 5 | — | — | — | — |
| | — | — | 15 | 7 | — | — | — |
| <i>Martensíticos</i> | | | | | | | |
| 12% de Cr; 1% de Mo, V, W | — | — | 20 | 15 | 6 | — | — |
| <i>Austeníticos</i> | | | | | | | |
| 16% de Cr; 13% de Ni; 0,5% de Nb | — | — | — | 16 | 11 | 8 | 4 |

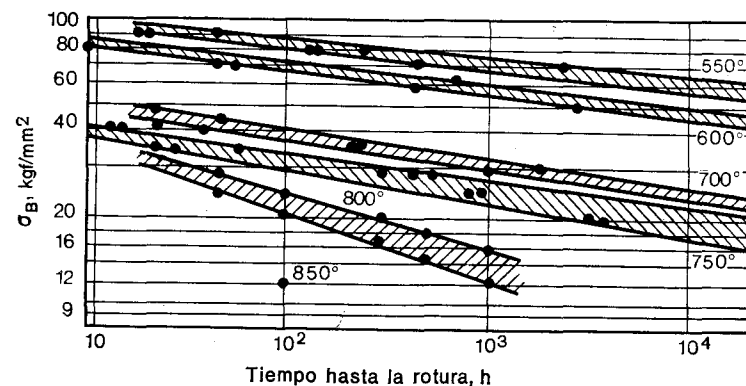
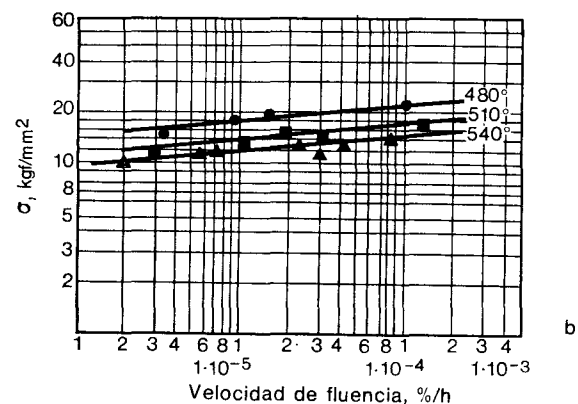
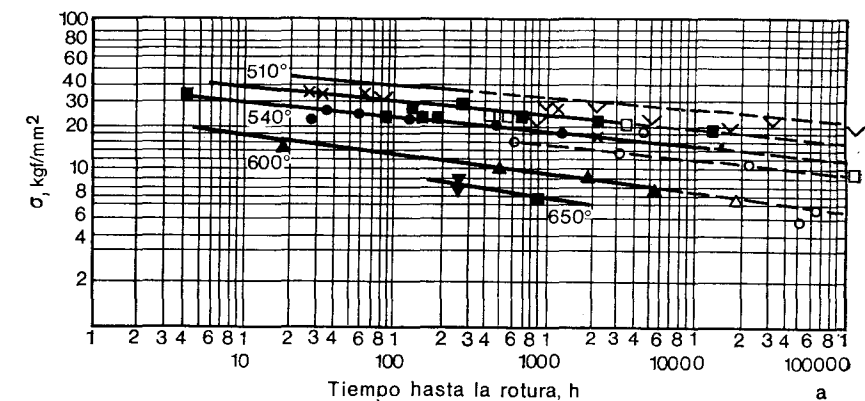


Fig. 63. Características de resistencia a altas temperaturas del acero 12XMΦ (a, b) (K. A. Lanskaia) y del acero XH35BTIO (c) (M. V. Pridántsev)

TABLA 41. Propiedades de resistencia a altas temperaturas (kgf/mm²) de los aceros perlíticos y martensíticos

| Marca del acero | 520 °C | | 550 °C | | 600 ° | |
|-----------------|------------------------|------------------------------|---------------------------|------------------------------|------------------------|------------------------------|
| | σ_t en 10 000 h | σ_{fl} 1% en 10 000 h | σ_t 1% en 10 000 h | σ_{fl} 1% en 10 000 h | σ_t en 10 000 h | σ_{fl} 1% en 10 000 h |
| 12MX | 18 | 12 | — | — | — | — |
| 12XMΦ | 19 | 10 | — | — | — | — |
| (12MXΦ) | | | | | | |
| 15XM | 18—20 | — | — | — | — | — |
| 12XHMΦ | — | — | 13 | 9 | 8,5 | — |
| (12XMΦ) | | | | | | |
| 12X2MΦCP | — | — | 11,5 | 7,5 | 9,5 | 7 |
| 15X12BMΦ | — | — | 15—19 | — | 14—16 | — |
| (9И802) | | | | | | |
| 12X12B2MΦ | — | — | 17 | — | 15 | — |
| (9И756) | | | | | | |
| 1X13 | 22 | 9,5 | — | — | — | — |

Además de los aceros complejos, se utilizan simples aceros al 12% de cromo, que sólo se diferencian por su contenido de carbono. Estos aceros se utilizan principalmente como inoxidable¹⁾, pero en algunos casos, también como resistentes a altas temperaturas (para álabes de turbinas), por esto las propiedades de estos aceros en estas condiciones se dan en la tabla 42. Como puede verse, la resistencia a altas temperaturas del acero simple al 12% de cromo es inferior a la de los aceros de este mismo tipo de composición más compleja.

La fig. 64 reproduce las gráficas de la resistencia a largo plazo (100 000 h) de diversos aceros resistentes a altas temperaturas para piezas que han de trabajar durante mucho tiempo y muestra como aumentó la resistencia a temperaturas elevadas de los aceros para calderas desde 500° hasta 700 °C ($\sigma_{100 \cdot 800} = 12$ kgf/mm²) en 40 años.

Los aceros citados en la tabla 41 son, en general, para calderas y se emplean principalmente en forma de tubos. Si no se imponen condiciones especiales de soldabilidad, pueden emplearse aceros de alto contenido de cromo y silicio, llamados "sili-cromo".

La composición de los aceros sili-cromo se da en la tabla 42.

TABLA 42. Composición de los aceros sili-cromo (GOST 5632—72)

| Marca | C | Cr | Si | Mo | Ni |
|---------|-----------|-----------|---------|-----------|---------|
| X6C | <0,15 | 5,0—6,5 | 1,5—2,0 | — | <0,6 |
| X9C2 | 0,35—0,50 | 8,0—9,0 | 2,0—3,0 | — | <0,6 |
| X6CM | <0,15 | 5,0—6,5 | 1,5—2,0 | 0,45—0,60 | <0,6 |
| X7MC | <0,15 | 6,5—8,0 | 1,5—2,0 | 0,45—0,60 | <0,6 |
| X10C2M | 0,35—0,45 | 9,0—10,5 | 1,9—2,6 | 0,70—0,90 | <0,6 |
| X13H7C2 | 0,25—0,37 | 11,0—14,5 | 2,0—3,0 | — | 6,0—7,5 |

Observación. Mn < 0,7%; S y P < 0,03%.

¹⁾ De ellos se tratará con más detalle en el capítulo dedicado a los aceros inoxidables.

Los aceros sili-cromo se emplean para hacer las válvulas de escape de los motores de tractor, motocicleta y automóvil. La alta resistencia a la oxidación

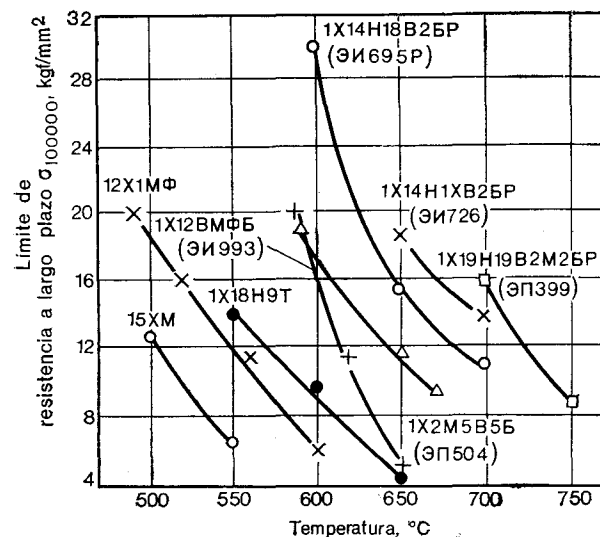


Fig. 64. Dependencia de la resistencia a largo plazo (100 000 h) de los aceros para calderas con respecto a la temperatura (K. A. Lanskaia)

de los sili-cromo se debe a su alto contenido de cromo y silicio. La temperatura a que comienza la oxidación intensiva de estos aceros es diversa:

| Acero | X6C | X6CM, | X7CM | X9C2 | X10C2M | X13H7C2 |
|-------|-----|-------|------|------|--------|---------|
| t, °C | 750 | 800 | 850 | 900 | 1000 | |

Las propiedades de resistencia a altas temperaturas de los sili-cromo mejoran al aumentar su grado de aleación (en la tabla 42 las marcas de los aceros sili-cromo están dispuestas en el orden de crecimiento de su resistencia a altas temperaturas).

El tratamiento térmico de los aceros sili-cromo consiste en el temple y el revenido. Tanto el cromo como el silicio elevan los puntos críticos, el temple y el revenido se hacen a temperaturas más altas que el de los aceros ordinarios de construcción: el temple se hace desde 1000—1050 °C y el revenido a 750—780 °C.

7. ACEROS AUSTENÍTICOS RESISTENTES A ALTAS TEMPERATURAS

Los aceros austeníticos resistentes a altas temperaturas se utilizan para hacer válvulas de motores, álabes de turbinas de gas y otras piezas "calientes" de motores a reacción, que trabajan principalmente a 600—700 °C.

Todos los aceros austeníticos resistentes a altas temperaturas contienen gran cantidad de cromo y níquel y adiciones de otros elementos.

Los aceros austeníticos resistentes a altas temperaturas tienen una serie de propiedades comunes: gran resistencia a altas temperaturas, a la formación de cascarilla, gran plasticidad, buena soldabilidad y gran coeficiente de dilatación lineal.

Pero comparados con los aceros perlíticos y martensíticos, resultan tener peores cualidades tecnológicas: son difíciles de trabajar por presión y por corte su soldadura es más frágil, puesto que la estructura de grano grueso que se obtiene cuando se recalientan no puede corregirse, porque en estos aceros no existe recristalización de fase. En el intervalo 550—600 °C, estos aceros se hacen más frágiles, debido a la segregación de fases diversas por los límites de los granos.

Los aceros austeníticos pueden dividirse en dos grupos:

1) no endurecibles por medio del tratamiento térmico, es decir, no propensos al endurecimiento por precipitación (convencionalmente los llamaremos homogéneos, aunque en realidad contienen segundas fases, pero en cantidades que no provocan un fuerte efecto de envejecimiento);

2) endurecibles con el tratamiento térmico y que se utilizan después del temple + revenido. El endurecimiento se produce en virtud de la separación de las fases de carburo, de nitruros de carbono e intermetálicas. Su aptitud para el envejecimiento se debe a la presencia en ellos de ciertos elementos (además del cromo y el níquel) en cantidades superiores al límite de solubilidad.

El cromo y el níquel son los principales componentes de aleación de estos aceros. El primero hace que sean resistentes a la formación de cascarilla y el segundo, que la austenita sea estable. Si la cantidad de níquel es insuficiente, puede producirse la formación parcial de fase α , lo cual empeora la resistencia a altas temperaturas.

La composición de los aceros austeníticos resistentes a altas temperaturas más importantes se da en la tabla 43. Los aceros del primer grupo (homogéneo) se utilizan como resistentes a altas temperaturas y como inoxidable, por esto, de ellos se tratará más detalladamente en el capítulo "Aceros resistentes a la corrosión", aquí nos limitaremos a dar a conocer los datos concernientes a sus resistencias a la formación de cascarilla y a altas temperaturas (véase la tabla 44).

La permanencia durante mucho tiempo a las temperaturas de trabajo (500—700 °C) hace que el acero adquiera fragilidad a causa de la segregación de las fases excesivas por los límites de los granos y de la formación de la llamada fase σ (sigmatización), que es un compuesto intermetálico del tipo FeCr. Pero estas transformaciones se producen muy lentamente.

Los aceros del segundo grupo, a diferencia de los del primero, no son estables y tienden a endurecerse debido a la descomposición de la solución sólida (con lo que disminuye su tenacidad).

El tratamiento térmico de estos aceros consiste en el temple desde 1050—1100 °C en agua y el revenido—envejecimiento a 600—750 °C. Este revenido—envejecimiento provoca la elevación de la dureza por sedimentación; las fases en exceso segregan, durante el envejecimiento, principalmente por los límites de los granos (fig. 65).

El fin de este tratamiento térmico es, naturalmente, elevar la resistencia a altas temperaturas; los aceros austeníticos del segundo grupo tienen más resistencia a altas temperaturas que los homogéneos, lo que se explica por la fina distribución de la segunda fase; sin embargo, esto solamente es una ventaja cuando los plazos de servicio son cortos; si son largos ($\tau > 100$ h), la fase exce-

TABLA 43. Composición de los aceros austeníticos resistentes a altas temperaturas (GOST 5632—72), %

| Marca | C | Cr | Ni | Aleación adicional |
|---------------------------------------|-----------|-----------|-------|--------------------------------------|
| <i>Homogéneos</i> | | | | |
| 1X14H16B (ЭИ 694) | 0,07—0,12 | 13—15 | 14—17 | 0,9—1,3Nb |
| 1X14H18B2B | 0,07—0,12 | 13—15 | 18—20 | 2,0—2,7W |
| | | | | 0,9—1,3Nb |
| X18H10T | 0,12 | 17—19 | 9—11 | 0,5—0,7Ti |
| X18H12T | 0,12 | 17—19 | 11—13 | 0,5—0,7Ti |
| OX18H12B | 0,08 | 17—19 | 11—13 | 8C—1,2Nb |
| 1X23H18 | 0,20 | 22—25 | 17—20 | — |
| X25H16Г7AP (ЭИ 835) | 0,12 | 23—25 | 15—18 | 0,3—0,45N |
| X25H20C2 (ЭИ 283) | 0,20 | 24—27 | 18—21 | — |
| <i>Endurecibles por precipitación</i> | | | | |
| 4X12H8Г8МФБ (ЭИ 481) | 0,34—0,40 | 11,0—13,5 | 7—9 | 1,4—1,4Mb 0,25—0,45Nb 1,2—1,5V |
| X12H20B3T (ЭИ 695) | 0,10 | 10—12,5 | 18—21 | 2,6—3,2Ti |
| 4X14H14B2M (ЭИ 69) | 0,4—0,5 | 11—13 | 13—15 | 2,0—2,7W |
| | | | | 0,2—0,4Mo |
| OX14H28B3T3ЮP | 0,08 | 13—15 | 26—29 | 2,8—3,5W |
| (ЭИ 786) | | | | 2,4—3,2Ti 0,5—1,2Al |

Observación. Estos aceros contienen el 1—2% de Mn (excepto los 4X12H8Г8МФБ y X25H16Г7AP, que contienen respectivamente un 7,5—9,5% y un 5—7% de Mn); hasta un 0,08% de S (excepto en el acero X25H20C2, que contiene un 2—3% de Si); y menos de un 0,02% de S y de un 0,35% de P. Los aceros en cuya marca figura la letra P contienen cerca del 0,002% de B.

TABLA 44. Propiedades de algunos aceros austeníticos (homogéneos)

| Marca del acero | Resistencia a la formación de cascarrilla ¹⁾ , °C | Resistencia a corto plazo σ_B , kgf/mm ² | | | Resistencia a largo plazo, kgf/mm ² | | | |
|-----------------|--|--|--------|--------|--|--------|-----------------|--------|
| | | | | | σ_{100} | | σ_{1000} | |
| | | 600 °C | 700 °C | 800 °C | 600 °C | 700 °C | 600 °C | 700 °C |
| 1X18H10T | 800 | 35 | 30 | 25 | 25 | 12 | 20 | 10 |
| X18H12B | 800 | 38 | 33 | 28 | 28 | 15 | 22 | 12 |
| 1X14H18B2BP | 750 | 45 | 42 | — | 35 | 24 | 28 | 17 |
| 1X14H18B2B | 750 | 45 | 38 | — | 35 | 24 | 30 | 18 |

¹⁾ Temperatura inicial de la oxidación intensa.

siva endurecedora coagula, en cuyo caso las aleaciones homogéneas resultan ser más resistentes a altas temperaturas que las endurecibles por precipitación.

Esto puede apreciarse comparando los datos recogidos en las tablas 44 y 45.

Además de estos aceros de utilización más o menos amplia, existen aceros austeníticos resistentes a altas temperaturas de aplicación más reducida: para

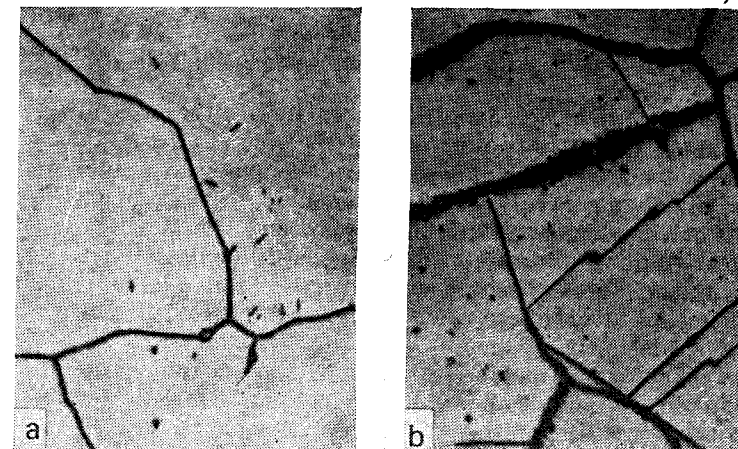


Fig. 65. Microestructura del acero austenítico resistente a altas temperaturas. $\times 500$: a, después del temple; b, después del envejecimiento a 650° C

piezas de fundición de alta resistencia a la formación de cascarrilla (piezas de hornos, por ejemplo, retortas), material en chapas de revestimiento sometido a caldeo, etc.

TABLA 45. Propiedades de resistencia a altas temperaturas de algunos aceros austeníticos endurecibles por precipitación

| Marca del acero | Resistencia a corto plazo σ_B , kgf/mm ² | | | Resistencia a largo plazo σ_{100} , kgf/mm ² | |
|----------------------|--|--------|--------|--|--------|
| | 600 °C | 700 °C | 800 °C | 600 °C | 700 °C |
| 4X14H14B2M (ЭИ 69) | 50 | 35 | 23 | 23 | 13 |
| 4X12H8Г8МФБ (ЭИ 481) | 60 | 50 | — | 45 | 30 |
| X12H20T3P (ЭИ 696) | 85 | 70 | 40 | 55 | 40 |

La composición de estos aceros especiales, así como su resistencia a la formación de cascarrilla, se dio en la tabla 38.

En las turbinas y motores a reacción modernos, una de las piezas más importantes son los álabes. La potencia del motor a reacción depende en alto grado de la temperatura máxima del agente de trabajo (gas) a la cual pueden servir durante largo plazo los álabes. En los motores a reacción modernos, los álabes de las turbinas se calientan hasta 700—900 °C y existen tendencias a elevar esta temperatura.

Para los álabes de las turbinas se utilizan aceros austeníticos y aleaciones a base de níquel y cobalto.

Las que más se emplean son las aleaciones de níquel que contienen, por regla general, cromo (en cantidad de cerca de un 15—20%) y otros aditivos, bastante numerosos, pero en cantidades mucho menores (aluminio, titanio, volframio, molibdeno, vanadio y otros).

Lo mismo que los aceros austeníticos, las aleaciones a base de níquel pueden dividirse en homogéneas (llamadas *nicrom* e *inconel*) y envejecibles (*nimonic*).

Las primeras, es decir, los *nicrom*, son aleaciones de níquel y cromo o de níquel, cromo y hierro con un contenido mínimo de carbono y otros elementos que puedan formar segundas fases. La estructura de estas aleaciones es la de una solución sólida de estos elementos en el níquel (red cúbica centrada en las caras). La solución sólida homogénea no posee gran resistencia en frío ni a altas temperaturas. Las aleaciones de este tipo no se utilizan por lo general como material resistente a altas temperaturas, sino como material resistente a la oxidación a altas temperaturas y para hacer elementos de calentamiento eléctrico por resistencia, como se dirá en el cap. XXIV, donde se darán las composiciones de los *nicrom* y algunas de sus propiedades.

En la práctica, como aleaciones muy resistentes a altas temperaturas se utilizan las de níquel envejecibles, es decir, los *nimonic*. Su aparición se debe al desarrollo de la aviación de propulsión a chorro, que requiere aleaciones resistentes a altas temperaturas para los álabes. Las aleaciones resistentes a altas temperaturas conocidas hasta entonces eran principalmente aceros austeníticos, que no podían satisfacer las nuevas condiciones acrecentadas que imponía la nueva técnica.

El *nimonic* de composición fundamental, "clásica", es una aleación cuaternaria Ni—Cr—Ti—Al (de, aproximadamente, un 20% de Cr, 1% de Al, 2% de Ti y el resto de Ni). Su temple desde 1050—1150 °C ocasiona la formación de solución sólida γ con red cúbica centrada en las caras ($a = 3,57 \text{ \AA}$).

Si se calienta esta solución sólida (sobresaturada) templada, se produce su descomposición en varias etapas.

En primer lugar, dentro de la solución sólida tiene lugar la redistribución de los átomos de aluminio y de titanio que conduce a enriquecimientos locales de estos aditivos. Este proceso no sólo

se observa a las bajas temperaturas de revenido, sino también durante el proceso del enfriamiento de temple ¹⁾.

La etapa siguiente consiste en la aparición de puntos en los cuales ha aumentado la concentración de átomos de aluminio y de titanio, algo así como una segunda fase. En cierta etapa del envejecimiento puede determinarse ya roentgenográficamente la existencia de dos fases de igual red cristalina (C12), pero cuyos parámetros difieren algo entre sí (3,58 y 3,60 Å). La fase empobrecida en aluminio y titanio suele llamarse fase γ , y la enriquecida (segregada), fase γ' .

Si el primer proceso, es decir, la redistribución del aluminio y del titanio dentro de la red de la solución sólida se observa durante el proceso del enfriamiento de temple y en el proceso de revenido a 500—600 °C, a 600—850 °C se observa la aparición de la fase γ' , cuya composición y el tamaño de sus partículas depende de la temperatura y de la duración del revenido (envejecimiento) (fig. 66). Así, si el envejecimiento a 700 °C dura varias horas, la fase γ constituye alrededor del 20% (y aún más) del volumen de la aleación, y el tamaño de las partículas de la fase γ' es del orden de 200—400 Å. La circunstancia de que las redes de las fases γ y γ' tengan parámetros tan próximos, hace que éstas conserven su enlace coherente hasta altas temperaturas de revenido. Si la temperatura de envejecimiento es todavía más elevada, es posible que la fase γ' se transforme en fase η , Ni_3Ti , que es estable a estas temperaturas.

La gran resistencia a altas temperaturas de las aleaciones *nimonic* viene asegurada por su alta resistencia mecánica y por su pequeña velocidad de ablandamiento.

En este caso, en el *nimonic* envejecido, la alta resistencia se debe a la formación de una gran cantidad (hasta el 40%, y en algunas aleaciones modernas, muy resistentes a altas temperaturas y más) de segunda fase, enlazada coherentemente con la solución sólida madre. Este enlace coherente se produce, a su vez, el fraccionamiento de los bloques de solución sólida γ hasta 1500—2000 Å. Y la pequeña velocidad de ablandamiento está relacionada aquí con la pequeña movilidad de difusión de los átomos de Al y Ti a altas temperaturas, la cual es consecuencia de los altos valores que tienen las fuerzas de los enlaces interatómicos en las redes de las fases γ y γ' .

A las temperaturas de 700—800 °C, la velocidad de crecimiento de las partículas de segunda fase es pequeña, pero a 800—900 °C ya se hace considerable (véase la fig. 66), lo que determina el límite de temperatura y de tiempo de utilización de estas aleaciones.

El tratamiento térmico de una aleación *nimonic*, que hace que ésta tome el estado estructural cuya resistencia a altas temperaturas sea la máxima, se reduce al temple al aire desde 1100—1200 °C y al revenido (envejecimiento) a 700—750 °C durante 10—16 h. La resistencia máxima a altas temperaturas corresponde a la estructura

¹⁾ La supresión de este proceso por medio de un enfriamiento de temple muy rápido, no es conveniente.

TABLA 46. Composición de las aleaciones de níquel endurecibles por precipitación, resistentes a altas temperaturas (nimonic), % (GOST 5632—72)

| Marca | Cr | Ti | Al | Fe | C | Otros |
|-----------------------|-------|---------|-----------|-----|------|--|
| XH77TIO (ЭИ 437А) | 19—22 | 2,3—2,7 | 0,55—0,95 | 4,0 | 0,06 | ≤0,01Ce |
| XH77TIOP (ЭИ 437Б) | 19—22 | 2,3—2,7 | 0,55—0,95 | 4,0 | 0,06 | ≤0,01Ce |
| XH70BMTIO (ЭИ 617) | 13—16 | 1,8—2,3 | 1,7—2,3 | 5,0 | 0,12 | 5—7W, 2—4Mo, 0,1—0,5V, ≤0,02B, ≤0,02Ce |
| Nimonic 90 | 18—21 | 2,0—2,8 | 0,8—1,2 | 1,0 | 0,10 | 15—21Co |
| Nimonic 100 | 10—12 | 1—2 | 4—6 | 2,0 | 0,3 | 18—22Co 4,5—5,5Mo |

TABLA 47. Características de algunas aleaciones de níquel resistentes a altas temperaturas

| Marca de la aleación | Resistencia a corto plazo σ_B , kgf/mm ² | | | Resistencia a largo plazo, kgf/mm ² | | | | | |
|----------------------|--|--------|--------|--|--------|--------|-----------------|--------|--------|
| | | | | σ_{100} | | | σ_{1000} | | |
| | 600 °C | 700 °C | 800 °C | 600 °C | 700 °C | 800 °C | 600 °C | 700 °C | 800 °C |
| XH77TIO | 88 | 68 | 55 | 58 | 36 | 14 | — | 28 | 10 |
| XH77TIOP | 95 | 85 | 56 | 68 | 42 | 20 | — | 35 | 12 |
| ЭИ 617 | 99 | 90 | 75 | — | 50 | 29 | — | 38 | — |
| Nimonic 90 | 100 | 80 | 63 | — | 43 | 21 | — | 34 | 14 |
| Nimonic 100 | 115 | 105 | 75 | — | 50 | 29 | — | 42 | 20 |

TABLA 48. Composición de las aleaciones de hierro-níquel y de cobalto resistentes a altas temperaturas, %

| Marca de la aleación | C | Cr | Ni | Mo | Al | W | Ti |
|--------------------------------|-----------|-------|---------|---------|---------|---------|---------|
| de hierro-níquel (base hierro) | | | | | | | |
| XH36BT (ЭИ 612) | 0,12 | 14—16 | 34—38 | — | — | 2,8—3,5 | 1,1—1,5 |
| XH35BTIO (ЭИ 787) | 0,08 | 14—16 | 33—37 | — | 0,7—1,4 | 2,8—3,5 | 2,4—3,2 |
| de cobalto (<2% de Fe) | | | | | | | |
| ЭИ 416 | 0,35—0,45 | 18—21 | 18—22 | 3,5—5,8 | — | 3,8—5,8 | — |
| Vital (ЛКУ) | 0,20—0,35 | 25—30 | 1,5—3,5 | 4,5—6,5 | — | — | — |

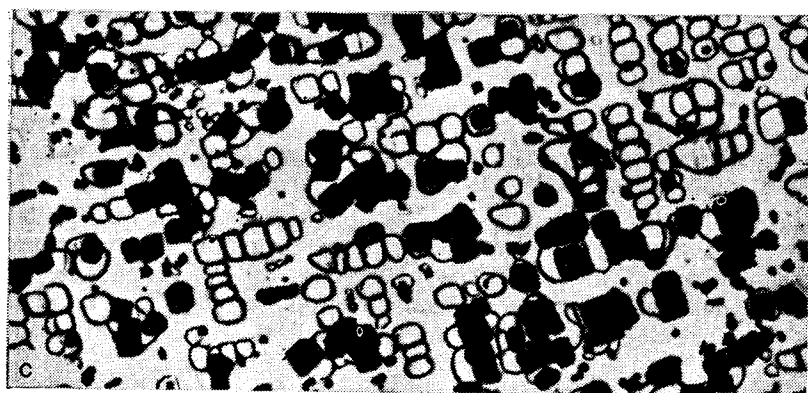
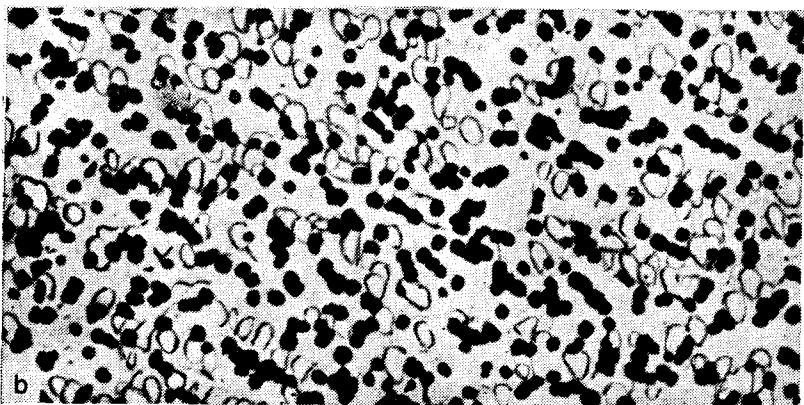
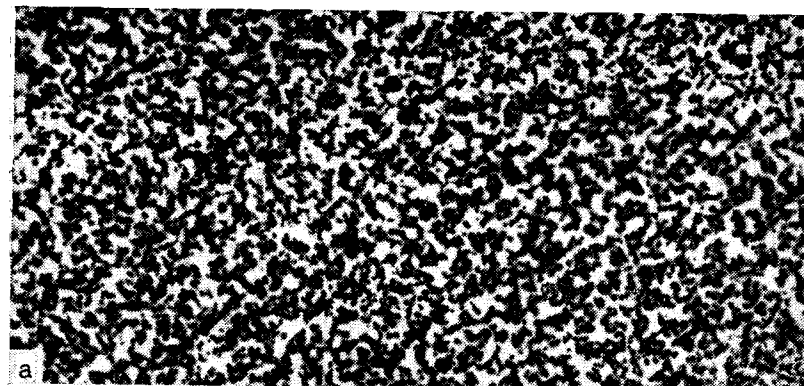


Fig. 66. Coagulación de las partículas de Ni, (Ti, Al) en la aleación nimonic después del temple y del envejecimiento a 850 °C durante tiempos distintos. ×15000:
a, 10 h; b, 100 h; c, 1000 h

homogénea de grano grueso y a la distribución uniforme de las formaciones dispersas de fase γ' .

La diversidad del grano (es decir, la existencia de granos finos y gruesos), la precipitación de las fases principalmente a lo largo de los límites de éstos, y la conservación de la acritud (por ejemplo, en la capa endurecida por deformación en frío que resulta del maquinado), conducen a la disminución de la resistencia a altas temperaturas.

La composición de las marcas más usadas de aleaciones de níquel endurecibles por precipitación, se da en la tabla 46.

Las características de resistencia a altas temperaturas de la aleación tipo XH77TIO (0,2% de deformación en tiempos diferentes) se muestran en la fig. 67.

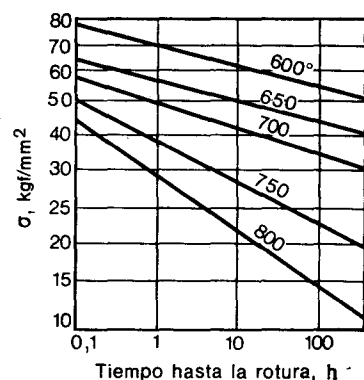


Fig. 67. Características de resistencia a altas temperaturas de la aleación nimonic (tipo XH77TIO)

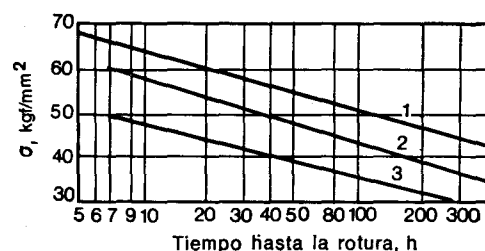


Fig. 68. Resistencia a largo plazo de diversas aleaciones de níquel a 700° C: 1, XH70BMTIO; 2, XH77TIO; 3, XH77TIO

Las principales características de resistencia a altas temperaturas de estas aleaciones de níquel pueden verse en la tabla 47 y en la fig. 68.

La primera "vieja" aleación XH77TIO (llamada nimonic 80) es la que posee menos resistencia a altas temperaturas de esta serie de aleaciones (tabla 47). Esta aleación se mejora, en primer lugar, añadiéndole pequeñas cantidades de boro y cerio (aleaciones XH77TIO y XH77TIO, véase también la fig. 68), con lo que se consigue "limpiar" los límites de los granos. La función principal que desempeñan estas adiciones es la de enlazar las impurezas nocivas formando compuestos de alta temperatura de fusión.

Para conseguir un aumento todavía mayor de la resistencia a altas temperaturas se introducen elementos que endurecen la solución sólida: cobalto, molibdeno, wolframio (aleaciones nimonic 90 y 100).

Las aleaciones dadas en la tabla 46 son las que se emplean principalmente en la fabricación de las piezas "calientes" de las turbinas de gas (álabes, discos, etc.).

Además de las aleaciones de níquel endurecibles por precipitación tienen cierta aplicación las aleaciones de hierro-níquel¹⁾ y de cobalto.

La composición de algunas de estas aleaciones se da en la tabla 48.

Por sus características de resistencia a altas temperaturas, las aleaciones de hierro-níquel y de cobalto equivalen aproximadamente a las de níquel (nimonic). Pero las de hierro-níquel tienen poca plasticidad y son propensas a for-

¹⁾ Por su naturaleza se parecen a las aleaciones de tipo nimonic, en las cuales la mitad, aproximadamente, del níquel se sustituye por hierro.

mar grietas y otros defectos; las aleaciones a base de cobalto son muy caras y su superioridad con respecto a las mejores clases de aleaciones de níquel, en cuanto a resistencia a altas temperaturas, no es tan grande.

El "techo" práctico para la utilización de las aleaciones a base de níquel es de 950–1000 °C. Para trabajar a temperaturas más altas deben emplearse aleaciones que tengan otra base. En la tabla 49 (construida con datos proporcionados por G. V. Estulin y S. V. Maslennikov), se da una información acerca del desarrollo de las aleaciones resistentes a altas temperaturas y del crecimiento, derivado de él, de las temperaturas de trabajo de las principales piezas de los motores turborreactores.

TABLA 49. Progreso de las aleaciones resistentes a altas temperaturas

| Año | $\sigma = 35 \text{ kgf/mm}^2$ (para discos) | | $\sigma = 20 \text{ kgf/mm}^2$ (para álabes) | | $\sigma = 20 \text{ kgf/mm}^2$ (para álabes) | |
|-------------|---|----------------------------|---|----------------------------|---|----------------------------|
| | Marca de la aleación | Temperatura de trabajo, °C | Marca de la aleación | Temperatura de trabajo, °C | Marca de la aleación | Temperatura de trabajo, °C |
| Deformables | | | | Para moldeo | | |
| 1946 | OXH3M | 510 | ЭИ 69 | 650 | — | — |
| 1947 | ЭИ 415 | 590 | ЭИ 388 | 710 | ЖС3 | 850 |
| 1948 | — | — | — | — | — | — |
| 1949 | ЭИ 395 | 650 | ЭИ 437 | 750 | — | — |
| 1950 | ЭИ 434 | 650 | — | — | — | — |
| 1951 | ЭИ 481 | 660 | — | — | — | — |
| 1952 | ЭИ 481Б | 660 | XH77TIO | 780 | — | — |
| 1953 | XH77 | 730 | XH77TIO | 790 | AHB | 900 |
| 1954 | — | — | ЭИ 617 | 850 | — | — |
| 1955 | — | — | — | — | ЖС6 | 970 |
| 1956 | — | — | ЭИ 826 | 880 | — | — |
| 1958 | — | — | ЭИ 867 | 920 | — | — |
| 1960 | ЭИ 698 | 750 | ЭИ 929 | 920 | — | — |
| 1962 | — | — | ЭИ 109 | 940 | — | — |
| 1963 | ЭИ 766 | 780 | ЭИ 220 | 950 | ЖС6К (HK) | 990 |
| 1966 | — | — | — | — | — | — |

dos por G. V. Estulin y S. V. Maslennikov), se da una información acerca del desarrollo de las aleaciones resistentes a altas temperaturas y del crecimiento, derivado de él, de las temperaturas de trabajo de las principales piezas de los motores turborreactores.

Bibliografía

- A. Salli, "Fluencia de los metales y de las aleaciones resistentes a altas temperaturas". Moscú OBORONIZ, 1953.
- W. Betteridge, "The Nimonic Alloys". London, 1958.
- K. A. Lanskaia, "Aceros resistentes a altas temperaturas". Moscú, METALLURGUIA, 1969. "Oxidación de los metales". Moscú, METALLURGUIA, T. I, 1968, T. II, 1969.
- F. F. Jimushin, "Aceros y aleaciones resistentes a altas temperaturas". Moscú, METALLURGUIA, 1969.
- M. V. Pridantsev, "Aleaciones resistentes a altas temperaturas endurecibles por envejecimiento". Moscú, METALLURGUIA, 1973.
- C. T. Sims, W. C. Hagel, "The Superalloys". New York—London—Sydney—Toronto, 1972.

ACEROS Y ALEACIONES RESISTENTES A LA CORROSIÓN (INOXIDABLES)

La destrucción superficial de un metal por la acción del medio exterior se llama *corrosión*. El hierro puro y los aceros de baja aleación no resisten la corrosión en la atmósfera, en el agua y en otros medios, porque la película de óxidos que se forma no es suficientemente densa y no aísla el metal de la acción química del medio.

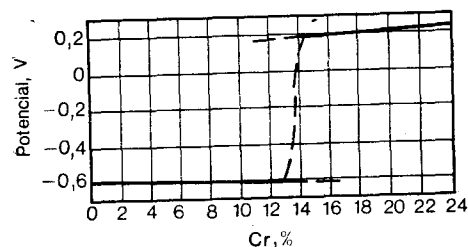


Fig. 69. Potencial de las aleaciones hierro-cromo

Algunos elementos elevan la resistencia del acero a la corrosión y valiéndose de ellos pueden crearse aceros (aleaciones) que prácticamente no sufren corrosión en un medio dado.

Cuando estos elementos se introducen en el acero (aleación) su resistencia anticorrosiva no se eleva paulatinamente, sino a saltos. Sin entrar en detalles de los fenómenos relacionados con los procesos de corrosión y con la destrucción corrosiva, indicaremos que la introducción en el acero de $>12\%$ de Cr hace que éste sea resistente a la corrosión en la atmósfera y en muchos otros medios industriales. En cambio, las aleaciones que contienen menos del 12% de Cr sufren prácticamente el mismo alto grado de corrosión que el hierro. Y las aleaciones que contienen más del 12—14% de Cr se comportan como metales nobles: al poseer potencial positivo (fig. 69), no se aherrumbra ni oxidan en el aire, en el agua y en una serie de ácidos, sales y álcalis.

1. ACEROS AL CROMO INOXIDABLES

Se emplean tres tipos de aceros al cromo inoxidable: con el 13, 17 y 27 %, respectivamente, de Cr; en dependencia de las condiciones que se imponen, los aceros con el 12% de Cr tienen distinto contenido de carbono (desde el 0,1 hasta el 0,4%).

Los aceros con el 17—18 y 25—28% de Cr tienen a veces pequeñas adiciones de titanio y de níquel. El titanio y el níquel se introducen para afinar el grano y el último también para mejorar las propiedades mecánicas.

TABLA 50. Composición de los aceros al cromo inoxidables, %
(GOST 5632—72)

| Clase | Tipo de aceros (Cr %) | Marca del acero | C | Cr | Ti | Mn | Si |
|-------|-----------------------|-----------------|-----------|-------|--------|------|------|
| Φ | 13 | 0X13 | 0,08 | 11—13 | — | ≤0,6 | ≤0,6 |
| M—Φ | | 1X13 | 0,09—0,15 | 12—14 | — | ≤0,8 | ≤0,8 |
| M | | 2X13 | 0,16—0,25 | 12—14 | — | ≤0,8 | ≤0,8 |
| M | | 3X13 | 0,26—0,35 | 12—14 | — | ≤0,8 | ≤0,8 |
| M | | 4X13 | 0,36—0,45 | 12—14 | — | ≤0,8 | ≤0,8 |
| Φ | | X14 | ≤0,15 | 13—15 | — | ≤0,6 | ≤0,6 |
| Φ | 17 | 12X17 | ≤0,12 | 16—18 | — | ≤0,8 | ≤0,8 |
| Φ | | 08X17T | ≤0,08 | 16—18 | 5C—0,8 | ≤0,8 | ≤0,8 |
| M | | 14X17H2* | 0,11—0,17 | 16—18 | — | ≤0,8 | ≤0,8 |
| Φ | 25—28 | 15X25T | ≤0,15 | 24—27 | 5C—0,9 | ≤0,8 | ≤1,0 |
| Φ | | 15X28 | ≤0,15 | 27—30 | — | ≤0,8 | ≤1,0 |

Observación. En todos estos aceros hay S < 0,025 % y P < 0,030 %. El contenido de titanio va desde una cantidad no menor que el quintuplo del contenido de carbono hasta no más del 0,8—0,9 %. Las letras M y Φ significan respectivamente que el acero es de clase martensítica o ferrítica.

* Contiene un 1,5—2,5% de Ni.

La composición de los aceros al cromo inoxidables que se utilizan en la industria se da en la tabla 50.

Para clasificar los aceros al cromo inoxidables por la estructura en equilibrio, se emplea el diagrama del sistema ternario hierro—carbón—cromo (fig. 70). Los rectángulos indican la posición de cada una de las marcas en este sistema.

Como vemos, en dependencia de su contenido de carbono, los aceros al cromo pueden pertenecer a distintas clases estructurales, lo cual se refleja en la tabla 50.

Los aceros X28 y X17 pertenecen a los de la clase ferrítica; su estructura es de ferrita y en ellos no se producen transformaciones de fase.

Otra cosa es lo que ocurre en los aceros con el 13—14% de cromo.

El acero 0X13 con el contenido mínimo de carbono y máximo de cromo es ferrítico, pero con el contenido mínimo de cromo experimenta plenamente la transformación $\gamma \rightleftharpoons \alpha$. Respectivamente, con el contenido medio de cromo (dentro de los límites de la composición que establece la marca) sufre parcialmente la transformación $\gamma \rightleftharpoons \alpha$. En dependencia de su composición, el acero 1X13 puede ser ordinario hipoeutectoide y semiferrítico, y el acero X14, ferrítico o semiferrítico.

Por lo expuesto se llega a la conclusión de que estos aceros no tienen propiedades estables y que pequeñas desviaciones de su composición química hacen que el acero pase de una clase a otra, lo que influye bruscamente en sus propiedades mecánicas.

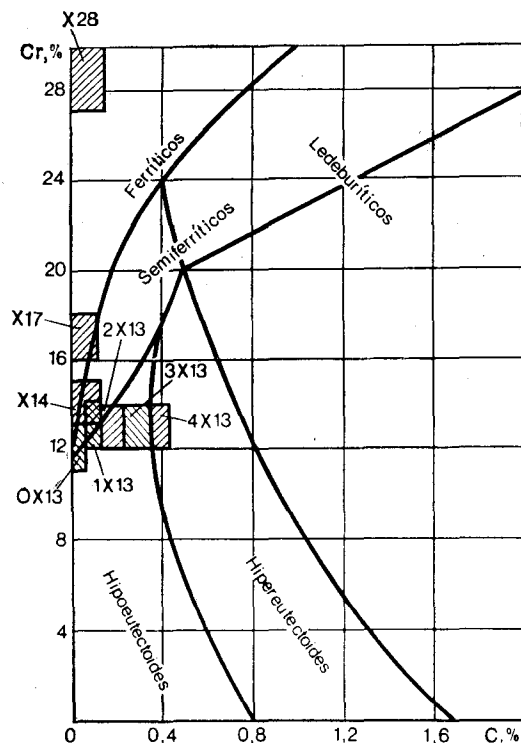


Fig. 70. Sistema Fe—C—Cr y posición en él de los aceros al cromo inoxidable industriales

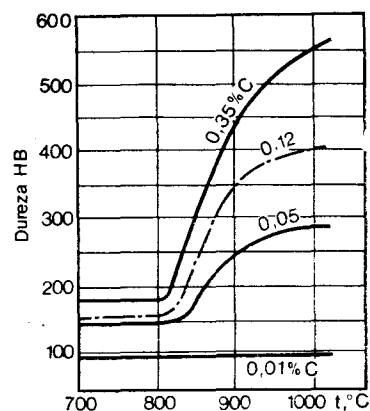


Fig. 71. Influencia de la temperatura de temple en la dureza de los aceros al cromo (13% de Cr) con diverso contenido de carbono



Fig. 72. Estructura típica del acero ferrítico inoxidable (X25T). ×400

Los aceros 2X13—4X13 son aceros hipo e hipereutectoides y, a causa del gran contenido de cromo, su endurecimiento al aire conlleva la obtención de martensita, cuya dureza depende esencialmente del contenido de carbono (fig. 71).

La estructura típica de los aceros de alto contenido de cromo y pobres en carbono ($C < 0,1\%$) es la de ferrita (fig. 72).

Los regímenes de tratamiento térmico (que se utilizan de ordinario) para los aceros al cromo inoxidables y las características mecánicas que con ellos se obtienen se dan en la tabla 51.

Los aceros del tipo X13 son los inoxidables más baratos y que más se emplean; se utilizan para usos domésticos y en la técnica (álabes de turbinas hidráulicas y de vapor). Los aceros con bajo contenido de carbono (1X13, 2X13) son

TABLA 51. Regímenes de tratamiento térmico y características técnicas de los aceros al cromo inoxidables

| Marca del acero | Temperatura, °C | | Características mecánicas | | | | | |
|-----------------|-----------------|-------------|---------------------------|----------------------------------|--------------------------------------|--------------|------------|----------------------------------|
| | temple | de revenido | dureza, HRC | σ_B , kgf/mm ² | $\sigma_{0,2}$, kgf/mm ² | δ , % | ψ , % | σ_e , kgf/mm ² |
| 1X13 | 1000 | 700 | — | 60 | 40 | 20 | 60 | 90 |
| 2X13 | 1050 | 700 | — | 85 | 65 | 10 | 50 | 60 |
| 3X13 | 1050 | 250 | 40 | 160 | 130 | — | — | — |
| 4X13 | 1050 | 200 | 50 | — | — | — | — | — |
| 12X17 | 1050 | 750 | — | 45 | 30 | 15—25 | 40—50 | 2—5 |
| 08X17T | — | — | — | — | — | — | — | — |
| 14X17H2 | 1050 | 300 | — | 110 | 90 | 10 | 35 | 5 |
| 15X25T, 15X28 | 1050 | 750 | — | 45 | 30 | 20 | 45 | — |

plásticos, de ellos pueden estamparse bien diversas piezas; los 3X13 y 4X13 tienen gran dureza y elevada resistencia, de ellos se hacen piezas de gran resistencia a la rotura, al desgaste y a la corrosión ¹⁾.

Los aceros con el 17% de Cr son más resistentes a la corrosión. En virtud de su alto contenido de cromo, los aceros del tipo X17 pueden utilizarse como resistentes a la oxidación a altas temperaturas (es decir, a la formación de cascarilla), si las de trabajo no son mayores de 900 °C.

La adición de níquel a los aceros con el 17% de Cr y la elevación de su contenido de carbono hace que aparezca la transformación $\gamma \rightleftharpoons \alpha$. Pero en este acero dicha transformación transcurre no hasta el fin, a pesar de lo cual produce un endurecimiento apreciable. En el grupo de aceros con el 17% de Cr, el X17H2 es de gran resistencia (tabla 51) y se utiliza donde hace falta una resistencia elevada al mismo tiempo que las propiedades anticorrosivas propias de los aceros con el 17% de Cr.

Los aceros con el 25—28% de Cr se emplean para piezas de hornos (muflas, fundas de pares termoeléctricos, retortas) sometidas a temperaturas de 1050—1150 °C.

Estos aceros de clase ferrítica tienen el gran inconveniente de que la estructura de grano grueso que aparece en ellos cuando se recalientan (por ejemplo, al soldarlos), no puede afinarse por medio de tratamiento térmico, ya que en

¹⁾ Herramientas diversas, incluso instrumental quirúrgico, cojinetes, muelles y otras piezas que deben servir en un ambiente corrosivamente activo.

estos aceros no existen transformaciones de fase. La granulación gruesa hace que el acero se haga más frágil (el umbral de fragilidad en frío se eleva y pasa a la región de temperaturas positivas).

El fenómeno del aumento de la fragilidad también se observa en estos aceros cuando la estructura es de grano fino, como resultado de mantenerlos en la región de 450—550 °C, a causa de los procesos de ordenación (para lo cual sólo se necesita un tiempo de permanencia insignificante alrededor de los 450—550 °C) o de la precipitación de carburos por los límites de los granos (que ocurre generalmente a temperaturas más elevadas, del orden de 600—700 °C). En los aceros X17 y sobre todo en los X28 se observa la formación de fase σ frágil, cuando se mantienen durante largo tiempo en la región de los 700 °C.

Los adelantos logrados por la tecnología metalúrgica han permitido fabricar aceros al cromo (con el 17% y más de Cr) cuyo contenido de carbono es inferior al 0,005%. Estos aceros están exentos de los inconvenientes antes indicados, es decir, no adquieren fragilidad y pueden utilizarse para piezas soldadas.

Esto se debe a que el umbral de fragilidad en frío depende en alto grado del contenido de carbono o, más exactamente, de la suma

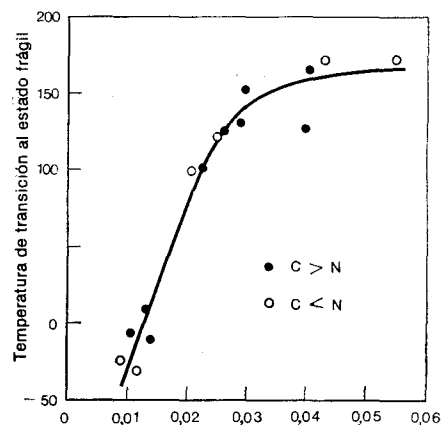


Fig. 73. Influencia del C y el N en la temperatura de transición al estado frágil de la aleación Fe + 17% Cr.

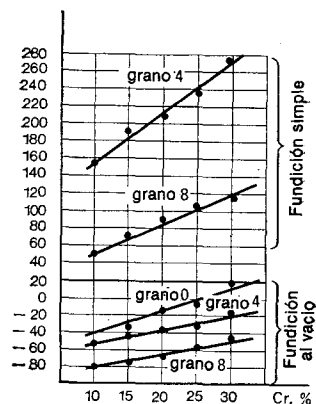


Fig. 74. Influencia del contenido de cromo, de la pureza y las dimensiones del grano en la temperatura de transición de las aleaciones Fe—Cr.

$C + N$. Como muestra la fig. 73, cuando el contenido de $C + N = 0,02$ y de porcentaje mayor, el umbral de fragilidad en frío se encuentra a +100 °C o más alto, es decir, estos aceros son frágiles a la temperatura ambiente y sólo un contenido total de estos elementos menor que el 0,01% (o sea, el % de C y el % de N menores que un 0,005% cada uno), hace que dicho umbral descienda hasta más abajo de la temperatura ambiente y que estos aceros sean plásticos a esta temperatura. Estos aceros inoxidables ferríticos pobres en carbono y nitrógeno reciben el nombre de *superferritas* y los fabrica la industria metalúrgica.

La investigación detallada de estos aceros de alta pureza y su comparación con los aceros ferríticos de pureza ordinaria ha demostrado (fig. 74) que el umbral de fragilidad en frío no sólo depende del contenido de C y N, sino también del de cromo y del tamaño del

grano; no obstante, los aceros de alta pureza (o sea, las superferritas), aunque tengan el grano grueso y cualquier contenido (desde el 10 hasta el 30%) de cromo, son plásticos (el bajo umbral de fragilidad en frío cuando el granulado es grueso asegura la soldabilidad), lo que no puede decirse de las aleaciones de pureza ordinaria.

2. ACEROS AL CROMO-NÍQUEL INOXIDABLES

La introducción de una cantidad suficiente de níquel en el acero al 18% de cromo lo hace austenítico, lo que asegura mejores propiedades mecánicas, menor tendencia al crecimiento del grano y lo hace más resistente a la corrosión y no frágil en frío.

Los aceros inoxidables con el 18% de Cr y el 10% de Ni son los que más se emplean en la construcción de maquinaria, en artículos de amplio consumo, en la arquitectura y en la escultura ¹⁾.

Una idea de las condiciones en que se forman las fases en las aleaciones cromo-níquel inoxidables la da el sistema Fe—Cr—Ni.

La fig. 75 representa el corte horizontal a 650 °C del sistema Fe—Cr—Ni (líneas continuas). Las regiones de una sola fase γ y α están separadas por la de dos fases $\gamma + \alpha$. Cuando el contenido de cromo sobrepasa el 20% aparece la fase σ (compuesto químico FeCr). La posición de la región de dos fases $\gamma + \alpha$ depende de la temperatura. Cuando la temperatura desciende por debajo de los 650 °C, la región $\gamma + \alpha$ se desplaza hacia la derecha y su posición extrema, a 20 °C, se indica por medio de las líneas punteadas que terminan en los puntos c y g; y cuando la temperatura se eleva, esta región se desplaza hacia la izquierda y su posición extrema, a 1100 °C, se indica por medio de las líneas punteadas que terminan en los puntos a, d.

De aquí se deduce que las aleaciones que se encuentran por debajo de la línea abc tienen recristalización $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ completa con la estructura de ferrita a la temperatura ambiente. Entre las líneas abc y defg están comprendidas las aleaciones semiferríticas (o semiausteníticas) con transformación $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ parcial. Las aleaciones que se hallan a la izquierda de la línea be son ferríticas (de ellas se trató en el párrafo anterior), y las que están a la derecha de fg son las austeníticas que vamos a estudiar ⁵⁾.

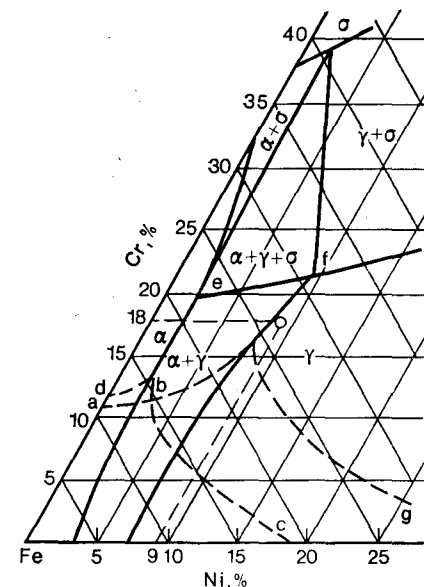


Fig. 75. Ángulo correspondiente al hierro del sistema Fe—Cr—Ni. Las líneas de trazo continuo representan el corte isotérmico a 650 °C.

¹⁾ Por ejemplo, el revestimiento de las columnas de la estación "Mayakovskaya" del metro de Moscú y la escultura "El obrero y la coljosiana" de V. Mújina, que están en la Exposición de los adelantos de la economía de la URSS.

La aleación 18—9 está representada en este sistema por un punto. No es difícil ver que para obtener, con un 18% de Cr, la estructura austenítica, deberá haber necesariamente un 9% de Ni; si disminuye el contenido de níquel, la aleación será de dos fases en todo el intervalo de temperaturas, incluida la temperatura ambiente. El aumento del cromo (por encima del 18%, siendo del 9% el contenido de Ni) conduce a los mismos resultados. Cuando el contenido de cromo es menor que el 14—15%, en la estructura aparece fase α ; a temperaturas inferiores a 650 °C, la formación de fase α transcurre según el mecanismo martensítico ¹⁾.

En los aceros al cromo-níquel inoxidables, además de la fase γ austenítica principal, puede encontrarse fase α en las modificaciones siguientes: fase α , formada como resultado de su precipitación del líquido o de la austenita a altas temperaturas (superiores a 600—700 °C); fase α' , formada de la austenita a temperaturas bajas (inferiores a 600 °C) siguiendo el mecanismo martensítico. Por fin, la fase α , la así llamada martensita de deformación de la austenita es inferior a cierta temperatura del punto M_D ²⁾.

El estado estructural de las aleaciones con el 18% de Cr y el 8—15% de Ni puede ser estable o inestable en dependencia de las oscilaciones de composición.

La austenita del acero con el 18% de Cr y el 8—10% de Ni es inestable; su enfriamiento en la región de temperaturas negativas o la deformación plástica a la temperatura ambiente hacen que se forme martensita.

En la aleación con el 18% de Cr y el 10—12% de Ni, la formación de martensita sólo puede ser provocada por deformación a temperaturas inferiores a 0 °C, en cambio, en las aleaciones con el 18% de Cr y más del 14% de Ni la austenita es estable; ni el enfriamiento ni la deformación a bajas temperaturas hacen que se forme fase α . La fig. 76 representa la estructura típica del acero inoxidable (austenita).

Los aceros al cromo-níquel industriales, como es natural, no son aleaciones Fe—Cr—Ni puras, sino que contienen impurezas. Estas impurezas, disolviéndose en las fases principales (γ y α), influyen en las condiciones de equilibrio y en la cinética de la transformación $\gamma \rightleftharpoons \alpha$. Pero si las impurezas forman nuevas fases, por ejemplo, carburos, nitruros, intermetales u otras, pueden cambiar considerablemente las propiedades del acero, aunque su influencia sobre la transformación $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ sea en este caso menos importante.

Los elementos disueltos en las fases γ y α pueden dividirse en dos categorías: la de los que facilitan la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ (formadores de ferrita) y la de los que dificultan esta transformación (formadores de austenita).

¹⁾ Mientras que a altas temperaturas la formación de fase α sigue la vía de difusión ordinaria.

²⁾ La deformación plástica a bajas temperaturas puede ocasionar en algunos casos la formación de la llamada martensita ϵ hexagonal (estado transitorio), que luego puede transformarse en martensita α ordinaria.

A los elementos que forman austenita, es decir, a los que actúan de un modo análogo al níquel, pertenecen el carbono, el nitrógeno y el manganeso, y a los que forman ferrita, que actúan de forma parecida al cromo, el molibdeno, el volframio, el titanio, el niobio, el tantalio y el silicio. Resolver a qué grupo, atendiendo a su estructura, hay que incorporar los aceros al cromo-níquel de composición compleja que contienen carbono, nitrógeno, manganeso, silicio, titanio y otros

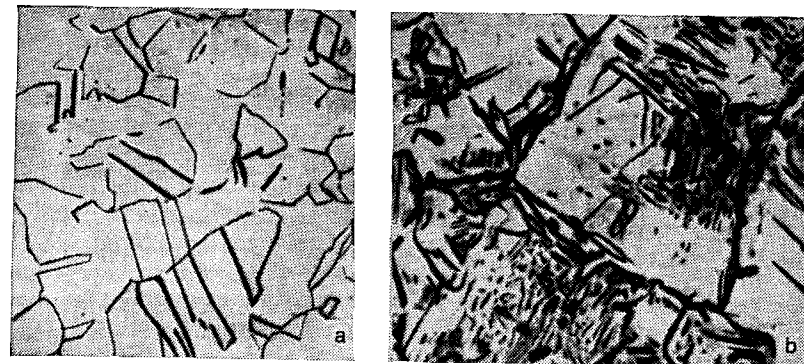


Fig. 76. Microestructura típica del acero inoxidable:
a, de clase austenítica (austenita). $\times 200$; b, de clase transitoria (austenita + martensita). $\times 500$

elementos es bastante difícil; el sistema ternario Fe—Cr—Ni (véase la fig. 75) no puede responder ya a esta cuestión.

Para este fin puede utilizarse el diagrama esquemático que muestra el estado estructural de la aleación a la temperatura ambiente en dependencia del contenido de elementos formadores de ferrita y de austenita (fig. 77). La influencia de cada elemento se ha reducido a la influencia del cromo y del níquel por medio del coeficiente respectivo. Así, el carbono actúa como elemento formador de austenita con una fuerza 30 veces mayor que el níquel, y el niobio, como formador de ferrita, es dos veces más débil que el cromo.

De acuerdo con este diagrama (fig. 77), la aleación que contiene el 0,1% de C, 2% de Mn, 18% de Cr, 12% de Ni y 2% de Mo es austenítica (su equivalente en níquel es un 16% y su equivalente en cromo, un 20%). En el acero con el 22% de Cr y el mismo contenido que en el caso anterior de los demás elementos, el equivalente en cromo se eleva hasta el 24% y el acero contendrá aproximadamente un 5% de ferrita. Si el equivalente en níquel desciende hasta el 8% y el equivalente, en cromo, hasta el 20% la aleación se compondrá de austenita y de dos fases ferríticas: $\alpha + \alpha'$; la primera se forma a alta temperatura y la segunda a baja.

Según lo expuesto acerca de la formación de las estructuras en los aceros al cromo-níquel, éstos pueden dividirse en tres clases: *Aceros austeníticos*, con austenita estable.

Aceros austenito-martensíticos (o de clase transitoria). En estos aceros, cuando se enfrían al aire, se forma generalmente cierta cantidad de martensita (fig. 76,b). A esta clase pertenecen también aquellos aceros cuya austenita, al enfriarse hasta la temperatura ambiente, aunque no da muestras de transformación $\gamma \rightarrow \alpha$, es inestable, ya que sometida a tratamiento a temperaturas bajo cero o a deformación plástica, se transforma en martensita.

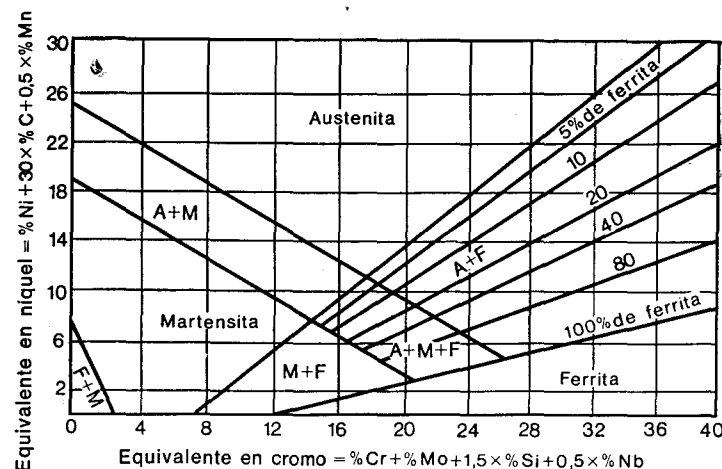


Fig. 77. Diagrama estructural de los aceros inoxidables

Aceros austenito-ferríticos, que tienen la estructura $\alpha + \gamma$. La austenita de estos aceros puede ser estable e inestable.

Las regiones de existencia de los aceros de estas tres clases se muestran en la fig. 77.

La composición de los aceros al cromo-níquel inoxidables industriales se da en la tabla 52.

En esta tabla se han incluido no sólo los aceros al cromo-níquel, incluidos los aleados adicionalmente, sino también otros, en los cuales el manganeso y el nitrógeno sustituyen parcial o totalmente al níquel (en este último caso, como es natural, no son aceros al cromo-níquel).

En los aceros al cromo-níquel inoxidables, debido a que en ellos hay carbono, pueden formarse carburos especiales, principalmente del tipo $M_{23}C_6$.

La cantidad de carburos $M_{23}C_6$ depende del contenido de carbono. A la temperatura ambiente y a temperaturas superiores hasta llegar aproximadamente a los 700 °C, la solubilidad del carbono (carburos) es solamente del 0,05 % (fig. 78), pero a más de 800 °C la solubilidad aumenta bruscamente y a 1150 °C, todos los carburos, incluso si el acero contiene un 0,15 % de C (conteniendo un 9 % de Ni; el níquel hace que disminuya la solubilidad del carbono en la austenita a altas temperaturas). Es natural que siendo tan grande la diferencia de

solubilidad de los carburos en la austenita, el calentamiento hasta altas temperaturas y el enfriamiento rápido (temple) permite obtener solución sólida sobresaturada, y un segundo calentamiento (a 500—700 °C) provoca la precipitación de los carburos.

Esta precipitación se produce por los límites de los granos, lo que en determinadas condiciones hace que el acero adquiera fragilidad y que se ponga de manifiesto un nuevo tipo de destrucción por corrosión en los límites de dichos granos, que es muy peligroso y se llama *corrosión intercris-talina* (CIC).

Una chapa de acero inoxidable dañada por la corrosión intercris-talina, si se golpea no produce sonido metálico, con poco esfuerzo, se destruye y puede convertirse en polvo.

El fenómeno de la corrosión intercris-talina guarda relación con el descenso de la resistencia anticorrosiva en los límites de los granos, debido a que en la formación de la fase de carburo ($M_{23}C_6$) en dichos límites interviene prácticamente todo el carbono (que tiene tiempo de precipitar hacia aquí desde el interior del grano), mientras que el cromo que entra en la composición del carburo especial $M_{23}C_6$ procede solamente de las capas contiguas a los límites de

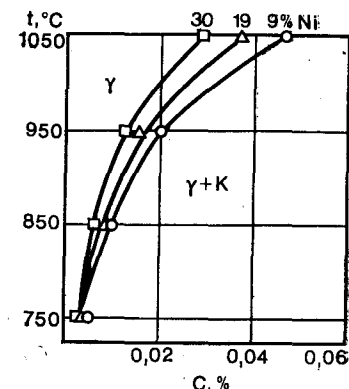


Fig. 78. Solubilidad del carbono (carburos) en la austenita (autor).

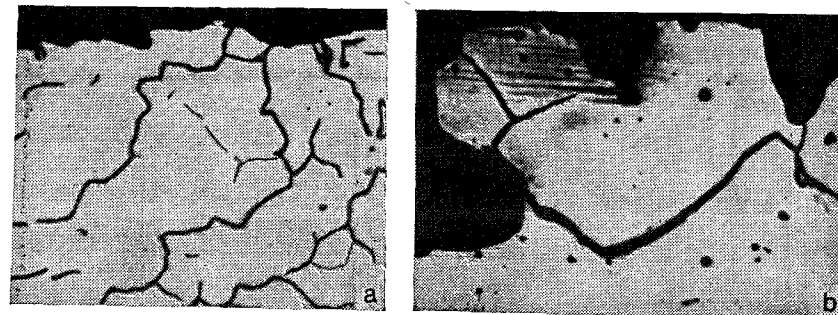


Fig. 79. Microestructura del acero austenítico inoxidable afectado por la corrosión intercris-talina: a, $\times 300$; b, $\times 500$

los granos, ya que como su velocidad de difusión es pequeña, no tiene tiempo de llegar desde el interior del grano. Como resultado de esto, el contenido de cromo en la solución sólida de los límites de los granos resulta ser de menos del 12%, es decir, inferior al límite que asegura la resistencia anticorrosiva. Precisamente por esto la destrucción corrosiva se propaga hacia dentro únicamente por los límites de los granos empobrecidos en cromo¹⁾ (fig. 79).

¹⁾ Esto se refiere a la corrosión en medios poco oxidantes. En los muy oxidantes la CIC se desarrolla por las inclusiones de carburos, ya que éstos no son estables en estos medios.

TABLA 52. Composición de los aceros al cromo-níquel, % (GOST

| Nº de orden | Marca | Clase | Tipo | C |
|-----------------------|---|-------------|---------------------|--------------------------------------|
| 1 2 3 | 12X18H8 (ЭЯ1) 17X18H9 (ЭЯ2) 12X18H9T (ЭЯ1T) | Austenítica | 18—9 | 0,12 0,13—0,21 0,12 |
| 4 5 6 7 8 | 04X18H10 (ЭИ842) 08X18H10 (ЭЯ0) 12X18H10E (ЭП47) 08X18H10T (ЭИ914) 12X18H10T (ЭЯ1T) | | 18—10 | 0,04 0,08 0,12 0,08 0,12 |
| 9 10 11 12 | 06X18H11 (ЭИ684) 08X18H12T 12X18H12T 08X18H12Б (ЭИ402) | | 18—12 | 0,06 0,08 0,12 0,08 |
| 14 15 16 | 10X14Г14Н4Т (ЭИ711) 12X17Г9АН4 (ЭИ878) 15X17АГ14 (ЭП213) | | Cr—Ni—Mn | 0,10 0,12 0,15 |
| 17 18 19 | 10X17H13M2T (ЭИ448) 10X17H13M3T (ЭИ432) 09X16H15M3Б (ЭИ847) | | Cr—Ni—Mo | 0,10 0,10 0,09 |
| 20 | 06X23H28M3Д3Т (ЭИ943) | | Cr—Ni—Mo—Cu | 0,06 |
| 21 22 | 09X15H8Ю (ЭИ904) 09X17H7Ю (ЭИ973) | | — | 0,09 0,09 |
| 23 24 25 | 08X22H6T (ЭП53) 12X22H5T (ЭИ811) 08X21H6M2T (ЭП54) | | Austenito-ferrítica | 21—5 0,08 0,09—0,14 0,08 |
| 26 | 08X18Г8Н2Т (КО3) | | Cr—Ni—Mn | 0,08 |

5632-72)

| Mn | Cr | Ni | Ti | Mo | Nb | Otros |
|---------------------------------|---|--------------------------------------|------------------------------------|---------------------------|------------------------|----------------------------------|
| 1—2 1—2 1—2 | 17—19 17—19 17—19 | 8—10 8—10 8—9,5 | — — 5.C—0,08 | — — — | — — — | — — — |
| 1—2 1—2 1—2 1—2 1—2 | 17—19 17—19 17—19 17—19 17—19 | 9—11 9—11 9—11 9—11 9—11 | — — — 5.C—0,7 5.C—0,08 | — — — — — | — — — — — | — — — 0,18—0,35 Se — |
| 1—2 1—2 1—2 1—2 | 17—19 17—19 17—19 17—19 | 10—12 10—13 10—13 10—13 | — 5.C—0,6 5.C—0,07 — | — — — — | — — — 8.C—1,2 | — — — — |
| 13—15 8—10,5 13,5—15,5 | 13—15 16—18 16—18 | 2,8—4,5 3,5—4,5 0,6 | (C—0,02) 5—0,6 — | — — — | — — — | — 0,15—0,25 N 0,25—0,37 N |
| 1—2 1—2 0,8 | 16—18 16—18 15—17 | 12—14 12—14 14—16 | 5.C—0,7 5.C—0,7 — | 2,0—3,0 3—4 2,5—3,0 | — — 0,6—0,9 | — — — |
| 0,8 | 22—25 | 26—29 | 0,5—0,9 | 2,5—3,0 | — | 2,5—3,5 Cu |
| 0,8 0,8 | 14—16 16—17,5 | 8—10,0 7,0—8,0 | — — | — — | — — | 0,7—1,3 Al 0,5—0,8 Al |
| 0,8 0,8 0,8 | 21—23 20—22 20—22 | 5,3—6,3 4,8—5,8 5,5—6,5 | 5.C—0,65 0,25—0,5 0,2—0,4 | — — 1,8—2,5 | — — — | — — — |
| 7—9 | 17—19 | 1,8—2,5 | 0,2—0,5 | — | — | — |

La investigación metalográfica ha demostrado que la corrosión intercristalina se pone de manifiesto cuando los carburos que precipitan por los límites de los granos forman una red continua. Los carburos precipitados, pero que no forman todavía una red continua, o los grandes carburos coagulados en los límites de los granos, no provocan la corrosión intercristalina.

El proceso de corrosión intercristalina se produce solamente como resultado del calentamiento del acero austenítico templado en una zona determinada de temperaturas (500—700 °C). Este calentamiento hace que precipiten los carburos por los límites de los granos.

Está claro que el calentamiento hasta 500—700 °C provoca la precipitación de carburos únicamente en la austenita sobresaturada, es decir, en los aceros austeníticos templados (cuando contienen más del 0,005 % de C). La tendencia de los aceros austeníticos inoxidables a la corrosión intercristalina puede evitarse no sólo disminuyendo el contenido de carbono, sino también introduciendo elementos estabilizadores: titanio o niobio, que son fuertes formadores de carburos. Cuando en el acero se introduce titanio o niobio se forman respectivamente carburos del tipo MC. Estos carburos (fases de inserción) son poco solubles en la austenita.

El titanio y el niobio, combinándose con el carbono, impiden la formación de carburos de cromo y evitan la corrosión intercristalina. Como es lógico, el titanio y el niobio deben introducirse en cantidades suficientes (para que puedan fijar todo el carbono).

Sin embargo, lo más seguro para evitar los procesos que ocasionan el desarrollo de la corrosión intercristalina es disminuir el carbono; los elementos estabilizadores (o sea, el titanio y el niobio) no hacen más que aminorarla.

En los aceros de este tipo se consigue una alta resistencia a la corrosión intercristalina por medio del recocido de estabilización (la temperatura de este recocido es por lo general de cerca de 850 °C), con el cual los carburos se separan totalmente de la solución y quedan en forma coagulada y el cromo se distribuye uniformemente por todo el volumen del grano. Desgraciadamente, esta operación térmica no produce efecto en todos los aceros¹⁾ y debe hacerse después de la soldadura, lo que suele ser difícil a causa de las grandes dimensiones de las piezas soldadas.

La característica de la resistencia del acero a la corrosión intercristalina puede expresarse por medio de una especie de diagramas en C (fig. 80). En ellos se indica la duración del llamado recocido provocador, en el intervalo peligroso de temperaturas, que hace que aparezca esta tendencia (que se descubre con un ataque químico especial).

En los diagramas de la fig. 80 se ve que en el acero 18-9 sin titanio y niobio, un mantenimiento durante 10 min a 650—700 °C pone el metal en un estado tendente a la corrosión intercristalina (fig. 80, a). El acero 18-10 con titanio y niobio es mucho más estable (fig. 80, b, c).

Al valorar los resultados del ensayo de CIC se admite que si el acero no tiende a la corrosión intercristalina después del temple y de

¹⁾ No produce efecto en los aceros que contienen nitrógeno.

revenido a 650° durante una hora, este acero puede emplearse en estado de temple en piezas soldadas, sin que después de la soldadura sea necesario someterlo a tratamiento térmico.

Si el acero resulta ser resistente a la corrosión intercristalina estando templado y no resistente después del reuenido provocador

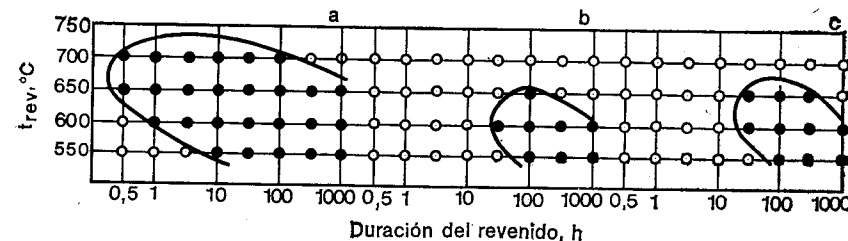


Fig. 80. Duración del calentamiento provocador de la corrosión intercristalina del acero X18H10:

a, sin estabilizadores; b, acero con el 0,5% de Ti; c, acero con el 0,7% de Nb. Los puntos blancos indican que no hay CIC; los negros, que hay CIC

(650 °C durante una hora), podrán fabricarse con él piezas no soldadas, o si la soldadura es inevitable, las piezas soldadas deberán someterse a tratamiento térmico (temple), de lo contrario la costura no será resistente a la corrosión.

El titanio y el niobio frenan los procesos que originan la CIC, pero, puesto que el carbono forma carburos y el desprendimiento de éstos provoca la CIC, fabricar acero con una sensibilidad nula hacia

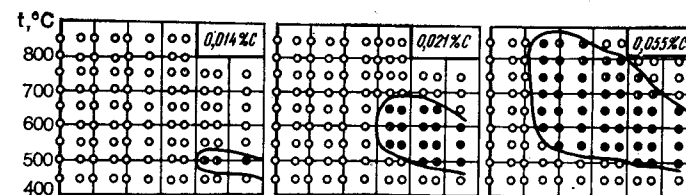


Fig. 81. Tendencia a la corrosión intercristalina de los aceros austeníticos con distinto contenido de carbono (autor):

Los puntos blancos indican que no tienden a la CIC; los negros que tienden a la CIC; los medio negros, que son poco propensos

la CIC significa reducir el contenido de carbono hasta el valor en que éste se encuentre en solución sólida; según la fig. 78, esto significa una cantidad que no supera el 0,005 %. Ésta es una tarea complicada de la metalurgia, pero posible de resolver. Además, para el acero 18-10, la disminución del contenido de carbono hasta 0,015—1,020 % hace de éste un acero insensible a la CIC (fig. 81). En los aceros inoxidables modernos se ha reducido el contenido de carbono hasta <0,03 %.

Los aceros puramente austeníticos son también propensos a otra forma de destrucción corrosiva llamada *agrietamiento por corrosión o corrosión bajo tensión*. Este fenómeno consiste en que en la superficie de la probeta (pieza) sometida a carga o con tensiones internas residuales (por ejemplo, después de deformada en frío) e introducida en un medio corrosivo relativamente débil, se forman unas grietas muy finas que pasan principalmente por el cuerpo del grano.

A este tipo de destrucción están expuestos también (aunque más débilmente) los aceros ferríticos inoxidables. Los aceros de dos fases (austenito-ferríticos) son los menos propensos al agrietamiento por corrosión.

Puede suponerse que una grieta aparecida en la austenita se detiene cuando llega a la segunda fase (ferrita). La formación de martensita por la acción de los esfuerzos intensifica el agrietamiento por corrosión. Esto explica por qué los aceros con austenita inestable son menos resistentes a dicho agrietamiento. Los aceros con el 30—40% de Ni son insensibles a este tipo de corrosión.

Los aceros austeníticos inoxidables se emplean mucho no sólo por sus altas propiedades anticorrosivas, sino también por sus buenas cualidades tecnológicas y mecánicas. Estos aceros se laminan bien en caliente y en frío, soportan la embutición profunda y el perfilado en frío y pueden soldarse eléctricamente sin que adquieran fragilidad las zonas próximas a la costura.

El tratamiento térmico de los aceros austeníticos inoxidables es relativamente sencillo y consiste en el temple en agua desde 1050—1100 °C. El calentamiento hasta estas temperaturas hace que se disuelvan los carburos de cromo ($M_{23}C_6$) y el enfriamiento rápido fija el estado de solución sólida sobresaturada. Un enfriamiento lento no es tolerable, ya que en este caso, lo mismo que con el revenido, pueden precipitarse los carburos y empeorarse la plasticidad y las propiedades anticorrosivas. Además, durante el temple se producen procesos de recristalización que eliminan los efectos de la deformación plástica que suelen sufrir estos aceros. Como resultado del temple, la dureza de los aceros austeníticos inoxidables no aumenta, sino que disminuye, por lo que, para ellos, el temple es una operación térmica de ablandamiento.

Las propiedades mecánicas de los aceros austeníticos inoxidables templados (ablandados) se caracterizan por un valor bajo del límite de fluencia, una resistencia no muy alta y una gran plasticidad.

Las características mecánicas de algunos aceros austeníticos inoxidables pueden verse en la tabla 53.

TABLA 53. Características mecánicas de los aceros austeníticos templados

| Marca del acero | σ_B , kgf/mm ² | $\sigma_{0.2}$, kgf/mm ² | δ , % | ψ , % | Marca del acero | σ_B , kgf/mm ² | $\sigma_{0.2}$, kgf/mm ² | δ , % | ψ , % |
|-----------------|----------------------------------|--------------------------------------|--------------|------------|-----------------|----------------------------------|--------------------------------------|--------------|------------|
| 04X18H10 | 45 | 18 | 40 | 60 | 10X14T14H3T | 60 | 25 | 35 | 50 |
| 08X18H10 | 48 | 20 | 40 | 55 | 12X17T9AH4 | 65 | 30 | 35 | 50 |
| 12X18H10 | 50 | 20 | 40 | 55 | 15X17AT14 | 80 | 40 | 40 | 45 |
| 17X18H9 | 58 | 22 | 40 | 50 | | | | | |

El acero 00X18H10 tiene, como es natural, la mayor plasticidad y la menor resistencia, ya que casi no contiene carbono ni elementos de aleación por encima del 18% de Cr y del 10% de Ni, cantidades que como se indicó son necesarias para crear la resistencia anticorrosiva (cromo) y la estructura austenítica (níquel).

Si se eleva la aleación de este acero aumentará su resistencia (el carbono y el nitrógeno influyen más intensamente que los demás elementos, metales). Los aceros austeníticos más resistentes, que contienen nitrógeno y carbono, poseen un límite de fluencia igual a 25—40 kgf/mm² y una resistencia a la rotura de 60—80 kgf/mm². Pero estos aceros son propensos a la corrosión intercristalina y a adquirir fragilidad a alta temperatura.

Un procedimiento radical de endurecer los aceros austeníticos es por deformación en frío; con deformaciones del orden del 80—90%, su límite de fluencia alcanza 100—120 kgf/mm² y la resistencia a la rotura, 120—140 kgf/mm², conservando una plasticidad bastante elevada.

Este procedimiento, evidentemente, sólo sirve para las chapas delgadas, flejes, alambres y otros artículos semejantes.

Si en los aceros de clase austenítica el tratamiento térmico no cambia sensiblemente las cualidades mecánicas y es bastante simple, en los aceros de clase transitoria austenito-martensítica, en cambio, la resistencia depende mucho de los regímenes de tratamiento térmico, ya que con ellos varía considerablemente su estado estructural. Los regímenes de tratamiento térmico de los aceros de clase transitoria son muy complejos.

Los aceros inoxidables de esta clase se utilizan principalmente como de alta resistencia. El estado de mayor dureza se obtiene con la estructura de revenido austenita + martensita.

Este estado estructural se consigue como resultado del tratamiento térmico siguiente: temple para obtener austenita + tratamiento a temperaturas bajo cero + revenido (envejecimiento). El tratamiento a temperaturas bajo cero hace que aproximadamente el 40% de la austenita se transforme en martensita (el punto M_1 debe encontrarse cerca de 0 °C); el revenido a 450—500 °C eleva la resistencia a expensas del endurecimiento por precipitación, que se produce principalmente en la fase α .

Veamos cómo varían las propiedades mecánicas del acero X15H9U al cambiar el estado estructural de acuerdo con las etapas del tratamiento térmico.

Después del temple desde 1000 °C, la estructura está formada por el 100% de austenita. En estas condiciones las características mecánicas son ¹⁾: $\sigma_B = 90$ kgf/mm²; $\sigma_{0.2} = 25$ kgf/mm²; $\delta = 30\%$; $\psi = 65\%$; $a_{eT} = 30$ kgf·m/cm².

Como resultado del tratamiento a temperatura bajo cero, a —70 °C (después de templado desde 1000 °C), la estructura está constituida por el 40% de martensita y el 60% de austenita. Las características mecánicas en este caso son: $\sigma_B = 110$ kgf/mm²; $\sigma_{0.2} = 90$ kgf/mm²; $\delta = 25\%$; $\psi = 60\%$; $a_{eT} = 15$ kgf·m/cm². El revenido a 500 °C (después del temple y del tratamiento a temperatura bajo cero) crea una estructura compuesta por el 40% de martensita (envejecida, pero la fase precipitada no se pone de manifiesto) y el 60% de austenita. Sus características mecánicas serán: $\sigma_B = 130$ kgf/mm²; $\sigma_{0.2} = 110$ kgf/mm²; $\delta = 20\%$; $\psi = 50\%$; $a_{eT} = 10$ kgf·m/cm².

La transformación martensítica puede provocarse en este acero, además de por el tratamiento térmico, por deformación plástica o por temple desde 800 °C. En este último caso el punto martensítico se eleva desde 0 °C hasta +80 °C (en comparación con el temple desde 1000 °C) y al enfriar el acero hasta la temperatura ambiente se forma cerca de un 30% de martensita. Aquí también es necesario efectuar a continuación el revenido—envejecimiento.

Con este tratamiento se obtienen características mecánicas inferiores a las que se consiguen con el tratamiento a temperaturas bajo cero.

¹⁾ Estas características son típicas del estado austenítico; la resistencia a la rotura está algo elevada debido a que durante el alargamiento de la probeta en el ensayo de tracción se produce parcialmente la transformación $\gamma \rightleftharpoons \alpha''$.

TABLA 54. Características mecánicas de los aceros inoxidables de clase austenito-martensítica

| Marca del acero | Régimen de tratamiento térmico, °C | | | σ_B , kgf/mm ² | $\sigma_{0.2}$, kgf/mm ² | δ , % | ψ , % | a_{eT} , kgf. m/cm ² |
|-----------------|------------------------------------|-------------------|-------------------|----------------------------------|--------------------------------------|--------------|------------|-----------------------------------|
| | temple | tra-tam. sub-cero | revenido-envejec. | | | | | |
| 08X15H8IO | 975 | — | — | 90 | 25 | 30 | 65 | 30 |
| | 975 | —70 | — | 110 | 90 | 25 | 60 | 15 |
| | 975 | —70 | 500 | 130 | 110 | 20 | 50 | 10 |
| 09X17H7IO | 1050 | — | 750+550 | 90 | 70 | 10 | 40 | 5 |

Los regímenes de tratamiento térmico y las características de los aceros de clase austenito-martensítica se dan en la tabla 54.

La comparación de los datos que proporcionan las tablas 53 y 54 demuestra que los aceros austenito-martensíticos endurecibles por precipitación poseen características mucho más altas que los aceros puramente austeníticos y su utilización es más conveniente si no se imponen condiciones adicionales concernientes a propiedades magnéticas¹⁾.

Los aceros de clase austenito-ferrítica (llamados también de dos fases) se emplean menos que los de clase austenítica y austenito-martensítica. El motivo de que esto ocurra es que estos aceros no tienen propiedades estables: pequeñas oscilaciones de composición (dentro del porcentaje de los elementos establecido por la marca) ocasionan una gran variación en la relación cuantitativa entre las fases γ y α , por consiguiente, una diferencia de propiedades.

Además, estos aceros son propensos a hacerse frágiles (a 400—600 °C). En resistencia superan al acero austenítico puro, pero para muchas utilidades esto no es ventajoso.

De lo expuesto puede deducirse que en los aceros inoxidables puede haber tres tipos principales de destrucción por corrosión:

- a) corrosión general, consistente en que la corrosión se propaga hacia dentro del metal de un modo uniforme por toda la superficie;
- b) corrosión intercrystalina;
- c) agrietamiento por corrosión.

La velocidad de la corrosión general se mide en unidades de longitud (mm/año) y se divide en cinco grados:

| Grados | I | II | III | IV | V |
|-----------------------------------|------|-------|-----|------|-----|
| Velocidad de corrosión, en mm/año | <0,1 | 0,1—1 | 1—3 | 3—10 | >10 |

Si la velocidad de corrosión <0,1 mm/año (grado I), la disminución del espesor de la chapa inoxidable será de menos de 1 mm en 10 años. Este metal puede considerarse estable en el medio dado, ya que prácticamente la maquinaria podrá funcionar durante varios años sin necesidad de cambiar piezas. Cuando

¹⁾ Todos los aceros austeníticos son no magnéticos; los austenito-martensíticos son magnéticos.

do la estabilidad es la correspondiente al grado II, el metal puede considerarse como de resistencia limitada y su plazo de servicio se reduce por lo general a un año. El metal caracterizado por una estabilidad de III—V grados debe considerarse de ordinario como inestable e inapropiado para servir en el medio en cuestión.

La velocidad de estas tres formas de destrucción por corrosión depende de la composición del acero y de su estado estructural.

El factor principal que determina la estabilidad frente a la corrosión general es el contenido de cromo. La mayoría de los aceros austeníticos inoxidables contiene cerca del 18% de Cr y posee aproximadamente la misma estabilidad; inferiores a ellos son los aceros con el 14% de Cr y superiores, los aceros de dos fases que contienen el 21% de Cr.

La corrosión intercrystalina depende del contenido de carbono y de la presencia de elementos estabilizadores. Son muy estables a la corrosión intercrystalina los aceros con bajo contenido de carbono (<0,03% de C) y los aceros con titanio o niobio. En estos aceros la corrosión intercrystalina puede ser provocada por el revenido a 600—700 °C con más de una hora de permanencia a esta temperatura. En los aceros que no contienen estos elementos o que tienen más del 0,03% de C, después del revenido de menos de una hora de duración a 600 °C aparece la tendencia a la corrosión intercrystalina.

Como ya se dijo, el proceso de la corrosión intercrystalina consiste en la precipitación de una red de carburo por los límites de los granos, por esto, incluso si el metal no trabaja en un medio altamente agresivo, la precipitación antedicha influye negativamente en la plasticidad del metal.

El agrietamiento por corrosión se acelera si la estabilidad de la austenita, con respecto a la transformación $\gamma \rightarrow \alpha'$, es insuficiente. Por esto el aumento de la estabilidad de la austenita frente a esta transformación se consigue elevando el contenido de elementos formadores de austenita, con lo cual se aumenta la resistencia al agrietamiento por corrosión.

Basándose en los razonamientos que acabamos de exponer se elige el acero inoxidable más conveniente para la pieza de que se trate.

Las marcas más usadas de acero inoxidable se dieron en la tabla 52.

La estabilidad de los aceros (con respecto a la destrucción uniforme por corrosión) 1—12 y 15—19 es aproximadamente la misma. Los aceros 14, 21 y 22 son menos estables, y los 20 y 23—25, más estables. Son muy estables a la corrosión intercrystalina los aceros 4, 8, 10—12 y 14. Los demás aceros no poseen gran estabilidad a la corrosión intercrystalina.

Los aceros del tipo 18—12 poseen alta resistencia al agrietamiento por corrosión; los demás, sobre todo los de tipo 18—9, desmerecen en este sentido.

El molibdeno y el cobre se introducen en los aceros inoxidables para elevar la resistencia a la corrosión en los ácidos, por esto los aceros del tipo Cr—Ni—Mo y Cr—Ni—Cu—Mo se estudiarán en el párrafo dedicado a los aceros resistentes a la acción de los ácidos.

El selenio o el telurio se introducen en los aceros inoxidables para mejorar su maquinabilidad. El acero 6 (X18H10E) es acero automático inoxidable.

3. ACEROS Y ALEACIONES RESISTENTES A LOS ÁCIDOS

Los aparatos, las instalaciones y las máquinas que se emplean para fabricar los materiales sintéticos no metálicos (plásticos, vidrios-resinas, fibras de vidrio, etc.), abonos y otros productos químicos funcionan en medios ácidos activos, de los cuales los más frecuentes suelen ser los ácidos sulfúrico, clorhídrico, nítrico o fosfórico y sus mezclas en diversa concentración a distintas temperaturas.

Los aceros inoxidable que se han estudiado en el párrafo anterior resultan ser insuficientemente estables en estos medios y en otros de alta actividad química.

Para el servicio en estos medios deben utilizarse aceros más aleados, los llamados *aceros y aleaciones resistentes a los ácidos*.

El aumento de la estabilidad en los ácidos (corrosión general) se consigue con la adición, a los aceros austeníticos, de molibdeno

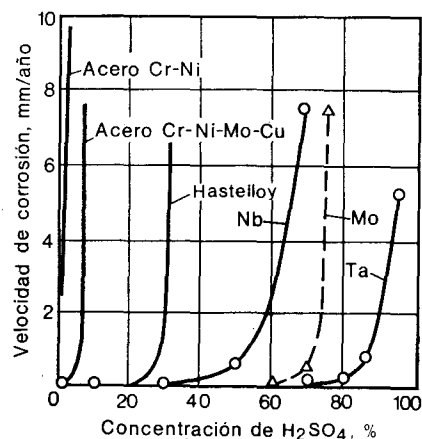


Fig. 82. Velocidad de corrosión de distintos metales en ácido sulfúrico hirviendo

y sobre todo de molibdeno y cobre, aumentando al mismo tiempo el contenido de níquel (aceros del tipo Cr-Ni-Mo y Cr-Ni-Mo-Cu, véase la tabla 52).

Si se requiere una alta resistencia a los ácidos (al nivel del acero 316) y características mecánicas elevadas ($\sigma_B > 100 \text{ kgf/mm}^2$) se recomienda el empleo de la aleación Cr-Ni-Mo-Cu-Ti-Al. Los últimos dos elementos hacen que se produzca una consolidación intermetálica [por precipitación de fases dispersas del tipo $\text{Ni}_3(\text{Ti, Al})$].

Una estabilidad más alta a la corrosión tienen las aleaciones de níquel llamadas *hastelloy*, del tipo de 80% de Ni + 20% de Mo (también suelen llamarse aleaciones NIMO) con aleación adicional.

La estabilidad máxima en los ácidos la poseen los metales cuya temperatura de fusión es más alta que la del hierro (molibdeno, nio-bio, tantalio).

Veamos qué resistencia a la corrosión tienen las diversas aleaciones.

Al ácido sulfúrico. A la temperatura ambiente poseen una alta resistencia a este ácido todos los aceros austeníticos inoxidable (los aceros al cromo del tipo X17 no son estables). A los 70 °C aproximadamente, los aceros al cromo-níquel no son estables ni siquiera en los ácidos poco concentrados, pero hasta alrededor del 5% de H_2SO_4 pueden servir los aceros austeníticos adicionándoles molibdeno y cobre (aceros 316, véase la tabla 52). En el ácido sulfúrico en ebullición hasta concentraciones del 30% aproximadamente, todos los aceros, incluso el 316, son inestables. En estos casos deben utilizarse las aleaciones del tipo hastelloy, y en las concentraciones del 30% al 60-80% de ácido sulfúrico sólo pueden servir los metales de temperatura de fusión más alta que la del hierro (fig. 82).

Al ácido fosfórico. A la temperatura ambiente, cualquiera que sea la concentración, son estables los aceros austeníticos y no lo son los aceros al cromo.

En el ácido fosfórico caliente (70 °C) sólo es estable el acero 316 (hasta la concentración del 25%), en el hirviendo, sólo el hastelloy (hasta la concentración del 20-50%) y a temperaturas más altas, únicamente los metales de temperatura de fusión más alta que la del hierro.

Al ácido clorhídrico. A la temperatura ambiente sólo es estable el acero 316 y únicamente en el ácido diluido (5%).

En el ácido hirviendo hasta una concentración del 20% puede servir la aleación hastelloy, y hasta cualquier concentración, los metales de temperatura de fusión más alta que la del hierro. La composición de algunas aleaciones del tipo hastelloy se da en la tabla 55.

TABLA 55. Composición química de las aleaciones del tipo hastelloy, %

| Aleación | C | Si | Mn | Mo | Cr | W | V | Co | Fe |
|-------------|------|--------|-----|-------|-----------|---------|---------|-----|------|
| | | máximo | | | | | | | |
| Hastelloy B | 0,05 | 1,0 | 1,0 | 26—30 | 1,0 | — | 0,35 | 2,5 | 4—6 |
| ЭП 496 | 0,05 | 0,2 | 0,5 | 25—29 | ≤0,3 | — | 1,4—1,7 | — | ≤4,0 |
| (H70MΦ) | | | | | | | | | |
| Hastelloy C | 0,08 | 1,0 | 1,0 | 15—17 | 14,5—16,5 | 3—4 | 0,35 | 2,5 | 4—7 |
| ЭП 657 | 0,03 | 0,15 | 1,0 | 15—17 | 14,5—16,5 | 3,0—4,5 | — | — | ≤1,0 |
| (XH65MB) | | | | | | | | | |

Observación: La base es el níquel

Todas las aleaciones hastelloy contienen un 15-30% de Mo y un 60-80% de Ni y están aleadas adicionalmente con cobalto y a veces con otros elementos. Estas aleaciones deben contener una cantidad mínima de carbono, ya que éste provoca la corrosión intercrystalina incluso en ellas, y otros procedimientos para combatir la corrosión en estas aleaciones, aparte de la disminución del contenido de carbono, no existen.

Además de sus altas cualidades anticorrosivas, las aleaciones hastelloy poseen características mecánicas elevadas ($\sigma_B > 90 \text{ kgf/mm}^2$, $\sigma_{0,2} > 40 \text{ kgf/mm}^2$) al mismo tiempo que gran plasticidad, lo que las hace materiales de construcción valiosos.

4. ACEROS Y ALEACIONES "CRIOGÉNICOS"

Se entiende por aceros y aleaciones "criogénicos" los materiales metálicos que se utilizan en las máquinas y equipos para producir, transportar y almacenar gases licuados, que, por lo tanto, se explotan hasta las temperaturas de ebullición del oxígeno (-183 °C), nitrógeno (-196 °C), neón (-247 °C), hidrógeno (-253 °C) y helio (-269 °C), así como hidrocarburos (metilo, butano y otros) cuya temperatura de ebullición se encuentra en el intervalo entre -80 y -180 °C.

Por lo tanto, los aceros y aleaciones que han de trabajar a bajas temperaturas se dividen en materiales metálicos para climas fríos (hasta -60 °C) y materiales para ser explotados desde la temperatura ambiente hasta temperaturas inferiores a -80 °C y muy próximas al cero absoluto (4,2 K, temperatura de ebullición del helio líquido), llamados *aceros y aleaciones "criogénicos"*, los cuales suelen ser a la vez inoxidable (austeníticos).

Lo mismo que a los demás materiales de construcción, la condición principal que se impone a los materiales "criogénicos" es la resistencia mecánica. Pero la singularidad de sus condiciones de trabajo es el amplio intervalo de temperaturas, que va desde la ambiente a la del helio líquido, en el cual varían mucho sus propiedades.

En general puede decirse que al bajar la temperatura se eleva la resistencia pero disminuyen la plasticidad y la tenacidad. De

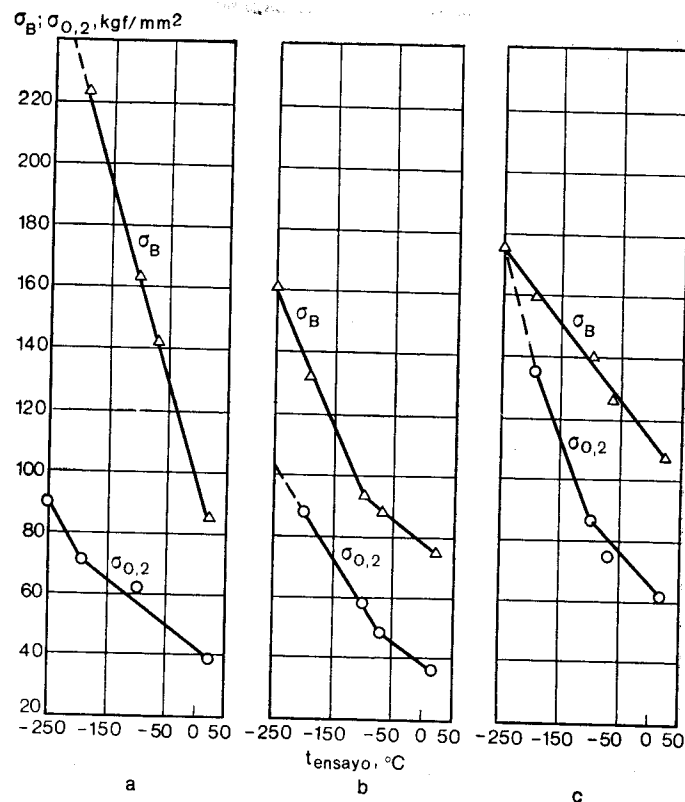


Fig. 83. Resistencia a la rotura y límite de fluencia de los aceros austeníticos (con probetas entalladas) a diferentes temperaturas de ensayo:
a, X18H10; b, X18H20; c, X18AF19 (autor)

aquí se infiere que la resistencia debe garantizarse a la temperatura ambiente (puesto que a baja temperatura será mayor), y la plasticidad y la tenacidad, a la temperatura mínima de explotación.

El descenso de la temperatura de por sí hace que aumente la resistencia (σ_B y $\sigma_{0.2}$), pero en esta variación de la resistencia ejercen poca influencia hechos adicionales relacionados con las transformaciones de fase y con el cambio de carácter de la rotura.

La fig. 83 muestra la influencia de la temperatura en las características de resistencia de los aceros austeníticos (los aceros austeníticos son los que más se

usan como "criogénicos"). El acero X18H20 (fig. 83, b) con austenita estable no sufre transformaciones a bajas temperaturas en el proceso de deformación y su rotura es tenaz. En este caso las curvas representativas de los valores de σ_B y $\sigma_{0.2}$ son equidistantes a todas las temperaturas y entre ellas existe la relación $\sigma_{0.2}/\sigma_B = 0.5$.

En el acero X18H10, como se dijo antes (véase la pág. 145), la deformación provoca la transformación martensítica ($\gamma \rightleftharpoons \alpha'$), que se produce como resultado de la deformación plástica, es decir, en la región de tensiones que superan a $\sigma_{0.2}$. Por esto $\sigma_{0.2}$ varía en este acero, lo mismo que en los aceros con austenita estable, y la rotura (σ_B) se produce no en el estado de austenita, sino en el de austenita-martensita. Las curvas que caracterizan $\sigma_{0.2}$ y σ_B se diferencian (fig. 83, a). El acero X18AF19 no contiene níquel y, a pesar de la estructura austenítica, a temperaturas inferiores a $(-80)-(-100)^\circ\text{C}$ aparece en su fractura constituyente frágil. En este caso la plasticidad disminuye, el límite de fluencia se eleva rápidamente al descender la temperatura, las curvas $\sigma_{0.2}$ y σ_B convergen (fig. 83, c).

En la tabla 56 se dan las características de tres marcas de aceros austeníticos. En ella se ve que las características de resistencia (σ_B y $\sigma_{0.2}$) se diferencian mucho a $+20$ y -253°C y que el cálculo de resistencia de las construcciones "criogénicas" debe hacerse basándose en las características a temperatura ambiente, que son las mínimas.

Los aceros al cromo-níquel austeníticos poseen gran resiliencia ($a_I > 20 \text{ kgf}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$) a la temperatura ambiente, y como a todas las temperaturas hasta llegar a la de ebullición del hidrógeno líquido (-253°C) se conserva en ellos la fractura tenaz, la resiliencia disminuye monótonamente a costa del aumento monótono de la resistencia, pero manteniendo a -253°C valores elevados, superiores a $10 \text{ kgf}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$. Por esto para el trabajo a temperaturas tan bajas (inferiores a -196°C) se utilizan preferentemente aceros austeníticos, mientras que para temperaturas superiores a -196°C [es decir, para el intervalo de temperaturas $(-80)-(-160^\circ\text{C})$] pueden emplearse aceros más baratos.

Como ya se dijo, el níquel hace descender eficazmente el umbral de fragilidad en frío del hierro y, por consiguiente, utilizando esta influencia pueden obtenerse aceros hierro-níquel (de bajo contenido de carbono) con diversos valores del umbral de fragilidad en frío (tabla 57).

En esta tabla el umbral de fragilidad en frío se indica en cuanto aparecen zonas frágiles en la fractura (90% F), es decir, se señala el valor superior del umbral para los aceros en estado normalizado.

Debe tenerse en cuenta que a esta temperatura la resiliencia de todos los aceros es aproximadamente igual ($a_{eI} = 27-30 \text{ kgf}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$).

Como puede verse en la tabla, con el aumento del contenido de níquel se elevan las características de resistencia (σ_B), descende el umbral de fragilidad en frío (T_{50}) y por esto aumenta la resiliencia a -196°C .

Para los aceros con el 6 y 9% de Ni que tienen aplicación práctica (designados por OH6 y OH9), el renglón inferior indica características más altas, que se obtienen por medio de un régimen especial de tratamiento térmico: doble normalización (la primera desde 900°C , la segunda desde 790°C) y revenido a 560°C .

Como el níquel escasea, los aceros aleados con este elemento deben economizarse. De criterio debe servir el umbral de fragilidad en frío, el cual se establece, para las piezas que no sufren cargas de impacto, de acuerdo con T_{50} (tolerando el 50% de constituyente frágil en la fractura) y, para las sometidas a cargas dinámicas, de acuerdo con T_{50} (prácticamente no se tolera la presencia de constituyente frágil en la fractura).

De esto se deduce que el acero OH6 (6% de Ni) puede utilizarse hasta -100°C en condiciones de carga dinámica y hasta -180°C (prácticamente hasta -196°C , es decir, hasta las temperaturas del oxígeno líquido) en ausencia de dichas cargas, y el acero OH9 (9% de Ni) respectivamente hasta -130 y -196°C . Las temperaturas del hidrógeno líquido (-253°C) y del helio líquido (-269°C) son, por lo visto, demasiado bajas para el acero con el 9% de Ni (e indudablemente para el acero con el 6% de Ni).

Además hay que tener en cuenta también el hecho de que estos aceros no son resistentes a la corrosión.

TABLA 56. Características mecánicas de los aceros austeníticos "criogénicos"

| Marca del acero | Temperatura de ensayo, °C | σ_B | $\sigma_{0,2}$ |
|-----------------|---------------------------|---------------------|----------------|
| | | kgf/mm ² | |
| X18H10 | 20 | 70 | 25 |
| | -253 | 190 | 45 |
| X18H20 | 20 | 55 | 27 |
| | -253 | 125 | 60 |
| X13AT19 | 20 | 80 | 38 |
| | -253 | 130 | 95 |

TABLA 57. Influencia del níquel en las características mecánicas y en el umbral de fragilidad en frío del hierro (0,05% de C)

| Contenido de níquel | Umbral de fragilidad en frío, °C | | Características mecánicas | |
|---------------------|----------------------------------|----------|--|--|
| | T_{90} | T_{50} | σ_B , kgf/mm ² a +20 °C | α_{eT} , kgf·m/cm ² -196 °C |
| 0 | 0 | -40 | 42 | 0,5 |
| 1 | -20 | -60 | 45 | 1,0 |
| 2 | -40 | -90 | 50 | 1,5 |
| 3 | -50 | -120 | 50 | 2,3 |
| 4 | -70 | -140 | 52 | 3,1 |
| 5 | -90 | -150 | 55 | 3,8 |
| 6 | -100 | -180 | 60 | 8,0 |
| | -180 | -196 | 57 | 12 |
| 7 | -120 | -196 | 60 | 12 |
| 8 | -130 | -196 | 65 | 12 |
| | -180 | -196 | 62 | 24 |

TABLA 58. Composición y características de algunos aceros "criogénicos"

| Marca de acero | Estructura | Umbral de fragilidad en frío | | Características mecánicas | |
|------------------------|------------------------|------------------------------|----------|--|--|
| | | T_{90} | T_{50} | σ_B +20 °C, kgf/mm ² | α_{eT} , -196 °C, kgf/mm ² |
| OH6 | Ferrita | -100 | -180 | 55 | 8 |
| OH9 | » | -130 | <-196 | 65 | 12 |
| 10X14Г14Н4Т | Austenita | -196 | <-196 | 65 | 20 |
| 10X18H10Т | » | <-196 | <-196 | 55 | 20 |
| 07X21Г7AH5 (ЭП 222) | » | <-196 | <-196 | 70 | 20 |
| 03X13AT19 | » | 50 | -196 | 70 | 17 |
| 03X20H16AT6 | » | <-269 | <-269 | 70 | 20 |
| 03X19Г10H7AM2 (ЭП 731) | » | <-196 | <-196 | 80 | 10 |
| 03X13H9Д2ТМ (ЭП 699) | Austenita + martensita | <-196 | <-196 | 110 | 6 |

Si se requiere una alta estabilidad a la corrosión ¹⁾ deben utilizarse los aceros al cromo-níquel austeníticos descritos en el p. 2 de este capítulo, que poseen al mismo tiempo una fragilidad en frío más elevada que los aceros de estructura ferrítica (incluidos el OH6 y el OH9).

La resistencia relativamente baja ($\sigma_{0,2} \approx 25$ kgf/mm²) de los aceros austeníticos inoxidables condujo a la creación de aceros "criogénicos" de gran resistencia (por ejemplo, el acero ЭП222 con $\sigma_{0,2} = 40$ kgf/mm² o el ЭП699 con $\sigma_{0,2} = 80$ kgf/mm²). Pero su alto contenido de níquel (cerca del 10%) hizo necesaria la producción de aceros con menos níquel, los cuales resultaron ser útiles hasta temperaturas relativamente no muy bajas. Las características de algunos de los aceros "criogénicos" más empleados se dan en la tabla 58).

El umbral de la fragilidad en frío es una característica excesivamente sensible a la pureza del acero. Los datos referentes a dicho umbral, expuestos en las tablas 57 y 58, se refieren a aceros lo suficientemente limpios en cuanto a impurezas de inserción (C, N, O, H, B).

Bibliografía

- L. Colombier, J. Hochmann, "Aciers inoxydables, aciers réfractaires". París, 1955.
 F. F. Jimushin, "Aceros inoxidables". Moscú, METALLURGUIA, 1967.
 M. V. Pridántsev, N. P. Talov y F. L. Levin, "Aceros austeníticos de gran resistencia". Moscú, METALLURGUIA, 1969.
 V. Čihal, "Mezikrystalová koroze korozivzdorných ocelí". Praha, 1967.
 A. A. Babakov y M. V. Pridántsev, "Aceros y aleaciones resistentes a la corrosión". Moscú, METALLURGUIA, 1971.
 A. P. Gulíáev y T. A. Zhadan, "Nuevos aceros de baja aleación inoxidables". Moscú, MASHINOSTROENIE, 1972.
 A. P. Gulíáev, "Acero puro". Moscú, METALLURGUIA, 1975.
 V. I. Startsev, V. A. Ilichov y V. V. Pustovalov, "Plasticidad y resistencia de los metales y aleaciones a bajas temperaturas". Moscú, METALLURGUIA, 1975.
 E. A. Ulianin, "Aceros y aleaciones resistentes a la corrosión. Manual. Moscú, METALLURGUIA, 1980.

CAPITULO XX

ACEROS Y ALEACIONES RESISTENTES AL DESGASTE

1. RESISTENCIA AL DESGASTE

La posibilidad de que el plazo de servicio de los elementos de las máquinas y otros objetos sea largo, es decir, que su duración sea grande, depende en muchos casos de la resistencia al desgaste que tenga el material de que estén hechas.

El desgaste de los elementos de las máquinas y aparatos puede deberse al rozamiento de las piezas metálicas entre sí y a la acción del medio de trabajo, o sea, a un flujo de líquido o gas, al arañamiento por partículas duras u otros procesos superficiales.

¹⁾ Los gases licuados antedichos no son medios activos desde el punto de vista de la corrosión.

El mecanismo del desgaste es diverso y depende de las condiciones en que se produce éste, pero en lo fundamental consiste en que de la superficie del metal son arrancadas pequeñas partículas. En el caso del rozamiento ordinario la superficie del metal adquiere acritud y su resistencia al desgaste por rozamiento aumenta. Por consiguiente, en este caso, la aptitud del metal para adquirir acritud determina en grado considerable su resistencia al desgaste. En el

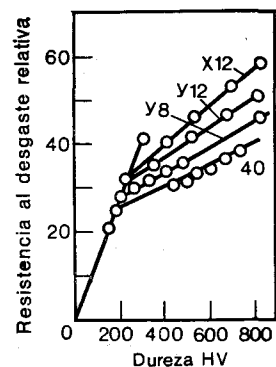


Fig. 84. El desgaste en dependencia de la dureza del material

La resistencia al desgaste por abrasión aumenta al crecer la dureza del material que se desgasta, pero en distinto grado para diferentes materiales (fig. 84), por esto un procedimiento eficaz de elevar la resistencia al desgaste es el temple superficial u otros métodos de aumentar la dureza superficial (cementación, nitruración, etc.). A igualdad de dureza superficial los aceros con estructura de martensita + carburos son más resistentes al desgaste que los aceros de la misma dureza en que no hay carburos en exceso (fig. 84).

Si tienen igual dureza, el acero con estructura de cristales gruesos es menos resistente al desgaste que el de estructura de cristales finos, porque en el primero es menor la resistencia a la rotura frágil.

Sin embargo, la inclusión de grafito, que empeora las propiedades mecánicas del acero, eleva la resistencia al desgaste por rozamiento, ya que durante el proceso de desgaste las inclusiones de grafito salen a la superficie de rozamiento, se rompen por los planos de cruce, formando láminas delgadísimas, y llenan las desigualdades de las superficies que rozan, con lo cual evitan el frotamiento seco de un metal con el otro y que se agarren. En otras palabras, las inclusiones de grafito desempeñan el papel de lubricante.

Para elevar la resistencia al desgaste se utilizan también materiales metalocerámicos porosos, los cuales se impregnan en aceite.

2. ACERO GRAFÍTICO

El acero grafitico es muy resistente al desgaste. El grafito que hay en su estructura se obtiene a expensas de la descomposición parcial de la cementita, por esto el acero para grafitizar debe tener un alto contenido de carbono y de silicio (como elemento de adición), el cual aumenta la aptitud del acero para la grafitización.

La composición de algunos aceros grafiticos utilizados en la URSS se da en la tabla 59.

TABLA 59. Composición de los aceros para grafitizar, %

| Marca de acero | C | Si | Mn | Otros elementos |
|----------------|-----------|-----------|-----------|-----------------|
| ЭИ 293 | 1,50—1,75 | 0,75—0,95 | 0,20—0,40 | — |
| ЭИ 336 | 1,50—1,70 | 0,70—1,00 | 0,15—0,40 | 0,4—0,7Cu |
| ЭИ 366 | 1,30—1,45 | 1,60—1,25 | 0,40—0,50 | 0,2—0,4Ti |

Observación. Se limita el contenido de los elementos siguientes: Ni < 0,2; Cr < 0,08; S < 0,025; P < 0,03.

Fundidos y laminados en caliente, estos aceros tienen la estructura de perlita laminar con exceso de carburos (frecuentemente en forma de red). Para obtener la cantidad necesaria de grafito se practica el recocido de grafitización. Con esto la perlita laminar se convierte en globular para mejorar su maquinabilidad. El régimen del tratamiento es, en general, análogo al del recocido de grafitización de la fundición maleable ¹⁾ y consiste en el calentamiento hasta 820—840 °C, el mantenimiento a esta temperatura durante 5 h aproximadamente, el enfriamiento hasta 700—720 °C y un nuevo mantenimiento a esta temperatura durante 5—15 h para que se efectúe la grafitización parcial de la cementita excesiva. Después sigue el enfriamiento hasta 600 °C en el horno, y desde esta temperatura, al aire.



Fig. 85. Estructura del acero grafitico (perlita granular + inclusiones redondeadas de grafito). ×500

La estructura del acero después de este tratamiento está constituida por perlita globular con cierta cantidad de pequeñas inclusiones redondeadas ("puntuales") de grafito (fig. 85).

Las piezas de acero grafitico pueden utilizarse recocidas o templadas y revenidas.

El acero grafitico recocido supera en resistencia a la fundición de alta resistencia y al acero al carbono, de construcción, ordinario (normalizado), aunque su plasticidad es menor que la de este último:

¹⁾ Porque los aceros para grafitizar tienen una composición parecida a la de la fundición maleable, difiriendo de ella únicamente en que tienen menos carbono.

| | | |
|-------------------------------|----------------------------------|--------------|
| | δ_B , kgf/mm ² | δ , % |
| Acero grafitico | 85 | 6 |
| Acero 50 | 60 | 20 |
| Fundición de alta resistencia | 40 | 10 |

El acero grafitico tratado térmicamente se utiliza para hacer troqueles, calibres, eslabones de oruga y otras piezas que durante el trabajo están sometidas a gran presión y desgaste. Este mismo acero, recocido, se utiliza como sucedáneo de metales no ferrosos, como el latón y el bronce.

De acero grafitico se hacen los cigüeñales fundidos. La presencia del grafito eleva la tendencia del acero a amortiguar las vibraciones; su insuficiente resistencia puede compensarse dándole a las piezas de fundición una forma más conveniente que la que tienen las de forja.

3. ACERO AL ALTO MANGANESO

Como ya hemos dicho, la resistencia al desgaste se consigue generalmente con la alta dureza superficial. Sin embargo, existe un acero austenítico que en las condiciones del rozamiento ordinario acompañado de grandes presiones (y en ausencia del desgaste puramente por abrasión), siendo baja su dureza (de HB 200—250 solamente), tiene una gran resistencia al desgaste. Este es el llamado *acero Hadfield*¹⁾ (F13), que contiene un 1,2% de C y un 13% de Mn.



Fig. 86. Microestructura del acero F13 (austenita) después del temple desde 1100°C. $\times 250$. Vestigios de deformación plástica

Este acero se utiliza fundido y, con menos frecuencia, deformado en caliente.

El tratamiento térmico de las piezas de fundición y de forja (su mecanizado es muy difícil) consiste en el temple en agua desde 1050—1100 °C. Con el enfriamiento rápido en agua se detiene totalmente la precipitación de carburos y se forma una estructura puramente austenítica (fig. 86) (lo que se consigue con la relación $Mn : C \geq 10\%$).

Este acero posee la alta tenacidad y plasticidad típica de los aceros austeníticos, al mismo tiempo que una resistencia bastante buena. Las características mecánicas aproximadas de este acero fundido y templado para conseguir la austenización completa son las siguientes: $\sigma_B = 80-100$ kgf/mm²; $\sigma_{0.2} = 26-40$ kgf/mm²; $\delta = 40-50\%$; $\psi = 40-50\%$ y la dureza HB 180—220.

A pesar de su baja dureza, el acero Hadfield posee una resistencia al desgaste extraordinariamente alta cuando el rozamiento va acompañado de presión y golpes. Esto se explica por la gran capacidad que tiene para adquirir acritud (fig. 87), que es mucho mayor que la de los aceros ordinarios con la misma dureza.

¹⁾ Primer acero de aleación descubierto por Hadfield; empezó a utilizarse en la industria desde 1882 aproximadamente.

El acero austenítico F13 al manganeso, que fundido o forjado posee un umbral de fragilidad en frío claramente definido (fig. 88), con la particularidad de que este umbral (T_{50}) se eleva a medida que aumenta el contenido de fósforo.

Antes se consideraba que las aleaciones con red c.c.c. no tenían umbral de fragilidad en frío y se permitía que el acero F13 tuviese un alto contenido de fósforo (hasta el 0,12%). Pero los datos más modernos (véase la fig. 88) demuestran

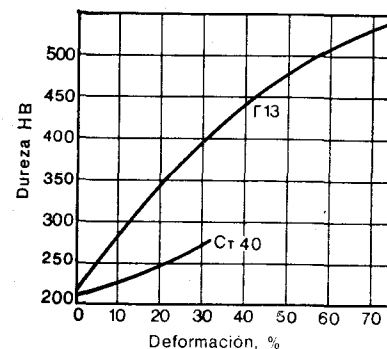


Fig. 87. Influencia de la acritud en la dureza del acero al carbono 40 (1) y del acero F13 (2)

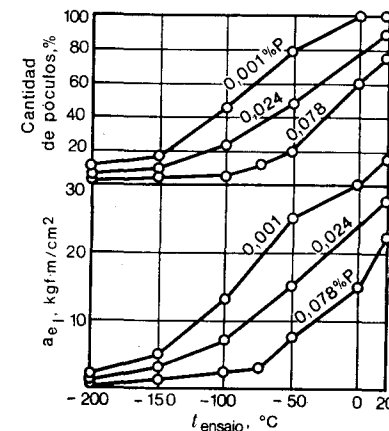


Fig. 88. Resiliencia y fracción de componente fibrosa que hay en la fractura del acero F13 con distinto contenido de fósforo (autor)

que los aceros con red c.c.c. que no contienen níquel, lo mismo que los que tienen red c.c., son propensos a la fragilidad en frío. Por esto también en el acero F13 que se emplea para piezas de fundición de gran responsabilidad debe reglamentarse rigurosamente el contenido de fósforo (no más del 0,02%).

Se suponía también que un endurecimiento tan alto por deformación plástica era debido a la formación de martensita de deformación. Pero mediciones cuidadosas han demostrado que en las mayores deformaciones, incluso en las que se efectúan a bajas temperaturas, no se forma más de un 0,5—1,5% de martensita, cantidad que no puede elevar mucho la dureza del acero.

La gran capacidad de endurecimiento del acero Hadfield se debe a la acritud¹⁾. Con un mismo grado de deformación, los bloques de la estructura en mosaico del acero Hadfield se dividen en mayor proporción que los de otros aceros, incluidos los austeníticos. Aún no se sabe exactamente a qué se deben estas propiedades específicas de la austenita al manganeso. La alta tenacidad de la austenita, al mismo tiempo que la suficiente resistencia mecánica y al desgaste, hacen del acero Hadfield un material insustituible para las piezas sometidas a desgaste y percusión simultáneamente.

De acero F13 se hacen las cucharas de las excavadoras, los eslabones de las orugas de tractor, los corazones de cambio de vía, piezas para las quebrantadoras de piedra y otras. En todas estas piezas el rozamiento va seguido de golpes y de grandes presiones: si el desgaste es por abrasión, es decir, cuando no se produce presión, y por consiguiente, acritud, el acero Hadfield no ofrece ventajas importantes, desde el punto de vista de resistencia al desgaste, con respecto a otros aceros de la misma dureza.

¹⁾ Deformación de la red cristalina y división de los bloques de la estructura en mosaico.

También hay aceros de gran resistencia a la cavitación ¹⁾. Por lo general son aceros de alto contenido de cromo (para resistir la corrosión) y austenita estructuralmente inestable. La formación de martensita por choque con las corrientes de agua, como han demostrado los experimentos de I. N. Bogachov, influye muy positivamente en la resistencia a la cavitación. De ejemplo de acero de este tipo puede servir el de marca 30X10F10 (0,3% de C; 10% de Cr y 10% de Mn).

4. MATERIALES DE APORTACIÓN

Con el fin de elevar mucho la resistencia al desgaste o de restablecer las dimensiones de las piezas desgastadas se recurre a la aportación de material ²⁾ a la superficie de las piezas sometidas a desgaste continuo. La aportación se hace en este caso fundiendo a la llama oxiacetilénica o con un arco voltaico la aleación especial, previamente preparada en forma de varillas o tubitos, y proyectándola en estado líquido (o semilíquido) sobre la superficie de las piezas.

Como material de aportación suelen utilizarse aleaciones bastante duras y, por lo tanto, resistentes al desgaste, pero que por ser frágiles no poseen gran resistencia mecánica.

Se emplean diversos tipos de materiales de aportación, por ejemplo, una mezcla de carburos en polvo de $W_2C + WC$ en proporción eutéctica ³⁾. Con esta mezcla se llena un tubito de hierro. La aportación se hace fundiendo dicho tubo. La capa aportada está constituida por hierro con inclusiones de carburo de volframio. La dureza y la resistencia al desgaste de este material supera a la de los demás de aportación, pero su fragilidad es bastante elevada. Su resistencia a la flexión es de 30—50 kgf/mm² solamente (siendo aproximadamente nula la resistencia a la tracción).

Estos materiales de aportación (en forma de tubitos) se suministran con la denominación común de "relit" y sus diversas marcas difieren entre sí por la dispersión del polvo de carburo (de 20 a 80 mesh ⁴⁾).

La industria fabrica además varillas de aleación hierro cromo-níquel que también se utilizan como metal de aportación (esta aleación se conoce con el nombre de "sormait"). Su composición aproximada es: 30% de C; 30% de Cr; 5% de Ni y 3% de Si (sormait 1) ó 1,7% de C; 15% de Cr; 2% de Ni; 2% de Si y el resto de hierro (sormait 2). La primera aleación es más dura, pero también más frágil (HRC 50 y 40 respectivamente), esto determina la elección del material de recargo.

Para el recargo se emplea así mismo una mezcla de ferrocromo, ferromanganeso, fundición y carbón finamente triturados. Después de fundida y depositada, en la superficie de la pieza se forma una aleación (stalinit) cuya composición aproximada es: 10% de C; 20% de Cr; 15% de Mn; 3% de Si y el resto de hierro. Su estructura está constituida por austenita + una cantidad grande de carburos y es muy dura (HRC > 65).

Se emplea mucho el recargue por fundición con arco eléctrico, en el cual se usan electrodos de hierro o acero revestidos de componentes que se sueldan al metal, formándose de este modo aleaciones de diversa composición y estructura.

¹⁾ Resistencia al desgaste por la acción de una corriente de líquido o de gas.

²⁾ Metalización. (N. del T.)

³⁾ 4,5% de C y el resto de volframio; $T_f = 2525^\circ C$.

⁴⁾ Mallas por pulgada. (N. del T.)

Bibliografía

"Manganese Steel". London, 1957.

K. P. Bunin, A. A. Baránov y E. N. Pogrebnoi, "Grafitización del acero". Kíev, Ed. Academia de Ciencias de la RSSU, 1961.

M. M. Tenenbaum, "Resistencia al desgaste de los materiales de construcción y de las piezas de las máquinas". Moscú, MASHINOSTROENIE, 1966.

L. S. Lifchitz, N. A. Triberg y E. G. Kurkumelli, "Fundamentos de la aleación del metal de recargo". Moscú, MASHINOSTROENIE, 1969.

M. M. Jrushev y M. A. Bábichev, "Desgaste por abrasión". Moscú, NAUKA, 1970.

V. N. Tkachov, B. M. Fiskhteyn, V. D. Vlasenko y V. A. Ulánov, "Procedimientos de aumentar la duración de las piezas de las máquinas". Moscú, MASHINOSTROENIE, 1971.

CAPÍTULO XXI

TITANIO Y SUS ALEACIONES

El ritmo tan extraordinario de aumento de la producción y empleo del titanio se debe a sus valiosas propiedades: poca densidad y gran resistencia mecánica y a la corrosión.

| Año | 1948 | 1953 | 1966 |
|--------------------------|------|------|-------|
| Producción de titanio, t | 2 | 2100 | 22000 |

Donde más se utiliza el titanio es en aviación, cohetaría y otras ramas de la técnica en que la resistencia específica tiene mucha importancia. En el intervalo de temperaturas de 300—600 °C, las aleaciones de titanio tienen el valor más alto de este índice (σ_B / γ), siendo superadas por las de aluminio a temperaturas inferiores a 300 °C y por las de hierro y níquel a temperaturas superiores a 600 °C.

Un factor de no poca importancia para la expansión de las aleaciones de titanio en el futuro, es la cantidad relativamente grande en que se encuentra en la corteza terrestre (0,6%). Por su abundancia en dicha corteza ocupa el cuarto lugar, después del aluminio, hierro y magnesio.

El alto precio que tiene el titanio ¹⁾ impide que se utilice en mayor escala, pero con el perfeccionamiento de la tecnología de obtención se conseguirá, evidentemente, que sea más barato y se emplee mucho más.

1. PROPIEDADES DEL TITANIO

El titanio es un metal blanco-plateado de poca densidad (4,5 g/cm³) y alta temperatura de fusión (1672 °C).

Las propiedades del titanio dependen mucho de su pureza. Así, por ejemplo, a las purezas del titanio (% de Ti) del 99,99; 99,8; 99,6; 99,5 e 99,4 corresponden respectivamente las durezas (HB) 100; 145; 165; 195 y 225.

El titanio tiene dos modificaciones alotrópicas:

¹⁾ Del orden de 2—5 rublos/kg (véase tomo I, la tabla 5).

la de baja temperatura, α , de red hexagonal con empaquetamiento denso ($a = 2,9 \text{ \AA}$ y $c = 4,67 \text{ \AA}$ a 20°C) y la de alta temperatura, β , de red cúbica centrada en el cuerpo ($a = 3,31 \text{ \AA}$ a 900°C).

La temperatura de la transición $\alpha \rightleftharpoons \beta$ es igual a 882°C .

Las fábricas metalúrgicas (de metalurgia no ferrosa) hacen lo que se llama "esponja" de titanio, la cual vuelve a fundirse en las fábricas constructoras de maquinaria, para obtener titanio técnico o para alearlo con diversos elementos y obtener la aleación de titanio que sea necesaria.

La "esponja" de titanio se marca con las letras TT seguidas de una cifra, que indica la dureza de las probetas patrón que se obtienen al fundirla (TT100, TT110, etc.). Es evidente que cuanto mayor sea la cifra, menor será la pureza del metal.

El titanio técnico, es decir, el que se obtiene por refundición de las "esponjas" y residuos, contiene muchas impurezas (véase la tabla 61) y por esto su

TABLA 60. Composición química del titanio técnico, impurezas, % (máximo)

| Marca del titanio | Fe | Si | C | O | H |
|-------------------|------|------|------|------|-------|
| BT1-0 | 0,18 | 0,10 | 0,07 | 0,12 | 0,010 |
| BT1-00 | 0,12 | 0,08 | 0,05 | 0,10 | 0,008 |

Observación: En la aleación BT1-0 el contenido de los demás elementos no supera el 0,3% y el 0,04% de N.

resistencia después del revenido es de 60 kgf/mm^2 aproximadamente, o sea, dos veces superior a la del titanio de yoduro de mayor pureza.

La temperatura de recrystalización del titanio con distintas deformaciones es la siguiente:

| | | | |
|----------------------------------|-----|-----|-----|
| $t_{\text{recr.}}^\circ\text{C}$ | 700 | 550 | 500 |
| Grado de deformación, % | 10 | 25 | 60 |

El titanio técnico es un metal con buenas propiedades tecnológicas. De él se hacen semifabricados de diversos tipos. Se estampa y se suelda bien.

2. ALEACIÓN DEL TITANIO

Lo mismo que en el caso de la aleación del hierro, tiene una importancia fundamental la aptitud del elemento de aleación para disolverse en el titanio y la influencia que ejerce en la posición del punto crítico (temperatura de la transformación $\alpha \rightleftharpoons \beta$).

De acuerdo con esto todos los elementos se dividen en dos grupos, A y B. Al grupo A pertenecen los elementos que se disuelven en el titanio sin limitación (o en gran cantidad), y al B, los de solubilidad limitada en el titanio, que en cantidades relativamente pequeñas forman ya compuestos químicos con éste (titanuros).

Además, los elementos de aleación elevan la temperatura de la transición $\alpha \rightleftharpoons \beta$ (I) o hacen que descienda ésta (II).

Para la valoración general de la influencia que ejercen sobre el titanio los elementos de aleación es importante saber cómo influyen en sus transformaciones

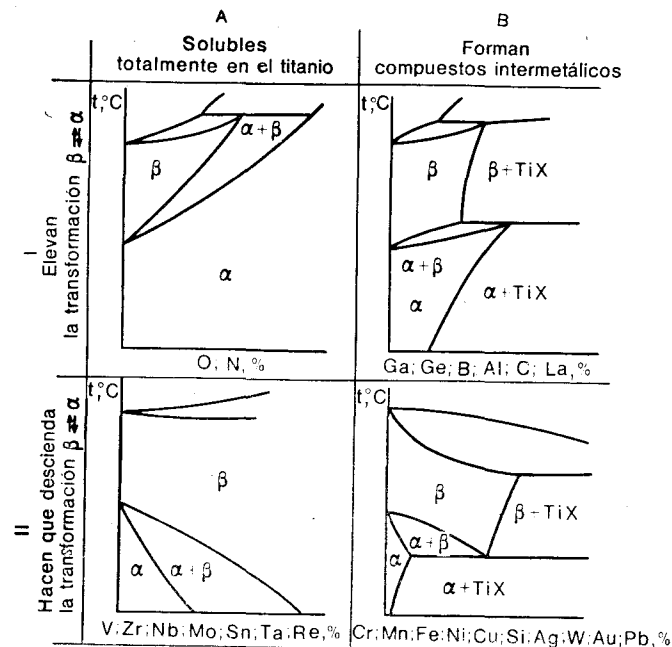


Fig. 89. Diagrama de estado de las aleaciones de titanio. Esquema de clasificación

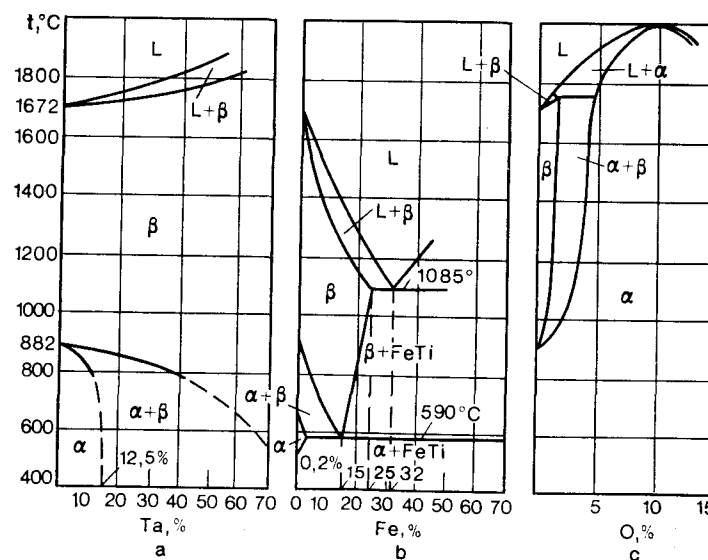


Fig. 90. Diagrama de estado de las aleaciones de titanio: a, Ti-Ta; b, Ti-Fe; c, Ti-O

polimórficas y qué compuestos químicos forman con él (es decir, si pertenecen al grupo IA, IB, IIA o IIB). A estas preguntas responden los diagramas binarios de estado titanio — elemento de aleación representados en la fig. 89 en forma de esquema de clasificación.

En la fig. 90 se dan los diagramas de estado reales de los sistemas Ti—Ta, Ti—Fe y Ti—O, pertenecientes respectivamente a los grupos IIA, IIB y IA.

Los elementos cuyos radios atómicos no difieren del radio atómico del titanio en más de un 12—15% forman, por regla general, soluciones sólidas no limitadas (grupo A). En el caso contrario la solubilidad no puede ser grande y se forman soluciones sólidas limitadas y compuestos químicos del titanio TiX (titanuros) (grupo B).

Si el elemento es isomorfo del titanio α , es decir, si tiene red cristalina hexagonal, ensanchará la región α (clase I), y si es isomorfo del titanio β , o sea, si su red es cúbica centrada en el cuerpo, ensanchará la región β (clase II). Los elementos de la clase I se llaman *estabilizadores α* (el Al, así como el O, N, C) y los de la clase II, *estabilizadores β* (el V, Cr, Fe, Ni, Cu, Zr, Nb, Mo, Sn y otros).

3. TRANSFORMACIONES DE FASE DE LAS ALEACIONES DE TITANIO

La existencia, en las aleaciones de titanio, de la modificación a alta temperatura de la solución sólida (β), capaz de subenfriarse mucho, hace posible la obtención de diversas estructuras, que dependen de los regímenes de tratamiento térmico (fig. 91).

La transformación polimorfa $\beta \rightleftharpoons \alpha$ puede tener dos mecanismos distintos.

A altas temperaturas, es decir, cuando el subenfriamiento es pequeño con respecto a la temperatura de equilibrio de la transición $\beta \rightleftharpoons \alpha$, la transformación se efectúa por difusión ordinaria, y cuando el subenfriamiento es grande y, por consiguiente, a baja temperatura, siendo pequeña la movilidad de los átomos, por el mecanismo martensítico sin difusión. En el primer caso se forma la estructura poliédrica de solución sólida α , y en el segundo, la estructura martensítica acicular (laminar), que se designa por α' (fig. 91, a y b).

Los elementos de aleación que hacen descender la temperatura de la transformación $\beta \rightleftharpoons \alpha$ facilitan, como es natural, la obtención de martensita, mientras que cuando la aleación es pobre se requiere para esto un enfriamiento intenso. Cuando el contenido de estabilizadores β es muy alto, la temperatura de la transformación $\alpha \rightleftharpoons \beta$ descende hasta cero y la solución sólida β se enfría hasta la temperatura ambiente sin transformarse.

Como en todos los demás casos, existe una temperatura a la cual se inicia la formación de martensita durante el enfriamiento (punto M_i). Todos los estabilizadores β hacen que descienda el punto M_i , como se indica en la fig. 92.

El diagrama de equilibrio (fig. 93), con las líneas iniciales de la transformación martensítica ¹⁾ superpuestas a él, muestra la formación de las estructuras

¹⁾ En la fig. 93 se da la temperatura inicial de la transformación martensítica (M_i) y no la temperatura de equilibrio de fase de las soluciones α y β de igual concentración (T_0).

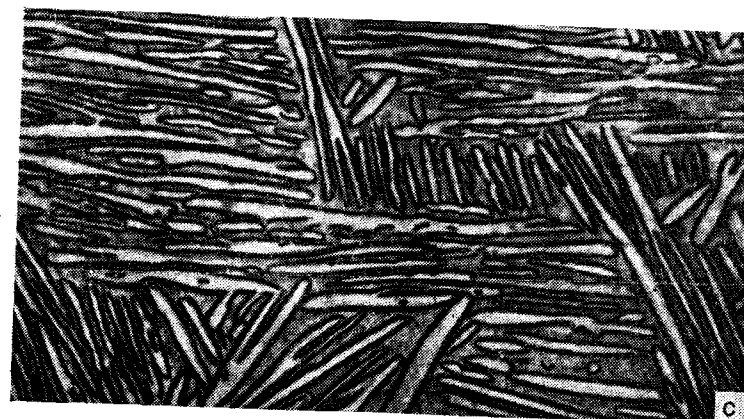
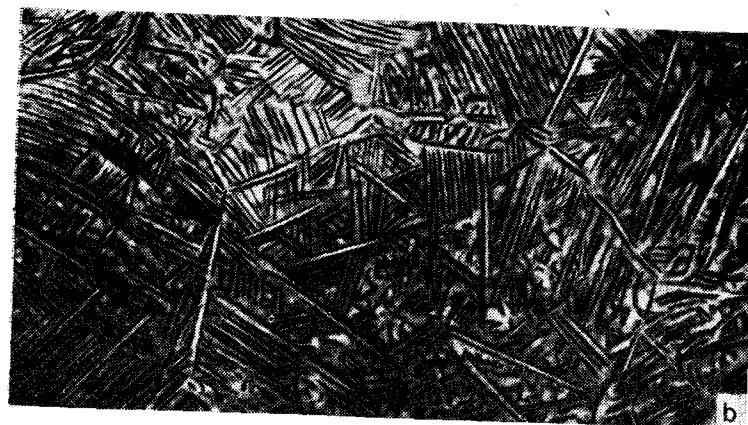
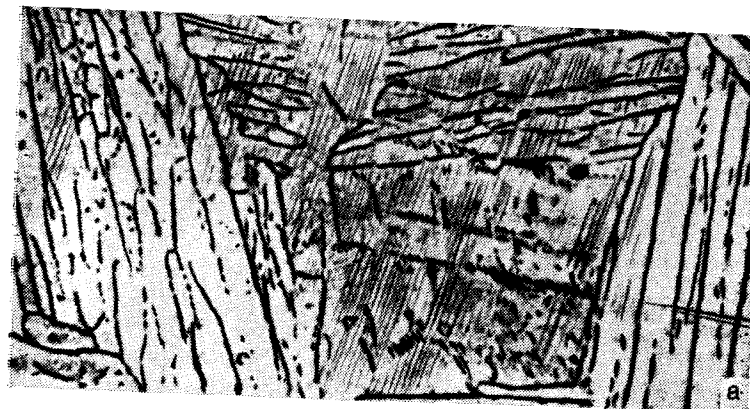


Fig. 91. Estructura de las aleaciones de titanio. $\times 400$: a, solución sólida α (aleación BT1); b, fase α' (martensita obtenida después de templar las aleaciones BT1 desde 1075 °C); c, soluciones sólidas $\alpha + \beta$ (aleación OT4)

cuando el enfriamiento desde la región β es rápido (línea punteada) y cuando es lento (línea de trazo continuo).

La fase β de las aleaciones de titanio puede transformarse en fase α ($\beta \rightarrow \alpha$) o descomponerse en eutectoide ($\beta \rightarrow \alpha + \text{TiX}$) o, si los subenfriamientos son grandes, transformarse en fase α' , siguiendo la reacción martensítica ($\beta \rightarrow \alpha'$);

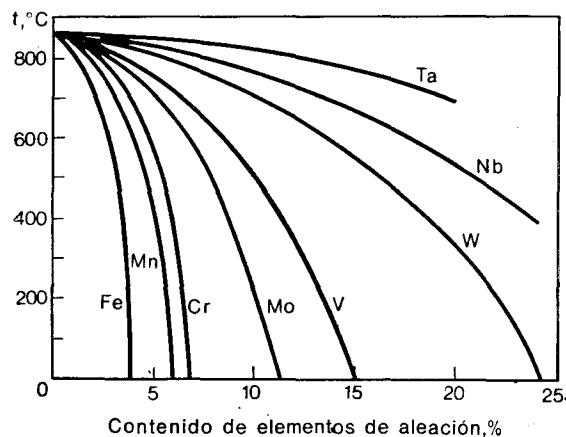


Fig. 92. Influencia de los elementos de aleación en la temperatura inicial de la transformación martensítica en el titanio

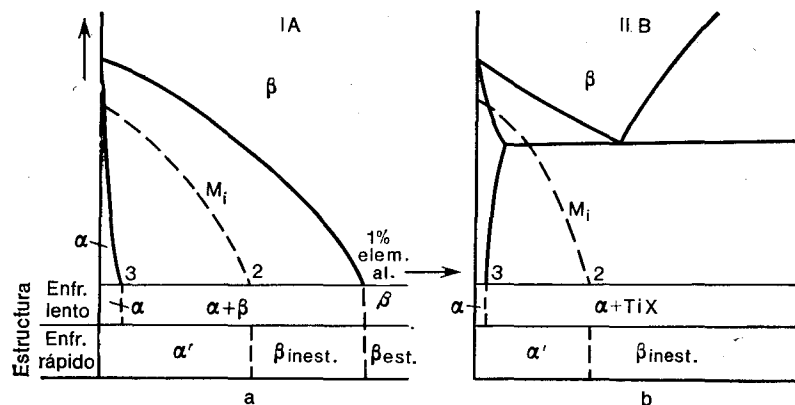


Fig. 93. Formación de las estructuras en las aleaciones de titanio en dependencia de la velocidad de enfriamiento y del contenido de elemento de aleación

finalmente, cuando es grande el contenido de estabilizadores β , la fase β puede subenfriarse hasta la temperatura ambiente sin transformarse.

La mezcla eutectoide de las aleaciones de titanio tiene dureza y fragilidad elevadas, mientras que la martensita del titanio (α') tiene poca dureza, difiriendo poco sus propiedades de las de la fase β inicial.

Las estructuras cristalinas α y α' son prácticamente iguales (red hexagonal de empaquetamiento denso), pero la transformación a baja temperatura ocasiona deformaciones en la red α y disminuye su plasticidad.

Como la transformación de la fase β depende del grado de subenfriamiento, el carácter de la misma puede describirse por medio de los diagramas de descomposición isotérmica de la fase β .

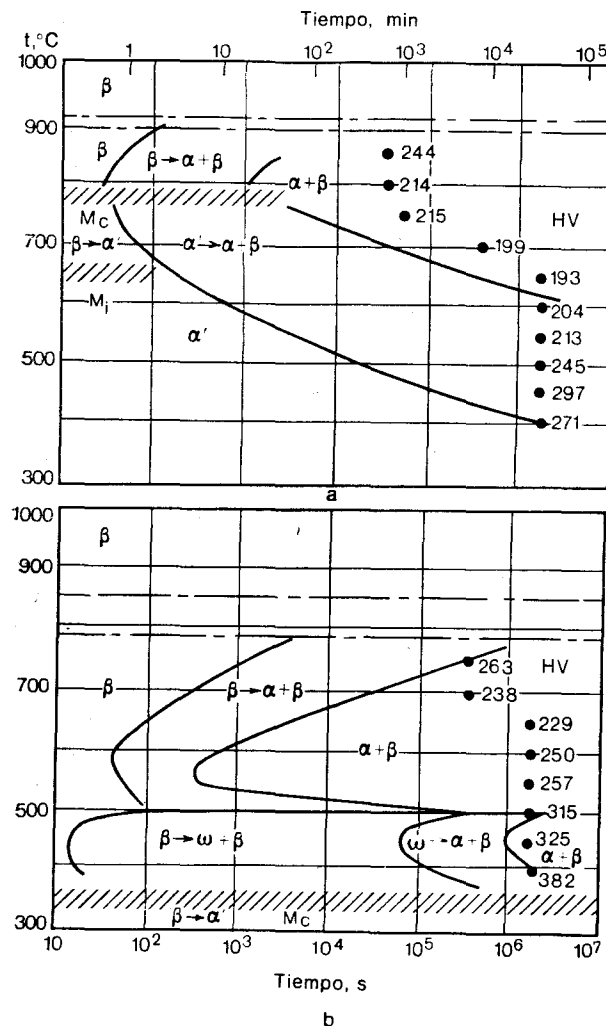


Fig. 94. Diagrama de la descomposición isotérmica de la fase β en las aleaciones de titanio con diverso contenido de molibdeno, %:
a, 2; b, 8

A modo de ejemplo, damos a continuación dos diagramas de descomposición isotérmica de la fase β ¹⁾ para las aleaciones Ti—Mo con el 2 y el 8% de Mo respectivamente (fig. 94). El sistema Ti—Mo pertenece al tipo IIA. Cuando el contenido de Mo es pequeño (2%), el intervalo martensítico de la transformación se encuentra en la región de temperaturas de 780 (M_i) a 650 °C (M_c) (rayada oblicuamente en el diagrama). Por encima del punto (M_i) la transformación $\beta \rightarrow \alpha$

¹⁾ Fase α' en el revenido.

transcurre de acuerdo con la reacción ordinaria, y en el intervalo 780—650 °C, según la martensítica. Por debajo de 650 °C la curva caracteriza ya el proceso de revenido de la martensita ($\alpha' \rightarrow \alpha$), conservándose la fase β residual.

En la aleación con el 8% de Mo, la transformación martensítica ocurre a 350—200 °C. Por encima de esta temperatura hay dos regiones de transformaciones distintas: la de transformación $\beta \rightarrow \alpha$ normal, en el intervalo de 800—500 °C (conservándose, para la aleación dada, una cantidad suficientemente grande de fase β residual) y la de formación de fase α , pasando por fase ω intermedia (esta reacción puede escribirse así: $\beta \rightarrow \omega \rightarrow \alpha$) en el intervalo de 500—350 °C. Debe indicarse que la fase ω hexagonal es frágil y su aparición empeora las propiedades mecánicas de la aleación.

La transformación de la fase α' durante el revenido consiste en que la fase α' acicular se convierte en fase α poliédrica, siendo posible en algunas aleaciones que la fase β residual, inestable, se transforme en fase ω a 300—500 °C, lo que también empeora las propiedades mecánicas.

4. ALEACIONES DE TITANIO INDUSTRIALES

De un modo semejante a como se clasificaron los aceros aleados según Guillet (véase la pág. 32), las aleaciones de titanio se clasifican atendiendo a la estructura que obtienen después de enfriarse al aire (normalizado) y de acuerdo con esto se dividen en: aleaciones α ; aleaciones $\alpha + \beta$ y aleaciones β .

Las modernas aleaciones α industriales son relativamente poco plásticas y no adquieren fragilidad al ser tratadas térmicamente. A las aleaciones de esta clase pertenecen el titanio puro y sus aleaciones con el aluminio;

las aleaciones β son más plásticas, pero también las menos resistentes: durante el calentamiento no sufren transformaciones de fase ¹⁾.

Las aleaciones $\alpha + \beta$ son más resistentes que las de una sola fase, se forjan y se estampan bien, admiten el tratamiento térmico y sólo adquieren fragilidad cuando dicho tratamiento se efectúa en determinadas condiciones (aparición de la fase ω).

Las aleaciones $\alpha + \beta$ son las más aptas para la utilización práctica. A esta clase pertenecen la mayoría de las aleaciones industriales.

El principio de fabricación de las aleaciones de titanio son las siguientes:

Para el endurecimiento es deseable introducir un número máximo de elementos, pero conservar la estructura $\alpha + \beta$. Por esta razón mezclan el titanio con gran cantidad del estabilizador α (5—7% de Al), y esto permite introducir estabilizadores β (Mn, V, Mo, Cr y otros) en mayor cantidad que en el titanio puro y conservar la estructura $\alpha + \beta$ después del enfriamiento al aire.

La composición de las aleaciones industriales y las características mecánicas garantizadas de las barras sin tratamiento térmico especial se dan en las tablas 61 y 62.

El módulo de elasticidad normal de las aleaciones de titanio es de 115 000 kgf/mm²; el coeficiente de Poisson, 0,3; la densidad, 4,5 + 0,1 g/cm³; la resistividad eléctrica, 1,0—1,6 $\Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$; el coeficiente de dilatación lineal, $8,0 \cdot 10^{-6}$ — $8,6 \cdot 10^{-6}$ mm/(mm·grad); y la conductibilidad térmica, 0,02 cal/(cm s·grad).

¹⁾ La fase β se conserva a todas las temperaturas.

TABLA 61. Composición química de las aleaciones de titanio industriales, %

| Marca de la aleación | Al | Mn | V | Mo | Cr | Si | Otros |
|---|---------|-------|---------|---------|----------|----------|----------------------|
| <i>Aleación α</i> | | | | | | | |
| BT5 | 4,3—6,2 | — | — | — | — | — | — |
| BT5-1 | 4,5—6,0 | — | — | — | — | — | 2—3% Sn |
| OT4-1 | 1,0—2,5 | 0,7—2 | — | — | — | — | — |
| OT4 | 3,5—5,0 | 0,8—2 | — | — | — | — | — |
| BT4 | 4,5—6,0 | 0,8—2 | — | — | — | 0,18 | 0,5—1,5Nb 10—12Zr |
| BT18 | 7,2—8,2 | — | — | 0,2—1,0 | — | 0,5 | — |
| <i>Aleación $\alpha + \beta$</i> | | | | | | | |
| BT6 | 5,5—7,0 | — | 4,2—6,0 | — | — | — | — |
| BT8 | 6,0—7,3 | — | — | 2,8—3,8 | — | 0,2—0,4 | — |
| BT14 | 4,5—6,3 | — | 0,9—1,9 | 2,5—3,8 | — | — | — |
| <i>Aleación β</i> | | | | | | | |
| BT3-1 | 5,5—7,0 | — | — | 2,0—3,0 | 1,0—2,5 | 0,15—0,4 | 0,2—0,7Fe |
| BT22 | 4,0—5,7 | — | 4—5,5 | 4—5,5 | 0,2—2 | — | 0,5—1,5Fe |
| BT15 | 2,3—3,6 | — | — | 6,8—8,0 | 9,5—11,0 | — | — |

TABLA 62. Características mecánicas de las aleaciones de titanio industriales

| Marca de la aleación | σ_B , kgf/mm ² | $\sigma_{0,2}$, kgf/mm ² | δ , % | ψ , % | a_{eT} , kgf·m/cm ² |
|---|----------------------------------|--------------------------------------|--------------|------------|----------------------------------|
| <i>Aleación α</i> | | | | | |
| BT4 | 80—90 | 70—80 | 15—22 | 20—30 | — |
| T4 | 70—85 | 55—65 | 15—40 | 25—55 | 3,5—6,5 |
| <i>Aleación $\alpha + \beta$</i> | | | | | |
| BT6 | 90—100 | 80—90 | 8—13 | 30—45 | 4—8 |
| BT8 | 105—118 | 95—110 | 9—15 | 30—55 | 3—6 |

En las composiciones dadas en la tabla 61 de las aleaciones industriales se ve que todas ellas contienen alrededor del 5% de Al. Sin la adición de un tercer elemento, ésta sería una aleación α (como lo es la aleación BT5). La adición de estabilizadores β a la aleación de titanio con el 5% de Al, hace que se obtenga la estructura de dos fases $\alpha + \beta$. A pesar de las diferencias en la liga, las propiedades mecánicas de todas las aleaciones $\alpha + \beta$ con el 5% de Al se aproximan bastante entre sí: $\sigma_B \approx 100$ kgf/mm²; $\delta \approx 15\%$; $\psi \approx 30\%$; $a_{eT} = 5$ kgf·m/cm².

Tiene más plasticidad, pero menos resistencia, la aleación cuyo contenido de aluminio es menor (OT4) y también la aleación α (BT5 y BT1).

5. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LAS ALEACIONES DE TITANIO

El recocido de recristalización del titanio y sus aleaciones se efectúa a 700—800 °C, temperatura muy superior a la de recristalización (500 °C). Esta temperatura es suficiente para eliminar rápidamente la acritud. Las transformaciones de fase que hemos

estudiado antes permiten realizar diversas operaciones de temple y revenido (envejecimiento). Aunque al hacer esto no se produce un cambio considerable de las propiedades, como ocurre con el tratamiento térmico del acero, se observan, no obstante, determinadas variaciones y, últimamente, cuando se trabajan estas aleaciones se prevé la posibilidad de utilizar el tratamiento térmico y en mayor o menor grado se utiliza éste en la práctica.

El tratamiento térmico más importante es aquél con el cual se afina el grano durante la recristalización de fase y se elevan las características de plasticidad.

Conviene indicar que la obtención de fases de alta resistencia (α'' y especialmente ω) como resultado del tratamiento térmico, hace que disminuyan mucho la plasticidad y la tenacidad y por lo tanto es un medio poco eficaz de elevar la resistencia estructural de las piezas fabricadas con aleaciones de titanio. La estructura $\alpha + \beta$ posee mejores propiedades.

Las propiedades antifricción de las aleaciones de titanio son muy bajas, por lo que éstas no sirven para hacer piezas sometidas a rozamiento. Para elevar la resistencia al desgaste de las aleaciones de titanio hay que recurrir a la nitruración.

6. IMPUREZAS DE LAS ALEACIONES DE TITANIO

El titanio es un elemento químicamente activo. Es difícil de obtener muy puro y, una vez obtenido, difícil de preservar de la

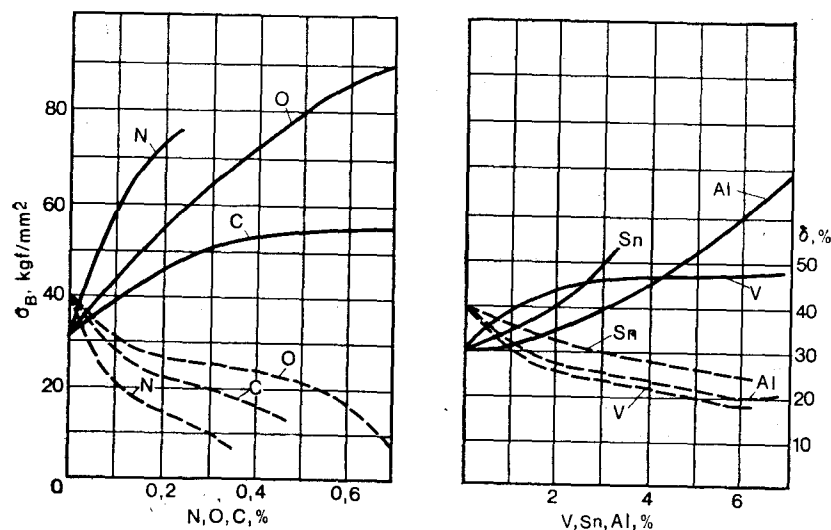


Fig. 95. Influencia de los distintos elementos en las propiedades mecánicas del titanio. La línea de trazo continuo representa la resistencia a la rotura; la de puntos, el alargamiento relativo

acción perniciosa del medio que lo rodea. Por esto no sólo es importante tener titanio inicial puro, sino también evitar su saturación con diversos elementos durante las operaciones tecnológicas.

Al calentarse el titanio absorbe oxígeno, nitrógeno, hidrógeno y carbono, los cuales forman con el Ti_{α} y el Ti_{β} soluciones sólidas por inserción con concentraciones límites distintas, a diferencia de los elementos de aleación normales (vanadio, aluminio, estaño y otros), que forman soluciones sólidas por sustitución.

A consecuencia de la formación de las soluciones sólidas por inserción, la resistencia a la rotura se eleva de un modo mucho más brusco que cuando se forman las soluciones sólidas por sustitución ¹⁾ (fig. 95) y desciende mucho la plasticidad.

Adicionando a la aleación elementos que formen soluciones sólidas por sustitución pueden obtenerse mejores combinaciones de tenacidad y plasticidad que en el metal que contenga impurezas por inserción. Por esto los elementos de inserción deben considerarse impurezas perjudiciales y su contenido limitarse en las aleaciones técnicas.

7. RESISTENCIA A LA CORROSIÓN DEL TITANIO

El titanio posee una alta resistencia a la corrosión en gran número de medios activos, superando en este sentido al acero inoxidable.

La alta resistencia a la corrosión del titanio se debe a que en su superficie se forma una densa película protectora (TiO_2). Si está película es insoluble en el medio circundante, puede considerarse que el titanio es completamente estable en dicho medio. Por ejemplo, el agua del mar disuelve en 4000 años una capa

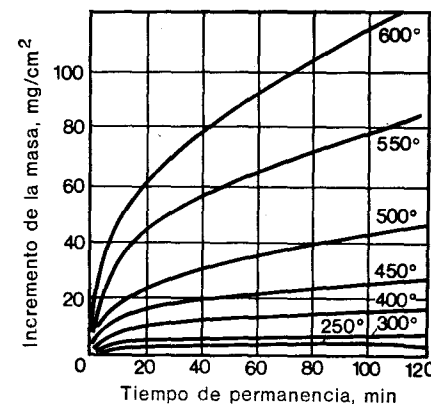


Fig. 96. Oxidación del titanio a distintas temperaturas (I. I. Sidorin)

de titanio cuyo espesor es igual al de una hoja de papel. Pero si la película de óxido que recubre al titanio es soluble en el medio dado, el empleo de aquél en este medio no deberá tolerarse.

Es más fácil enumerar los medios en que el titanio no es estable: de los medios inorgánicos, los ácidos hidrófluórico, clorhídrico, sulfúrico y ortofosfórico; de los orgánicos, los ácidos oxálico y acético (para datos más concretos consúltense los manuales correspondientes).

El titanio, cuando se calienta, absorbe los gases de la atmósfera (oxígeno, nitrógeno, hidrógeno) y cuanto mayor es la temperatura, tanto más intensa es la absorción (véase la fig. 96). Por esto, cuando se prevén calentamientos técnicos (o de explotación), el titanio debe protegerse contra la saturación por los gases, en primer lugar por el oxígeno, lo cual se consigue utilizando atmósferas de calentamiento controladas, o grandes aumentos tecnológicos.

¹⁾ Debido a las grandes deformaciones que experimenta la red cristalina en el primer caso.

Bibliografía

- S. Abkóvich, D. Burke y R. Jilts, "El titanio en la industria". Moscú, OBO-RONGIZ, 1957.
- E. K. Molchánov, "Atlas de diagramas de estado de las aleaciones de titanio". Moscú, MASHINOSTROENIE, 1964.
- M. K. Makwillen, "Transformaciones de fase del titanio y sus aleaciones". Moscú, METALLURGUIA, 1967.
- G. I. Nósova, "Transformaciones de fase de las aleaciones de titanio". Moscú, METALLURGUIA, 1968.
- "Aleaciones de titanio para la técnica nueva". Moscú, NAUKA, 1968.
- B. K. Bulf, "Tratamiento térmico de las aleaciones de titanio". Moscú, METALLURGUIA, 1969.
- "Oxidación del titanio y de sus aleaciones". Moscú, METALLURGUIA, 1970.
- S. G. Glazunov y V. N. Moiseev, "Aleaciones de titanio para construcción". Moscú, METALLURGUIA, 1974.

CAPITULO XXII

METALES REFRACTARIOS

1. CONCEPTOS GENERALES

Bajo la denominación de *refractarios* se agrupan los metales cuya temperatura de fusión es superior a la del hierro (1539 °C), excepto los grupos del platino, del uranio y las tierras raras.

Por lo tanto, deben considerarse como metales refractarios, los siguientes; el vanadio ($t_f = 1900$ °C), volframio (3410 °C), hafnio (1975 °C), molibdeno (2610 °C), niobio (2415 °C), renio (3180 °C), tantalio (2996 °C), tecnecio (2700 °C), titanio (1672 °C), cromo (1875 °C) y el circonio (1855 °C). Todos estos elementos están juntos en el sistema periódico y son metales de los grupos de transición (véase la tabla 2, tomo 1).

Vamos a estudiar sucintamente las propiedades y peculiaridades de la estructura de los metales refractarios exceptuando el titanio ¹⁾ y el tecnecio ²⁾.

El interés por los metales refractarios ha crecido últimamente. Esto se debe a que en los cohetes, en los aviones ultrarrápidos y en las naves cósmicas hay piezas y grupos que llegan a alcanzar temperaturas de hasta 1500—2000 °C, es decir, que se aproximan e incluso superan la de fusión del hierro, del cobalto o del níquel, metales que sirven de base a todas las aleaciones resistentes a altas temperaturas. Para estos fines pueden utilizarse únicamente los metales refractarios.

¹⁾ Por sus propiedades y comportamiento difiere mucho de los demás metales refractarios y está analizado en el capítulo anterior.

²⁾ Hasta ahora se ha obtenido en cantidades muy pequeñas, insuficientes incluso para el análisis detallado de sus propiedades en el laboratorio.

Aunque los metales refractarios puros tienen más resistencia a altas temperaturas que otros metales, su aleación eleva las características de esta resistencia. Por esto, en la práctica no se emplean los metales refractarios puros (molibdeno, volframio, tantalio, niobio), sino aleaciones basadas en ellos.

Hay que resaltar también la extraordinaria estabilidad de estos metales a la acción de los ácidos (véase la fig. 82), lo que pone de manifiesto la perspectiva de su aplicación en la industria constructora de maquinaria química.

Las principales propiedades físicas de los metales refractarios se dan en la tabla 63.

TABLA 63. Propiedades físicas de los metales refractarios

| Metal | Temperatura, °C | | | Estructura | Densidad, g/cm ³ | Conducti- | Coeficien- |
|-----------|---------------------|-----------|---------------|------------|-----------------------------|--------------------------------|--|
| | de recristalización | de fusión | de ebullición | | | bilidad térmica, cal/cm·grad·s | te de dilatación lineal (a 20 °C), 10 ⁻⁶ grad |
| Volframio | 1500 | 3410 | 6700 | C8 | 19,3 | 0,48 | 4,5 |
| Renio | 1800 | 3170 | 5630 | H12 | 21,0 | 0,17 | 6,7 |
| Tantalio | 1000 | 2996 | 6100 | C8 | 16,6 | 0,13 | 6,6 |
| Molibdeno | 1000 | 2625 | 4800 | C8 | 10,2 | 0,35 | 5,4 |
| Niobio | 1100 | 2415 | 3300 | C8 | 8,56 | 0,12 | 7,1 |
| Hafnio | — | 1975 | 5400 | H12 y C8 | 13,36 | 0,053 | 6,0 |
| Vanadio | — | 1900 | 3350 | C8 | 6,11 | 0,074 | 9,7 |
| Cromo | 800 | 1890 | 2469 | C8 | 7,2 | 0,16 | 6,2 |
| Circonio | — | 1855 | 3577 | H12 y C8 | 6,0 | 0,04 | 5,8 |

Estos metales, además de su alta temperatura de ebullición, fusión y recristalización (que se indican aproximadamente para los metales de pureza industrial,) tienen la misma red cristalina: cúbica centrada en el cuerpo (excepto el renio y el hafnio), carecen de polimorfismo ¹⁾, poseen una alta densidad (superior a la del hierro (excepto el vanadio y el cromo) y pequeño coeficiente de dilatación (excepto el vanadio).

La alta temperatura de fusión de estos metales es resultado de las grandes fuerzas de enlace interatómico. Los metales enumerados son relativamente raros y, por lo tanto, caros.

Los metales refractarios se obtienen en forma de masa compacta por el método de la metalurgia de polvos ²⁾ o por el de fundición por arco eléctrico ³⁾.

Para los metales refractarios es característica la adquisición de fragilidad a determinadas temperaturas.

¹⁾ Se exceptúa el hafnio, que a 1310 °C experimenta la transformación alotrópica $\alpha \rightleftharpoons \beta$, y el circonio, que la tiene a 862 °C.

²⁾ Es decir, se obtiene el metal en polvo, que después se sinteriza y se prensa o lamina para conseguir el perfil deseado.

³⁾ En el vacío, donde uno de los electrodos es el metal fundido.

La temperatura de transición al estado frágil depende de la naturaleza del metal y de su pureza.

En la fig. 97 se ve que el metal plástico (con gran estricción), por debajo de una temperatura determinada se hace frágil. Para el volframio, el molibdeno y el cromo esta temperatura se encuentra por encima de la temperatura ambiente, y para el niobio, lo mismo

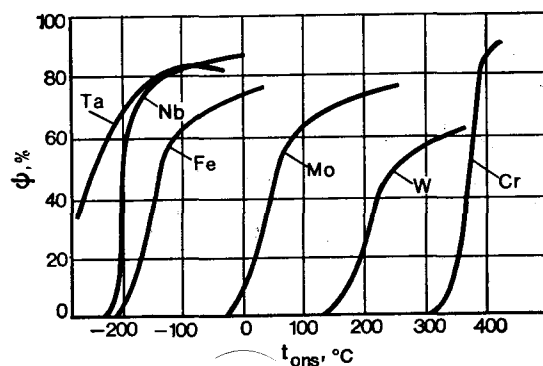


Fig. 97. Curvas «seriesales» de la contracción relativa de los metales refractarios en estado recrystalizado

que para el hierro, por debajo de ésta (por consiguiente, los primeros tres sometidos a temperatura ambiente son frágiles, mientras que el Nb y Ta al igual que el Fe son plásticos).

Los metales refractarios que más se utilizan son el niobio, el tantalio, el molibdeno y el volframio, que suelen llamarse la “gran téttrada”.

Además de la “gran téttrada” tienen aplicación otros metales refractarios, pero considerablemente menos.

El vanadio se utiliza principalmente como adición de aleación en el acero (así como en las aleaciones basadas en otros metales). La temperatura de fusión del vanadio es de 1950°, no tiene transformaciones polimórficas, cristaliza en la red cúbica centrada en el cuerpo $a = 3,02 \text{ \AA}$.

Las cualidades mecánicas, así como la fragilidad y la temperatura de paso al estado de fragilidad en frío se determinan por la pureza del vanadio. El vanadio muy puro es plástico, es un metal blando, con una baja temperatura de paso a estado frágil. Las aleaciones de vanadio, principalmente aleaciones con otros metales de alta temperatura de fusión, tienen una aplicación bastante variada, pero siempre específica (como aleaciones refractarias, resistentes a la acción de los ácidos, superconductoras y otras).

La utilización de las aleaciones de vanadio como resistentes a altas temperaturas se encuentra limitada por su insuficiente quimiorresistencia a altas temperaturas.

El cromo tiene su aplicación principal como elemento de aleación en el acero y otras aleaciones (así como recubrimiento galvánico

y revestimiento por difusión). En estado puro el cromo y las aleaciones basadas en él a pesar de ser más baratas que otros metales con alta temperatura de fusión, a pesar de su quimiorresistencia a altas temperaturas, de su pirorresistencia, no adquirieron una gran aplicación por su fragilidad (alta temperatura de paso). Esto último está relacionado a la insuficiente depuración del cromo de impurezas, la cual para la adquisición de plasticidad (disminución de la temperatura de paso por debajo de los 20 °C) debe ser muy considerable.

El renio es un metal muy interesante desde el punto de vista de su aplicación práctica (alta resistencia, plasticidad, quimiorresistencia a altas temperaturas, pirorresistencia) pero tiene un precio excesivamente alto (véase la tabla I) que limita su uso, pero no lo excluye en casos especiales.

2. INTERACCIÓN DE LOS METALES REFRACTARIOS CON OTROS ELEMENTOS. ALEACIONES INDUSTRIALES

Con otros metales refractarios y entre sí, los metales de la gran téttrada forman soluciones sólidas no limitadas o soluciones sólidas de amplia homogeneidad.

Los elementos metálicos que en el sistema periódico están lejos de los metales refractarios se disuelven muy poco en éstos y ponen de manifiesto la tendencia a formar intermetales (compuestos intermetálicos).

Una influencia especialmente intensa ejercen los elementos no metales de pequeño radio atómico y que forman con el molibdeno, volframio, niobio, tantalio y otros soluciones sólidas de inserción, que al mismo tiempo presentan una gran variación de la solubilidad según la temperatura. Esto hace que precipiten las fases correspondientes (óxidos, carburos, etc.) en forma dispersa, aproximadamente en el intervalo de temperaturas de 1800—1200 °C y que la aleación adquiera fragilidad bruscamente. Para no provocar el aumento de la fragilidad hay que depurar el metal de estos elementos, cuyo contenido debe ser menor que la solubilidad mínima. Dicho contenido debe tomarse igual a la solubilidad a 1200 °C (tabla 64).

TABLA 64. Solubilidad de los elementos de inserción a 1200 °C en los metales refractarios (aproximada), % en masa

| Grupo del metal | Hidrógeno | Carbono | Nitrógeno | Oxígeno |
|------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|
| VI A (Cr, Mo, W) | 10^{-4} — 10^{-5} | 10^{-3} — 10^{-4} | 10^{-3} — 10^{-5} | 10^{-2} — 10^{-3} |
| V A (V, Nb, Ta) | 10^{-1} — 10^{-2} | 10^{-1} — 10^{-2} | 1 — 10^{-1} | 1 — 10^{-1} |

En esta tabla puede verse que la solubilidad de las impurezas de inserción en los metales del grupo VI A es dos o tres órdenes menor que en los metales del grupo V A.

Como la acción de estos elementos sobre las propiedades de la aleación es la misma (empeora la plasticidad a expensas de la elevación del umbral de fragilidad en frío), para obtener un metal plástico es necesario que en el cromo, molibdeno o volframio la suma de $C + N + O$ constituya no más del $10^{-3} \%$, es decir, del $0,001 \%$ ¹⁾, lo que supone un problema difícil y prácticamente aún no resuelto. En el vanadio, niobio y tantalio la suma de $C + N + O$ puede ser del orden del $0,1 \%$ (probablemente del $0,05 \%$), que prácticamente puede lograrse. Por esto el cromo, molibdeno y volframio (y sus aleaciones) industriales son frágiles, ya que su umbral de fragilidad en frío se encuentra más alto que la temperatura ambiente, y el vanadio, niobio y tantalio son plásticos, porque el umbral de fragilidad en frío de estos metales se encuentra más bajo que la temperatura ambiente (véase la fig. 97).

TABLA 65. Composición de las aleaciones más usuales a base de metales refractarios

| Base | Marca | Composición, % | Lugar de producción |
|------|---|---|---------------------|
| Nb | FS-80 D-31 B-66 D-43 F-48 WO-103 | 1Zr 10Mo; 1Ti; 0,1C 5Mo; 5V; 1Zr 10W; 1Zr; 0,1C 15W; 15Mo; 1Zr; 0,1C 10Hf; 1Ti; 0,7C | EE.UU |
| | BH-2 BH-2A BH-4 | 4,5Mo; <0,05C 4Mo; 0,7Zr; <0,08C 10Mo; 1,5Zr; 0,3C | URSS |
| Mo | TM TZM TZC WZM | 0,5Ti; 0,02—0,05C 0,5Ti; 0,08Zr; 0,015C 1,25Ti; 0,3Zr; 0,15C 25W; 0,1Zr; 0,03C | EE.UU |
| | UM-2A UM-6 UM-3 BM-1 BM-2 BM-3 | 0,1Zr; 0,1Ti; <0,004C 0,15Zr; —0,002B 0,3Zr; 0,02C 0,15Zr; hasta 0,4Ti; <0,01C 0,35Zr; hasta 0,2Ti; <0,02C 0,45Zr; 1Ti; 1,4Nb; 0,35C | URSS |
| Ta | F-60 Nb6—7,5V | 10W 10Nb—7,5V | EE.UU |
| W | — — | 1—2ThO ₂ 15Mo | EE.UU |

¹⁾ La suma de los porcentajes en peso es posible en virtud de que los pesos atómicos del carbono, nitrógeno y oxígeno se aproximan entre sí.

Ya se ha dicho que, más que los metales refractarios, se emplean sus aleaciones.

Los resultados del estudio de la interacción de diversos elementos con los metales refractarios y de las investigaciones directas acerca de la influencia de los distintos elementos (E. M. Savitski y N. N. Morgunova) permiten enunciar algunas conclusiones: 1) la aleación de los metales refractarios en cantidad de hasta varios tantos por ciento sólo es posible con otros metales refractarios, pudiendo ser la aleación de los metales del grupo V A (vanadio, niobio, tantalio) más profunda que la de los metales del grupo VI A (cromo, molibdeno, volframio); 2) el oxígeno es más pernicioso que el carbono, por esto, el último se introduce en pequeña cantidad (hasta el $0,05-0,1 \%$) para desoxidar y conseguir que la aleación sea "rigurosa".

En la tabla 65 se da la composición de algunas de las aleaciones a base de metales refractarios que más se usan en la URSS y en EEUU en las mismas condiciones que los metales técnicamente puros.

3. PROPIEDADES MECÁNICAS Y RESISTENCIA A ALTAS TEMPERATURAS

De las propiedades de los metales refractarios, las que ofrecen mayor interés práctico son las que tienen a altas temperaturas. Sin embargo, para caracterizar estos metales como materiales de

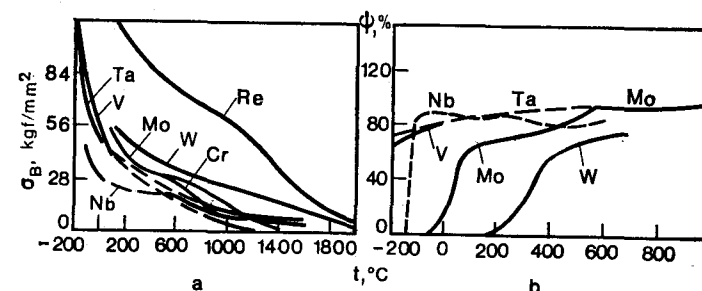


Fig. 98. Dependencia, con respecto a la temperatura, de la resistencia a la rotura por tracción (a) y de la estricción (b) de los metales refractarios

construcción tiene importancia la variación de sus propiedades mecánicas en un amplio intervalo de temperaturas. La dependencia de la resistencia a la rotura por tracción con respecto a la temperatura y las características de plasticidad de diversos metales refractarios en estado recrystalizado se da en la fig. 98. Como era de esperar, la resistencia del metal a elevadas temperaturas es tanto mayor, cuanto más alta es su temperatura de fusión.

Una demostración de que la resistencia es función de la temperatura de fusión consiste en comparar la resistencia de distintos metales a temperaturas homólogas (T_{ens}/T_f). La dependencia de la resistencia a la rotura por tracción del molibdeno y del niobio (el níquel sirve de término de comparación) con respecto a la temperatura homóloga (fig. 99), demuestra que existen tres intervalos en los cuales la variación de la temperatura influye de modo diferente en la resistencia de los metales.

En la región de temperaturas superiores a $0,6 T_f$, la resistencia a la rotura por tracción viene determinada por el carácter y la magnitud de la energía de

enlace interatómico de los metales y a igualdad de alejamiento de la temperatura de fusión, la resistencia de los metales es la misma.

La resistencia de los metales en el intervalo de temperaturas de 0,2—0,6 T_f está determinada principalmente por la estructura (tamaño del grano, existencia de segunda fase dispersa, acritud, etc.), y en metales diferentes es bastante distinta. En este intervalo las propiedades dependen poco de la temperatura.

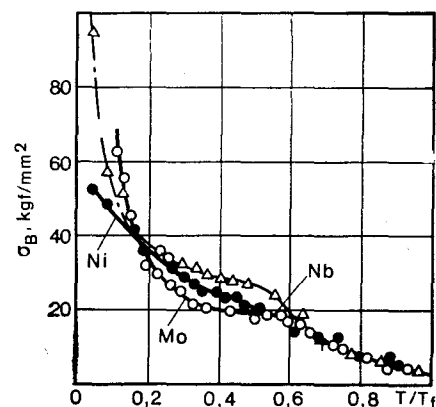


Fig. 99. Dependencia de la resistencia, con respecto a la temperatura homóloga (T/T_f), del molibdeno, niobio y níquel

Las impurezas de inserción elevan las características de resistencia en la región de 0,2—0,6 T_f . Esto se observa principalmente en el niobio y tantalio, debido a la gran solubilidad del oxígeno, nitrógeno y carbono en estos metales.

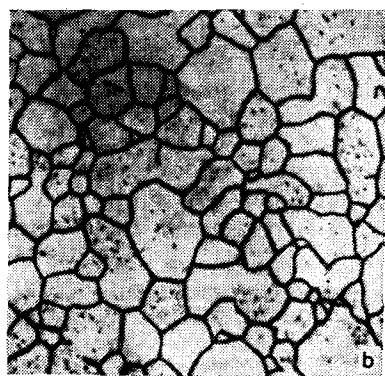


Fig. 100. Microestructura del molibdeno: a) en estado deformado, b) en estado recrystalizado

La influencia de las impurezas citadas, que se encuentran en la solución sólida, en las características de resistencia del molibdeno y del volframio es poco apreciable, porque su solubilidad es pequeña.

Deformación y recrystalización. Los materiales semiacabados de metales refractarios tienen de ordinario estructura fibrosa deformada (fig. 100). Esto se

debe a que la deformación de los metales y aleaciones refractarios en las últimas etapas de fabricación de las chapas, barras, flejes, etc., suele hacerse a la temperatura ambiente, o con calentamiento, pero a temperaturas inferiores a la de recrystalización. En estado recrystalizado todos los metales refractarios tienen la estructura poliédrica ordinaria (fig. 100). Las fibras tienen la dirección del laminado. Si se compara el niobio (o el tantalio), plástico, en los estados deformado y recrystalizado, se confirma la conocida dependencia: el metal deformado (con acritud) tiene más resistencia y menos plasticidad (tabla 67).

TABLA 66. Características mecánicas del niobio y del molibdeno deformados y recrystalizados

| Metal | Estado | σ_B , kgf/mm ² | $\sigma_{0.2}$, kgf/mm ² | δ , % | ψ , % |
|-----------|----------------|-------------------------------------|---|--------------|------------|
| Niobio | Deformado | 75 | 60 | 20 | 30 |
| | Recrystalizado | 52 | 47 | 27 | 37 |
| Molibdeno | Deformado | 75 | 67 | 30 | 40 |
| | Recrystalizado | 55 | 55 | 1 | 2 |

El umbral de fragilidad en frío del molibdeno (volframio) deformado está más abajo que el del recrystalizado (más adelante se trata de esto con más detalle), por esto la plasticidad del molibdeno deformado es más alta que la del recrystalizado (véase la tabla 66).

Si se ensayan todos los metales refractarios, incluidos el molibdeno y el niobio, pero por encima del umbral de fragilidad en frío, son extraordinariamente plásticos $\psi = 100\%$ (véase la fig. 48, t. 1).

Las características mecánicas de los metales refractarios, como las de otros metales y aleaciones, dependen del grado de deformación plástica en frío.

El efecto de la acritud sobre las características mecánicas disminuye al aumentar la temperatura de ensayo. Por ejemplo, para la aleación de molibdeno IM-2A (fig. 101) la resistencia y la plasticidad del metal deformado y del recrystalizado se hacen iguales a 1800—2000 °C.

Los elementos de aleación se introducen en los metales refractarios para elevar su resistencia a altas temperaturas.

En la fig. 102 se da la dependencia de la resistencia al cabo de 100 h, con respecto a la temperatura, de los metales puros de los grupos V y VI.

Como puede verse, la resistencia a altas temperaturas de los metales puros es relativamente pequeña. Como materiales de construcción resistentes a altas temperaturas no se utilizan por lo general los metales refractarios puros, sino aleaciones basadas en ellos.

Para los metales refractarios son aplicables las leyes generales de las aleaciones, según las cuales, el endurecimiento se consigue por medio de la formación de precipitaciones finamente dispersas, entre cuyas partículas miden distancias del orden de 100 Å, y también mediante los elementos que se hallan en solución sólida.

La posibilidad de endurecer por aleación de la solución sólida los metales de niobio y tantalio es grande, mientras que la solubilidad de la mayoría de los

elementos en el molibdeno y el volframio es pequeña y la resistencia de estos metales a altas temperaturas no puede elevarse por este procedimiento. En este caso se aplica el endurecimiento por precipitación.

El niobio y el tantalio se alean generalmente con grandes cantidades de molibdeno, titanio, volframio y otros metales, preferentemente refractarios.

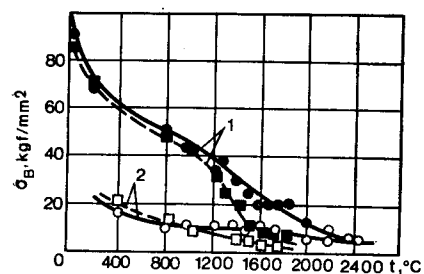


Fig. 101. Dependencia, con respecto a la temperatura, de la resistencia a la rotura de la aleación Mo-0,12% Zr en estado deformado (1) y en estado recrystalizado (2)

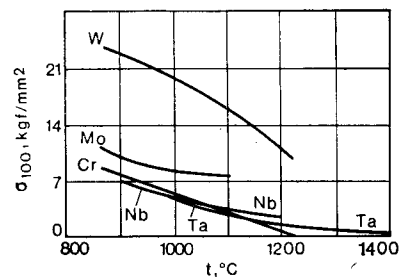


Fig. 102. Dependencia con respecto a la temperatura, de la resistencia al cabo de 100 h de cinco metales refractarios]

El molibdeno se alea con volframio y con pequeñas cantidades de titanio y circonio, que son formadores de carburos más energéticos que el molibdeno (volframio) y que forman la segunda fase de carburo con la poca cantidad de carbono que se introduce (centésimas de tanto por ciento). Esta fase, al precipitar, endurece mucho la aleación.

Las características de resistencia a altas temperaturas de las aleaciones a base de metales refractarios se dan en las tablas 67—69.

Como la resistencia de distintas aleaciones en una región determinada de altas temperaturas puede ser casi igual, al elegir una u otra para trabajos a temperaturas elevadas es frecuente guiarse por otras características. El metal más frágil, y trabajoso desde el punto de vista tecnológico, es el volframio, por esto sus aleaciones se utilizan generalmente cuando las temperaturas de trabajo superan los 2000 °C, en condiciones de un fuerte desgaste por erosión, en un medio como el uranio líquido. Las aleaciones a base de tantalio son las más caras, por lo que en el intervalo de temperaturas de 1000—1500 °C se emplean más las aleaciones de niobio y molibdeno. Las aleaciones de molibdeno son más resistentes a las altas temperaturas que las de niobio. Estas aleaciones se utilizan cuando las temperaturas son superiores a 1200 °C y a veces hasta de 2000 °C. La elección de una aleación de molibdeno o de niobio depende de las condiciones de plasticidad, soldabilidad, resistencia a la corrosión, etc. que se impongan.

4. FRAGILIDAD EN FRÍO DE LOS METALES REFRACTARIOS

A pesar de que los metales refractarios y sus aleaciones se destinan a trabajos a altas temperaturas, su fragilidad en frío, es decir, el hecho de que tengan temperatura de transición a un estado frágil tiene gran importancia tecnológica y de explotación.

En los ensayos por choque a temperaturas superiores al umbral de fragilidad en frío, la probeta no se rompe, sino que se dobla entre los apoyos del martinete. La aparición de la fragilidad al disminuir la temperatura consiste en que, en el estado recrystalizado, la ausencia de rotura antedicha se torna en rotura frágil.

TABLA 67. Características de resistencia a altas temperaturas de las aleaciones a base de niobio y de molibdeno

| Marca de la aleación | Composición, % | σ_B , kgf/mm ² | | | σ_{100} , kgf/mm ² | | | |
|------------------------------------|---------------------------|----------------------------------|---------|---------|--------------------------------------|---------|---------|---------|
| | | 1000° C | 1200° C | 1300° C | 1100° C | 1200° C | 1300° C | 1315° C |
| <i>Aleaciones a base de niobio</i> | | | | | | | | |
| Niobio | Técnicamente puro | 7,5 | 6,5 | 4,2 | 3,2 | 2,8 | — | — |
| BH-2 | 4,5Mo; <0,05C | 31—35 | 18—20 | — | 14 | — | — | — |
| BH-4 | 10Mo; 1,5Zr; 0,3C | 70 | 55 | — | 28 | — | 10 | — |
| BH-2A | 4Mo; 0,7Zr; <0,08C | 45 | 30 | — | 13 | — | — | — |
| <i>Aleaciones de molibdeno</i> | | | | | | | | |
| Molibdeno | Técnicamente puro | 19 | — | — | 8 | — | — | — |
| ММ-2А (BM-1) | 0,1Zr; 0,1Ti; 0,004C | 38 | 34 | — | 23 | 8 | — | — |
| BM-2 | 0,35Zr; 0,2Ti; 0,02C | 48 | 45 | — | 26 | 15 | — | — |
| BM-3 | 0,45Zr; 1Ti; 1,4Nb; 0,35C | — | — | 50—57 | — | — | — | 25 |
| ММ-3 | 0,3Zr; 0,02C | 55 | 50 | 40 | — | 18 | — | — |

TABLA 68. Características de resistencia a altas temperaturas de las aleaciones a base de volframio

| Marca de la aleación | Composición, % | σ_B , kgf/mm ² | | σ_{100} , kgf/mm ² | |
|----------------------|------------------------|----------------------------------|-------------|--------------------------------------|------------|
| | | 1650 °C | 1927 °C | 2204 °C | 1650 °C |
| Volframio W—Mo | Técnicamente puro 15Mo | 17,5 25,3 | 11,4 7,9 | 4,4 3,9 | 3,2 5,1 |

TABLA 69. Características de resistencia a altas temperaturas de las aleaciones a base de tantalio

| Marca de la aleación | Composición, % | σ_B , kgf/mm ² | | | σ_{100} , kgf/mm ² | |
|----------------------|-----------------------|----------------------------------|-------------|----------|--------------------------------------|----------|
| | | 1315 °C | 1650 °C | 1927 °C | 1315 °C | 1650 °C |
| Tantalio ES-60 | Técnicamente puro 10W | 6,0 27,8 | 2,5 13,5 | — 6,0 | 1,8 16,2 | — 6,0 |
| WS-222 | 10W; 2,4Hf; 0,01C | 37,8 | 16,8 | 10,0 | 19,7 | 3,4 |

gil, o sea, el trabajo de choque disminuye hasta anularse (fig. 103) y aparece una fractura que debe caracterizarse como frágil¹⁾ (fig. 104).

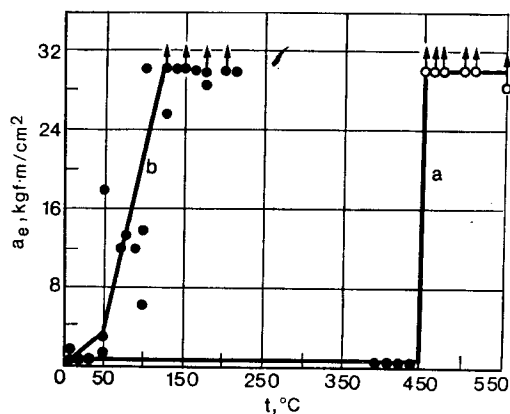


Fig. 103. Curvas «seriales» de la resiliencia del molibdeno: a, en estado recristalizado; b, en estado deformado

En una probeta deformada, el paso al estado frágil se produce en un intervalo de temperaturas en el cual parte de la probeta se desgarró (por fragilidad)



Fig. 104. Fotografía estereoscópica de la fractura frágil del molibdeno: a, fractura intercrystalina. $\times 30$; b, fractura transcrystalina. $\times 140$

y después el resto se dobla sin romperse. Cuanto más baja sea la temperatura, tanto mayor será la parte de la sección a que se extienda la rotura y únicamente cuando ésta sea totalmente frágil, la probeta se romperá en dos mitades.

¹⁾ Es interesante que el molibdeno no pueda romperse tenazmente. Por encima del umbral de fragilidad sólo se dobla, pero no se rompe, y por tracción, se estrecha (fig. 48 t. 1) hasta ser un punto, no dejando superficie de fractura. Si se forma esta última, sólo puede ser como resultado de rotura frágil. En algunas aleaciones de molibdeno, menos plásticas que el molibdeno puro, se observan superficies de fractura dúctil (cavernosa).

Es importante advertir que el umbral de fragilidad en frío del molibdeno deformado se encuentra mucho más abajo que el del recristalizado.

En virtud de esto, el molibdeno se utiliza principalmente en estado endurecido por deformación en frío.

La aleación ejerce gran influencia en el umbral de fragilidad en frío. La presencia de impurezas de inserción hace que se desplace bruscamente dicho umbral hacia la región de temperaturas más altas.

Siendo igual el grado de pureza, los metales refractarios difieren mucho entre sí (véase la fig. 97). El umbral de fragilidad en frío de los metales pertenecientes al VI grupo del sistema periódico se encuentra más alto que el de los metales del V grupo.

La causa de esta diferencia entre los dos grupos de metales (V y VI) consiste en la distinta solubilidad en ellos del hidrógeno, carbono, nitrógeno y oxígeno (véase la tabla 64).

En el niobio y tantalio de pureza técnica, las impurezas de inserción, cuando su contenido es el ordinario, se encuentran en disolución, mientras que en el molibdeno y en el volframio (debido a la poca solubilidad) están en forma de inclusiones por precipitación, es decir, de carburos, nitruros y óxidos situados en los límites de los granos o en las regiones fronterizas. Esto facilita la rotura frágil y el umbral de fragilidad del molibdeno y del volframio se desplaza mucho hacia la región de temperaturas más altas.

La depuración del metal de las impurezas de inserción hace que descienda el umbral de fragilidad en frío y es una de las vías posibles para elevar la plasticidad de los metales refractarios. La depuración a fondo de las impurezas de inserción es todavía un problema tecnológico difícil de resolver.

La disolución de elementos metálicos de sustitución en el molibdeno o en otros metales, en el caso general, empeora su plasticidad y hace que se eleve el umbral de fragilidad en frío. Pequeñas adiciones de elementos de sustitución, que hagan de desoxidantes, pueden hacer descender la temperatura de transición del estado plástico al frágil. Estos elementos son, en particular, el aluminio, cerio, titanio y circonio, cuya adición en cantidad igual a 0,1—0,5% hace descender el umbral de temperatura de fragilidad. Una aleación considerable con elementos de sustitución eleva siempre el umbral de fragilidad en frío. El renio es una excepción (*efecto del renio*), porque hace descender dicho umbral en el molibdeno, volframio y cromo (fig. 105). Para obtener una influencia positiva sensible del renio en las propiedades de un metal del VI grupo es necesario introducir este elemento en grandes cantidades (30—50%).

Como el renio es caro (su valor es 1,5 veces mayor que el del oro), este procedimiento de mejorar las aleaciones de cromo, molibdeno y volframio no se utiliza en la mayoría de los casos.

La naturaleza del *“efecto del renio”* es aún objeto de investigaciones y debates científicos.

En el umbral de fragilidad en frío ejerce gran influencia la estructura del metal y, por consiguiente, los regímenes de deformación y de tratamiento térmico.

Como la rotura frágil se debe ante todo a la presencia de impurezas de inserción en los límites de los granos, tiene mucha importancia la extensión de estos límites, es decir, el tamaño del grano. En la fig. 106 se proporcionan datos que demuestran que al disminuir el tamaño del grano desciende el umbral de fragilidad en frío del niobio, molibdeno y volframio.

El umbral de fragilidad en frío de los metales refractarios en estado recristalizado, por regla general, es mucho más elevado que en estado de deformación. La dificultad para soldar el molibdeno y el volframio es debida precisamente a esto: la zona de metal fundido y recristalizado que se forma durante la soldadura, se hace frágil, a consecuencia de que el umbral de fragilidad en frío del metal de

la junta soldada se encuentra más alto ¹⁾ que el del metal base, deformado. Por lo tanto, el problema de la creación de aleaciones refractarias soldables a base

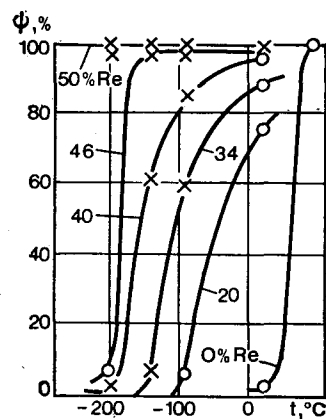


Fig. 105. Variación de la plasticidad del molibdeno al disminuir la temperatura, siendo distinto el contenido de renio

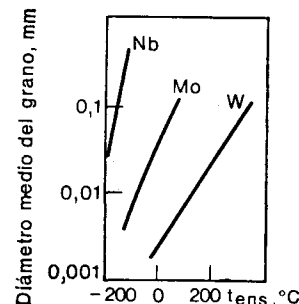


Fig. 106. Influencia del tamaño del grano en la temperatura de transición de los metales refractarios del estado plástico al frágil

de molibdeno y volframio se reduce a obtener aleaciones que en estado fundido y recristalizado tengan el umbral de fragilidad en frío por debajo de la temperatura ambiente.

5. RESISTENCIA Y PROTECCIÓN CONTRA LA OXIDACIÓN

El principal inconveniente de la mayoría de los metales refractarios es su baja resistencia a la oxidación. El cromo es una excepción, aunque su resistencia a la oxidación a altas temperaturas es menor que la de las aleaciones cromo-níquel.

Las investigaciones han puesto de manifiesto que la oxidación del molibdeno es seis veces más intensa que la del volframio, y la de éste, tres veces más intensa que la del niobio y el tantalio (fig. 107). Estas velocidades tan grandes de oxidación del molibdeno y del volframio se explican porque la temperatura de fusión de los óxidos MoO_3 y WO_3 es baja (795°C para el MoO_3). Los óxidos Nb_2O_5 y Ta_2O_5 son estables hasta 1370°C . No obstante, como resultado de la gran solubilidad del oxígeno en el niobio y tantalio, se produce una considerable saturación de sus capas superficiales con oxígeno, y consecuencia de esto es una sensible variación de las propiedades del metal.

Se han llevado a cabo numerosas investigaciones para encontrar aleaciones a base de molibdeno o de niobio resistentes a la oxidación a elevadas temperaturas. Pero estos intentos han sido poco fructuosos, ya que para obtener un efecto más o menos apreciable de disminución de la oxidación hay que introducir una gran cantidad de elemento de aleación, lo que empeora bastante la plasticidad tecnológica y, por lo general, hace descender la temperatura de fusión y, por consiguiente, la resistencia a la oxidación a elevadas temperaturas. Además,

¹⁾ Por encima de la temperatura ambiente.

aunque para el molibdeno, por ejemplo, se logra disminuir la velocidad de oxidación en 100 veces, los valores absolutos de la resistencia a la oxidación a altas temperaturas siguen siendo muy inferiores a los de las aleaciones del sistema Fe-Ni.

La comparación de las velocidades de oxidación de los materiales considerados muestra que si las aleaciones a base de niobio aún pueden emplearse en grado limitado en un medio oxidante, las de molibdeno no sirven para este trabajo.

Desde hace mucho tiempo se buscan recubrimientos superficiales de protección para los metales refractarios. Se ha elaborado una serie de recubrimientos metálicos, intermetálicos y cerámicos de protección contra la oxidación.

Para el molibdeno y el volframio se considera que los mejores recubrimientos son los de siliciuro (MoSi_2 , WSi_2) por termodifusión. También se emplean recubrimientos de nicromo.

Los recubrimientos de siliciuro, como ya hemos dicho, son los mejores para el volframio. Estos recubrimientos aseguran protección contra la oxidación durante 10 h a 1820°C .

Los recubrimientos superficiales suelen ser limitados, sobre todo en las piezas de corto plazo de servicio (ya que por lo general, sólo sirven una vez). Los ciclos de calentamiento y enfriamiento, debido a que los coeficientes de dilatación lineal del metal base y del recubrimiento son distintos, ocasionan la exfoliación del último, el desarrollo en él de grietas superficiales y la pérdida de sus propiedades protectoras.

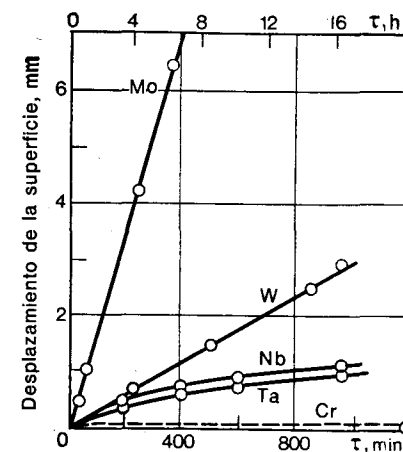


Fig. 107. Curvas comparativas de la oxidación en el aire, a 1039°C , de diversos metales refractarios (E. M. Savitski)

Los metales refractarios se emplean mucho para trabajos a altas temperaturas, pero no en medios oxidantes, sino en el vacío, en hidrógeno o en gases inertes.

6. RESISTENCIA A LA CORROSIÓN

A pesar de su poca resistencia a la oxidación (corrosión gaseosa), a altas temperaturas, todos los metales refractarios son extraordinariamente resistentes a la acción de los ácidos.

En ácido sulfúrico hirviendo — uno de los más activos —, el acero al cromo níquel-molibdeno resistente a los ácidos puede servir si la concentración de H_2SO_4 es de hasta el 5%; la aleación Hastelloy (80% de Ni, 20% de Mo), si la concentración llega hasta el 20%, y el tantalio no sufre corrosión en este medio con concentraciones de hasta el 80% (véase la fig. 82).

De los materiales refractarios, el tantalio es el más resistente a la acción de los ácidos. El niobio supera en esta resistencia a las aleaciones a base de hierro y níquel, pero es superado a su vez por el tantalio.

La utilización del niobio en vez del tantalio es interesante, por ser más barato (en comparación con el tantalio). Ligando el niobio pueden encontrarse aleaciones tecnológicas cuya resistencia a la corrosión se aproxima a la del tantalio.

La adición de molibdeno y tantalio al niobio mejora su resistencia anticorrosiva. Como el alto contenido de molibdeno ¹⁾ hace que disminuya la plasticidad tecnológica, resulta tener mejores perspectivas la aleación del niobio con el

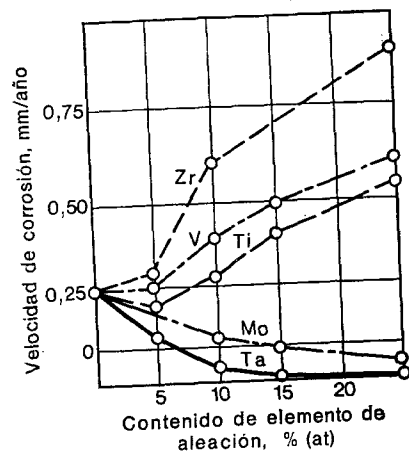


Fig. 108. Influencia de los elementos de aleación en la resistencia a la corrosión del niobio, en ácido sulfúrico al 40% hirviendo (autor)

no y del volframio en esta rama de la industria. No obstante, los aparatos químicos pueden hacerse, no de chapas de molibdeno puro, sino de bimetálico, es decir, de acero + molibdeno (este último como recubrimiento). Estas chapas bimetálicas no sólo son dos o tres veces más baratas que las de molibdeno, sino que además tienen gran plasticidad.

Debe tenerse en cuenta que la resistencia a la corrosión en los ácidos fuertes está determinada principalmente por la composición química de la aleación y depende poco de su estructura y del procedimiento de fabricación.

Las aleaciones refractarias, y en primer lugar el tantalio, la aleación de niobio con tantalio y en casos aislados el molibdeno, son los materiales metálicos más resistentes a la acción de los ácidos. Su aplicación es conveniente sobre todo en aquellos medios en que otros materiales no resisten la corrosión. Estos medios son: los ácidos inorgánicos fuertes a temperaturas elevadas y ciertos medios industriales.

A pesar del alto precio de los materiales refractarios, en comparación con los materiales resistentes a la corrosión como el acero inoxidable de alta aleación o la aleación Hastelloy, el uso de las aleaciones Ta—Nb se justifica desde el punto de vista económico,

¹⁾ Para elevar sensiblemente la resistencia a la corrosión del niobio hay que introducir una cantidad considerable de molibdeno.

²⁾ El titanio se introduce para disminuir el coste y la densidad y para mejorar las cualidades tecnológicas.

ya que, en virtud de su alta resistencia a la corrosión, los aparatos químicos fabricados con ellos pueden explotarse durante todo su plazo de servicio sin cambiar el recubrimiento.

Bibliografía

- L. Northcott, "Molibdenum". London, 1956.
 High temperature materials. Proceedings of a Technical Conference, Cleveland, Ohio, April 26—27, 1961. New-York-London, 1963.
 D. A. Prokoshkin y B. V. Vasilieva, "Aleaciones de niobio". Moscú, NAUKA, 1964.
 E. M. Savitski y G. S. Burjánov, "Metalografía de los metales y aleaciones refractarios". Moscú, NAUKA, 1967.
 R. Kieffer, H. Braun, "Vanadin-Niob-Tantal". Die Metallurgie der reinen Metalle und ihrer Legierungen. Berlin-Göttingen-Heidelberg, 1963.
 T. E. Tietz, J. W. Wilson, "Behavior and Properties of Refractory Metals", California, 1965.
 R. B. Kotiél'nikov, S. N. Bashlykov, Z. G. Galiakbárov y A. I. Kashtánov, "Elementos extraordinariamente refractarios y sus combinaciones". Manual. Moscú, METALLURGUIA, 1969.
 Yu. V. Efímov, V. V. Barón y E. M. Savitski, "Vanadio y sus aleaciones", Moscú, NAUKA, 1969.
 N. N. Morgunov, B. A. Klipin, V. A. Boiárshinov y otros, "Aleaciones de molibdeno". Moscú, METALLURGUIA, 1975.
 A. P. Gulíáev, "Aleaciones de alta corrosividad de metales refractarios". Moscú, NAUKA, 1982.

CAPÍTULO XXIII

ALEACIONES CON PROPIEDADES TÉRMICAS Y ELÁSTICAS ESPECIALES

1. LEYES DE LA DILATACIÓN DE LOS METALES Y ALEACIONES. ALEACIONES CON VALOR DADO DE LA DILATACIÓN

En la industria de aparatos de precisión se necesitan en una serie de casos aleaciones con propiedades muy diversas, por ejemplo, aleaciones cuyo coeficiente de dilatación lineal sea igual al del vidrio, o nulo, o muy grande, etc. Para poder satisfacer estas condiciones, en cada caso concreto se fabrican aleaciones de composición rigurosamente determinada. Estas aleaciones, lo mismo que las magnéticas y las electrotécnicas, suelen llamarse *aleaciones de precisión*.

Esta denominación se debe a que la composición de dichas aleaciones debe ser exacta: la desviación en las oscilaciones del contenido de los elementos de aleación es muy pequeña ya que con esto se asegura la obtención de las propiedades óptimas. Las aleaciones de precisión (excepto el metal para transformadores) se fabrican en cantidades muy pequeñas, por procedimientos parecidos a los que se emplean en los laboratorios para hacer las aleaciones.

La dependencia de la dilatación del metal, con respecto a la temperatura de calentamiento, tiene carácter curvilíneo (fig. 109).

El coeficiente de dilatación lineal α aumenta al elevarse la temperatura: $\alpha_{t_1} < \alpha_{t_2}$ si $t_1 < t_2$.

En la tabla 70 se dan los valores de los coeficientes de dilatación lineal de algunos metales a diversas temperaturas.

TABLA 70. Coeficiente de dilatación lineal de algunos metales

| Metal | $\alpha \cdot 10^6$ a la temperatura de, °C | | | | |
|----------|---|------|------|------|------|
| | 0 | 100 | 200 | 600 | 800 |
| Hierro | 11,3 | 12,2 | 12,7 | 14,5 | 14,8 |
| Cobre | 16,7 | 17,0 | 17,4 | 18,8 | 19,6 |
| Aluminio | 22,8 | 23,7 | 24,5 | 27,9 | — |
| Níquel | 13,4 | 13,6 | 14,0 | 15,6 | 16,1 |
| Cobalto | 12,0 | 12,5 | 13,0 | — | — |
| Platino | 8,9 | 9,1 | 9,2 | 9,7 | 9,9 |

La introducción en el metal de un segundo componente hace que varíe el coeficiente de dilatación lineal del modo siguiente: a) si ambos componentes forman una mezcla mecánica, el coeficiente variará de un modo aditivo; b) si

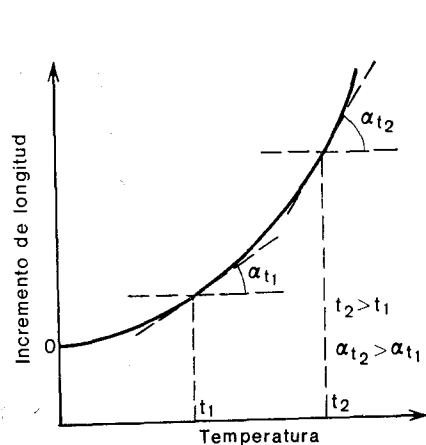


Fig. 109. Curva de dilatación de las aleaciones al elevarse la temperatura

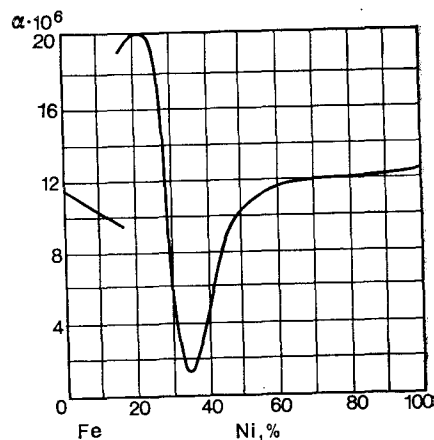


Fig. 110. Coeficiente de dilatación lineal de las aleaciones Fe—Ni (Shevenar)

los componentes forman una solución sólida, el coeficiente varía de acuerdo con una dependencia curvilínea, pero dentro de los límites determinados por los coeficientes de dilatación lineal de los componentes puros.

Existen, sin embargo, dos sistemas anómalos: el Fe—Ni y el Fe—Pt, en los cuales la variación del coeficiente de dilatación lineal de los elementos no cumple las reglas generales. En las aleaciones hierro-níquel, cuando se añade níquel, los coeficientes de dilatación lineal varían según una dependencia compleja ¹⁾ (fig. 110). En este diagrama puede verse que el coeficiente del hierro es

¹⁾ La interrupción de la curva en la fig. 110 corresponde al paso de la solución sólida α a la solución sólida γ .

$\alpha = 11,3 \cdot 10^{-6}$. La aleación con el 25% de Ni tiene un coeficiente casi dos veces mayor ($\alpha = 20 \cdot 10^{-6}$). Y la aleación con el 36% de Ni tiene el coeficiente ocho veces menor ($\alpha = 1,5 \cdot 10^{-6}$).

Ligando el hierro con distintas cantidades de níquel se pueden obtener aleaciones con diferentes coeficientes de dilatación lineal.

La aleación con el 36% de Ni se llama "invar" (invariable). y puede considerarse que prácticamente no se dilata. Esta aleación se emplea en muchos aparatos para piezas cuyas dimensiones no deben alterarse al variar la temperatura.

Hay que tener en cuenta que el pequeño coeficiente de dilatación lineal del invar sólo se conserva en el intervalo de -80 a $+100$ °C; por encima y por debajo de este intervalo dicho coeficiente aumenta bruscamente.

La aleación con el 42% de Ni se caracteriza por tener constante el coeficiente de dilatación lineal (alrededor de $7,5 \cdot 10^{-6}$) en el intervalo de 20 a 200 °C; fuera de este intervalo de temperaturas su coeficiente aumenta, es decir, la aleación se dilata más intensamente (fig. 111). En otras palabras, para las aleaciones del sistema Fe—Ni existe un intervalo de temperaturas dentro de cuyos límites el coeficiente de dilatación lineal permanece constante. La temperatura superior de este intervalo ¹⁾ es tanto más elevada, cuanto mayor es el contenido de níquel de la aleación (fig. 111).

La tabla 71 da la composición química y los coeficientes de dilatación lineal, reglamentados por las condiciones técnicas, de varias aleaciones de "invar".

TABLA 71. Composición y propiedades térmicas de las aleaciones "invar"

| Nombre de la aleación | Marca de la aleación | Contenido (aproximado) de elementos ¹ , % | | Propiedades térmicas | |
|-----------------------|----------------------|--|-----|--|---|
| | | Ni | Co | Coeficiente de dilatación lineal, $\alpha \cdot 10^{-6}$ | Intervalo de temperaturas de medición, °C |
| Invar | H36 | 36 | — | 1,5 | 20—100 |
| Supervinvar | H31K6 | 30—34 | 4—6 | 1,0 | 20—60 |
| Platinin | H48 | 48 | — | 9,0 | 20—300 |

¹ El resto es hierro.

De las aleaciones incluidas en la tabla 71, la que más se emplea es la H36. Para el invar es característica cierta inestabilidad de las dimensiones con el tiempo: al principio, después de hechas las piezas, sus dimensiones disminuyen,

¹⁾ La temperatura a la cual aumenta bruscamente el coeficiente de dilatación lineal de la aleación Fe—Ni coincide con el punto de Curie de esta aleación. de la aleación (fig. 111).

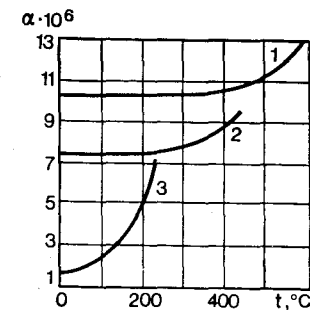


Fig. 111. Coeficiente de dilatación lineal de las aleaciones Fe—Ni a distintas temperaturas. Contenido de níquel en %: 1, 50; 2, 42; 3, 36

y después aumentan ¹⁾. La estabilización de las dimensiones de las piezas se consigue por medio del tratamiento térmico, que elimina las tensiones residuales, ya que la inestabilidad dimensional indicada es debida a la relajación de estas tensiones, adquiridas en los tratamientos anteriores.

Como resultado de la sustitución de parte del níquel por cobalto, se obtiene la aleación llamada "superinvar", cuyo coeficiente de dilatación lineal es aún menor que el del invar simple.

Combinando el contenido de níquel y de cobalto se obtienen aleaciones llamadas "kovars" ²⁾, que contienen el 29% de Ni y el 18% de Co. El coeficiente de dilatación lineal de esta aleación tiene distinto valor.

Esta aleación se utiliza para soldarla con vidrios de molibdeno, cada marca del cual tiene un coeficiente de dilatación lineal diferente.

La aleación con el 48% de Ni tiene el coeficiente de dilatación lineal igual a $9 \cdot 10^{-6}$, es decir, lo mismo que el vidrio habitual y el platino (véase la tabla 71). Esta aleación recibió el nombre de "platinin" y se utiliza para soldar el metal con el vidrio.

2. ALEACIONES CON MÓDULO DE ELASTICIDAD CONSTANTE

En una serie de casos se requiere un metal con módulos de elasticidad (E , G) constantes, es decir, que no varíen con la temperatura, para hacer los muelles de diversos aparatos de precisión, diapasones, etc. En este caso se emplean las aleaciones llamadas "elinvars" (elasticidad invariable), que contienen alrededor del 36% de Ni, el 8% de Cr y el resto de hierro.

El coeficiente de temperatura del módulo normal de elasticidad de estas aleaciones oscila entre los límites de $18-23 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}$. El coeficiente de estas aleaciones es proxímadamente diez veces menor que el del acero al carbono y 20 veces menor que el del acero austenítico.

La composición de las marcas concretas de "elinvars" y de otras aleaciones industriales con bajo coeficiente de temperatura del módulo de elasticidad se da en la tabla 72.

TABLA 72. Composición (%) de las aleaciones con bajo coeficiente de temperatura del módulo de elasticidad

| Nombre | Marca de la aleación | C | Cr | Ni | W | Mn | Resto |
|-----------|----------------------|-----------|---------|-----------|-----|---------|----------------------|
| Elinvar | ЭИ25 | 0,4 | 7,3—8,3 | 36,5—38,5 | — | 0,3—0,8 | — |
| Elinvar | ЭИ574 | 0,7—0,8 | 7,0—9,0 | 33—35 | 2—4 | 2,0—3,0 | — |
| | H35XMB | 1,14—1,26 | 8,5—9,5 | 34,3—35,7 | 2—4 | 0,8—0,9 | 1,8—2,2Mo |
| Ni-Span-C | — | <0,06 | 5,1—5,7 | 41—43 | — | 0,3—0,6 | 2—2,6Ti 0,4—0,8Al |

¹⁾ Estas variaciones son muy pequeñas en magnitud absoluta, pero tratándose de piezas de invar, cuyas dimensiones no deben variar en absoluto, esto puede tener gran importancia.

²⁾ Desleal.

El coeficiente de temperatura del módulo normal de elasticidad de la aleación H35XMB es tan pequeño, que asegura, por ejemplo, que el error en la marcha de un reloj, debido a la temperatura, sea del orden de 0,5 s por día y por $1 \text{ } ^\circ\text{C}$ ¹⁾.

Bibliografía

A. G. Rajshadt, "Aceros y aleaciones para muelles". Moscú, METALLURGUIA, 1971.

"Aleaciones de precisión con propiedades especiales de dilatación y de elasticidad". Manual. Moscú, STANDARTI, 1972.

"Aleaciones de precisión". Manual revisado por B. V. Molotilov. Moscú, METALLURGUIA, 1974.

CAPÍTULO XXIV

ACEROS Y ALEACIONES MAGNÉTICOS

1. PRINCIPALES CARACTERÍSTICAS MAGNÉTICAS DE LOS METALES

De todos los metales, solamente tres (hierro, cobalto y níquel) poseen ferromagnetismo ²⁾, es decir, aptitud para condensar considerablemente las líneas de fuerza magnéticas, lo cual se caracteriza por la permeabilidad magnética. La permeabilidad magnética relativa de los metales ferromagnéticos alcanza decenas y centenares de miles de unidades; para los demás es igual aproximadamente a la unidad.

Como sabemos, una sustancia cuya permeabilidad magnética relativa es algo mayor que la unidad, se llama paramagnética, y si es menor que la unidad, diamagnética.

La principal información acerca de las propiedades magnéticas la dan las curvas de magnetización que reproduce la fig. 112. La curva 2 es la de primera imanación, y la 1 muestra cómo varía la inducción magnética en dependencia de la intensidad del campo en la siguiente imanación y desimanación. La superficie limitada por esta curva (ciclo de histéresis) representa las llamadas pérdidas por histéresis, es decir, la energía que se gasta en la magnetización. Las características magnéticas más importantes, que se determinan por la curva de magnetización, son las siguientes:

La inducción remanente, B_r , que es la inducción magnética que queda en la probeta después de imanarla y de retirar el campo magnético (se mide en gauss o gausios, Gs).

La fuerza coercitiva, H_c , o intensidad del campo que debe aplicarse a la probeta para desmagnetizarla (se mide en oersted o orstedios, Oe).

¹⁾ Es decir, que si la temperatura varía en $1 \text{ } ^\circ\text{C}$, el reloj adelantará o atrasará 0,5 s, como máximo, al día.

²⁾ El gadolinio, elemento de las tierras raras, también posee ferromagnetismo a temperaturas inferiores a $0 \text{ } ^\circ\text{C}$.

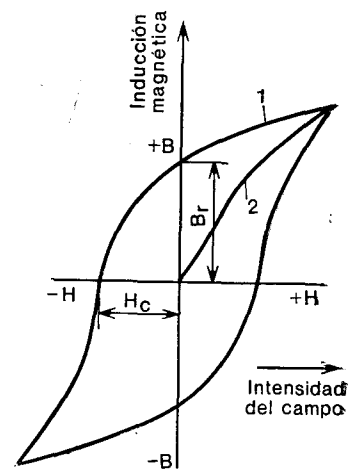


Fig. 112. Curva de magnetización: 1, ciclo de histéresis; 2, curva de primera imanación

Como se ve por la marcha de la curva de primera imanación, la intensidad de la magnetización cambia al variar la intensidad del campo. La intensidad de magnetización es proporcional a la tangente del ángulo de inclinación de la tangente geométrica a la curva de primera imanación e igual numéricamente a la relación B/H .

La intensidad de magnetización se llama *permeabilidad magnética*; la permeabilidad magnética en campos muy débiles recibe el nombre de *permeabilidad magnética inicial*; la dimensión de la permeabilidad magnética es Gs/Oe .

Las aleaciones magnéticas se subdividen en dos grupos, que difieren mucho por la forma de la curva de histéresis y por los valores de las principales características magnéticas. Al primer

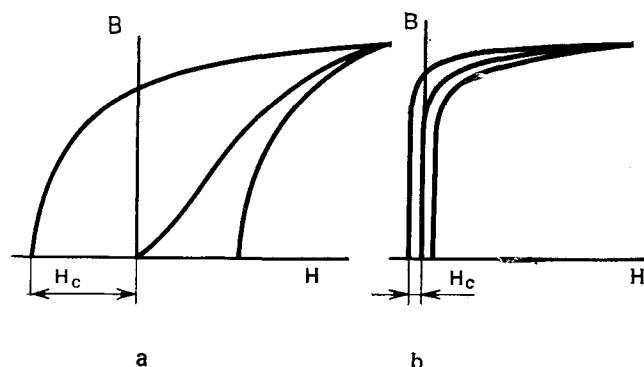


Fig. 113. Curva de histéresis de una aleación magnéticamente dura (a) y de una aleación magnéticamente blanda (b)

grupo pertenecen las aleaciones magnéticas duras (fig. 113, a) que se caracterizan sobre todo por tener un valor grande de H_c y que se emplean para hacer imanes permanentes.

Del segundo grupo son las aleaciones magnéticas blandas (fig. 113, b), cuya característica es tener un valor pequeño de H_c y pocas pérdidas por histéresis. Se utilizan como aleaciones sometidas a imanación alterna (por ejemplo, para núcleos de transformadores).

Forman un grupo especial las aleaciones que tienen una alta permeabilidad magnética inicial, las cuales deben imanarse intensamente en campos débiles.

La aleación del metal provoca la elevación de la dureza magnética.

Si sólo se forma solución sólida (en el hierro o en otro metal ferromagnético), la dureza magnética (es decir, la fuerza coercitiva) aumenta poco; en cambio, si se forma segunda fase, por alear en cantidad mayor al límite de solubilidad, la fuerza coercitiva aumenta activamente. Cuanto mayor sea la dispersión de la segunda fase en la aleación, tanto mayor será su fuerza coercitiva.

Las tensiones en la red debidas al endurecimiento por deformación en frío o a las transformaciones de fase, afinamiento del grano u otras desviaciones del estado de equilibrio hacen que aumen-

te la fuerza coercitiva. Esto quiere decir que las variaciones de la estructura que provocan la elevación de la dureza mecánica, elevan también la dureza magnética (fuerza coercitiva). Esto justifica la utilización del término dureza magnética.

2. ACEROS Y ALEACIONES PARA IMANES PERMANENTES (ALEACIONES MAGNÉTICAS DURAS)

De los materiales para imanes permanentes se requiere un alto valor de la fuerza coercitiva y de la inducción remanente y que no pierdan magnetismo con el tiempo. Las demás características magnéticas no tienen importancia práctica para este grupo de aleaciones. Veamos qué aleaciones de gran fuerza coercitiva se utilizan para imanes permanentes.

El *acero al carbono* se emplea para hacer imanes de pequeñas dimensiones. Con este fin se utiliza de ordinario acero Y10—Y12,

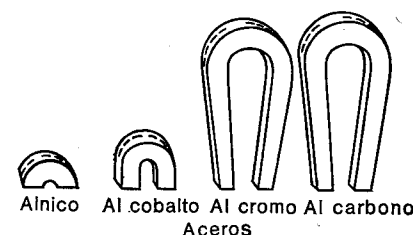


Fig. 114. Tamaño de los imanes de igual potencia magnética abricados con distintos materiales

el cual, después de templado, tiene $H_c = 60-65$ Oe y $B_r = 8000-8500$ Gs.

El *acero al cromo* (1% de C y 1,5 ó 3% de Cr) tiene aproximadamente las mismas propiedades magnéticas que el acero al carbono. Estos aceros poseen una templabilidad mucho mayor y por esto pueden hacerse con ellos imanes de grandes dimensiones.

Los *aceros al cobalto* (que además de cromo contienen el 5 ó 15% de Co) tienen propiedades magnéticas más altas (H_c de 100 a 170 Oe y B_r de 8000 a 8500 Gs) que otros aceros.

Sin embargo, el hecho de que el cobalto escasee y de que en las aleaciones Fe—Ni—Al (menos escasas) se consigan propiedades magnéticas aún más elevadas, ha limitado el empleo de los aceros al cobalto.

En las *aleaciones Fe—Ni—Al* (11—14% de Al; 22—34% de Ni y el resto de hierro, llamadas "*alnico*" o ЮНДК) puede obtenerse una fuerza coercitiva de 400—500 Oe con una inducción remanente de 6000—7000 Gs. Estas propiedades magnéticas tan elevadas permiten hacer potentes imanes de dimensiones y masa muy pequeñas, lo que tiene gran importancia para la construcción de aparatos de precisión (fig. 114).

Examinemos con más detenimiento las marcas concretas de aceros y aleaciones que se utilizan en la industria para fabricar imanes, y los regímenes de tratamiento térmico que proporcionan el estado estructural de mejores características magnéticas¹⁾.

Empezemos por conocer los aceros (tabla 73).

Para conseguir buenas propiedades magnéticas, los aceros se someten a un tratamiento térmico complejo, consistente en el normalizado previo (temple al aire), el temple desde la temperatura ordinaria, en agua o en aceite, y un revenido a baja temperatura (preferiblemente después de tratados a temperaturas bajo cero).

Los regímenes de tratamiento térmico y las características magnéticas que garantizan se dan en la tabla 74.

El primer temple (o normalización) desde alta temperatura, al aire, se necesita para disolver las inclusiones grandes de las fases de carburos, que pueden formarse en el recocido precedente y que con el calentamiento normal de temple (indicado en la tercera columna de la tabla 74) pueden no disolverse en la austenita, lo cual no aseguraría la obtención de las características magnéticas altas.

El tratamiento a temperatura bajo cero elimina la austenita residual para magnética y con ello eleva las características magnéticas; el revenido a 100 °C, aunque disminuye un poco la fuerza coercitiva, estabiliza su magnitud en el tiempo.

Los imanes de acero se fabrican lo mismo que otras piezas, es decir, se forjan, después se someten a recocido y se mecanizan.

Como ya hemos dicho, mejores propiedades magnéticas pueden obtenerse en las aleaciones Fe—Ni—Al, pero estas aleaciones no pueden mecanizarse, por lo que los imanes hay que hacerlos de fundición o por el procedimiento metalocerámico y rectificarlos después.

Se ha demostrado experimentalmente que la fuerza coercitiva de las aleaciones Fe—Ni—Al con distinto contenido tiene su máximo aproximadamente con el 13% de Al, siendo tanto más elevado el valor absoluto de dicha fuerza, cuanto mayor es el contenido de níquel en la aleación; en las aleaciones con el 30% de Ni, la fuerza coercitiva llega a 650 Oe.

La inducción remanente disminuye al aumentar el contenido de níquel, aunque la energía magnética (producto de $H \times B$) máxima aumenta hasta llegar al 28% de Ni. Por esto se emplean en la práctica aleaciones Fe—Ni—Al con el 12—13% de Al y distintos contenidos (en dependencia de los valores que se requieran de las características magnéticas) de níquel²⁾. La composición de las aleaciones industriales se da en la tabla 75).

La fuerza coercitiva extraordinariamente grande. Fe—Ni—Al y su comportamiento especial al ser tratadas térmicamente, han sido objeto de estudio en más de una ocasión. En una serie de casos, las aleaciones alcanzan ya su fuerza coercitiva máxima en estado de fundición y después del calentamiento entre 1000 °C y el punto de fusión y del enfriamiento siguiente con velocidad reglamentada (por ejemplo, 10—20 °C por segundo) (fig. 115, a). Al mismo tiempo, como resultado del temple brusco se obtiene una fuerza coercitiva menor, que con el revenido no se consigue elevar hasta los valores que se logran en el temple con velocidad de enfriamiento media (fig. 115, b). La velocidad de enfriamiento que asegura la obtención de la fuerza coercitiva máxima se llama velocidad crítica de enfriamiento.

Según los criterios modernos, la obtención de la gran fuerza coercitiva en el temple debe considerarse relacionada con el proceso de descomposición de la solución sólida monofásica que existe en las aleaciones Fe—Ni—Al a altas temperaturas (después del calentamiento de temple).

¹⁾ En este caso, de mayor fuerza coercitiva.

²⁾ Característica magnéticas más elevadas que las indicadas en la tabla 73 pueden obtenerse en el acero con el 30% de Co ($H_c = 250$ Oe) y en las aleaciones sin carbono que endurecen por precipitación, de los sistemas Fe—Mo, Fe—V—Co o Fe—Mo—Co. Su alto contenido de elementos escasos (del orden del 30—40% de cobalto y de molibdeno) ha hecho que no resulte conveniente desde el punto de vista económico la utilización de estas aleaciones, sobre todo después de ser descubiertas por Mishima las aleaciones Fe—Ni—Al de gran fuerza coercitiva.

TABLA 73. Composición de los aceros para imanes permanentes, %
(GOST 6862—71)

| Marca del acero | C | Cr | Resto |
|-----------------|-----------|----------|--------------------------|
| EX | 0,95—1,10 | 1,3—1,6 | — |
| EX3 | 0,90—1,10 | 2,8—3,6 | — |
| E7B6 | 0,68—0,78 | 0,3—0,5 | 5,2—6,2W |
| EX5K5 | 0,90—1,05 | 5,5—6,5 | 5,5—6,5Co |
| EX9K15M | 0,90—1,05 | 8,0—10,0 | 1,2—1,7Mo 13,5—16,5Co |

Observación. El contenido de impurezas casuales (permanentes) se reduce a los siguientes límites superiores; 0,4% de Mn y Si; 0,03% de S y P, 0,3% de Ni (en las dos marcas últimas 0,6%).

TABLA 74. Tratamiento térmico y características de los aceros magnéticos (GOST 6862—71)

| Marca del acero | Tratamiento térmico, °C | | Características magnéticas (mínimas) | |
|-----------------|-----------------------------------|------------------------|--------------------------------------|------------------------------|
| | 1er temple, al aire (normalizado) | 2º temple ¹ | inducción residual B_r , Gs | fuerza coercitiva H_c , Oe |
| EX3 | 1050 | 840—860 | 9500 | 60 |
| E7B6 | 1200—1250 | 820—860 | 10000 | 60 |
| EX5K5 | 1150—1200 | 930—950 | 8500 | 90 |
| EX9K15M | 1200—1230 | 1030—1050 | 8000 | 150 |

¹ Después del temple se tratan a la temperatura de —70 °C y se revienen a 100 °C.

TABLA 75. Composición y características de las aleaciones magnéticas fundidas Fe—Ni—Al

| Nombre | Marca | Contenido de elementos ¹⁾ , % | | | | | Características magnéticas (mínimas) | | |
|-----------|--------|--|------|----|-----|------|--------------------------------------|-----------------------|--|
| | | Ni | Al | Co | Cu | Si | inducción residual, Gs | fuerza coercitiva, Oe | energía magnética máxima, Gs·Oe×10 ⁻⁶ |
| Alni 1 | ЮН1 | 22 | 11 | — | — | 0,15 | 7000 | 250 | 0,7 |
| Alni 2 | ЮН2 | 24,5 | 13,0 | — | 3,5 | 0,15 | 6000 | 430 | 0,35 |
| Alni 3 | ЮН3 | 23,5 | 15,5 | — | 4 | 0,15 | 5000 | 500 | 0,9 |
| Alnisi | ЮНС | 33 | 13,5 | — | — | 1,0 | 4000 | 750 | 1,0 |
| Alnico | ЮНДК12 | 18 | 10 | 12 | 6 | 0,15 | 6800 | 500 | 1,4 |
| Alnico 15 | ЮНДК15 | 20 | 9 | 15 | 4 | 0,15 | 7500 | 600 | 1,5 |
| Alnico 18 | ЮНДК18 | 19 | 10 | 18 | 3 | 0,15 | 9000 | 650 | 1,7 |
| Magnico | ЮНДК24 | 13,5 | 9 | 24 | 3 | 0,15 | 12300 | 500 | 1,9 |

¹⁾ El resto de hierro

La aleación monofásica (fase β) inicial con red de cubo centrado en el cuerpo se descompone totalmente durante el proceso de enfriamiento desde alta temperatura, formándose las fases ferromagnéticas altamente dispersas β_1 y β_2 , que también tienen redes cristalinas centradas en el cuerpo. Por su composición química estas fases difieren bastante: la fase β_1 se aproxima al hierro; la β_2 es una solución sólida a base del compuesto químico NiAl. Ambas fases tienen estructura cristalina ordenada.

Como las redes de ambas fases son del mismo tipo y sus parámetros son próximos entre sí, entre ellas se conserva el sólido enlace coherente y el estado de tensión en las superficies interfásicas propio de este género de enlace.

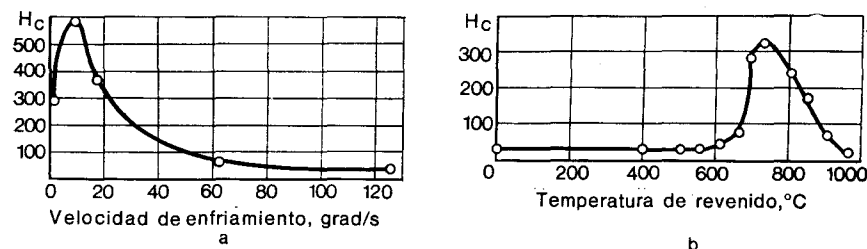


Fig. 115. Fuerza coercitiva de la aleación Fe—Ni—Al (27,4% de Ni; 14,7% de Al): a, en dependencia de la velocidad de enfriamiento durante el temple desde 1250°C; b, en dependencia de la temperatura de revenido (B. G. Livshits)

Este tipo de estructura heterogénea, constituida por las fases β_1 y β_2 sin que se altere el enlace coherente, posee la fuerza coercitiva más elevada.

Así, pues, la obtención del estado de gran fuerza coercitiva se reduce a dividir la fase β inicial en las fases coherentes y altamente dispersas β_1 y β_2 , lo que hace que aparezcan grandes tensiones, se deformen las redes cristalinas de las fases y se dividan los bloques de la estructura en mosaico. Para que este proceso transcurra lo más eficazmente posible es necesario que la descomposición de la fase sea escalonada. B. G. Livshits indica que hay dos intervalos de temperatura en esta descomposición por etapas. En el intervalo superior (900—800°C) se efectúa un proceso preparatorio, y en el inferior (700—600°C) finaliza con bastante plenitud el proceso de descomposición por precipitación.

Este estado de la aleación no puede lograrse con el temple brusco y el revenido, ya que el primer fija completamente el estado de fase β y no deja que transcurran los procesos preparatorios; por consiguiente, en el revenido que sigue (700—600°C) sólo puede observarse la segunda etapa de la descomposición y la fuerza coercitiva no alcanza su valor máximo.

Las propiedades magnéticas de las aleaciones Ni—Al dependen mucho de la masa del imán y de su composición química. Cuanto mayor sea la masa del imán, tanto más lentamente, para una composición química dada, habrá que enfriarlo para que no se agriete. Pero en este caso puede ocurrir que la velocidad de enfriamiento resulte ser menor que la "crítica" y que las características magnéticas no alcancen su valor máximo.

Las características magnéticas más elevadas se consiguen cuando la composición es del 27—32% de Ni y el 12—14% de Al (el resto de hierro). El níquel hace que aumente la velocidad crítica de enfriamiento, y el aluminio que disminuya.

También se emplean aleaciones Ni—Al con adición de silicio (1—2%). Estas aleaciones tienen una fuerza coercitiva muy grande (de hasta 640 Oe) con una inducción moderada (400—500 Gs) y con velocidad crítica de enfriamiento reducida, lo que tiene mucha importancia para fabricar imanes pesados. La adición de cobre a las aleaciones Fe—Ni—Al permite sustituir parcialmente el níquel, que es caro, y mejorar las propiedades de la aleación. La introducción de hasta un 6% de Cu en la aleación con el 22% de Ni eleva H_c sin disminuir

B_r . Las características magnéticas más altas se consiguen introduciendo al mismo tiempo cobre y cobalto. Este último aumenta la fuerza coercitiva y la inducción residual. Merecen especial atención las aleaciones de alto contenido de cobalto (15—24% de Co), las cuales se someten a temple dentro de un campo magnético. La esencia de este temple consiste en que el imán, calentado hasta la temperatura de temple (cerca de 1300°C) se coloca rápidamente entre los polos de un electroimán (la intensidad del campo debe ser de 120 000 A/m como mínimo) y en estas condiciones se enfía hasta una temperatura inferior a 500°C. Luego, por lo general, se sigue enfriando al aire. Después de este tratamiento, el imán posee propiedades magnéticas anisótropas muy acusadas. Las características magnéticas sólo son muy altas en la dirección en que actuó el campo magnético externo durante el proceso de temple.

Veamos qué fenómenos ocurren durante el tratamiento térmico en el campo magnético. Como sabemos, el proceso de paso de la aleación del estado paramagnético al ferromagnético (en el punto de Curie) consiste en que aparecen en ella dominios de imanación espontánea. Si al mismo tiempo se somete la aleación a un campo magnético intenso, en sus microvolúmenes se produce una deformación plástica provocada por el giro de estos dominios, que tienden a orientarse en el sentido de las líneas de fuerza del campo magnético.

El giro de los dominios de imanación espontánea (es decir, la deformación plástica) puede producirse con tanta mayor facilidad cuanto más elevada sea, durante este tiempo, la temperatura de la aleación, es decir, cuanto más alto sea su punto de Curie. La adición de cobalto eleva mucho esta temperatura. Por esto, el tratamiento termomagnético de las aleaciones Ni—Al con grandes adiciones de cobalto produce un efecto considerable.

Ultimamente empiezan a utilizarse diversas aleaciones magnéticas deformables con textura orientada. Estas aleaciones son relativamente fáciles de trabajar con arranque de viruta y se suministran principalmente en forma de pletinas, flejes, etc. Como ejemplo de esta aleación puede citarse el *vicalloy*. Uno de los tipos de *vicalloy* (52% de Co, 14% de V y el resto Fe) da una inducción remanente de cerca de 10000 Oe siendo de 400 Gs la fuerza coercitiva.

Se utilizan también aleaciones de gran fuerza coercitiva a base de compuestos de metales de tierras raras.

3. ALEACIONES MAGNÉTICAMENTE BLANDAS

A diferencia de los materiales magnéticamente duros, es decir, de las aleaciones para imanes permanentes, de las cuales se requiere una gran fuerza coercitiva, un grupo grande de aleaciones magnéticas está formado por las llamadas aleaciones magnéticamente blandas o dulces, que, en primer lugar, deben tener una fuerza coercitiva pequeña.

Si la alta dureza magnética se conseguía obteniendo una estructura muy dispersa no equilibrada, para lograr que una aleación sea magnéticamente blanda hay que hacer que su estado se aproxime lo más posible al de equilibrio, que su grano sea grueso y eliminar las causas que provocan la deformación de la red y la división de los bloques.

Además de pequeña fuerza coercitiva, los materiales magnéticos blandos deben tener alta permeabilidad magnética en campos débiles, medios e intensos, pocas pérdidas en la inversión del magnetismo y otras propiedades.

Como es natural, los materiales magnéticamente blandos más apropiados son los metales puros, en primer lugar el hierro técnicamente puro. En algunos casos limitados se emplean aleacio-

nes, no sólo a base de hierro, sino también de otros metales, como el níquel y el cobalto.

Vamos a estudiar algunos tipos de materiales magnéticamente blandos.

El *hierro técnico* es prácticamente hierro casi puro en el cual todas las impurezas, sobre todo el carbono, son perniciosas y, por lo tanto, su contenido se limita rigurosamente.

La industria fabrica dos marcas de hierro técnico (por su composición química), cada una de las cuales se divide a su vez en clases atendiendo a las características magnéticas (tablas 76 y 77).

TABLA 76. Composición química del hierro técnico, % (máximo)

| Marca de hierro | C | Mn | Si | S | P | Cu |
|-----------------|-------|-------|------|-------|-------|------|
| A | 0,025 | 0,035 | 0,03 | 0,025 | 0,015 | 0,15 |
| Э | 0,040 | 0,20 | 0,20 | 0,03 | 0,025 | 0,15 |

TABLA 77. Características magnéticas del hierro técnico

| Marca de hierro | Características magnéticas | |
|-----------------|------------------------------|---------------------------------------|
| | fuerza coercitiva H_c , Oe | permeabilidad magnética máxima, Gs/Oe |
| Э | 1,2 | 3500 |
| ЭА | 1,0 | 4000 |
| ЭАА | 0,8 | 4500 |

Observación. Para todas las marcas de hierro técnico $B_{10} = 15 \cdot 10^4$ Gs; $B_{25} = 16,2 \cdot 10^3$ Gs.

Las propiedades magnéticas del hierro (además de su pureza) dependen de su estado estructural. La acritud empeora mucho las propiedades magnéticas; el engrosamiento del grano, las mejora. En las clases ordinarias de hierro industrial, la fuerza coercitiva es del orden de 1 Oe o algo menor, mientras que el valor mínimo de dicha fuerza, 0,01 Oe, se obtiene en el hierro puro de grano muy grueso.

Para conseguir el grano grueso y eliminar la acritud, el metal se somete a recocido a alta temperatura. El hierro técnicamente puro se utiliza para hacer núcleos, relés y electroimanes de corriente continua, pantallas magnéticas, polos de máquinas eléctricas y otras piezas.

El *acero electrotécnico* es una aleación ferrítica de hierro con silicio (3% de Si, véase la fig. 6). La solución sólida hierro-silicio, debido a las deformaciones de la red provocadas por la presencia en ella de los átomos extraños de silicio, tiene más fuerza coercitiva que el hierro puro, pero en esta aleación, calentándola, puede obtenerse grano grueso, que durante el enfriamiento no disminuye de tamaño, ya que no existe la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$, y esto hace en la práctica que el valor de la fuerza coercitiva que se observa

en este material no sea mayor que el que se consigue en el hierro ordinario. La ferrita aleada con silicio tiene más resistencia eléctrica, lo que disminuye las pérdidas en corrientes de Foucault.

El acero electrotécnico se fabrica en forma de chapas delgadas, las cuales se utilizan para hacer núcleos de transformadores, circuitos magnéticos de máquinas eléctricas y de aparatos de corriente alterna y continua.

Como ya hemos dicho, el acero electrotécnico en chapas es una aleación de hierro con silicio en la que se limita rigurosamente el contenido de otras impurezas.

El acero electrotécnico en chapas se subdivide atendiendo a su surtido (principalmente a su espesor), al procedimiento de fabricación (laminado en frío o en caliente), al grado de anisotropía, a las características magnéticas más importantes (inducción magnética y pérdidas específicas) y al grado de aleación con el silicio.

Para marcar los aceros electrotécnicos en chapas se utiliza un sistema distinto del que se emplea para los aceros ordinarios. Estos aceros se marcan como sigue: después de la primera letra Э van dos o más cifras. La primera de ellas, que sigue a la letra Э, indica el contenido de silicio ¹⁾ (este contenido, entre los límites 0,8—1,8%; 1,8—2,8%; 2,8—3,8%; 3,8—4,8%, se designa respectivamente por las cifras 1, 2, 3 y 4). La segunda cifra caracteriza el nivel de las propiedades electrotécnicas (cuanto mayor sea esta cifra, más elevadas serán estas características). Detrás de las dos cifras primeras van a veces uno o dos ceros. Un cero indica que el acero está laminado en frío y tiene textura orientada (véase más adelante), dos ceros, que el acero está laminado en frío y su textura está poco orientada.

Según esto, la marca Э12 significa acero electrotécnico laminado en caliente con el 1% de Si y el segundo nivel de características electrotécnicas, y la marca Э1200, el mismo acero, pero laminado en frío y con estructura débilmente orientada.

De lo dicho se deduce que solamente las aleaciones Э3 y Э4 son ferríticas. Sus características magnéticas son más altas, pero estas aleaciones son más frágiles. Las aleaciones Э3 y Э4 se llaman *hierro para transformadores*, y las Э1 y Э2, *acero para dinamos*. De acuerdo con esto, el hierro para transformadores (que se utiliza principalmente para hacer núcleos de transformador), que posee características magnéticas más altas, tiene características mecánicas más bajas que el hierro para dinamos (cuya aplicación principal es para hacer elementos de dinamos).

Los cristales de hierro α se caracterizan por la anisotropía claramente manifiesta de sus propiedades magnéticas. La arista del cubo es el eje de imanación más fácil, por esto, obteniendo la textura de la arista del cubo ²⁾ se consigue elevar la permeabilidad magnética en una dirección, pero disminuyéndola en otra (perpendicular a la primera).

Así, pues, características magnéticas altas pueden obtenerse en las aleaciones Fe—Si de gran pureza (sobre todo con respecto al carbono) que tengan grano grueso y estructura orientada. La tecnología de producción debe asegurar la consecución de este estado.

La tecnología moderna de fabricación del acero electrotécnico de calidades altas consiste en lo siguiente: fundición ³⁾ del acero con el contenido dado de silicio y la cantidad mínima de carbono (prácticamente se consigue un contenido de carbono de alrededor del 0,05%), después, laminado en caliente hasta

¹⁾ Cuando el contenido de silicio es mayor del 4,8% la aleación es tan frágil (el umbral de fragilidad en frío pasa a la temperatura ambiente, porque el silicio eleva dicho umbral), que es difícil hacer chapas delgadas con ella.

²⁾ Es decir, la estructura en que todos los cristales tengan la misma orientación.

³⁾ En hornos eléctricos.

2,5 mm de espesor, seguido del laminado en frío hasta 0,5—0,35 mm de espesor. Antes del laminado en frío se practica el recocido a 800 °C. Con esto el contenido de carbono disminuye hasta <0,02%. Finalmente se somete el acero a otro recocido, para eliminar la acritud y aumentar el tamaño del grano, a 1100—1200 °C en atmósfera de hidrógeno. Si la deformación en frío precedente fue grande (del 45—60%) se obtiene la estructura de grano orientado (el grado de orientación es del orden del 90%); si la deformación fue menor del 7—10%, la estructura resultante será de granos poco orientados. Finalmente, si el laminado sólo se hace en caliente, el grano no estará orientado y las propiedades magnéticas serán iguales en las direcciones longitudinal y transversal del laminado.

Hay que añadir que las pérdidas específicas en la inversión del magnetismo son tanto menores cuanto más delgada es la chapa por esto el acero electrotécnico solamente se fabrica en forma de chapas delgadas de 0,35 y 0,50 mm de espesor.

Si durante el proceso de fabricación de las piezas sufre el acero para transformadores alguna deformación plástica, por muy pequeña que sea (por ejemplo, el corte o doblado de las chapas), sus propiedades magnéticas empeoran.

Para restablecer estas propiedades se recomienda someter dichas piezas a recocido de eliminación de tensiones (es decir, para eliminar las deformaciones) de la red, a 750—800 °C con enfriamiento lento (<50 °C/h).

En la tabla 78 se dan las propiedades de los aceros electrotécnicos en chapas (GOST 214273—75).

TABLA 78. Características electromagnéticas del acero electrotécnico en chapas

| Marca del acero | Inducción magnética ¹⁾ B_{25} , Gs | Pérdidas específicas ²⁾ $P_{10/50}$ |
|---|--|--|
| <i>Acero laminado en caliente ($\delta = 0,50$ mm)</i> | | |
| 311 | 15 300 | 3,3 |
| 312 | 15 000 | 3,2 |
| 313 | 15 000 | 2,8 |
| 321 | 14 800 | 2,5 |
| 322 | 14 800 | 2,2 |
| 331 | 14 600 | 2,0 |
| 332 | 14 600 | 1,8 |
| 342 | 14 500 | 1,4 |
| 343 | 14 400 | 1,25 |
| <i>Acero laminado en frío con grano poco orientado ($\delta = 0,50$)</i> | | |
| 31100 | 15 300 | 3,3 |
| 31200 | 15 300 | 2,8 |
| 31300 | 15 500 | 2,5 |
| 33100 | 15 000 | 1,7 |
| 33200 | 14 800 | 1,5 |
| <i>Acero laminado en frío con grano orientado ($\delta = 0,50/0,35$)</i> | | |
| 3310 | 17 500/17 500 | 1,1/0,8 |
| 3320 | 18 000/18 000 | 0,95/0,7 |
| 3330 | 18 500/18 500 | 0,80/0,6 |

¹⁾ Cuando la intensidad del campo magnético es de 25 A/cm.

²⁾ Cuando la inversión del magnetismo es de hasta 10 000 Gs de inducción.

Las aleaciones hierro — níquel (permalloy), dentro de unos límites determinados, bastante estrechos, de contenido de níquel (alrededor del 78,5%), tienen una permeabilidad magnética inicial extraordinariamente alta ¹⁾ (fig. 116), mientras que en el hierro técnico

¹⁾ Que alcanza los 10 000 Gs/Oe.

ordinario es, aproximadamente, diez veces menor, lo que tiene mucha importancia para los aparatos que funcionan en campos débiles (radio, teléfono, telégrafo).

Las propiedades de los permalloys de composición clásica (78,5% de Ni) dependen mucho del tratamiento térmico. La permeabilidad magnética más alta se consigue en esta aleación calentándola hasta temperaturas elevadas en atmósfera de hidrógeno (para aumentar el tamaño del grano y eliminar las impurezas de carbono y las tensiones residuales). El enfriamiento en campo magnético eleva sus características magnéticas. La eficacia del tratamiento magnético es tanto mayor, cuanto más alto se encuentra el punto de Curie de la aleación. Por esto el tratamiento magnético mejora más sensiblemente las propiedades de la aleación con el 77% de Ni, en la cual el punto de Curie tiene la temperatura más alta, elevándose la permeabilidad magnética inicial hasta 20 000 Gs/Oe.

También se emplean las aleaciones con el 45—50% de Ni (*hipernik*), que sin tratamiento superan por sus cualidades a los permalloy, pero que desmerecen de ellas si se someten al tratamiento completo antes indicado. Además de las aleaciones binarias hierro-níquel, se utilizan otras de composición más compleja ligadas adicionalmente con silicio, molibdeno, manganeso o cobre. Estos elementos elevan la resistencia eléctrica, con lo cual las aleaciones pueden emplearse cuando las frecuencias son medias o altas, disminuyen su sensibilidad a la acritud (esto se debe a la influencia del molibdeno) y elevan la estabilidad de las propiedades (influencia del cobre).

La composición de los permalloys no se estipula exactamente en las condiciones técnicas; la marca indica solamente la composición aproximada, pero las características magnéticas deben asegurarse. En la tabla 79 se dan las características magnéticas más importantes de algunos permalloys, dependientes del espesor de la chapa, que garantizan las condiciones técnicas (ЧМТУ5010—55).

Las primeras dos cifras de la marca indican el contenido de níquel en tanto por ciento; la letra o las letras que siguen a la H, la aleación adicional (X, cromo; C, silicio; M, molibdeno). En dependencia de las propiedades magnéticas reales, la aleación puede ser de alta calidad (con la letra A) o de calidad ordinaria (sin letra A).

Otras aleaciones magnéticamente blandas

Alsifer. En el sistema Al—Si—Fe, la aleación que contiene el 5,4% de Al, el 9,6% de Si y el 85% de Fe tiene alta permeabilidad magnética ($\mu_0 = 35 000$ Gs/Oe, $\mu_{\text{máx}} = 120 000$ Gs/Oe). Esta aleación puede emplearse para los mismos fines que los permalloys, de alto contenido de níquel y mucho más caros. Pero la aleación alsifer es frágil y de ella no pueden fabricarse chapas, por lo cual se utiliza en forma de polvo (para hacer magnetodieléctricos ¹⁾).

Perminvar. Los perminvars son aleaciones con permeabilidad magnética constante. La variación del campo desde 0 hasta 80—160 A/m no cambia en estas

¹⁾ Últimamente se están empleando mucho los materiales magnéticos de gran permeabilidad llamados oxifer (ferritas), que son óxidos de metales del tipo M_2O_4 . Pero las ferritas no poseen propiedades metálicas, sino que son semiconductores, y aquí no las estudiamos.

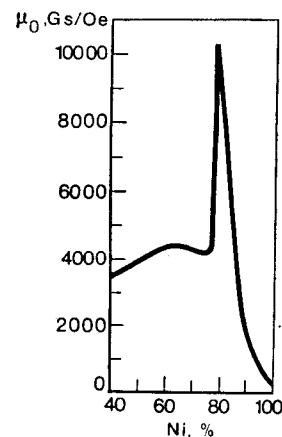


Fig. 116. Permeabilidad magnética inicial de las aleaciones Fe—Ni

aleaciones la permeabilidad magnética, lo que a veces tiene gran importancia. Como ejemplo citaremos algunas aleaciones: 45% de Ni, 25% de Co y el resto de hierro (45HK); o 45% de Ni, 25% de Co, 7,5% de Mo y el resto de hierro (45HKM); o 70% de Ni, 7% de Co y el resto de hierro (70HK). La permeabilidad magnética inicial de estas aleaciones es respectivamente de 365, 850 y 550 Gs/Oe y la máxima, de 1 800, 4000 y 3800 Gs/Oe (véase la tabla 79).

TABLA 79. Características magnéticas de las aleaciones hipernik y permalloy

| Marca de la aleación | Espesor, mm | Permeabilidad magnética, Gs/Oe | | Fuerza coercitiva H_C , Oe |
|----------------------|-------------|--------------------------------|--------------|------------------------------|
| | | μ_0 | μ_{\max} | |
| 45H | 0,35—2,50 | 2500 | 2300 | 0,20 |
| | 0,20—0,34 | 2200 | 2000 | 0,15 |
| | 0,10—0,19 | 1800 | 18 000 | 0,30 |
| | 0,05—0,09 | 1700 | 10 000 | 0,30 |
| 50HXC | 0,35—1,00 | 3200 | 30 000 | 0,12 |
| | 0,20—0,34 | 3000 | 28 000 | 0,15 |
| | 0,10—0,19 | 2500 | 25 000 | 0,15 |
| | 0,05—0,09 | 2000 | 20 000 | 0,20 |
| 79HM | 0,35—2,50 | 22 000 | 120 000 | 0,02 |
| | 0,2—0,34 | 20 000 | 100 000 | 0,03 |
| | 0,1—0,19 | 18 000 | 100 000 | 0,04 |
| | 0,05—0,09 | 16 000 | 80 000 | 0,05 |
| | 0,02—0,04 | 14 000 | 60 000 | 0,06 |
| 79HMA | 0,80—1,00 | 50 000 | 300 000 | 0,01 |
| | 0,50—0,70 | 40 000 | 300 000 | 0,01 |
| | 0,35—0,49 | 40 000 | 250 000 | 0,01 |
| | 0,20—0,34 | 32 000 | 150 000 | 0,02 |
| | 0,10—0,19 | 30 000 | 120 000 | 0,03 |
| | 0,05—0,09 | 25 000 | 100 000 | 0,05 |
| | 0,02—0,04 | 18 000 | 80 000 | 0,06 |

Permandur es una aleación (50% de Co, 1,8% de V y el resto de hierro de alta inducción de saturación. Se utiliza para hacer aparatos si es necesario concentrar en un pequeño espacio un potente flujo de líneas de fuerza. La saturación magnética del hierro es igual a 21500 Gs, la de la aleación *permandur*, 23 800 Gs.

Thermalloy es una aleación cuya inducción varía con bastante brusquedad en el intervalo de temperaturas entre -60 y $+50$ °C. Se emplea para corregir automáticamente los errores de los aparatos magnetoeléctricos. Esta variación tan intensa de las propiedades magnéticas se debe a que el punto de Curie de la aleación está cerca (un poco más alto) del intervalo antedicho. Han logrado aplicación práctica las aleaciones con el 30% de Ni y el resto de hierro (*thermalloy*), y con el 30% de Cu y el resto de hierro (*calmalloy*).

Como la inducción de saturación y el punto de Curie son características estructuralmente insensibles, las características de trabajo más importantes de las aleaciones *permandur* y *thermalloy* no dependen del tratamiento y están determinadas por la composición de la aleación.

4. ACEROS NO MAGNÉTICOS

Para la construcción de máquinas eléctricas se necesitan materiales que no sean magnéticos ($\mu < 1,05$) pero que tengan resistencia mecánica.

En vez de metales no férreos se emplean para este fin los aceros austeníticos no magnéticos, que son más baratos. Los aceros austeníticos inoxidables (véase el cap. XIX) o resistentes al desgaste (véase el cap. XX) pueden servir como no magnéticos si su resistencia mecánica satisface las condiciones impuestas. Pero el acero 113 no suele ser apto por sus características de resistencia y propiedades tecnológicas, y los aceros austeníticos inoxidables son demasiado caros como material para piezas de gran masa (por ejemplo, los anillos de refuerzo no magnéticos de los turbogeneradores). En este caso se utilizan aceros aleados con manganeso, cromo y aluminio cuyo contenido de carbono es relativamente alto (alrededor del 0,4%) y el de níquel, limitado.

La estructura austenítica se obtiene como resultado del temple, y el endurecimiento, por deformación en frío (si, una vez templado, la resistencia es insuficiente). El acero debe tener austenita estable, es decir, el punto *M_d* deberá encontrarse más abajo de 0 °C, para que las deformaciones a temperatura ambiente no provoquen la formación de martensita.

TABLA 80. Composición de los aceros no magnéticos, %

| Marca del acero | C | Mn | Cr | Ni | Resto |
|-----------------|-----------|-----------|---------|-----------|-----------|
| 3H269 | 0,50—0,60 | 4,0—5,5 | 0,25 | 18,5—21,5 | — |
| 55F9H9X3 | 0,58—0,68 | 7,5—9,5 | 3,0—4,0 | 7,5—9,5 | 0,5—1,0W |
| 45F17IO3 | 0,40—0,50 | 16,0—18,0 | 0,50 | 0,50 | 2,5—3,2Al |

La composición de algunos aceros industriales no magnéticos se da en la tabla 80.

Antes se empleaban como no magnéticos los aceros con alto contenido de níquel (3H269). En la actualidad se conocen compuestos con menor contenido de níquel (55F9H9X3) o incluso sin níquel (45F17IO3), en los cuales actúa como formador de austenita el manganeso. Este, al desempeñar dicho papel, lo hace dos veces más débilmente que el níquel, por lo que, para obtener la austenita estable, se aumenta el contenido de carbono. Si se renuncia por completo a la adición de níquel, la estructura austenítica y las propiedades no magnéticas pueden obtenerse en el acero de la composición siguiente: 0,4% de C y 17% de Mn. Este acero es del tipo Hadfield, con tendencia a endurecerse fuertemente al deformarse y, por consiguiente, soporta mal los tratamientos a presión, por arranque de viruta, etc., lo que en este caso es un inconveniente. La adición de aluminio a los aceros austeníticos al manganeso disminuye fuertemente la tendencia de éstos al endurecimiento por deformación.

Esta peculiaridad de la aleación de la austenita al manganeso con el aluminio se aprovecha en el acero no magnético 45F17IO3, que es el más barato, a la vez que tiene cualidades tecnológicas suficientemente buenas. Las características mecánicas de este acero, templado, son: $\sigma_B = 70 \text{ kgf/mm}^2$, $\sigma_{0,2} = 35 \text{ kgf/mm}^2$, $\delta = 35\%$, $a_{eT} = 10 \text{ kgf}\cdot\text{m/cm}^2$. La resistencia a la rotura puede elevarse por

deformación en frío hasta 150—180 kgf/mm², disminuyendo al mismo tiempo la plasticidad. Los aceros austeníticos enumerados no son resistentes a la corrosión; no obstante, resisten mejor la corrosión que el acero al carbono ordinario. Si se requiere que el acero sea a la vez no magnético y muy resistente a la corrosión debe emplearse acero inoxidable (del tipo X18H12) o metales no féreos (latón).

También adquirieron aplicación los aceros ferromagnéticos, cuya resistencia depende de la formación de martensita ϵ no magnética y no de martensita α . Tales aceros contienen cerca del 17 % de Mn con aleación adicional de silicio y otros elementos, entre ellos algunos que forman nitruro, debido a su contenido bajo de carbono y resistencia moderada ($\sigma_B \approx 80$ kgf/mm²) posee una alta plasticidad ($\delta = 30\%$) y buena soldabilidad, así como insensibilidad hacia el agrietamiento por corrosión.

En una serie de casos resulta necesario disponer de una fundición no magnética. Esto se consigue con una aleación profunda del arrabio con el níquel y cobre, elementos que amplían la región γ y que, al mismo tiempo, provocan la grafitización. Estos arrabios poseen también cualidades mecánicas más altas en comparación con la fundición gris habitual. Estos grupos recibieron el nombre de "Nirresist" (de la palabra níquel y del latino *resisto* — resistencia). Según el GOST 1184—66 existen tres marcas de los mismos, que contienen 2,5—3,0 % de C; 1,5—3,0 % de Si; 0,5—1,8 % de Mn y elementos de aleación en la cantidad indicada en la marca ЧН15Д7Х2, ЧН15Д3М, ЧН19Х3М (М — con grafito esferoidal).

5. ACEROS Y ALEACIONES ELECTROTÉCNICAS

Las propiedades magnéticas y eléctricas están íntimamente relacionadas entre sí, ya que se deben a iguales fenómenos físicos. Por esto los aceros y aleaciones electrotécnicas se estudian en el capítulo dedicado a las aleaciones magnéticas. Los aceros y aleaciones electrotécnicas se dividen en conductores, en los cuales la resistencia al paso de la corriente eléctrica debe ser mínima, y aleaciones de resistencia eléctrica, en que dicha resistencia debe ser elevada. Los primeros se emplean para conducir la energía eléctrica a distancia, las segundas, para transformar esta energía en calor.

Como materiales conductores se utilizan los metales puros: cobre, aluminio y con menos frecuencia plata y hierro, ya que la aleación de este último (y la acritud) crea distorsiones en la red y eleva su resistencia eléctrica.

De los elementos de resistencia eléctrica se exige que su conductibilidad eléctrica sea baja, por lo cual, en este caso, se utilizan metales no puros y aleaciones. Estas aleaciones se emplean para hacer reóstatos (aleaciones para reóstatos) y elementos de caldeo de diversos aparatos y hornos eléctricos (aleaciones de alta resistencia eléctrica).

Si dos componentes forman una mezcla mecánica, la resistencia eléctrica cambia, al variar la concentración, de acuerdo con

la ley aditiva (véase la fig. 128, a, t. 1). Si forman soluciones sólidas, la resistencia eléctrica cambia según una ley curvilínea. En este caso la resistencia eléctrica de la aleación es de ordinario mucho mayor que la de los componentes puros (véase la fig. 128, b, t. 1). De esto se deduce que como elementos de alta resistencia eléctrica deben utilizarse aleaciones de metales que formen soluciones sólidas; por lo general estas aleaciones son soluciones sólidas de alta concentración.

A las aleaciones de alta resistencia eléctrica se les imponen las condiciones siguientes:

1. La aleación debe tener gran resistencia eléctrica.
2. La aleación debe tener el menor coeficiente posible de variación de la resistividad con la temperatura (es decir, que la resistencia eléctrica debe cambiar poco al variar la temperatura). La resistencia eléctrica de los metales, por

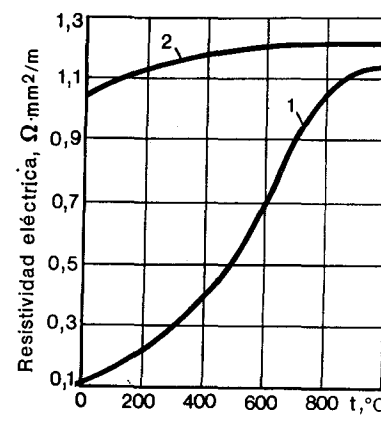


Fig. 117. Variación de la resistencia eléctrica del hierro (1) y del nicrom (2) al elevarse la temperatura

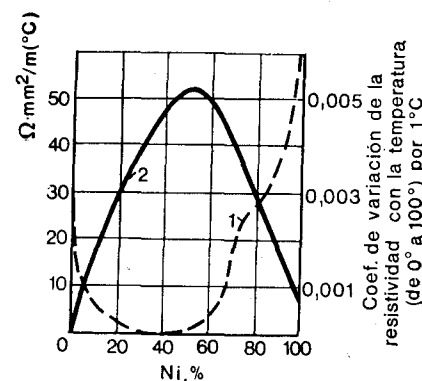


Fig. 118. Propiedades eléctricas de las aleaciones Cu—Ni:

1, coeficiente de variación de la resistencia eléctrica; 2, resistencia eléctrica

ejemplo, del hierro, crece al elevarse la temperatura (fig. 117). Es evidente que la regulación exacta de la intensidad de la corriente por un reóstato será posible si la resistencia eléctrica de la aleación cambia poco al variar la temperatura (como ocurre en la aleación nicrom).

3. La aleación debe poseer una alta resistencia a la formación de cascarrilla. En la aleación para reóstatos, como los alambres hechos con ella no se calientan por encima de 300—500 °C, esta propiedad no tiene gran importancia. Pero en los elementos de caldeo de hornos y aparatos, cuya temperatura de trabajo es mucho mayor, la resistencia a la formación de cascarrilla determina el plazo de servicio de dichos elementos.

Como aleaciones para reóstatos se emplean aleaciones de cobre con níquel, zinc y manganeso (niquelina, constantán, manganina).

La solubilidad del cobre y el níquel en estado sólido es completa. Las aleaciones cromo-níquel con el 40—50 % de Ni poseen la resistencia eléctrica máxima para estas aleaciones, siendo casi nulo el valor del coeficiente de variación de la resistividad eléctrica con la temperatura (es decir, la resistencia eléctrica de estas aleaciones prácticamente no varía con la temperatura, fig. 118). Efectivamente, las aleaciones para reóstatos que más se emplean — las de constantán (40 % de Ni) y las de niquelina (45 % de Ni) — son aleaciones de cobre y níquel

TABLA 81. Composición (%) y características de las aleaciones para reóstatos

| Marca de la aleación | Ni | Mn | Total de impurezas | Características | | |
|-------------------------------|-----------|-----------|--------------------|---|---|-----------------------------------|
| | | | | resistencia eléctrica a 20°C, $\Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$ | coeficiente de variación de la resistencia con la temperatura | temperatura de trabajo máxima, °C |
| MHM π 3-12 (manganina) | 2,5—3,5 | 11,5—13,5 | <0,9 | 0,43 | 0,00003 | 200 |
| MHM π 40-1,5 (constantán) | 39—41 | 1—2 | <0,9 | 0,48 | 0,00002 | 500 |
| MHM π 43-0,5 (copel) | 42,5—44,0 | 0,1—1,0 | <0,6 | 0,50 | 0,00014 | 500 |

Observación. Además de los elementos indicados, las aleaciones contienen cobre (el resto).

TABLA 82. Composición (%) y características de las aleaciones de

| Marca de la aleación | Nombre | C | Si | Mn | Cr |
|----------------------|--------------|------|---------|-----|-------|
| X13IO4 | Fecral | 0,15 | 0,1 | 0,7 | 12-15 |
| 1X17IO5 | Aleación № 1 | 0,12 | 0,2 | 0,7 | 16-19 |
| 1X25IO5 | Aleación № 2 | 0,12 | 1,2 | 0,7 | 23-27 |
| X20H80 | Nicromio | 0,15 | 0,4-1,3 | 0,7 | 20-23 |
| X15H60 | Nicromio | 0,15 | 0,4-1,3 | 1,5 | 15-18 |

en las cuales la resistencia eléctrica adquiere su valor máximo y el coeficiente de variación de la resistividad eléctrica con la temperatura, su valor mínimo.

La composición según las normas GOST 492—73 y algunas características técnicas de las aleaciones para reóstatos se dan en la tabla 81.

En estas aleaciones son impurezas el hierro, silicio, plomo, azufre, carbono, fósforo y arsénico, cuyo contenido máximo se limita rigurosamente por las normas GOST.

Como término de comparación diremos que la resistencia eléctrica y el coeficiente de variación de la resistividad eléctrica con la temperatura del hierro son respectivamente de $0,1 \Omega \cdot \text{mm}^2/\text{mm}$ y de 0,006, es decir, la primera, cuatro o cinco veces menor, y el segundo, centenares de veces mayor.

Como aleaciones de alta resistencia eléctrica se emplean las basadas en el níquel y en el hierro. Las primeras se llaman nicromios.

En la tabla 82 se da la composición de las aleaciones de alta resistencia eléctrica indicándose su resistividad y la temperatura de trabajo máxima (es decir, la temperatura por encima de la cual comienza ya la oxidación, no tolerable por su intensidad, de la aleación).

Las aleaciones que contienen un pequeño porcentaje de cromo y aluminio y cuya resistencia a la oxidación a altas temperaturas llega aproximadamente

hasta 1100 °C se suministran en forma de alambre ¹⁾; las que tienen un alto contenido de cromo y aluminio (*megaperm*, aleación № 2, aleación № 3), con resistencia a la oxidación hasta 1250—1350 °C, no son plásticas y de ellas se fabrican elementos de resistencia fundidos.

Si soldamos dos metales heterogéneos por uno de sus extremos y los dos libres los unimos a un voltímetro sensible (galvanómetro), creando una diferencia de temperaturas entre la unión (llamada extremidad caliente) y los extremos unidos al galvanómetro, surgirá una diferencia de potencial que será denotada por el galvanómetro y que será directamente proporcional a la diferencia de temperaturas.

Este procedimiento, inventado a finales del siglo pasado, se utiliza principalmente para medir la temperatura (existen además otros procedimientos, lo suficientemente difundidos, de medir la temperatura).

El alambre que se utiliza para el par termoelectrico debe poseer determinadas cualidades: ante todo resistencia al fuego (resistencia a la oxidación), para poder explotarlo durante largo tiempo; alta temperatura de fusión (para aumentar el intervalo de medición de temperaturas) y una dependencia directa de la fuerza electromotriz respecto de la temperatura y una considerable magnitud de la misma, lo cual asegura gran precisión en la medición de la temperatura.

Como material para fabricar termopares se utilizan alambres de platino (uno de los electrodos) y de una aleación de platino con 10% de rodio. El intervalo de temperaturas en el que funcionan los termopares de este material, por cierto muy caro, es desde la temperatura ambiente hasta los 1300—1400° (durante un corto intervalo de tiempo, hasta 1800°).

alta resistencia eléctrica

| Ni | Al | Resistividad eléctrica a 20° C, $\Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$ | Coeficiente de variación de la resistencia con la temperatura (10^{-5}) | Temperatura de trabajo máxima, °C |
|-------|---------|---|---|-----------------------------------|
| 0,6 | 3,5-5,5 | 1,26 | 5 | 1000 |
| 0,6 | 4,6-6,0 | 1,30 | 1 | 1000 |
| 0,6 | 4,5-6,5 | 1,40 | — | 1150 |
| 75-78 | 0,2 | 1,11 | 1 | 1100 |
| 55-61 | 0,2 | 1,10 | 1,7 | 1050 |

Para un intervalo inferior (que no supera los 1000°) utilizan aleaciones de níquel con aluminio (cerca del 2% de Al y el resto de Ni), llamado *alumel* y la aleación de níquel con cromo (10% de Cr y el resto de Ni), llamado *cromel*.

Bibliografía

- V. S. Miéskin, "Aleaciones ferromagnéticas". Moscú-Leningrado, ONTI, 1937.
A. S. Zaimovski y A. A. Chudnovskaia, "Materiales magnéticos". Moscú, GOSENERGOIZDAT, 1957.
V. V. Úsov y A. S. Zaimovski, "Materiales para conductores, reóstatos y contactos". Moscú, GOSENERGOIZDAT, 1957.

¹⁾ Aunque las aleaciones que no contienen níquel son más resistentes a la oxidación a altas temperaturas que los nicromios, estas últimas suelen resultar más estables durante la explotación. Esto se debe a que las aleaciones indicadas son más plásticas y los alambres fabricados con ellas no tienen ciertos defectos (grietas, desgarraduras, etc.). La existencia de estos defectos provoca una elevación local de la resistencia eléctrica y el calentamiento local que se produce hace que el elemento de caldeo sea menos estable en su conjunto.

A. A. *Preobrazhenski*, "Materiales magnéticos". Moscú, VISHAIA SHKO-LA, 1965.

Ya. M. *Dovgalevski*, "Aleación y tratamiento térmico de los materiales magnéticamente duros". Moscú, METALLURGUIA, 1971.

"Aleaciones de precisión". Manual. Revisado por B. V. Molotilov. Moscú, METALLURGUIA, 1974.

CAPITULO XXV

ALEACIONES DE LA ENERGÉTICA ATÓMICA

1. INFLUENCIA DE LA IRRADIACIÓN EN LAS PROPIEDADES DE LOS METALES

Los metales con que se hacen los reactores atómicos están sometidos a la irradiación de las diversas partículas elementales que se forman durante el funcionamiento de dichos reactores. Estas partículas, sobre todo los neutrones rápidos, penetran profundamente en el metal y provocan variaciones residuales de sus propiedades.

La variación de las propiedades se debe a que las partículas elementales que penetran en la red cristalina, especialmente los neutrones, que por carecer de carga eléctrica no interaccionan con los electrones y los protones, desplazan átomos de los puntos regulares de la red, y estos átomos pueden a su vez desplazar a otros si se encuentran con ellos en su camino. La teoría demuestra que un neutrón puede desplazar de su posición de equilibrio, por medio de los átomos desplazados por él directamente, hasta 300 átomos en el aluminio. Estas alteraciones tan fuertes de la red cristalina originan en ella puntos defectuosos.

Además, se originan defectos debidos a la formación de crestas térmicas. El caso es que parte de la energía de los neutrones se gasta en producir oscilaciones elásticas de grupos aislados de átomos. Esto corresponde a una especie de aumento brusco de la temperatura en un pequeño volumen. Este aumento local de la temperatura va seguido de una rápida dispersión del calor (por conductibilidad térmica), con lo que el material se temple en este punto, produciéndose una fuerte distorsión residual de la red.

La formación de estos defectos dificulta el desplazamiento de las dislocaciones y hace que el metal se endurezca. En general, el efecto de la irradiación nuclear sobre las propiedades del metal se asemeja a la acritud.

Así, la irradiación nuclear aumenta de 1,5 a 2 veces la resistencia de los aceros simples, y aproximadamente disminuye en el mismo grado su plasticidad y tenacidad. El efecto de endurecimiento nuclear de un metal endurecido previamente por los métodos ordinarios (deformación en frío, temple) es menor que en el caso del metal no endurecido, es decir, recocido. A medida que aumenta la temperatura, el efecto de la irradiación nuclear va

disminuyendo, y a temperaturas superiores al umbral de recristalización, prácticamente no existe.

Debe tenerse en cuenta que durante la irradiación pueden aparecer átomos de elementos nuevos, como resultado de la fisión o de la captura de un neutrón por un átomo del metal básico. Si la irradiación dura mucho, el metal puro puede transformarse en una aleación, a consecuencia de que cierto número de átomos suyos se hayan transformado en otros elementos.

Finalmente, como resultado de la irradiación neutrónica, el metal se hace radiactivo y peligroso para la salud humana.

2. MATERIALES DE CONSTRUCCIÓN. MATERIALES DE TRANSFERENCIA DEL CALOR

Para construir las centrales eléctricas y los navíos atómicos se necesitan materiales muy diversos: aceros de construcción, aceros y aleaciones inoxidables y resistentes a las altas temperaturas, metales no féreos y otros materiales metálicos. Pero la técnica atómica impone a los materiales que se emplean para hacer ciertos elementos, condiciones especiales que no requieren otras ramas de la técnica. En este caso nos referimos en primer lugar a una característica tan importante como es la aptitud del núcleo atómico para absorber neutrones térmicos (con poca energía). Para la técnica atómica se necesitan tanto materiales con gran capacidad de absorción de neutrones ¹⁾, como materiales con poca capacidad de absorción ²⁾. La aptitud de los distintos metales para absorber neutrones oscila dentro de límites muy amplios (tabla 83).

TABLA 83. Sección eficaz de captura de neutrones térmicos y temperatura de fusión de algunos metales

| Característica | Be | Mg | Zr | Al | Fe | Ni | Hf | B | Cd |
|--|------|-------|------|------|------|------|------|------|------|
| Sección eficaz de captura de neutrones térmicos*, barn | 0,01 | 0,063 | 0,18 | 0,23 | 2,4 | 4,5 | 115 | 720 | 2400 |
| Temperatura de fusión, °C | 1280 | 651 | 1845 | 660 | 1539 | 1455 | 2130 | 2000 | 321 |

* 1 barn = 10^{-24} cm².

La protección contra la radiación neutrónica será más eficaz si se efectúa con pantallas fabricadas con los elementos que se

¹⁾ Por ejemplo, para la protección biológica y para regular la reacción de desintegración en la caldera atómica.

²⁾ Por ejemplo, para las envolturas de los elementos de combustible de los reactores atómicos.

encuentran en la parte derecha de la tabla 83. Los metales situados en la parte izquierda de esta tabla pueden utilizarse como materiales de construcción para los reactores.

El magnesio y el aluminio, a causa de su baja temperatura de fusión resultan a veces inapropiados para este fin, en cuyo caso se utilizan el berilio y el circonio.

Berilio. Como la sección eficaz de captura de los átomos no depende del estado en que se halla el elemento, el berilio se emplea en la industria nuclear en forma metálica y en combinación con el oxígeno, carbono e hidrógeno (óxidos, carburos e hidruros de berilio).

El berilio técnico es un metal frágil cuya resistencia a la rotura es de 30 kgf/mm² aproximadamente y su alargamiento relativo, del 1—2%. Su baja plasticidad puede deberse a la falta de pureza, ya que este metal es muy sensible a las impurezas. La resistencia a la corrosión del berilio es alta. Acerca del berilio como material de construcción se hablará más adelante.

En virtud de la pequeñez de su sección eficaz de captura de los neutrones térmicos, de su alta temperatura de fusión y de su gran resistencia a la corrosión, el berilio puede emplearse para el chapeado de las barras de combustible nuclear, pero su precio extraordinariamente elevado limita su utilización. Para este fin se emplea actualmente con eficacia un metal más barato, el circonio ¹⁾.

Circonio. Por su pequeña sección de captura, alta temperatura de fusión, plasticidad y alta resistencia a la corrosión, el circonio es el metal que más se emplea para recubrir los elementos combustibles y los tubos (pequeña sección eficaz de captura de neutrones en el reactor). El circonio tiene dos modificaciones alotrópicas: una α , con red h.c. y otra β , con red c.c. La temperatura de la transición $\alpha \rightarrow \beta$ es igual a 862 °C. Las características mecánicas del circonio oscilan, en dependencia de su pureza, estado estructural y otros factores, entre los límites siguientes: $\sigma_B = 20-40$ kgf/mm²; $\sigma_{0.2} = 5-20$ kgf/mm²; $\delta = 20-40\%$; y la dureza *HB* 30—60. Por esto puede verse que es un metal bastante blando y poco resistente. Su aleación lo hace mucho más duro. Se conocen aleaciones a base de circonio cuya resistencia $\sigma_B = 80-100$ kgf/mm² (disminuyendo al mismo tiempo la plasticidad hasta $\delta = 3-5\%$). Como ejemplo de aleación de circonio de alta resistencia puede citarse la *circalloy*, que contiene el 0,5—1% de Sn, 0,2% de Fe y 0,3% de Ni.

La resistencia a la corrosión del circonio depende mucho de su pureza. Unas centésimas de tanto por ciento de carbono y de nitrógeno bastan para disminuir esta resistencia. Sin embargo, ciertos aditivos neutralizan la influencia perjudicial de las impurezas (así, el niobio neutraliza la acción del carbono, y el estaño, la del nitrógeno). La existencia de la transformación de fase permite influir en las propiedades de las aleaciones de circonio por medio del tratamiento térmico. Se han construido diagramas de estado del circonio con muchos elementos, pero hay pocos datos acerca del tratamiento térmico y de las transformaciones estructurales que se producen al mismo tiempo.

El circonio técnico contiene cierta cantidad (por lo general de alrededor del 2%) de hafnio, metal adyacente a él en el sistema periódico y de propiedades próximas a las suyas. Pero el hafnio difiere mucho del circonio en propiedades nucleares (véase la tabla 83): la sección eficaz de captura del hafnio es casi 1000 veces mayor, por esto, para su aplicación principal, el circonio debe depurarse del hafnio, lo que resulta ser un problema bastante difícil y que eleva mucho el coste del metal. Para otras aplicaciones (es decir, no para técnica nuclear) esto no tiene que hacerse, ya que la presencia del hafnio no ejerce influencia apreciable en las propiedades mecánicas y químicas del circonio.

¹⁾ El berilio se utiliza también como fuente de neutrones, los cuales se producen cuando se bombardea con partículas α , para "ventanillas" de tubos de rayos X (porque el berilio es transparente a estos rayos) y en otros casos.

El circonio se utiliza también como absorbente de gases (*getter*), en cirugía ¹⁾ y en metalurgia (elemento de aleación, desoxidante).

Materiales de transferencia de calor. Para el intercambio activo de calor en los reactores nucleares se emplean materiales metálicos cuya conductibilidad térmica es mayor que la del agua o los gases. Como materiales para transferir el calor deben utilizarse metales de baja temperatura de fusión. En dependencia del principio de funcionamiento del reactor puede emplearse como material de transferencia el bismuto (y sus aleaciones) o el sodio.

En unos tipos de reactores el material de transferencia de calor debe contener como soluto el combustible nuclear, o sea, el uranio, y por esto hay que elegir un material de baja temperatura de fusión ²⁾ capaz de disolver el uranio.

Los datos que facilita la tabla 84 demuestran que de todos los metales de baja temperatura de fusión, el más adecuado para esto es el bismuto.

TABLA 84. Características físicas de los metales no féreos

| Características | Zn | Ga | In | Ti | Sn | Pb | Sb | Bi |
|---|-------|--------|------|------|------|------|------|------|
| Temperatura de fusión, °C | 419 | 30 | 156 | 303 | 232 | 327 | 630 | 271 |
| Solubilidad del uranio a 900 °C, % (at) | 0,32* | 0,90** | 0,51 | 0,43 | 0,2 | 0,52 | 1,5 | 12,3 |
| Sección eficaz de captura de neutrones térmicos, barn | 1,06 | 2,7 | 190 | 3,3 | 0,65 | 0,17 | 6,40 | 0,03 |

* A 500 °C.

** A 700 °C.

Además (y esto tiene no poca importancia), la capacidad del bismuto para absorber neutrones térmicos es pequeña.

En vez de bismuto puro puede emplearse la eutéctica Pb—Bi de 43,5% de Pb en 56,5% de Bi con 125 °C de temperatura de fusión (fig. 119, a), ya que la adición de plomo hace que la aleación sea más barata y más fluida, debido al descenso de su temperatura de fusión, y aunque produce cierta disminución en la solubilidad del uranio y cierto aumento en su aptitud para absorber neutrones (véase la tabla 83), éstos no sobrepasan los límites permisibles.

Tiene mucha importancia la interacción del bismuto (o la aleación Bi—Pb) con las paredes de los tubos del intercambiador de calor, que deben ser de material metálico. La estabilidad de los diferentes metales en este medio es muy diversa y depende de la temperatura del medio.

El platino, el manganeso y el níquel son totalmente inestables, y el cobre y el aluminio no son mucho más estables. El hierro simple, no aleado, y el acero al carbono conservan su estabilidad hasta temperaturas más altas (750 °C) que los aceros inoxidables. El berilio y el molibdeno son estables hasta 1000 °C. Por lo tanto, los criterios ordinarios sobre la resistencia de los metales a la corrosión no sirven en este caso.

¹⁾ El circonio, lo mismo que el tantalio, a diferencia de materiales como la plata y la seda, no interacciona con los tejidos vivos.

²⁾ Prácticamente no mayor de 500 °C.

La extracción intensiva del calor que se desprende en el reactor durante la desintegración nuclear puede realizarse eficazmente valiéndose de metales ligeros; éstos, por sus propiedades térmicas, superan mucho al agua, ya que es mayor su calor latente de vaporización (en el cual, por consiguiente, se gastará más calor),

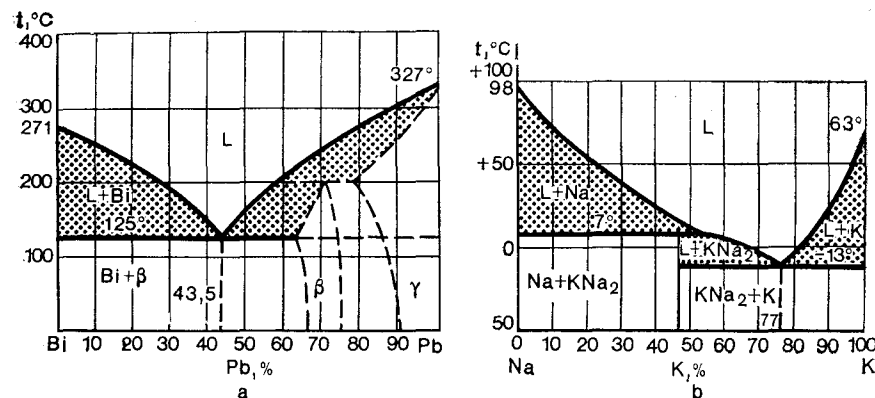


Fig. 119. Diagrama de estado:
a, Bi—Pb; b, Na—K

menor la tensión de su vapor (y, por lo tanto, el sistema puede funcionar a presiones más bajas y tener paredes más delgadas), más alto su coeficiente de conductibilidad térmica, etc.

De los metales que se dan en la tabla 85, el rubidio no se emplea por ahora. Esto se debe, por lo visto, a su escasez. Se utiliza principalmente el sodio, y también el potasio, cuyas propiedades son parecidas a las del sodio. Sobre el empleo del litio hay pocos datos.

TABLA 85. Características físicas de los metales alcalinotérreos

| Substancia | Características físicas | | | | | |
|------------|-------------------------|---------------|--------------------------------|---------------------------|---|--|
| | T_f , °C | T_{eb} , °C | calor de vaporización, kcal/kg | tensión del vapor*, mm Hg | coeficiente de conductibilidad térmica**, $\frac{\text{kcal}}{\text{m} \cdot \text{h} \cdot \text{grad}}$ | densidad $\frac{\text{g}}{\text{cm}^3}$ a 20°C |
| Litio | 179 | 1317 | 4680 | 400 | 35 | 0,53 |
| Sodio | 98 | 883 | 1005 | 400 | 75 | 0,97 |
| Potasio | 64 | 760 | 496 | 400 | 40 | 0,86 |
| Rubidio | 39 | 688 | 212 | 400 | 30 | 1,53 |
| Agua | 0 | 100 | 539 | 760 | 0,58 | 1,0 |

* A temperaturas del orden de 600—800 °C (excepto el litio).

** A temperaturas del orden de 100—200 °C.

El sodio a la temperatura ambiente es muy blando (se deforma con los dedos), puede cortarse fácilmente con un cuchillo.

En los reactores se emplea sodio puro y su aleación con potasio (44% de K) (fig. 119, b). Esta aleación se encuentra en estado líquido a la temperatura ambiente, lo que desde el punto de vista técnico ofrece ciertas ventajas. El coeficiente de conductibilidad térmica de esta aleación es algo más bajo que el del sodio puro.

La resistencia de distintos metales a la acción corrosivo-erosiva del sodio líquido es diversa. Son muy estables en el sodio el níquel, cromo, molibdeno, hierro y circonio; tienen una resistencia limitada el titanio y el acero inoxidable, y son poco estables el acero al carbono, el aluminio y el platino. Los que en grado más alto satisfacen las condiciones que impone la técnica moderna son el acero austenítico inoxidable y el circonio, que poseen la combinación óptima de propiedades requeridas.

La estabilidad de los distintos metales, sobre todo de las aleaciones de hierro, disminuye bruscamente cuando en el sodio hay disuelto oxígeno, incluso en pequeñas cantidades. Por esto el sodio líquido, lo mismo que la aleación Na—K que se utilice, debe estar bien depurado de oxígeno.

3. COMBUSTIBLE NUCLEAR (URANIO, PLUTONIO, TORIO)

Los metales raros uranio (U), torio (Th) y plutonio ¹⁾ (Pu) tienen ahora mucha importancia como combustible nuclear para la producción de energía atómica.

El uranio en la forma, en que se encuentra en la naturaleza, es una mezcla de dos isótopos por lo menos: 99,3% de U^{238} y 0,7% de U^{235} .

La desintegración del núcleo del átomo del uranio, es decir, de su isótopo U^{235} , libera una cantidad enorme de energía. A diferencia del isótopo U^{235} , el U^{238} no se desintegra al bombardearlo con neutrones. Los neutrones son capturados por el U^{238} , que al ocurrir esto se transforma en el isótopo U^{239} , el cual, por pérdida de una partícula β , se convierte en neptunio (Np), de número atómico 93, y este último, al perder otra partícula β , origina el elemento plutonio, de número atómico 94. El plutonio, al ser bombardeado con neutrones, se desintegra con desprendimiento de energía; de esta forma, el plutonio es sucedáneo del isótopo U^{235} .

El uranio es un metal con brillo semejante al de la plata, su densidad es de cerca de 19,0 g/cm³, es decir, es uno de los metales más pesados.

A la temperatura ambiente el uranio no se oxida en el aire, pero al calentarse arde ya a 170 °C.

La temperatura de fusión del uranio es de 1132 °C.

El uranio tiene tres modificaciones alotrópicas: la U_α , de red cristalina ortorrómbica, estable a menos de 668 °C; la U_β , de red cristalina tetragonal, cuyo intervalo de estabilidad es de 668—720 °C, y la U_γ , de red cúbica centrada en el cuerpo, estable a más de 720 °C.

Así, pues, las temperaturas de las transformaciones de agregación del uranio son las siguientes: 668 °C ($\alpha \rightleftharpoons \beta$); 720 °C ($\beta \rightleftharpoons \gamma$) y 1132 °C ($\gamma \rightleftharpoons L$). El uranio U_α casi no disuelve los elementos que están presentes en forma de diversos compuestos, mientras que el U_β y el U_γ los disuelven en cantidades apreciables; por esto es posible el tratamiento térmico de las aleaciones de uranio me-

¹⁾ El plutonio es un elemento artificial que no existe en la corteza terrestre; se obtiene por bombardeo del uranio con neutrones.

dian te el calentamiento hasta el estado β o γ , la disolución en estas modificaciones del uranio de las fases excedentes y el enfriamiento rápido. En este caso puede fijarse el estado estable a altas temperaturas y los estados intermedios, por ejemplo, puede obtenerse una mezcla dispersa de U_{α} + segunda fase o una solución sobresaturada de U_{α} de acuerdo con la reacción martensítica.

Los monocristales de U_{α} se distinguen por una anisotropía de propiedades claramente expresada, que sobre todo se pone de manifiesto en la dilatación. Así, el coeficiente de dilatación lineal de los cristales en una dirección es igual a $22 \cdot 10^{-6}$ y en otra a $-1,5 \cdot 10^{-6}$ (es decir, en una dirección los cristales de U_{α} se dilatan al calentarse, y en otra, se contraen).

El uranio tiene características mecánicas relativamente bajas: dureza, alrededor de $HB\ 220$; $\sigma_B \approx 36\text{ kgf/mm}^2$; $\sigma_{0,2} \approx 23\text{ kgf/mm}^2$ y un bajísimo límite de alargamientos proporcionales (o de proporcionalidad), que es de 2 kgf/mm^2 solamente. Las diferencias en la orientación de los granos, en su tamaño, en la pureza y en otros factores pueden ejercer considerable influencia en las propiedades mecánicas y de otro tipo del uranio.

La radiación influye mucho en las propiedades mecánicas del uranio. Así, las probetas de uranio que pierden por radiación el 0,035% (at) muestran una disminución de su resistencia igual a $1/4$ del valor inicial, y una disminución del alargamiento relativo desde el 17 hasta el 0,36%, mientras que su dureza aumenta desde $HB\ 220$ hasta 300.

Plutonio. El plutonio, a pesar de su baja temperatura de fusión (640°C), tiene seis modificaciones alotrópicas estables en los intervalos de temperatura siguientes: más abajo de 119°C (α), de 119 a 218°C (β), de 218 a 310°C (γ), de 310 a 450°C (δ), de 450 a 472°C (η) y de 472 a 640°C (ϵ).

El plutonio es el único metal que tiene tantas modificaciones alotrópicas. Como se sabe, todos los metales se dilatan al calentarse; las modificaciones δ y η del plutonio al contrario, se contraen al calentarse.

La gran radiactividad del plutonio dificulta su estudio, ya que en este caso hay que tomar medidas especiales de protección contra las radiaciones (las operaciones se hacen en las llamadas cámaras "calientes", valiéndose de aparatos con mando a distancia).

Torio. El torio metálico de procedencia natural no es material fusible, pero sometido a la irradiación neutrónica se transforma en el combustible nuclear U^{238} .

En el torio existen dos modificaciones alotrópicas: el Th_{α} , con red, c.c.c., y el Th_{β} , con red c.c.. La temperatura de la transición $\alpha \rightleftharpoons \beta$ es igual a 1400°C y la de fusión del torio, 1775°C . Su densidad es de $11,7\text{ g/cm}^3$.

Bibliografía

S. A. Ulibin, "Materiales de transferencia del calor de las instalaciones energéticas nucleares". Moscú — Leningrado, ENERGUA, 1966.

S. T. Konobeevski, "Efecto de la radiación sobre los materiales. Introducción a la "radiomaterialografía"". Moscú. ATOMIZDAT, 1967.

D. M. Skórov, Yu. F. Buichkov, A. I. Doshkovski y V. V. Chepkunov, "Materialografía" especial para reactores", Moscú. ATOMIZDAT, 1968.

V. I. Subbotin, M. N. Ivanovski y M. N. Arnóldov, "Fundamentos físico-químicos del empleo de materiales metálicos líquidos para la transferencia del calor", Moscú, ATOMIZDAT, 1970.

Yu. N. Sokurski, Ya. M. Sterlin y V. A. Fedorenko, "El uranio y sus aleaciones". Moscú, ATOMIZDAT, 1971.

N. M. Bieskorovaini, Yu. S. Bielomyttsev, M. D. Abrámov y V. K. Ivanov, "Materiales de construcción de los reactores nucleares". I parte. Moscú, ATOMIZDAT, 1972.

V. V. Guerásimov y A. S. Monájov, "Materiales para la técnica nuclear". Moscú, ATOMIZDAT, 1973.

QUINTA PARTE. METALES Y ALEACIONES NO FÉRREOS

CAPÍTULO XXVI

METALES Y ALEACIONES LIGEROS

Se consideran ligeros los metales cuya densidad es menor que 3 g/cm^3 , y si se excluyen los metales alcalinotérreos, que también son poco densos, a los metales ligeros que vamos a estudiar en este capítulo (véase tomo I la tabla 2) deberán pertenecer sólo tres: el aluminio, el magnesio y el berilio.

Las principales características físicas de estos metales se dan en la tabla 86.

TABLA 86. Características físicas principales de los metales ligeros

| Características | Al | Mg | Be |
|--|----------------------|----------------------|---------------------|
| Número atómico | 13 | 12 | 4 |
| Masa (peso) atómico | 27,0 | 24,3 | 9,0 |
| Densidad (peso específico) a 20°C , g/cm^3 | 2,7 | 1,7 | 1,8 |
| Temperatura de fusión, $^\circ\text{C}$ | 660 | 651 | 1284 |
| Temperatura de ebullición, $^\circ\text{C}$ | 2327 | 1107 | 2450 |
| Diámetro atómico, Å | 3,2 | 2,8 | 2,3 |
| Calor latente de fusión, cal/grad | 94 | 46,5 | 275 |
| Conductividad calorífica a 20°C , $\text{cal/(cm} \cdot \text{s} \cdot \text{grad)}$ | 0,54 | 0,38 | 0,45 |
| Coefficiente de dilatación lineal a 25°C | $24,3 \cdot 10^{-6}$ | $26,0 \cdot 10^{-6}$ | $11 \cdot 10^{-6}$ |
| Resistividad eléctrica a 20°C , $\Omega \cdot \text{cm}$ | $2,7 \cdot 10^{-6}$ | $4,5 \cdot 10^{-6}$ | $3,6 \cdot 10^{-6}$ |
| Módulo de elasticidad normal E , kgf/mm^2 | 7,100 | 4,570 | 30,000 |

EL ALUMINIO Y SUS ALEACIONES

De los tres metales ligeros, el aluminio es el que tiene más importancia, como lo demuestra su volumen de producción (e segundo, después del hierro) y su bajo precio.

Acerca de la existencia de un metal que formaba parte de la composición de la arcilla, conjeturó en 1808 el científico inglés Davy. El fue quien le dio el nombre de aluminio¹⁾.

En 1825 el danés Oersted obtuvo por primera vez partículas de aluminio.

Los autores del procedimiento que se emplea actualmente para fabricar el aluminio (electrólisis de sales fundidas) fueron el norteamericano Charles Hall y el francés Paul Héroult²⁾.

Hasta 1890 sólo se habían producido en el mundo 200 t de aluminio (que entonces valía casi tanto como el oro). Pero en la década siguiente se produjeron 28 000 t y en 1930, en un solo año, 27 000 t. El volumen actual de la producción mundial de aluminio (sin contar el obtenido en la URSS) es de alrededor de 10 millones de t al año.

Hasta 1906 el aluminio se utilizaba puro, pero dicho año A. Wilm descubrió casi inesperadamente el procedimiento de endurecer la aleación Al—Cu por medio del temple y envejecimiento, y la aleación propuesta por él (4% de Cu, 0,5% de Mg, 0,5 de Mn) es hasta ahora la más difundida de todas las aleaciones de aluminio (duraluminio). En la actualidad no se emplea mucho como material de construcción el aluminio puro, sino sus aleaciones, en primer lugar el duraluminio, en virtud de su alta resistencia ($\sigma_B = 30\text{--}60 \text{ kgf/mm}^2$) y poca densidad ($2,6\text{--}3 \text{ g/cm}^3$).

1. PROPIEDADES DEL ALUMINIO

Las propiedades más características del aluminio puro son su poca densidad ($\gamma = 2,7$) y su baja temperatura de fusión (600°C). Comparado con el hierro, que tiene $\gamma = 7,8$ y $T_f = 1535^\circ\text{C}$, el aluminio es casi tres veces menos denso, por lo que él y sus aleaciones se utilizan en los casos en que la poca densidad y la gran resistencia específica (σ_B/γ) tienen mucha importancia. Debido a que la temperatura de fusión del aluminio es más baja que la del hierro, la tecnología de maquinado de aquél y de sus aleaciones difiere mucho de la del acero.

Son también propiedades características del aluminio su alta plasticidad y su poca resistencia mecánica. El aluminio laminado y recocido de alta pureza tiene $\sigma_B = 6 \text{ kgf/mm}^2$; $\sigma_{0.2} = 2 \text{ kgf/mm}^2$; dureza $HB\ 25$; $\psi = 85\%$ y $\delta = 40\%$.³⁾

El aluminio cristaliza en la red cúbica centrada en las caras. El parámetro de esta red a 20°C es igual a $4,04 \text{ \AA}$ y el radio atómico, $1,43 \text{ \AA}$. El aluminio no tiene modificaciones alotrópicas, su

¹⁾ En Rusia este metal se llamaba en el siglo XIX "gliniy".

²⁾ Ambos, independientemente el uno del otro, cuando cada uno tenía 23 años de edad, patentaron el procedimiento de obtención industrial del aluminio.

³⁾ Es decir, sus características se aproximan a las del hierro muy puro (véase la llamada de la pág. 160, t. 1). En general, puede decirse que las características mecánicas de los metales muy puros difieren poco entre sí.

conductibilidad térmica y eléctrica son grandes y su calor latente de fusión, muy elevado.

A pesar de su gran afinidad por el oxígeno, el aluminio se oxida muy poco en el aire y en ciertos medios, debido a que en su superficie se forma una película compacta de Al_2O_3 que protege el metal contra la corrosión. Cuanto más puro sea el aluminio, tanto mayor será su resistencia a la corrosión.

El aluminio más puro (aluminio de pureza especial, tabla 87) contiene el 99,999% de Al y la suma de todas sus impurezas no supera el 0,001%. Se emplea principalmente para ensayos de laboratorio. En la industria, de acuerdo con las condiciones que se imponen, se emplea el aluminio de alta pureza (99,995—99,15% de Al) y el de pureza técnica (99,85—99,0% de Al). El aluminio de distinta pureza se marca como indica la tabla 87.

TABLA 87. Marcas del aluminio primario (GOST 11069—74)

| Marca del aluminio | Al, % (mínimo) | Composición química de las impurezas, % (mínima) | | |
|--------------------|-------------------|---|--------|-------|
| | | Fe | Si | total |
| Pureza especial | | | | |
| A999 | 99,999 | — | — | 0,001 |
| Alta pureza | | | | |
| A995 | 99,995 | 0,0015 | 0,0015 | 0,005 |
| A99 | 99,99 | 0,003 | 0,003 | 0,010 |
| A97 | 99,97 | 0,015 | 0,015 | 0,030 |
| A95 | 99,95 | 0,030 | 0,030 | 0,050 |
| Pureza técnica | | | | |
| A85 | 99,85 | 0,08 | 0,06 | 0,15 |
| A8 | 99,8 | 0,12 | 0,10 | 0,20 |
| A7 | 99,7 | 0,16 | 0,16 | 0,30 |
| A6 | 99,6 | 0,25 | 0,20 | 0,40 |
| A5 | 99,5 | 0,30 | 0,30 | 0,50 |
| A0 | 99,0 | 0,50 | 0,50 | 1,0 |

Las principales impurezas (constantes) del aluminio son el hierro y el silicio. De su influencia se habla en la pág. 224).

El empleo del aluminio como material de construcción no es conveniente, debido a su poca resistencia, sin embargo, algunas de sus propiedades — alta plasticidad, resistencia a la corrosión y conductibilidad eléctrica — permiten utilizarlo muy eficazmente¹⁾. Existen tres tendencias en el empleo del aluminio técnico:

1) su alta plasticidad permite conformarlo por embutición profunda y laminarlo hasta espesores muy pequeños (por ejemplo, para hacer papel de aluminio para envolver bombones, etc.);

¹⁾ Sobre todo si se tiene en cuenta su bajo costo, referido a la unidad de masa y, aún más, a la unidad de volumen.

2) su elevada conductividad eléctrica (65% de la del cobre) hace posible utilizar el aluminio para fines electrotécnicos (metal conductor). Para la misma conductibilidad eléctrica, los alambres de aluminio pesan menos que los de cobre;

3) su gran resistencia a la corrosión hace que el aluminio tenga muchas aplicaciones. El aluminio es un metal químicamente activo, pero la oxidación inicial forma una película de óxido (de 100 Å de espesor aproximado) que aísla el metal del medio circundante. Esta circunstancia permite considerar el aluminio como metal resistente a la corrosión. El aluminio es prácticamente muy estable en los ácidos orgánicos (por esto se utiliza mucho para transportar y guardar productos alimenticios).

En los ácidos inorgánicos sólo es estable si están poco concentrados.

2. IMPUREZAS CONSTANTES DEL ALUMINIO (HIERRO Y SILICIO)

La fig. 120 representa la parte del diagrama Al—Fe correspondiente a las aleaciones ricas en aluminio. El hierro puede decirse que es prácticamente insoluble en el aluminio ¹⁾, por esto, aunque el contenido de hierro sea muy pequeño, se forma eutéctica Al + Al₃Fe. Su contenido de hierro es solamente del

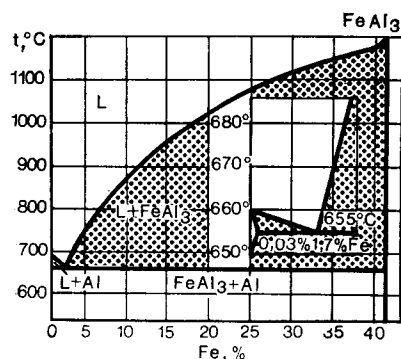


Fig. 120. Parte del diagrama de estado de las aleaciones Al—Fe

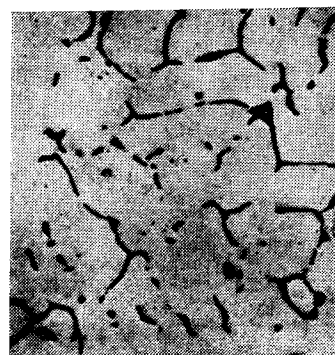


Fig. 121. Aluminio técnico fundido. Las inclusiones oscuras son de Al₃Fe. $\times 200$

1,7% (o del 7% de Al₃Fe). Como el contenido de hierro en la eutéctica es pequeño, al hacer el análisis microscópico no se observa la estructura eutéctica típica, porque coalesce. La estructura de las aleaciones Al—Fe está constituida por aluminio e inclusiones oscuras de Al₃Fe (fig. 121).

El silicio no forma compuestos químicos con el aluminio. El diagrama de estado Al—Si se da en la fig. 122. La solubilidad del aluminio en el silicio es muy pequeña. La del silicio en el aluminio a la temperatura eutéctica alcanza el 1,65% y a la temperatura ambiente es casi nula (0,09% a 300 °C). La eutéctica

¹⁾ La solubilidad del hierro en el aluminio a la temperatura eutéctica (655 °C), según los datos modernos, es de alrededor del 0,03%.

contiene el 11,7% de silicio y está constituida por inclusiones de ambas fases que se suceden alternativamente.

Si al mismo tiempo están presentes el silicio y el hierro aparecen nuevas fases, que no existen en las aleaciones binarias, llamadas α (Al—Fe—Si) y

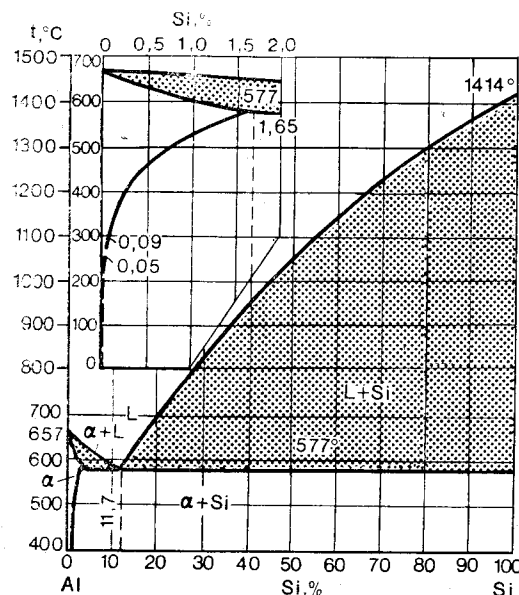


Fig. 122. Diagrama de estado Al—Si

β (Al—Fe—Si), que son compuestos químicos ternarios de hierro, silicio y aluminio¹⁾.

La presencia de estos compuestos, sobre todo cuando se encuentran en los límites de los granos, disminuye la plasticidad del aluminio.

3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LAS ALEACIONES Al—Cu ²⁾

El tratamiento térmico para endurecer las aleaciones de aluminio se basa en la variación de la solubilidad de los compuestos en la solución de aluminio básica, y concretamente en el caso de las aleaciones Al—Cu, en la variación de la solubilidad del compuesto CuAl₂ en el aluminio.

¹⁾ Esta es la forma de designar estos compuestos adoptada en la literatura, ya que su relación estequiométrica no ha sido aún establecida.

²⁾ Los procesos de tratamiento térmico del acero se estudiaron basándose en las aleaciones Fe—C. En las aleaciones de aluminio, el segundo elemento principal es el cobre, por esto las transformaciones estructurales que ocurren durante su tratamiento térmico se estudian tomando como ejemplo la aleación Al—Cu. Esto resulta tanto más conveniente, porque la introducción de otros elementos de aleación, además o en vez del cobre, no implica cambios esenciales.

Como se ve en la fig. 123, el cobre se disuelve a la temperatura ambiente en una cantidad aproximadamente igual al 0,2%, pero su solubilidad máxima a la temperatura eutéctica (548 °C) es del 5,7%. Cualquier aleación que contenga hasta un 5,7% de

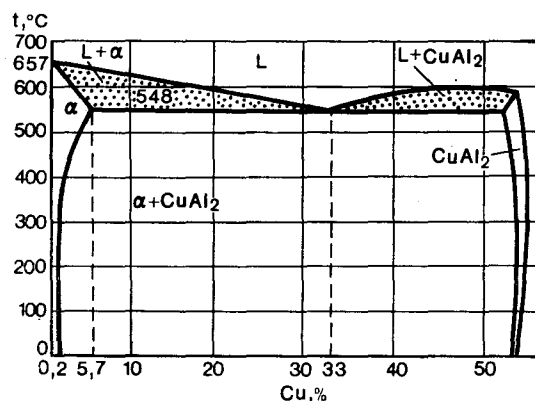


Fig. 123. Diagrama de estado Al—Cu

Cu, calentándola debidamente, puede transformarse en estado monofásico. Y este estado se puede fijar con un enfriamiento rápido.

La velocidad de enfriamiento necesaria para el temple está determinada por la velocidad de precipitación de las fases excedentes de la solución sólida subenfriada y sobresaturada. Para

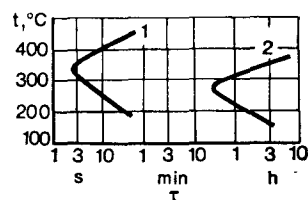


Fig. 124. Diagrama de la descomposición isotérmica de la solución sólida subenfriada en las aleaciones de aluminio (se indica el comienzo de la descomposición):
1, Al + 4% Cu + 1,5% Mg; 2, Al + 4% Zn + 2% Mg

este fin se construyen diagramas de la transformación isotérmica de la solución sólida sobresaturada (una especie de diagramas en C), de los cuales se da un ejemplo en la fig. 124. Según este diagrama, la velocidad máxima de transformación se observa cerca de los 300 °C.

La solución sólida obtenida de este modo, si contiene más del 0,2% de Cu, será sobresaturada. En esta solución sólida sobresaturada e inestable se efectúan cambios que en fin de cuentas hacen que precipite el compuesto CuAl_2 y que sólo quede en la solución la cantidad de cobre correspondiente al sistema en equilibrio (0,2%).

Este proceso se llama *envejecimiento* o *maduración*. Si este proceso se realiza a la temperatura ambiente, recibe el nombre de *envejecimiento* o *maduración natural*, y si se verifica mediante una elevación artificial de la temperatura, se llama *envejecimiento* o *maduración artificial*. Así, pues, el tratamiento térmico de las aleaciones de aluminio consta de dos ciclos: temple y envejecimiento.

El envejecimiento comprende todos los procesos que ocurren en la solución sólida sobresaturada: los preparatorios y los propios procesos de precipitación. La transformación en que sólo se efectúan procesos de precipitación, sin los procesos preparatorios complejos de que trataremos después, se llama *endurecimiento* o *maduración por precipitación*.

Los problemas teóricos relacionados con el temple de las aleaciones de aluminio son relativamente simples: en el proceso de

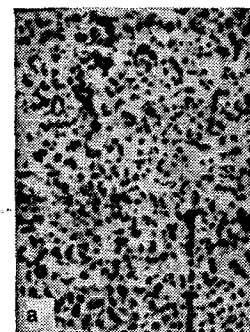


Fig. 125. Estructura de la aleación Al + 4% Cu recocida:
a, $\times 900$; b, $\times 100$

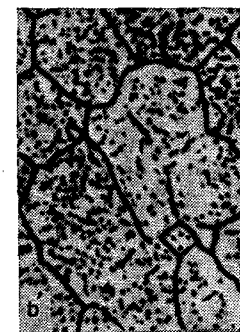


Fig. 126. Estructura de la aleación Al + 4% Cu templada. $\times 100$

temple se fija la solución sólida sobresaturada. Lo importante es que el enfriamiento sea suficientemente rápido.

La microestructura ilustra bien y explica los cambios de fase que produce el temple.

La fig. 125 representa la estructura de la aleación A17, con el 4% de Cu, recocida. Sobre el fondo de solución sólida (de aluminio casi puro) se ven las inclusiones de CuAl_2 . En la fig. 126 se da la microestructura de la misma aleación después de templada. Esta estructura está constituida por solución sólida homogénea. El calentamiento hasta la temperatura de temple hizo que se disolvieran totalmente las inclusiones de CuAl_2 , y el enfriamiento de temple fijó (en cuanto puede apreciarse por la microestructura) la solución sólida sobresaturada.

Veamos primero cómo varían las propiedades de la aleación Al—Cu durante el envejecimiento.

La resistencia a la rotura de la aleación Al + 4% de Cu recocida es $\sigma_B = 20 \text{ kgf/mm}^2$. Recién templada (es decir, si el ensayo se hace inmediatamente después del temple), su resistencia a la rotura es

algo mayor e igual aproximadamente a 25 kgf/mm². Después del envejecimiento la resistencia aumenta mucho y llega a los 40 kgf/mm².

Con el envejecimiento natural (20 °C) la resistencia adquiere su valor máximo a los cuatro o cinco días después del temple, siendo la velocidad de endurecimiento mucho menor durante las primeras horas que en las siguientes, pero luego vuelve a disminuir la intensidad del proceso.

La marcha típica de la curva de endurecimiento cuando el envejecimiento es natural, se muestra en la fig. 127.

El período inicial, que se caracteriza por no haber elevación de la resistencia o por ser ésta muy débil, se llama de incubación. El período de incubación tiene mucha importancia tecnológica, ya

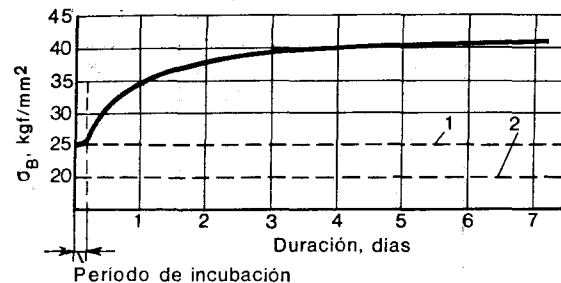


Fig. 127. Variación de la resistencia durante el envejecimiento natural de la aleación de aluminio:
1, en estado templado; 2, en estado recocido

que en este momento la aleación posee una gran capacidad de deformación plástica y las piezas templadas pueden someterse a diversas operaciones tecnológicas de conformación (remachado, curvado, rebordado, etc.). Al cabo de 2—3 h comienza a disminuir bruscamente la aptitud del metal para deformarse plásticamente y estas operaciones no pueden ya realizarse, como también la duración del período de incubación.

La velocidad de maduración depende mucho de la temperatura (fig. 128): la elevación de ésta acelera el proceso. Pero la resistencia máxima que se obtiene es tanto menor, cuanto más alta es la temperatura de envejecimiento. Al mismo tiempo, como resultado de la maduración a temperatura superior a 150 °C se observa claramente que la aleación pierde resistencia si se mantiene a dicha temperatura más del tiempo necesario para obtener el endurecimiento máximo, y esta pérdida es tanto más rápida, cuanto más alta es la temperatura.

A temperaturas inferiores a la ambiente, el envejecimiento es más lento y a -50 °C puede considerarse que el estado de temple es prácticamente estable y no se produce maduración.

El estado de la aleación después del envejecimiento natural es inestable. Si una aleación de aluminio sometida previamente a

maduración natural se mantiene durante poco tiempo a la temperatura de 200—250 °C, se ablanda y adquiere las propiedades características del metal recién templado, ya que la aleación recupera su aptitud para el envejecimiento natural (fig. 129). Este

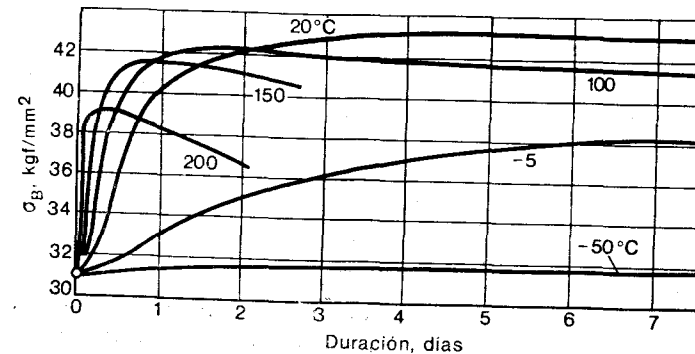


Fig. 128. Curvas de envejecimiento del duraluminio a distintas temperaturas

fenómeno (es decir, el retorno al estado de temple reciente después de un corto calentamiento) se llama *recuperación*.

Consideremos los procesos que tienen lugar en el transcurso del envejecimiento de la aleación Al—Cu.

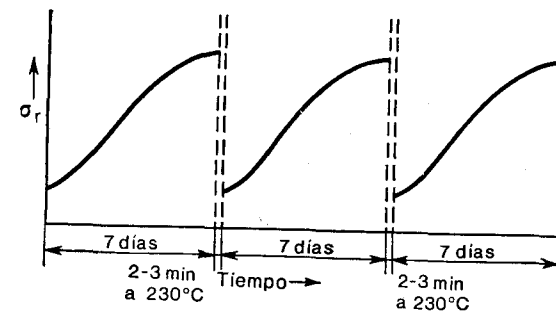


Fig. 129. Curvas de envejecimiento después del retorno al estado de recién templado (breve calentamiento a 230 °C)

El temple fija la solución sólida sobresaturada, por lo cual lo más probable es suponer que durante el proceso de envejecimiento precipita la fase excedente (CuAl_2) y que su precipitación en estado finamente disperso provoca la variación de las propiedades.

Pero el material experimental moderno disponible no confirma esta teoría inicial. Por su microestructura el precipitado no se observa al microscopio óptico.

La segunda fase (o sea, el precipitado de la solución sólida) se ve claramente después del envejecimiento artificial a tempera-

tura superior a 200 °C (fig. 130). Sin embargo, cuando la segunda fase se pone de manifiesto por el procedimiento metalográfico, la aleación no tiene la resistencia máxima, ya que la duración del envejecimiento (revenido) fue mucho mayor que la necesaria (a la misma temperatura de envejecimiento) para obtener las características máximas.

De este modo el análisis metalográfico contradice la teoría simple de la precipitación de la fase en exceso. Pero, ¿no puede ocurrir que las partículas que precipitan sean tan pequeñas, que sea imposible observarlas al microscopio? El análisis estructural

roentgenográfico también pone de manifiesto que con el envejecimiento, cuando la aleación alcanza su resistencia máxima, no existe fase excedente ¹⁾.

Los datos citados muestran que en el envejecimiento natural no se produce una precipitación en el sentido ordinario y que el endurecimiento no está ligado con la descomposición de la solución sólida.

Con el envejecimiento artificial, únicamente a temperaturas superiores a 200 °C, y con tales permanencias a ellas que no aseguran la

Fig. 130. Estructura de la aleación Al + 4% Cu templada y envejecida artificialmente a 250° C. $\times 900$

obtención de la resistencia máxima, se observa en realidad la precipitación, la cual se registra por numerosos métodos de análisis físico-químico.

Las hipótesis modernas acerca del mecanismo del envejecimiento, confirmadas por un método especial de análisis estructural roentgenográfico, son las siguientes: durante el proceso de envejecimiento natural se producen procesos preparatorios de la precipitación, pero ésta sólo puede efectuarse a temperaturas altas que aseguren una velocidad suficiente de los desplazamientos atómicos (difusión).

El período inicial del envejecimiento (que llamaremos primera etapa) consiste en que en la solución sólida sobresaturada los átomos del segundo componente (en este caso los átomos de cobre), que en la aleación recién templada se encuentran en puntos casuales, se reúnen en lugares determinados de la red cristalina. Como resul-

¹⁾ El cobre que hay en la solución sólida disminuye los parámetros de la red, porque el radio atómico del aluminio es de 1,43 Å y el del cobre, de 1,28 Å.

La precipitación del cobre de la solución sólida debe ir acompañada del aumento del parámetro, mientras que el envejecimiento y el endurecimiento que él produce no cambian el parámetro de la red. Sólo por encima de los 200 °C se observa el aumento de los parámetros debido a la precipitación de la segunda fase de la solución, y esto se descubre también por otros métodos (por ejemplo, metalográficos).

cado de este proceso se forman dentro del metal zonas de concentración elevada del componente soluto llamadas *zonas de Guinier — Preston* ¹⁾ (zonas G. P.).

Los átomos de cobre en esta etapa del envejecimiento no precipitan, por lo que el valor medio del parámetro de la red no varía. Sin embargo, en los puntos de elevada concentración de segundo componente, el parámetro debe ser distinto que en los puntos de concentración empobrecida, lo que crea grandes tensiones en el cristal, divide los bloques del mosaico y hace que aumente la dureza.

Las zonas G. P. son formaciones laminares delgadas, discoidales, de varias capas de átomos de espesor y de una extensión de varias decenas de dichas capas ²⁾.

El contenido de cobre de estas zonas es elevado, pero aún no corresponde a la fórmula CuAl_2 .

El desarrollo ulterior del proceso de envejecimiento consiste en que las zonas aumentan (su espesor llega a 10—40 Å y su diámetro a 200—300 Å) y se eleva hasta la relación estequiométrica el contenido de cobre que hay en ellas. Las primeras zonas pequeñas se llaman zonas G. P.-1, y las segundas, mayores, zonas G. P.-2, entre ellas no existe en principio diferencia alguna. El proceso de envejecimiento relacionado con la formación de las zonas G. P. suele llamarse también *envejecimiento zonal* (I. N. Fridliander), para diferenciarlo de la etapa siguiente del envejecimiento, que en esta terminología recibe el nombre de *envejecimiento de fase*.

Después de formarse las zonas G. P.-2, la elevación de la temperatura o la prolongación del mantenimiento a temperatura elevada, por ejemplo, a 100 °C, hace que estas zonas se transformen en la fase que se designa por θ' . Esto ya es precipitado, es decir, una nueva fase con distinta red que la disolución sólida y que la fase θ (CuAl_2) estable, y ligada coherentemente con la solución sólida matriz. Si la temperatura continúa aumentando, la fase θ' se transforma en fase θ (CuAl_2) estable y se produce su coagulación.

En las aleaciones Al—Cu simples, con el 3—5% de Cu, (o en aleaciones como éstas, pero con un pequeño contenido de magnesio, es decir, en el duraluminio) el proceso de envejecimiento zonal transcurre a la temperatura ambiente y conduce al endurecimiento máximo (fig. 128); a temperaturas de 100—150 °C, el envejecimiento zonal se transforma en envejecimiento de fase, que no proporciona la resistencia máxima. A temperaturas todavía más altas (200 °C) se efectúa la regeneración de la fase θ' en fase θ (o la formación directa de fase θ a partir de la solución sólida), lo que da un endurecimiento aún menor.

¹⁾ En honor de los científicos Guinier, francés, y Preston, inglés, que descubrieron al mismo tiempo (1938) estos procesos en el envejecimiento del duraluminio utilizando los adelantos más modernos del análisis estructural roentgenográfico.

²⁾ También se dan las dimensiones siguientes: 5—10 Å de espesor y 40—100 Å de diámetro.

Con cada temperatura de envejecimiento se forman zonas de distinto tamaño. Por esto las zonas G.P. de pequeño tamaño que se forman a la temperatura ambiente, resultan ser inestables a una temperatura más alta (por ejemplo, a 200 °C) y se "disuelven", ya que a esta temperatura son estables las formaciones de mayor tamaño. Por consiguiente, si la aleación envejecida de un modo natural se calienta hasta 150—200 °C, las zonas de tamaño pequeño que antes se formaron se "disuelven" y la aleación retorna al estado inicial de recién templada. Esto explica el fenómeno de la recuperación.

Para terminar la descripción de los procesos de envejecimiento hay que indicar lo siguiente. Primero, el estado de envejecimiento con formación de las zonas G. P. no siempre corresponde a la resistencia máxima; en algunas aleaciones de aluminio la resistencia máxima se observa cuando se forma la fase metaestable θ' .

Segundo, no es obligatorio que el proceso abarque las tres etapas G. P. $\rightarrow \theta' \rightarrow \theta$, puede empezar por la precipitación directa de fase θ' e incluso de fase θ .

Tercero, la división del envejecimiento en natural, que transcurre a 20 °C, y artificial, que se efectúa cuando se calienta (100—150 °C) la aleación, es una división tecnológica, pero no física. La clasificación física se basa en los procesos que se producen durante el envejecimiento y, desde este punto de vista, debe dividirse en zonal y de fase. Para el duraluminio (4% de Cu, 0,5% de Mg) tanto el envejecimiento natural y zonal, como el artificial y de fase, son una misma cosa; pero en algunas aleaciones las fases pueden formarse ya a la temperatura ambiente, y en otras, a la temperatura ambiente no se realiza el envejecimiento (es decir, no se endurecen).

4. INFLUENCIA DE LA COMPOSICIÓN DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO EN LOS PROCESOS QUE SE PRODUCEN DURANTE EL TRATAMIENTO TÉRMICO

Veamos la influencia que ejerce el contenido de cobre y de terceros elementos en las propiedades de las aleaciones binarias Al—Cu y en su tratamiento térmico.

Las curvas de la fig. 131 muestran cómo varía la dureza de las aleaciones Al—Cu en dependencia del contenido de cobre. El efecto del envejecimiento, es decir, la diferencia de dureza entre los estados recién templado y envejecido (curva superior del diagrama) aumenta paulatinamente al crecer el contenido de cobre; la aleación con el 2 % y menos de Cu no envejece prácticamente, ya que la sobresaturación es todavía insuficiente para provocar durante la maduración un cambio de propiedades importante.

El endurecimiento máximo por maduración se observa cuando el contenido de cobre es del 6%, lo que corresponde (aproximadamente) al límite de solubilidad del cobre en el aluminio a alta temperatura (véase la fig. 123).

La impurificación de la aleación por el hierro hace disminuir el efecto del envejecimiento. Esta influencia del hierro se debe a la formación del compuesto ternario Cu_2FeAl (fase N), que es casi insoluble en el aluminio.

Cuanto más hierro hay en la aleación, tanto más cobre se gasta en la formación del compuesto ternario y tanto menos en formar el compuesto soluble CuAl_2 , del cual depende el endurecimiento que se obtiene con el tratamiento térmico. Por lo tanto, en las aleaciones Al—Cu que han de someterse a tratamiento térmico, el hierro es una impureza perniciosa¹⁾.

El aluminio forma soluciones sólidas de solubilidad variable no sólo en el sistema Al—Cu, sino también cuando se alea con otros

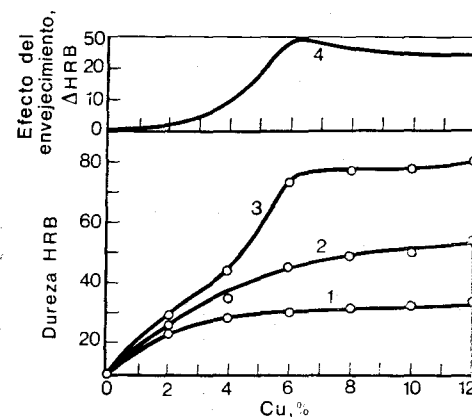


Fig. 131. Influencia del contenido de cobre en la dureza de la aleación de aluminio en tres estados:

recocido (1), inmediatamente después del temple (2) y después del envejecimiento para obtener la resistencia máxima (3). La curva 4 muestra el efecto de endurecimiento durante el envejecimiento, es decir, la diferencia entre el estado envejecido y el de recién templado. Las aleaciones ensayadas contenían un 0,2-0,3 % de Fe y un 0,03-0,09 % de Si (Jonda)

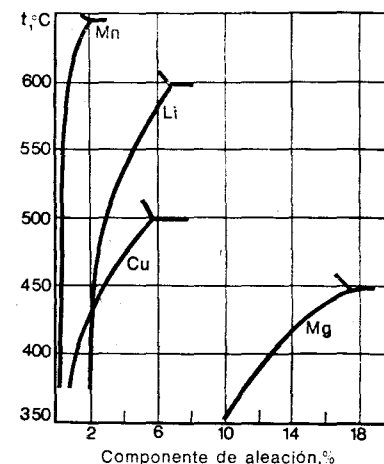


Fig. 132. Curvas de solubilidad (en estado sólido) de algunos elementos en el aluminio

elementos (Mn, Si, Cu, Mg y otros) fig. 132, lo que hace que estas aleaciones sean también aptas para ser endurecidas por temple y envejecimiento.

En las aleaciones binarias Al—Cu, Al—Si, Al—Mg y Al—Zn, el efecto que produce el tratamiento térmico es mucho menor que en las ternarias y más complejas, por lo que se emplean preferentemente las aleaciones complejas de aluminio, y no las binarias.

Entre estas aleaciones a base de sistemas ternarios, las más utilizadas son las siguientes:

1. Las aleaciones del sistema Al—Mg—Si, llamadas "avial". En estas aleaciones la fase que se disuelve durante el calentamiento de temple y que precipita durante la maduración, produciendo el endurecimiento, es el compuesto Mg_2Si .

¹⁾ En presencia del magnesio disminuye la acción perjudicial del hierro.

2. Las aleaciones del sistema Al—Cu—Mg son los llamados *duraluminos*. En las aleaciones de este sistema, en dependencia del contenido de cobre y de la relación entre las concentraciones de cobre y de magnesio, pueden formarse los compuestos binarios CuAl_2 o Al_3Mg_2 (cuando el contenido de uno de los elementos — magnesio o cobre — es pequeño) o los compuestos ternarios CuMgAl_2 (fase S) y CuMg_3Al_2 (fase T). Estos compuestos tienen solubilidad variable en el aluminio. En la fig. 133 se da el ángulo correspondiente al aluminio del sistema ternario Al—Cu—Mg.² La línea $a - b$ indica la solubilidad límite del

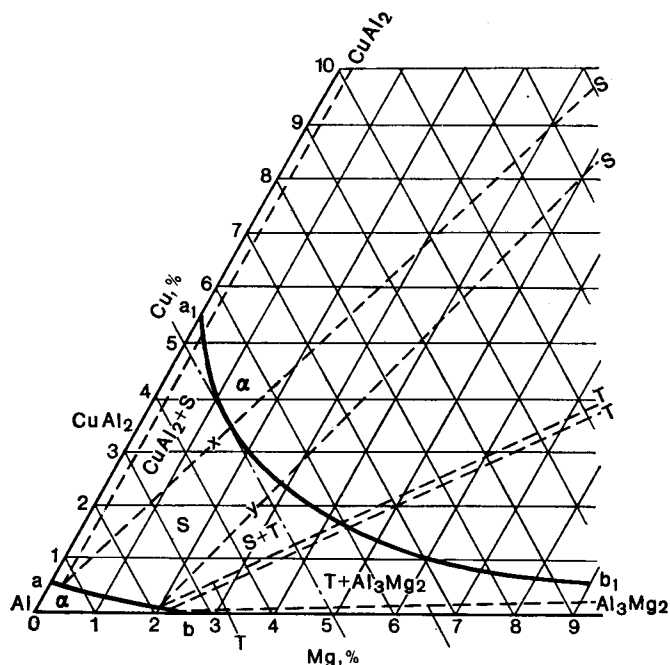


Fig. 133. Ángulo correspondiente al aluminio del diagrama de estado Al—Cu—Mg (G. G. Urazov, D. A. Petrov)

cobre y del magnesio a la temperatura ambiente, y la línea $a_1 - b_1$, a alta temperatura. Por consiguiente, las aleaciones que por su concentración de cobre y de magnesio se encuentran entre estas dos líneas, forman al calentarse solución sólida homogénea y se endurecen por medio del tratamiento térmico. En el diagrama se señalan las fases que se forman en estas aleaciones en estado recocido y, por lo tanto, a expensas de la solución de qué fases se efectúa el endurecimiento durante el tratamiento térmico.

Los trabajos llevados a cabo por D. A. Petrov y otros investigadores demuestran que la solución de la fase S seguida del envejecimiento es la que mayor endurecimiento proporciona en comparación con el que producen las otras fases de este sistema. Por esto, en el sistema ternario Al—Cu—Mg, las aleaciones más aptas para el endurecimiento por tratamiento térmico son las que se encuentran cerca de la línea $a_1 - b_1$ (entre los puntos x e y). Estas aleaciones reciben el nombre de duraluminio de alta resistencia.

3. Aleaciones de los sistemas Al—Cu—Li y Al—Mg—Li.

El metal alcalinotérreo ligero litio hace poco tiempo que empezó a utilizarse para alearlo con el aluminio. Al estudiar el sistema Al—Li (fig. 132) se puso de manifiesto la gran solubilidad del compuesto LiAl en el aluminio y su gran dependencia de la temperatura, que hace posible el empleo de tratamiento tér-

mico de endurecimiento. Las aleaciones binarias Al—Li resultan ser poco eficientes (el efecto de endurecimiento que produce en ellas el tratamiento térmico es relativamente pequeño y son muy propensas a la oxidación por calentamiento), pero las aleaciones ternarias Al—Cu—Li y Al—Mg—Li se aprecian en la práctica.

El sistema Al—Cu—Li se da en la fig. 134, a; en ésta se ve que el endurecimiento de las aleaciones ternarias puede lograrse a costa de una de las fases siguientes: $T_B(\text{Al}_{15}\text{Cu}_8\text{Li}_2)$, $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$ y $T_2(\text{Al}_6\text{CuLi}_3)$.

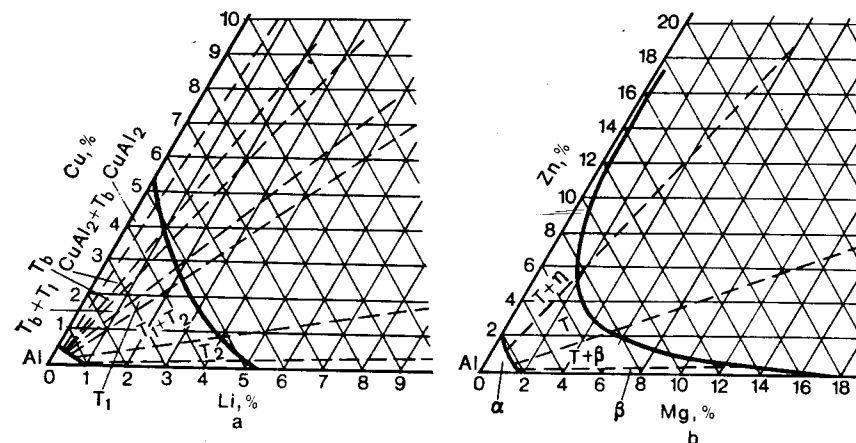


Fig. 134. Ángulo correspondiente al aluminio del sistema Al—Cu—Li (a) y del sistema Al—Zn—Mg (b)

Por su naturaleza la fase T_1 es análoga a la fase S (Al_2CuMg) del sistema Al—Cu—Mg, y el efecto de endurecimiento, cuando se disuelve esta fase, es el mayor, y puede aumentarse añadiendo una pequeñas cantidad de cadmio (0,1—0,2%)¹⁾.

Las aleaciones del sistema Al—Mg—Li son las más ligeras de todas las de aluminio, ya que los dos elementos de adición (el magnesio y el litio) disminuyen la densidad de la aleación y el envejecimiento se consigue a expensas de la precipitación (o mejor dicho, de la presedimentación) de las fases ternarias, que contienen litio.

4. Aleaciones del sistema Al—Zn—Mg. Lo mismo que el magnesio, el zinc tiene una gran solubilidad a alta temperatura 400 °C y muy poca a baja temperatura (inferior a 200 °C). Esto mismo, pero de una forma todavía más brusca, es característico del compuesto llamado fase T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$), fig. 134, b, que es isomorfa de la fase T del sistema Al—Cu—Mg.

Este sistema permite realizar una aleación profunda y obtener grandes sobresaturaciones en el temple y las mejores propiedades después del envejecimiento.

En la tabla 88 se indican los sistemas de aleaciones, las fases solubles durante el calentamiento, es decir, que provocan el envejecimiento, y las fases (zonas) cuya formación produce el máximo efecto de endurecimiento por envejecimiento.

¹⁾ El cadmio no influye en la resistencia de la aleación recocida o templada, pero la aumenta cuando se ha envejecido. Es interesante que el cadmio es un elemento de aleación inerte en el sistema Al—Cu—Mg y no influye en sus aleaciones. Esto demuestra que la influencia de un elemento en unas aleaciones o en unas condiciones determinadas no siempre se manifiesta en otras aleaciones o en otras condiciones.

TABLA 88. Fases y zonas de las aleaciones de aluminio

| Sistema de la aleación | Fase que produce el efecto del tratamiento térmico | Zonas y fases metaestables que aparecen durante el proceso del tratamiento térmico | Año en que se descubrió el efecto de endurecimiento | Autores |
|------------------------|---|--|---|------------------------|
| Al—Cu—Mg | θ (CuAl_2) S (Al_2CuMg) | G.P.I; G.P.II; θ' | 1906—1911 | Wilm |
| Al—Mg—Si | β (Mg_2Si) | G.P.; β | 1915—1921 | Heiler |
| Al—Zn—Mg | η (Mg Zn_2) T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$) | Zonas; η' | 1923—1924 | Sander, Meissner |
| Al—Zn—Mg—Cu | η (MgZn_2) T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$) | Zonas; η' | 1932 | Weber |
| Al—Cu—Mn | θ (CuAl_2) T ($\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$) | G.P.; θ'' ; θ' | 1938 1950 | Petri Fragmin |
| Al—Cu—Li | θ (CuAl_2) T ($\text{Al}_{7.5}\text{Cu}_4\text{Li}$) T_1 (Al_2CuLi) | θ' ; T_1 | 1956 | Hardy Silkok |
| Al—Li—Mg | S (Al_3LiMg) δ (AlLi) | δ' (Al_3Li) | 1968—1965 | Friedländer y otros |

5. CLASIFICACIÓN DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO

Las aleaciones técnicas de aluminio se dividen en dos grupos: uno, el de las que se emplean deformadas (prensadas, laminadas o forjadas), y otro, el de las que se usan en forma de fundición. La delimitación entre las aleaciones de estos dos grupos está determinada por el límite de saturación de la solución sólida a la temperatura eutéctica (véase la fig. 136).

La variación de las propiedades tecnológicas comparada con el diagrama de estado (fig. 135) muestra que las aleaciones cuyo contenido de componente es menor que el límite de solubilidad a alta temperatura, poseen la mayor plasticidad y la menor resistencia a alta temperatura, por consiguiente, soportan bien el trabajo en caliente por presión.

La existencia de estructura eutéctica hace que disminuya bruscamente la plasticidad y la aptitud de la aleación para ser prensada, laminada o forjada, bastando cierta cantidad (generalmente no grande) de eutéctica para que estos tratamientos sean imposibles de realizar.

La mejor fluidez la tienen los metales que cristalizan a temperatura constante (metales puros y aleaciones eutécticas). Cuando se pasa más allá del límite de solubilidad a alta temperatura, la fluidez se eleva bruscamente.

El volumen total de los poros de fundición varía suavemente, pero sus tamaños y distribución dependen del intervalo de temperatura de cristalización. Si el intervalo es grande, los poros de fundición suelen ser, por regla general, pequeños y están distribuidos por toda la sección de la pieza fundida. La densidad de la fundición será pequeña, pero, por esta misma causa, también será pequeña su contracción. Cuando el intervalo de temperatura de cristalización es nulo (componentes puros, eutéctica), se forma un rechupe de contracción concentrada que por medio de canales de colada bien contruidos puede sacarse a la mazarota y de esta forma obtener una fundición de alta densidad.

La concentración de los componentes en las aleaciones para moldeo debe ser mayor que la solubilidad máxima a alta temperatura, por dos causas: primera, para crear la resistencia suficiente y que las tensiones internas (naturales e inevitables) no produzcan en las piezas de fundición (no recocidas) grietas; segunda, para elevar la fluencia.

Así, pues, las aleaciones de aluminio pueden clasificarse en aleaciones para moldeo y aleaciones deformables, basándose en el diagrama de estado (fig. 136). Al mismo tiempo, las aleaciones para moldeo no deben contener mucha eutéctica (más del 15—20% en volumen), porque de lo contrario empeoran sus propiedades mecánicas y algunas tecnológicas. Todas las aleaciones para moldeo pueden endurecerse por tratamiento térmico, pero el grado de este endurecimiento será tanto menor, cuanto más aleadas estén, es decir, cuanto más eutéctica haya en su estructura.

Las aleaciones deformables se subdividen en endurecibles y no endurecibles por tratamiento térmico. El límite teórico entre estas aleaciones debe ser el límite de saturación de la solución sólida a la temperatura ambiente, pero en la práctica las aleaciones que contienen elementos de adición en cantidad un poco mayor de este límite no se endurecen por tratamiento térmico, debido a la poca cantidad de fase endurecedora.

La división de las aleaciones reales en aleaciones para moldeo y aleaciones deformables, de acuerdo con el diagrama de equilibrio, es, a pesar de todo, algo convencional, ya que en estado de fundición estas aleaciones no llegan a estar en equilibrio

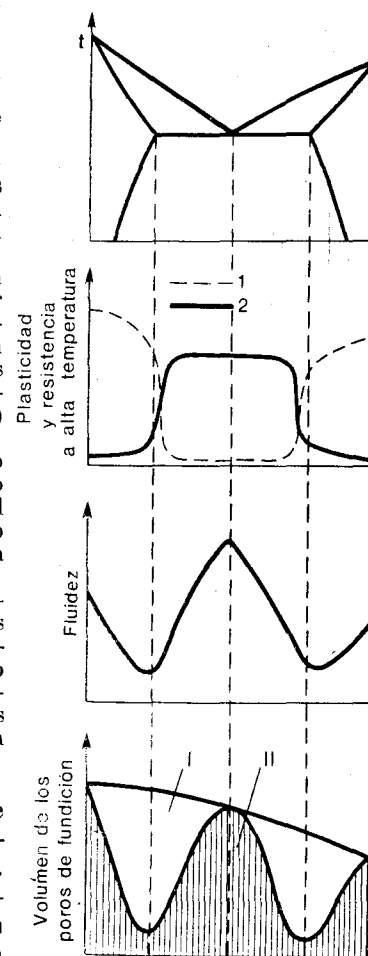


Fig. 135. Propiedades tecnológicas de las aleaciones de un sistema de dos componentes con solubilidad parcial (A. A. Bochvar):

I, plasticidad; 2, resistencia; I, poros dispersos; II, poros concentrados

y sus estructuras difieren de las de equilibrio (véase el cap. V, p. 10, tomo I).

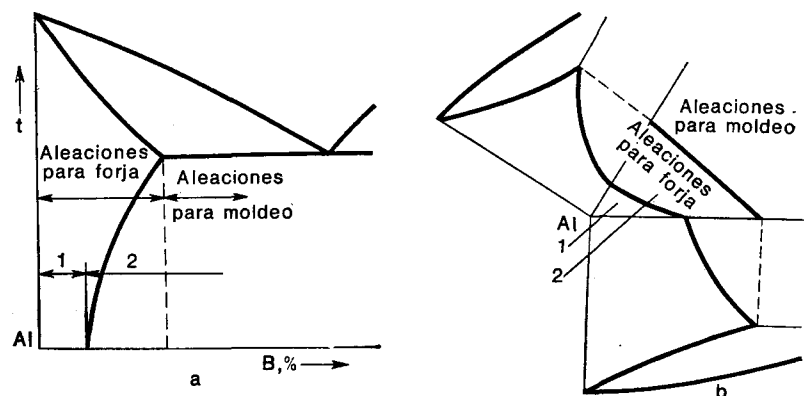


Fig. 136. Clasificación de las aleaciones de aluminio de acuerdo con el diagrama de estado: a, sistema ternario; 1, aleaciones no endurecibles por tratamiento térmico; 2, aleaciones endurecibles por tratamiento térmico

6. ALEACIONES DEFORMABLES NO ENDURECIBLES POR TRATAMIENTO TÉRMICO

Estas aleaciones se caracterizan por tener relativamente poca resistencia mecánica¹⁾ y gran plasticidad y resistencia a la corrosión. Se emplean en aquellos casos en que se requiere una plasticidad grande: para hacer objetos por embutición profunda.

A este grupo de aleaciones pertenecen las de los sistemas Al—Mn (llamadas aleaciones AM_Π) y Al—Mg (aleaciones AM_r). Estas aleaciones no se endurecen por tratamiento térmico.

Aunque el sistema Al—Mn (véase la fig. 132) muestra que el compuesto Al₆Mn tiene solubilidad variable en el aluminio, en presencia del hierro (impureza inevitable) se forma el compuesto Al₆(Mn, Fe), que es insoluble en el aluminio.

El manganeso, a diferencia de los demás elementos, no sólo no empeora la resistencia a la corrosión de la aleación de aluminio, sino que incluso la mejora. Por esto las aleaciones Al—Mn tienen más resistencia mecánica y a la corrosión que el aluminio puro.

Las aleaciones Al—Mg, cuando el contenido de Mg no supera el 1,4%, no se endurecen por tratamiento térmico (como se deduce de la curva de solubilidad en el sistema Al—Mg, véase la fig. 132). Si este contenido es mayor (Mg > 3%), el endurecimiento es posible, pero su efecto es pequeño.

El magnesio es un elemento de aleación útil. Sin contar la elevación de la resistencia a la corrosión, el magnesio disminuye la densidad de la aleación de aluminio (porque es más ligero que él) y aumenta su resistencia mecánica sin disminuir su plasticidad. Por esto las aleaciones Al—Mg se utilizan por ser algo más resistentes y ligeras que el aluminio puro.

¹⁾ Poco mayor que la del aluminio.

La composición de las aleaciones AM_r y AM_Π que se utilizan en la industria de aviación soviética se da en la tabla 89.

TABLA 89. Composición media de las aleaciones de aluminio deformables no endurecibles por tratamiento térmico, % (GOST 4784—74)

| Marca de la aleación | Mn | Mg |
|----------------------|---------|---------|
| AM _Π | 1,0—1,6 | <0,05 |
| AM _r 2 | 0,2—0,6 | 1,8—2,8 |
| AM _r 3 | 0,3—0,6 | 3,2—3,8 |
| AM _r 5 | 0,3—0,6 | 4,8—5,5 |
| AM _r 7 | 0,5—0,8 | 5,8—6,8 |

Observación. Para la mayoría de estas aleaciones: Si < 0,4—0,6%; Fe < 0,5—0,7%; Cu < 0,2—0,5%.

Estas aleaciones, en forma de chapas o de material laminado o prensado, se suministran en estado recocido (blando), en cuyo caso a la marca se añade la letra M; con un pequeño grado de acritud, que se designa con la letra Π, y con gran acritud, con la letra H.

A continuación se dan los valores de la resistencia a la rotura y del alargamiento relativo de las aleaciones AM_Π en los distintos estados:

| Estado | M | Π | H |
|--------------------------------------|----|----|----|
| σ _B , kgf/mm ² | 13 | 16 | 22 |
| δ, % | 23 | 10 | 5 |

El manganeso se introduce en el duraluminio (hasta el 1%), lo mismo que en otras aleaciones de aluminio, principalmente para elevar su resistencia a la corrosión.

7. EL DURALUMINIO Y OTRAS ALEACIONES DEFORMABLES, ENDURECIBLES POR TRATAMIENTO TÉRMICO

El duraluminio¹⁾ es el representante más difundido del grupo de aleaciones de aluminio que se utilizan deformadas y que son endurecibles por tratamiento térmico.

¹⁾ El duraluminio fue la primera aleación industrial a base de aluminio. El nombre de "duraluminio" puede descifrarse como aluminio duro (del francés dur, duro).

Descubrió el duraluminio A. Wilm. También él, cuando trabajaba con esta aleación, descubrió casualmente el fenómeno del envejecimiento natural. Su primer trabajo se publicó en 1906.

Trabajos importantes de estudio del tratamiento térmico de las aleaciones de aluminio fueron realizados en los años 20 y principios de los 30 de nuestro siglo por P. Merik y M. Heiler.

En la URSS comenzó a producirse duraluminio en el año 1924, en la fabri-

El duraluminio contiene ¹⁾ alrededor del 4% de Cu, 0,5% de Mg y manganeso y hierro.

El duraluminio es una aleación de seis componentes por lo menos: aluminio, cobre, magnesio, manganeso, silicio y hierro, aunque los aditivos principales son el cobre y el magnesio. Por esto puede considerarse como una aleación del sistema Al—Cu—Mg. El silicio y el hierro son impurezas constantes que llegan a la aleación debido al empleo de aluminio insuficientemente depurado.

Los componentes mencionados forman una serie de compuestos solubles (y, por lo tanto, provocadores del envejecimiento), como

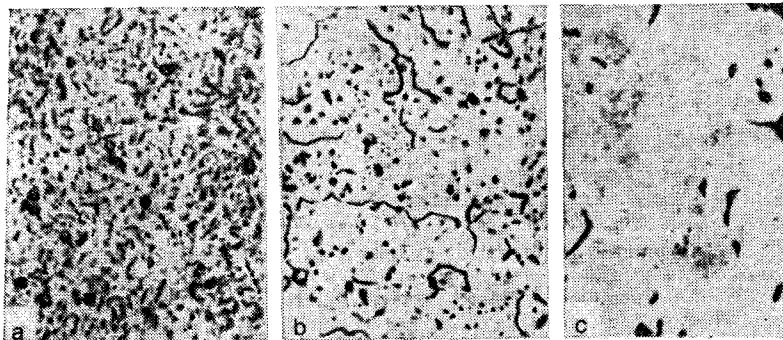


Fig. 137. Microestructura del duraluminio:

a, en estado recocido, $\times 200$; b, en estado templado, $\times 100$; c, en estado recalentado durante el temple, $\times 200$

el CuAl_2 , la fase S , el Mg_2Si , y de compuestos insolubles, como los compuestos ferruginosos y de manganeso.

La estructura del duraluminio recocido (fig. 137, a) está constituida por solución sólida e inclusiones secundarias de compuestos intermetálicos diversos.

Después del temple desde la temperatura óptima (500°C), la cantidad principal de los compuestos CuAl_2 y Mg_2Si se disuelve en el aluminio, pero los compuestos de hierro no se disuelven. Por esto, en estado de temple, la estructura consta de solución sólida de aluminio y de inclusiones insolubles de compuestos de hierro (en la microestructura, fig. 137, b, las inclusiones son de color negro).

Cuando el calentamiento es superior a los $500\text{--}520^\circ\text{C}$, los granos empiezan a fundirse por sus límites, y al enfriarse, las zonas de fase líquida se transforman en eutéctica (fig. 137, c).

Las propiedades mecánicas después del tratamiento térmico final (es decir, después del temple y del envejecimiento) dependen

ca de Kolchuguino (además de los componentes principales contenía un 0,5% de Ni y se llamaba "kolchugaluminio").

La naturaleza de las aleaciones del tipo del duraluminio, la influencia de los elementos y el tratamiento térmico fueron estudiados detenidamente por muchos científicos (A. A. Bochvar, S. M. Vóronov, Yu. G. Muzalevski, D. A. Petrov, A. Guinier, G. Preston, I. N. Fridliander, V. A. Livanov y otros).

¹⁾ Para más detalles sobre las marcas de duraluminio, véase la pág. 241.

mucho de la temperatura de temple (fig. 138). Como resultado de la elevación de la temperatura de temple se produce la solución de los compuestos intermetálicos, con lo que después del temple se obtiene una solución sólida más sobresaturada y después del envejecimiento, una resistencia más alta. Pero el calentamiento por encima de una temperatura determinada provoca el recalentamiento (crecimiento del grano, oxidación y fusión de los límites del mismo), lo que ocasiona un descenso catastrófico de la resistencia y plasticidad. Por esto está claro que en el tratamiento térmico del duraluminio tiene mucha importancia cumplir el régimen de temperatura de temple. Durante el tratamiento térmico del aluminio, la oscilación de las temperaturas de temple no debe exceder de $\pm 3\text{--}4^\circ\text{C}$. La temperatura de temple para el duraluminio de distintas marcas se indicará más adelante.

Las curvas de envejecimiento del duraluminio se dieron en la

fig. 138. El duraluminio pertenece a las aleaciones de aluminio que envejecen de forma natural y las características mecánicas más altas del duraluminio normal se obtienen después del envejecimiento a la temperatura ambiente durante cinco o seis días.

El tratamiento térmico de estas aleaciones consiste en el temple en agua, desde 500°C aproximadamente, seguido del envejecimiento natural (zonal), es decir, las piezas fabricadas con estas aleaciones sólo pueden considerarse "acabadas" al cabo de cinco o seis días de haber sido templadas.

Como la resistencia a la corrosión del duraluminio es insignificante, se han buscado distintos procedimientos para protegerlo de la corrosión. El procedimiento más empleado es el de chapeado con aluminio puro ¹⁾. El duraluminio chapeado es tan resistente a la corrosión como el aluminio puro.

Según las condiciones técnicas, la capa de chapeo debe tener un espesor igual al 4—8% del espesor total de la chapa (o del diámetro del alambre o de la barra). Naturalmente, como la capa de aluminio puro que recubre al duraluminio es menos resistente, empeora las características de resistencia del material semiacabado en su conjunto, es decir, el duraluminio chapeado es algo menos resistente que el no chapeado.

¹⁾ El duraluminio chapeado es un bimetálico típico (duraluminio + aluminio).

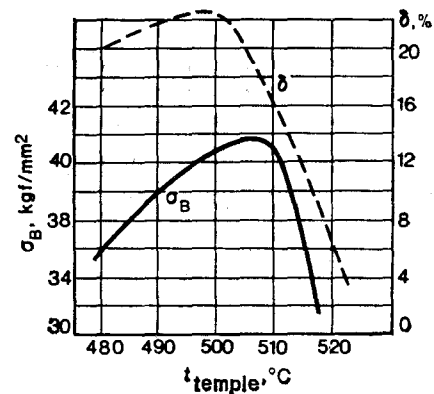


Fig. 138. Características mecánicas del duraluminio en estado templado y envejecido en dependencia de la temperatura de temple

En la actualidad se fabrican duraluminios de varias marcas. La composición de las marcas más usadas se da en la tabla 90.

TABLA 90. Composición del duraluminio, % (GOST 4784—74)

| Marca | Cu | Mn | Mg | Si | Fe |
|-------|---------|---------|---------|------|------|
| Д1 | 3,8—4,8 | 0,4—0,8 | 0,4—0,8 | <0,7 | <0,7 |
| Д16 | 3,8—4,5 | 0,3—0,9 | 1,2—1,8 | <0,5 | <0,5 |

La aleación Д1 es el llamado duraluminio normal o principal; la fase endurecedora de esta aleación es el compuesto CuAl_2 ¹⁾. La aleación Д16, llamada *superduraluminio*, comparada con el duraluminio normal, contiene una cantidad mayor de magnesio. De acuerdo con esto, la fase endurecedora principal es la S, que hace que la aleación Д16 tenga una resistencia mecánica más alta que la Д1.

TABLA 91. Características mecánicas del duraluminio

| Marca | Estado y forma del material semiacabado | σ_B , kgf/mm ² | $\sigma_{0,2}$, kgf/mm ² | δ , % |
|-------|---|-------------------------------------|---|--------------|
| Д1 | Recocido Temple + envejecimiento: barras chapa | 21 | 11 | 18 |
| | | 49 | 32 | 14 |
| | | 41 | 24 | 20 |
| Д16 | Recocido Temple + envejecimiento: barras chapa | 22 | 11 | 18 |
| | | 54 | 40 | 11 |
| | | 44 | 33 | 19 |

En la tabla 91 se dan las características mecánicas típicas de estas aleaciones en distintos estados.

Los regímenes de tratamiento térmico de estas aleaciones son: temple desde 495—505 °C para la aleación Д1 y desde 490—500 °C, en agua, para la aleación Д16; envejecimiento a 20 °C durante cuatro días. El recocido contra acritud se efectúa a 340—370 °C.

Las características físicas de estas aleaciones endurecidas térmicamente son prácticamente iguales (las diferencias quedan dentro de los límites de exactitud de las mediciones):

| | |
|--|---------------------|
| Coefficiente de dilatación lineal | 23·10 ⁻⁶ |
| Coefficiente de conductibilidad térmica: | |
| después del recocido | 0,28 |
| después del temple y envejecimiento | 0,41 |

¹⁾ La presencia y la cantidad del compuesto Mg_2Si está determinada por el grado de impurificación de la aleación por el silicio.

Conductividad eléctrica, % del cobre:

| | |
|--|------|
| después del recocido | 50 |
| después del temple y envejecimiento | 30 |
| Módulo de elasticidad, kgf/mm ² | 7000 |
| Coefficiente de Poisson | 0,31 |
| Densidad, g/cm ³ | 2,8 |

En la tabla 91 se ve que los perfiles prensados tienen mayor resistencia mecánica que las chapas (siendo prácticamente igual el tratamiento térmico). Esto se explica por el llamado *efecto de prensado*, es decir, por la conservación de la acritud adquirida durante el prensado y no eliminada con el calentamiento de temple. Es evidente que el endurecimiento debido al efecto de prensado no es más que un endurecimiento por tratamiento mecánico-térmico (endurecimiento por deformación en frío—temple—envejecimiento).

TABLA 92. Características mecánicas (típicas) de las aleaciones de aluminio de alta resistencia, del sistema Al—Zn—Mg—Cu

| Aleación | Forma del material semiacabado | Régimen de envejecimiento después del temple a 465 °C | Características mecánicas | | |
|----------|--------------------------------|---|-------------------------------------|---|--------------|
| | | | σ_B , kgf/mm ² | $\sigma_{0,2}$, kgf/mm ² | δ , % |
| B95 | Chapa Perfiles | 120 °C, 2h 140 °C, 6h | 52 | 44 | 12 |
| | | | 60 | 55 | 8 |
| B96 | Perfiles | 140 °C, 6h | 68 | 64 | 7 |

A pesar de que la resistencia es relativamente baja ($\sigma_B = 40\text{—}50$ kgf/mm²), la tenacidad de rotura (K_{IC}) de las aleaciones de aluminio es mucho menor que la del acero (es igual a 120—140 kgf/mm^{3/2}, mientras que la del acero de la misma resistencia es $K_{IC} \approx 500$ kgf/mm^{3/2} y la del acero de alta resistencia, con $\sigma_B > 200$ kgf/mm², es $K_{IC} \approx 150\text{—}200$ kgf/mm^{3/2}). Esto demuestra que las aleaciones de aluminio tienen una resistencia constructiva mucho menor (cinco veces) que el hierro.

Hay que decir también que la soldadura de las aleaciones de aluminio no da juntas de igual resistencia que el metal básico. Las juntas seguras son las remachadas. Los roblones o remaches deben ser de duraluminio. En el momento de ser remachado el material debe ser muy plástico. Esta propiedad la tiene el duraluminio solamente recién templado (antes del envejecimiento).

Los roblones fabricados con las aleaciones Д1 y Д16 deben ponerse antes de que pasen 2h (Д1) o 20 min (Д16) de haber sido templados, cuando la aleación no ha comenzado todavía a endurecerse por envejecimiento; más tarde ya no pueden ponerse, porque, debido al envejecimiento y a la pérdida de plasticidad que éste lleva implícita, al ser remachados se agrietan.

Está claro que esta rigurosa reglamentación del tiempo crea dificultades tecnológicas. Por esto existe una aleación (Д18) especial para roblones, que puede remacharse en estado envejecido. Esta aleación contiene una cantidad reducida de elementos endurecedores (cobre, magnesio) y después del temple y del envejecimiento tiene una resistencia considerablemente más baja, pero su plasticidad es mayor que, por ejemplo, la del duraluminio Д1.

La composición y las características mecánicas de la aleación Д18 son las siguientes: 2,2—3% de Cu; 0,2—0,5% de Mg; después del temple en agua desde 495—505 °C y del envejecimiento natural, $\sigma_B = 30$ kgf/mm², $\delta = 24\%$, $\psi = 50\%$ y la resistencia al cizallamiento ¹⁾ $\tau_c = 19$ kgf/mm².

¹⁾ Para los roblones ésta es la característica más importante.

En la tabla 91 puede verse que la resistencia a la rotura del duraluminio normal en chapas llega a 41 kgf/mm² y la del de alta resistencia, a 44 kgf/mm².

Una resistencia mucho mayor puede obtenerse en las aleaciones de aluminio que en calidad de aditivos principales contienen, además de cobre y magnesio, zinc, es decir, en las aleaciones del sistema Al—Mg—Cu—Zn¹⁾.

En la aleación Al + 10% de Zn + 2% de Mg puede obtenerse una resistencia a la rotura de hasta 60 kgf/mm². Pero en las condiciones de un medio de actividad corrosiva no muy grande, incluso como el agua destilada, su resistencia desciende bruscamente. Este inconveniente se subsana añadiéndole aproximadamente un 2% de Cu. Del mismo modo influye una pequeña adición de cromo o de circonio. De esta forma encontraron aplicación, no las aleaciones del sistema ternario Al—Zn—Mg, sino las del cuaternario Al—Zn—Mg—Cu. El representante más típico de este sistema es la aleación B95 (5—7% de Zn, 1,8—2,8% de Mg, 1,4—2% de Cu, 0,1—0,25% de Cr).

El endurecimiento principal se crea a expensas de la disolución de la fase T (Al₃Mg₃Zn₃).

La alta aleación hace que descienda la temperatura inicial de fusión, por esto se emplea una temperatura de temple más baja que en el caso del duraluminio (460—470 °C). La menor velocidad de descomposición de la solución sólida sobresaturada de la aleación B95 (véase la fig. 124) ocasiona las siguientes variaciones en la tecnología del tratamiento térmico:

a) la velocidad de enfriamiento de temple puede disminuir, lo que es conveniente, ya que con esto disminuyen las tensiones internas, cuya existencia aumenta la propensión al agrietamiento por corrosión (es decir, disminuye la resistencia en el ensayo en medios corrosivamente activos). Éste es el inconveniente principal de las aleaciones de aluminio de resistencia más alta. Por esto, para templar la aleación B95 no se utiliza agua fría, sino calentada hasta 80—100 °C.

Da muy buenos resultados el temple de estas aleaciones en nitrógeno líquido²⁾, en el cual el enfriamiento es más lento que en el agua fría (debido a que el calor de vaporización del nitrógeno líquido es menor), pero más uniforme que en el agua caliente;

b) el envejecimiento natural no proporciona la resistencia máxima, incluso si el plazo de mantenimiento es muy grande. La resistencia máxima se consigue como resultado del envejecimiento artificial a 120—140 °C durante 16—24 h.

Si hay que conseguir la resistencia máxima, debe aumentarse todavía más el contenido de zinc, magnesio y cobre de la aleación, con respecto al de la B95.

La aleación de aluminio más resistente es la B96, que contiene el 8—9% de Zn; 2,3—3% de Mg; 2—2,6% de Cu; 0,1—0,2% de Zr. La resistencia de esta aleación llega a 68 kgf/mm². Las características mecánicas de las aleaciones del sistema Al—Zn—Mg—Cu se dan en la tabla 92.

Sin embargo, debe advertirse que no siempre conviene “perseguir” una resistencia alta, porque al mismo tiempo disminuye la tenacidad (por ejemplo, K_{IC}), la estabilidad a la corrosión bajo carga y, en general, disminuye la resistencia constructiva, es decir, la fiabilidad del material. Por esto apareció la tendencia a no elevar la resistencia por medio del aumento del contenido de zinc y de magnesio, sino al contrario, limitarse a una resistencia moderada (del orden de 40 kgf/mm², como en el duraluminio), pero tener en cambio una aleación altamente tecnológica y segura, lo que se consigue disminuyendo el contenido de zinc y magnesio hasta un total no mayor del 6—6,5%. De este tipo es la aleación 1915, que contiene un 3,7% de Zn, 1,5% de Mn y 0,18% de Zr (se indica el contenido medio de los elementos de aleación).

Como aleaciones de aluminio que contienen litio citaremos la BA123 (1,2% de Li; 5,3% de Cu y 0,15% de Cd) y la 01420 (5,5% de Mg; 2,1% de Li y 0,12% de Zr).

¹⁾ Esta aleación no es duraluminio; a los duraluminios pertenecen solamente las aleaciones del sistema Al—Cu—Mg.

²⁾ No debe confundirse con el tratamiento a bajas temperaturas.

El tratamiento térmico de endurecimiento consiste en este caso en el temple en agua fría, desde 515—525 °C la aleación BA123 y desde 495—505 °C la 01420, y el envejecimiento a 170 °C durante 10—12 h, con lo que se consigue la resistencia máxima ($\sigma_B = 55—60$ kgf/mm²), pero con plasticidad ($\delta = 4—5\%$) y fiabilidad insuficientes.

El “hipoenvejecimiento” (maduración a 160 °C) o el “hiperenvejecimiento” (maduración a 200 °C) no lleva a conseguir la resistencia máxima, pero sí una plasticidad mejor.

La aleación 01420 es la más ligera de las aleaciones de aluminio. Su densidad es igual a 2,5 g/cm³, es decir, menor que la del aluminio puro (2,7 g/cm³) y, con más razón, que la de la aleación B95 (2,9 g/cm³), lo que tiene mucha importancia para los materiales con destino a la industria de aviación.

8. ALEACIONES DE ALUMINIO PARA FORJA

Una serie de piezas de aleaciones de aluminio se forjan (por ejemplo, las palas de las hélices). Además de altas características mecánicas, estas aleaciones deben tener buena plasticidad en caliente. En estos casos se emplea el duraluminio de composición ordinaria¹⁾ u otras aleaciones de composición próxima a la del duraluminio (AK6 y AK8).

La composición de estas aleaciones y sus características mecánicas se dan en las tablas 93 y 94.

TABLA 93. Composición de las aleaciones AK, %

| Marca de la aleación | Cu | Mg | Mn | Si | Fe |
|----------------------|---------|---------|-----------|---------|---------|
| AK1 | 3,8—4,8 | 0,4—0,8 | 0,4—0,8 | <0,7 | <0,7 |
| AK6 | 1,8—2,6 | 0,4—0,8 | 0,4—0,8 | 0,7—1,2 | <0,6 |
| AK8 | 3,9—4,8 | 0,4—1,0 | 0,4—1,0 | 0,6—1,2 | <1,0 |
| AK4 ¹ | 1,9—2,5 | 1,4—1,8 | 0,15—0,35 | 0,5—1,2 | 1,1—1,6 |

¹ Contiene un 1,0—1,5% de Ni.

TABLA 94. Características mecánicas de las aleaciones AK

| Marca de la aleación | Tratamiento térmico | σ_B , kgf/mm ² | δ , % |
|----------------------|------------------------------------|----------------------------------|--------------|
| AK1 | Temple + envejecimiento natural | 38 | 10 |
| AK6 | Temple + envejecimiento artificial | 36 | 7 |
| AK8 | Idem | 46 | 10 |

El hecho de que las propiedades de estas aleaciones sean un poco peores que las del duraluminio²⁾ se debe a que la estructura de las chapas, tubos, per-

¹⁾ El duraluminio que se utiliza para forja y estampado se designa con la marca AK1.

²⁾ Esto se ve comparando entre sí las propiedades de las aleaciones de composición análoga A1 y AK1; véanse las tablas 91 y 94.

files y demás materiales semiacabados de duraluminio es de grano más fino que la estructura de las piezas de forja. El comportamiento de estas aleaciones durante el tratamiento térmico, como ya se dijo antes, es casi el mismo que el del duraluminio.

La estructura, más basta, de la segunda fase de las aleaciones AK requiere mantenimientos más prolongados a la temperatura de temple. En estas aleaciones se obtienen, por lo general, las mejores propiedades después del envejecimiento artificial.

9. EL SILUMINIO Y OTRAS ALEACIONES DE ALUMINIO PARA MOLDEO

El grupo de aleaciones llamadas *siluminios* está formado por aleaciones de aluminio con gran contenido de silicio. Los siluminios son las aleaciones de aluminio para moldeo más difundidas y que sólo se emplean en forma de piezas de fundición (por ejemplo, en la construcción de automóviles y aviones). Antes, además de los siluminios, se utilizaban, como aleaciones de aluminio para moldeo, aleaciones de este metal con cobre, magnesio y zinc.

Para obtener piezas de fundición compactas se emplean aleaciones con intervalo de cristalización estrecho (véase la fig. 135) y, naturalmente, para esto son adecuadas las de concentración eutéctica.

Sin embargo, en la mayoría de los sistemas (Al—Cu, Al—Mg y otros) las propiedades mecánicas de las aleaciones de concentración eutéctica son totalmente insatisfactorias y de su utilización no puede ni hablarse. Una excepción de lo dicho es el sistema Al—Si. La eutéctica de este sistema tiene un contenido de silicio relativamente bajo ¹⁾ y las propiedades mecánicas de las aleaciones eutécticas (sobre todo después de ser modificadas) resultan ser suficientemente altas. El siluminio ha encontrado amplia utilización en virtud de esta combinación de altas propiedades de fundición y mecánicas.

El éxito en el terreno de la utilización de las aleaciones de aluminio para moldeo fue facilitado por una serie de circunstancias. La técnica de fundición ha dado un gran paso adelante durante los últimos años. Ahora es posible técnicamente el moldeo de piezas de configuración muy compleja y grandes dimensiones. El moldeo se efectúa con gran exactitud, frecuentemente sin dejar sobreespesor para el mecanizado²⁾. La densidad del metal fundido se aproxima a la del deformado, lo que se consigue aplicando la cristalización a presión y una serie de otros perfeccionamientos.

El tratamiento térmico de las piezas de fundición de aleaciones de aluminio mejora notablemente sus cualidades mecánicas. La resistencia a la rotura y el alargamiento relativo de las aleaciones de aluminio para moldeo, después del tratamiento térmico (temple seguido de maduración artificial), se duplican.

El tratamiento térmico de las aleaciones de aluminio fundidas ofrece una serie de peculiaridades en comparación con el de las deformadas, lo que se explica por la diferencia de composición química y porque la estructura de las primeras es más burda y de grano más grueso que la estructura de las segundas.

La temperatura de calentamiento para el temple de las aleaciones fundidas, es, por lo general, algo más alta que la que se requiere para las deformadas, y la permanencia de la pieza de fundición a esta temperatura debe ser mayor. Esto se debe a la necesidad de disolver los compuestos intermetálicos groseros que suelen encontrarse en los límites de los granos y de nivelar la concentración en todo el volumen del grano.

Las aleaciones para moldeo casi no sufren el envejecimiento natural y adquieren su resistencia máxima después de la maduración artificial durante 10—20 h a 150—180 °C¹⁾.

El endurecimiento de las aleaciones de aluminio fundidas, lo mismo que el de las deformadas, se explica por la disolución de los compuestos intermetálicos CuAl₂, Mg₂Si, fase S, Al₃Mg₂, etc. y la obtención, en el estado de temple, de solución sólida sobresaturada. La elevación simultánea de la resistencia y la tenacidad después del tratamiento térmico es debida a la disolución de los compuestos intermetálicos indicados, que antes de dicho tratamiento estaban presentes en estado de fundición en los límites del grano. Por esto, en una serie de casos, el temple solo, sin envejecimiento, mejora las propiedades mecánicas. De ordinario el envejecimiento eleva todavía más la resistencia, pero al mismo tiempo disminuye frecuentemente la plasticidad.

Las aleaciones dobles aluminio-silicio, y en general las aleaciones al alto silicio, se endurecen poco con el temple y el envejecimiento²⁾,

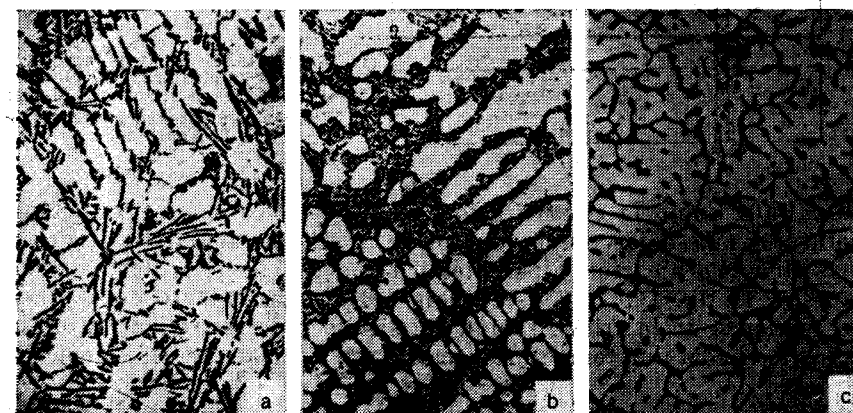


Fig. 139. Microestructura de las aleaciones de aluminio para moldeo. $\times 200$: a, siluminio no modificado; b, siluminio modificado; c, estructura típica de la aleación de aluminio (Al + 12% Cu) para moldeo

pero sus características mecánicas pueden elevarse considerablemente valiéndose de un tratamiento especial en estado líquido. El siluminio ordinario contiene un 12—13% de Si y, atendiendo a su estructura, es una aleación hipereutéctica. La estructura de esta aleación está constituida por eutéctica acicular grosera de Al + Si e inclusiones de silicio primario (fig. 139, a). Pero si inmediatamente

¹⁾ O a temperatura más alta, pero entonces el tiempo de maduración será menor.

²⁾ Esto no se refiere siempre a las aleaciones de aluminio, fundidas, de composición más compleja.

¹⁾ Del 11,7% de Si, mientras que en el sistema Al—Cu la eutéctica tiene un 33% de Cu, y en el sistema Al—Mg, un 34,5% de Mg.

²⁾ Moldeo de precisión, en matrices, en cáscaras, a presión.

antes de la colada se introduce en la aleación una cantidad insignificante de sodio o de algunas otras sustancias (por ejemplo, $\frac{2}{3}$ de NaF + $\frac{1}{3}$ de NaCl), la estructura cambia bruscamente. La aleación se convierte en hipoeutéctica, su estructura está constituida por precipitaciones primarias, de color claro, de aluminio y de eutéctica de grano fino (véase la fig. 139, b). Este proceso se llama *modificación*.

La introducción del modificador ¹⁾ dificulta la cristalización del silicio. Como resultado de esto la temperatura de precipitación del silicio y de cristalización de la eutéctica, desciende

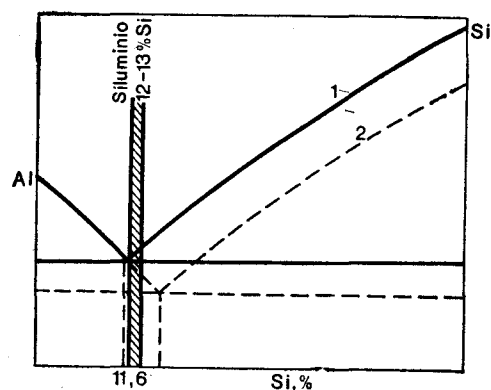


Fig. 140. Esquema de la influencia de la modificación en la cristalización en el sistema Al-Si: 1, sin modificación; 2, después de la modificación

(fig. 140). Como la cristalización de la eutéctica se efectúa a temperaturas más bajas, los productos de la cristalización son de grano más fino. La aleación hipereutéctica con el 12-13% de Si, como muestra la fig. 140, a consecuencia del desplazamiento de la línea de comienzo de la cristalización del silicio y de cristalización de la eutéctica hacia una temperatura más baja, se convierte en hipoeutéctica.

El afinamiento de la estructura y la ausencia de precipitaciones primarias de silicio frágil, mejoran las propiedades mecánicas. Así, la aleación no modificada con el 13% de Si tiene $\sigma_B = 14 \text{ kgf/mm}^2$ siendo $\delta = 3\%$. Después de modificada, las características de esta aleación son: $\sigma_B = 18 \text{ kgf/mm}^2$ y $\delta = 8\%$.

Las aleaciones binarias aluminio-silicio, a pesar de sus magníficas propiedades tecnológicas (de moldeo), no pueden satisfacer en todos los casos las condiciones que se imponen a las aleaciones para moldeo con respecto a las propiedades mecánicas. Las aleaciones aluminio-silicio con el 10-13% de Si (aleación AJI2) se utilizan para piezas de fundición de forma complicada a las cuales no se imponen características mecánicas elevadas. Cuando son necesarias características de resistencia más altas, se emplean siluminios especiales, es decir, siluminios hipoeutéticos con el 4-10% de Si y adición de cobre, magnesio y manganeso (aleaciones AJI3, AJI4, AJI5, AJI6 y AJI9).

¹⁾ Es decir, las sustancias antes indicadas, en cantidad de hasta 1% de la masa de la aleación líquida.

Las características mecánicas de los siluminios especiales, después del tratamiento térmico, son: $\sigma_B = 20-25 \text{ kgf/mm}^2$ y $\delta = 1-6\%$, pero aún así más bajas que las características de las aleaciones deformadas. Esto es consecuencia de su estructura más grosera, no fraccionada por la deformación plástica.

De las aleaciones de aluminio para moldeo, la que tiene mejores propiedades mecánicas y anticorrosivas es la aleación de aluminio con magnesio (AJI8), que contiene un 9,5-11,5% de Mg. Después del temple su resistencia llega a 30 kgf/mm^2 con un alargamiento del 12%. Pero esta aleación tiene peores cualidades para la fundición que las otras.

La utilización de aleaciones coladas para piezas que soportan carga sólo es conveniente en el caso en que la forma complicada de la pieza de fundición reporta beneficio en masa, en comparación con la pieza de forja, o cuando con la forja no se consigue obtener la forma dada de la pieza; en los demás casos es preferible emplear las aleaciones forjadas, que son más resistentes desde el punto de vista mecánico.

La composición de las marcas principales de aleaciones para moldeo se da en la tabla 95.

TABLA 95. Composición química (%) de las aleaciones de aluminio para moldeo

| Marca de la aleación | Componentes principales | | | | Impurezas ¹ (máximo) | |
|----------------------|-------------------------|----------|-----------|---------|---------------------------------|-----------------------|
| | Mg | Si | Mn | Cu | Fe | ΣImpur |
| AJI2 | — | 10-13 | — | — | 0,8-1,5 | 2,2-2,8 |
| AJI4 | 0,17-0,30 | 8,0-10,5 | 0,25-0,50 | — | 0,6-1,2 | 1,1-1,7 |
| AJI9 | 0,2-0,4 | 6,0-8,0 | — | — | 0,3-1,0 | 1,0-1,9 |
| AJI3 | 0,2-0,8 | 4,0-6,0 | 0,2-0,8 | 1,5-3,5 | 1,0-1,5 | 1,3-1,8 |
| AJI5 | 0,35-0,60 | 4,5-5,5 | — | 1,0-1,5 | 0,6-1,5 | 1,0-1,7 |
| AJI6 | — | 4,5-6,0 | — | 2,0-3,0 | 1,1-1,4 | 1,8-2,0 |
| AJI11 ² | 0,1-0,3 | 6,0-8,0 | — | — | 0,8-1,2 | 1,8-2,0 |
| AJI7 | — | — | — | 4-5 | <1,0 | <2,2 |
| AJI12 | — | — | — | 9-11 | 1,0-1,2 | 2,8-3,0 |
| AJI8 | 9,2-11,5 | — | — | — | <0,3 | <1,1 |

¹ El contenido máximo de impurezas depende del procedimiento de colada. En la colada a presión se tolera un contenido de hierro mayor que en las coladas en moldes de tierra.

² Contiene un 10-14% de Zn.

En la marca de la aleación AJI, la letra A significa que la aleación es de aluminio, la I, que es para moldeo, y la cifra, el número de orden según las normas GOST.

Como ya se dijo, AJI2 es el siluminio normal; las aleaciones AJI4 y AJI9 son siluminios con menor contenido de silicio y pequeñas adiciones de magnesio y manganeso, lo que mejora sus propiedades mecánicas.

Las aleaciones AJI3, AJI5 y AJI6 son siluminios de bajo contenido de silicio, ligadas adicionalmente con cobre (y con pequeñas cantidades de magnesio y manganeso) que poseen peores cualidades para la fundición, pero tienen mejores propiedades mecánicas que el siluminio normal. La aleación AJI11 es un siluminio al zinc; la adición de zinc en cantidad tan considerable mejora las cualidades para la fundición. Esta aleación se utiliza para piezas de fundición de forma muy compleja.

Las demás aleaciones, que no contienen silicio como elemento de adición, no pueden ser consideradas ya como siluminios.

Las aleaciones aluminio — cobre AJ12 y AJ17 difieren mucho entre sí. La aleación con el 4—5% de Cu, que tiene una composición próxima a la del duraluminio, posee altas características mecánicas, pero malas cualidades para la fundición. De esta aleación deben moldearse las piezas de fundición pequeñas que han de soportar acciones mecánicas importantes. La aleación AJ12, por el contrario, tiene buenas cualidades para la fundición y bajas características mecánicas, pero por estos índices desmerece del siluminio normal y su utilización no está justificada (en la serie de aleaciones de aluminio para moldeo, la primera que se empleó fue la AJ12).

Finalmente, la aleación del sistema Al—Mg, llamada “magnalio” está representada por la marca AJ18. Tiene una resistencia mecánica alta, la menor densidad, en comparación con las otras aleaciones de aluminio para moldeo y buenas propiedades anticorrosivas, pero en cuanto a cualidades tecnológicas (para la fundición) es peor que otras aleaciones (esto se ve claramente si se tiene en cuenta la posición de esta aleación en el sistema Al—Mg, fig. 132).

En la tabla 96 se recogen las características mecánicas típicas de algunas aleaciones para moldeo tomadas de probetas coladas individualmente¹⁾.

TABLA 96. Características mecánicas de las aleaciones de aluminio para moldeo

| Marca de la aleación | Tipo de colada | Tratamiento térmico | σ_B , kgf/mm ² | $\sigma_{0,2}$, kgf/mm ² | δ , % | Dureza HB | Densidad, g/cm ³ |
|----------------------|----------------|---------------------|-------------------------------------|---|-----------------|--------------|--------------------------------|
| AJ12 | En tierra | — | 18 | 8 | 7 | 50 | 2,66 |
| | En coquilla | — | 22 | 9 | 5 | 55 | |
| AJ14 | En tierra | Temple+maduración | 26 | 20 | 4 | 60 | 2,65 |
| AJ19 | » | » | 20 | 11 | 6 | 75 | 2,68 |
| AJ16 | » | » | 24 | 14 | 4 | 80 | 2,76 |
| AJ17 | » | » | 28 | 21 | 2 | 95 | 2,81 |
| AJ12 | » | » | 20 | 12 | 1 | — | 2,91 |
| AJ18 | » | Temple | 30 | 17 | 12 | 75 | 2,58 |
| | En coquilla | » | 33 | 18 | 15 | 80 | |

La nomenclatura de aleaciones que existe permite elegir para cada uso concreto la marca óptima. Al hacer la elección deben valorarse los índices positivos y negativos de la aleación, es decir, sus propiedades tecnológicas, mecánicas, de explotación, etc.

10. ALEACIONES DE ALUMINIO RESISTENTES A ALTAS TEMPERATURAS

Hay piezas, fabricadas con aleaciones de aluminio moldeadas o estampadas, que trabajan a temperaturas del orden de 200—300 °C e incluso de 350 °C (por ejemplo, los émbolos, la culata de los cilindros y otras).

Las aleaciones de aluminio que se utilizan para estas piezas se ligan con elementos como el cobre, magnesio, níquel, hierro y titanio.

¹⁾ Las probetas cortadas de piezas tendrán, por regla general, características más bajas.

Para obtener las cualidades necesarias, estas aleaciones se someten a temple (para que las fases que hay en exceso pasen a la solución sólida) y después a maduración artificial (para estabilizar el estado estructural).

Cuanto más compleja sea la composición de la aleación y la de las fases que precipitan, tanto más lentamente se efectuará el ablandamiento de aquella a altas temperaturas. Por esto las aleaciones resistentes a altas temperaturas tienen de ordinario una composición química compleja y contienen adiciones introducidas especialmente de hierro y níquel ¹⁾ lo que las diferencia de todas las demás aleaciones de aluminio.

La composición de las aleaciones de aluminio deformables, resistentes a altas temperaturas, que se utilizan en la construcción de aviones, se da en la tabla 97.

TABLA 97. Composición de las aleaciones de aluminio resistentes a altas temperaturas, %

| Marca de la aleación | Cu | Mg | Mn | Ni | Fe | Si |
|----------------------|---------|---------|------|---------|---------|------|
| AK2 | 3,5—4,5 | 0,4—0,7 | <0,2 | 1,8—2,3 | 0,5—1,0 | <0,8 |
| AK4 | 1,9—2,5 | 1,4—1,8 | <0,2 | 1,0—1,5 | 1,1—1,6 | <0,8 |

Observación. Estas aleaciones contienen un 0,05—0,12% de Ti.

En la fig. 141 se representa la dependencia del nivel de la resistencia mecánica de estas aleaciones (AK2 y AK4) respecto de la temperatura de ensayo, y en la fig. 142 la dureza del duraluminio y de la aleación resistente a altas temperaturas AK4 a temperaturas elevadas. En este último diagrama se ve que la aleación AK4 aventaja a la de composición más simple AJ1. Pero esta ventaja se manifiesta más bruscamente en el intervalo de 150—300 °C. A temperaturas superiores a 350—400 °C no se observan grandes diferencias en las propiedades de las distintas aleaciones.

El tratamiento térmico de las aleaciones para forja resistentes a altas temperaturas (AK2 y AK4)²⁾ consiste en el temple desde 510—520 °C seguido de envejecimiento artificial durante 15—20 h a 100—180 °C.

En las aleaciones para émbolos lo más importante es obtener la conductibilidad calorífica máxima y los coeficientes de rozamiento y de densidad mínimos. Las aleaciones AK2 y AK4 tienen una densidad de 2,80 g/cm³ y un coeficiente de dilatación lineal a 20—400 °C igual a 22. La conductibilidad térmica de las aleaciones AK2 y AK4 es de 1,55 y 1,68 J/(cm·s·°C) respectivamente.

¹⁾ La función del hierro y del níquel consiste, por lo visto, en retrasar los procesos de difusión que provocan el ablandamiento de la aleación a alta temperatura.

²⁾ El revenido de estabilización de los émbolos fabricados con estas aleaciones debe efectuarse a temperaturas más altas que aquellas en que trabaja el material del émbolo, para evitar que se produzcan procesos adicionales de estabilización de la estructura y cambios de volumen y ablandamientos ligados a ellos. Es natural que cuando se calcula la resistencia del émbolo hay que tener en cuenta esta resistencia, más baja que la máxima posible, que se obtiene como resultado de la estabilización a temperaturas más altas.

Una aleación de aluminio para moldeo resistente a altas temperaturas es la AJ11, cuya composición es la siguiente: 3,75—4,50% de Cu, 1,25—1,75% de Mg, 1,75—2,25% de Ni, <0,8% de Fe, <0,7% de Si y <0,3% de Zn.

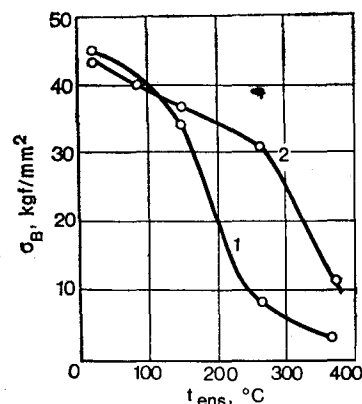


Fig. 141. Propiedades de las aleaciones AJ11 (1) y AK2 (2) a temperaturas elevadas

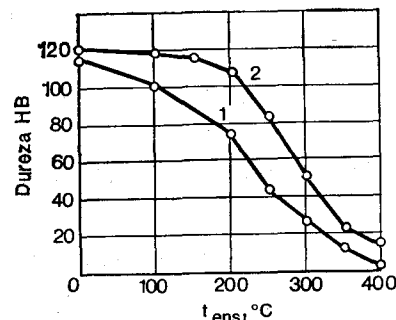


Fig. 142. Dureza de las aleaciones AJ11 (1) y AK2 (2) a temperaturas elevadas

La resistencia a altas temperaturas de esta aleación se debe a que durante la cristalización se forma una armazón rígida de los compuestos Mg_2Si y $Al_xCu_y(Fe, Ni)_z$.

En la tabla 98 se dan las características mecánicas a temperaturas distintas de las aleaciones para moldeo y para forja, resistentes a altas temperaturas.

TABLA 98. Características mecánicas a temperaturas elevadas de las aleaciones de aluminio resistentes a altas temperaturas

| Marca de la aleación | σ_B , kgf/mm ² , a la temperatura de, °C | | | | δ , %, a la temperatura, de °C | | | |
|----------------------|--|-----|-----|-----|---------------------------------------|-----|-----|-----|
| | 20 | 150 | 260 | 315 | 20 | 150 | 260 | 315 |
| AJ12 | 28 | 26 | 10 | 6 | 0 | 1 | 10 | 30 |
| AK2 | 44 | 34 | 8 | 5 | 17 | 10 | 32 | 50 |
| AK4 | 43 | 36 | 31 | 15 | 18 | 20 | 15 | 20 |

Como puede verse, la aleación para moldeo AJ12 es más resistente a altas temperaturas que la aleación para forja AK2, pero tiene menos plasticidad, y la aleación AK4 supera por sus propiedades a las otras dos.

MAGNESIO, BERILIO Y SUS ALEACIONES

11. MAGNESIO

El magnesio, lo mismo que el aluminio, fue descubierto por Davy en el año 1808. Los problemas metalúrgicos concernientes a la obtención del magnesio puro se resolvieron en los años 30 de nuestro siglo y en 1937 se produjeron 20 t. Su producción fue aumentando después, y en 1943 era ya de 250 000 t (sin contar la de la URSS).

De todos los metales industriales es el magnesio el que tiene menor densidad (1,7 g/cm³), lo que ha determinado que tanto él como sus aleaciones se utilicen en diversas ramas de la técnica, principalmente en la de aviación. El magnesio cristaliza en la red hexagonal ($a = 3,2 \text{ \AA}$, $c = 5,2 \text{ \AA}$) y no tiene transformaciones alotrópicas. La temperatura de fusión del magnesio no es alta, 651 °C (para más detalles acerca de las propiedades físicas del magnesio véase la tabla 86.)

El magnesio y sus aleaciones no son resistentes a la corrosión. Este metal sólo es relativamente resistente a la corrosión en la atmósfera seca. A temperatura elevada se oxida intensamente e incluso se inflama espontáneamente. Por esto, cuando se emplean el magnesio y sus aleaciones, sobre todo durante la colada, deben tomarse medidas contra la oxidación e inflamación.

La película de óxido de magnesio (MgO) no tiene cualidades protectoras (como la de Al_2O_3 del aluminio), ya que su densidad es de 3,2 g/cm³, es decir, mucho mayor que la del magnesio, y por esto se agrieta. Al aumentar la temperatura crece rápidamente la velocidad de oxidación del magnesio, y por encima de los 500 °C arde con luz de brillantez cegadora.

El magnesio tiene poca resistencia mecánica y plasticidad. Su poca plasticidad es debida a que la red hexagonal tiene pocos planos principales de deslizamiento. Las características aproximadas del magnesio laminado y recocido son las siguientes: $\sigma_B = 18 \text{ kgf/mm}^2$; $\sigma_{0.2} = 10 \text{ kgf/mm}^2$; $\delta = 15\%$ y la dureza HB 30.

Unas características tan bajas excluyen la posibilidad de utilizar el magnesio puro como material de construcción. El magnesio técnico se emplea con fines pirotécnicos y en la industria química como desoxidante y modificador, pero aleado y tratado térmicamente pueden ser obtenidas aleaciones con una resistencia a la rotura de 30—35 kgf/mm². La utilización de las aleaciones de magnesio que tienen esta resistencia puede resultar conveniente si se tiene en cuenta su poca densidad (de alrededor de 1,8 g/cm³).

12. ALEACIONES DE MAGNESIO ¹⁾

Como elementos de adición de las aleaciones de magnesio se utilizan el aluminio, zinc y manganeso, que se disuelven en el magnesio (fig. 143). La solubilidad desciende al disminuir la temperatura, lo que permite emplear para estas aleaciones el tratamiento térmico consistente en el temple seguido de envejecimiento.

Conviene advertir que el tratamiento térmico no tiene para las aleaciones de magnesio tanta importancia como para las de aluminio, ya que en ellas no se observa una variación tan importante de las propiedades.

¹⁾ La aleación de magnesio se llamaba antes "electrón". En la antigüedad se llamó electrón a la aleación de oro y plata.

Además del aluminio, zinc y manganeso, que son, por regla general, componentes constantes de las aleaciones industriales de magnesio ¹⁾, se introducen en éstas otros elementos, de ordinario en cantidades de centésimas de tanto por ciento ²⁾.

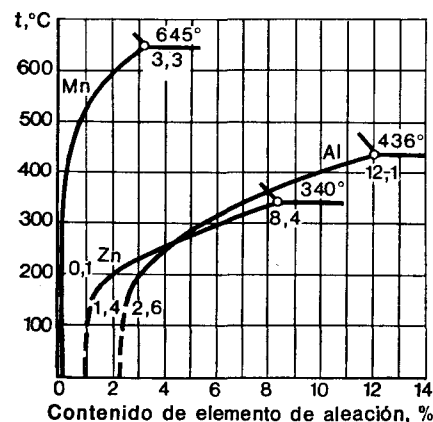


Fig. 143. Región de las soluciones sólidas de los sistemas Mg—Mn, Mg—Al, Mg—Zn

Lo mismo que las de aluminio, las aleaciones de magnesio se dividen en aleaciones para forja y aleaciones para moldeo (las primeras se marcan con las letras MA y las segundas, con MJ).

En la tabla 99 se da la composición de las aleaciones de magnesio para forja más difundidas, y en la tabla 100, sus características mecánicas.

TABLA 99. Composición (%) de las aleaciones de magnesio para forja (GOST 14957—69)

| Aleación | Sistema | Al | Zn | Mn | Resto |
|----------|-------------|---------|---------|-----------|-------------------------|
| MA1 | Mg—Mn | — | — | 1,3—2,5 | — |
| MA2 | Mg—Al—Zn | 3—4 | 0,2—0,8 | 0,15—0,50 | — |
| MA5 | Mg—Al—Zn | 7,8—9,2 | 0,2—0,8 | 0,15—0,5 | — |
| MA10 | Mg—Al—Cd—Ag | 7,8—8,8 | — | 0,2—0,6 | 7—8Cd: 2—2,5Ag |
| MA11 | Mg—Nd—Mn | — | — | 1,5—2,5 | 2,5—4,0Nd 0,1—0,25Ni |

Debe decirse que en las aleaciones de magnesio el efecto de envejecimiento no es grande ($\Delta\sigma_B = 3-4$ kgf/mm²; $\Delta\sigma_{0,2} = 5-8$ kgf/mm²), por lo que con frecuencia solamente suele practicarse el temple, que a costa de la homogeneización y de la disolución de las precipitaciones por los límites de los granos, eleva notablemente las características de plasticidad y, al mismo tiempo, mejora

¹⁾ De ellos el aluminio y el zinc se introducen principalmente para elevar la resistencia mecánica, y el manganeso, para aumentar la resistencia a la corrosión y afinar el grano.

²⁾ Por ejemplo, el circonio y los metales de las tierras raras, para afinar el grano; el berilio, para disminuir la tendencia a la inflamación durante la colada, etc.

TABLA 100. Características mecánicas (típicas) de las aleaciones de aluminio para forja

| Aleación | Estado | σ_B , kgf/mm ² | $\sigma_{0,2}$, kgf/mm ² | δ , % |
|----------|-----------------------|-------------------------------------|---|--------------|
| MA1 | Recocido | 21 | 12 | 8 |
| MA2 | Idem | 28 | 18 | 10 |
| MA5 | Idem | 32 | 22 | 14 |
| MA10 | Temple+envejecimiento | 43 | 30 | 6 |

Observación. Las características mecánicas fueron estudiadas en barras prensadas.

un poco las de resistencia. La aleación MA10 es, por lo visto, la más resistente de las de magnesio ($\sigma_B > 43$ kgf/mm²) y, probablemente, la aleación de resistencia específica más alta.

A continuación damos los valores de la resistencia específica de aleaciones a base de distintos metales, cuya comparación pone

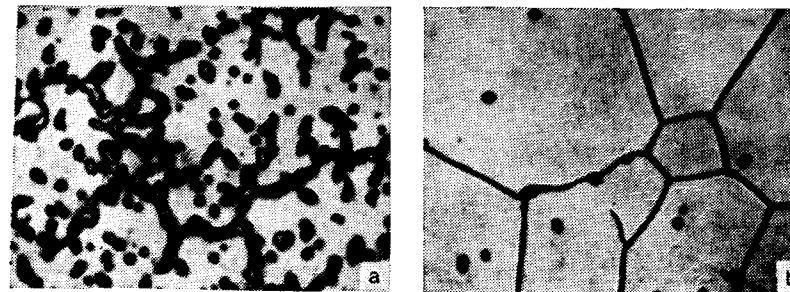


Fig. 144. Microestructura de la aleación MJ15. ×250
a, en forma de fundición (solución α + inclusiones de Mg₄Al₈); b, templada (solución α sobresaturada)

de manifiesto la “cruel” competencia existente entre ellas, debido a la relativa proximidad de estos valores entre sí. Como ejemplo se toman las aleaciones más resistentes de cada grupo ¹⁾:

| Aleación | De magnesio MA10 | De aluminio B95 | De titanio BT6 | De hierro H18K9MA |
|-------------------|-----------------------|-----------------------|------------------------|------------------------|
| σ_B/γ | $\frac{43}{1,8} = 24$ | $\frac{60}{2,9} = 21$ | $\frac{100}{4,5} = 22$ | $\frac{180}{7,8} = 23$ |

Es evidente que para conseguir la preferencia en la utilización de tal o cual aleación es necesario elevar en ella la resistencia (ya

¹⁾ Es interesante que la cifra que se obtiene de dividir la resistencia (σ_B) por la densidad (γ) es al mismo tiempo la longitud de rotura en km, es decir, un alambre de acero H18K9MA se rompe por la acción de su propio peso cuando su longitud es de 2,3 km, por esto la resistencia específica suele medirse en km.

que no es real disminuir mucho la densidad) sin perder plasticidad y tenacidad (fiabilidad): para esto en las aleaciones de magnesio, 50; en las de aluminio, 75; en las de titanio, 130, y en las de hierro es necesario conseguir 220 kgf/mm². Esto se conseguirá probablemente (en el sentido de la amplia aplicación práctica) ¹⁾.

La composición y las características mecánicas de las aleaciones de magnesio para moldear se dan en las tablas 101 y 102.

La composición química de las aleaciones de magnesio para moldear se aproxima a la de las aleaciones para forja, pero las características de las primeras desmerecen de las segundas, sobre todo en plasticidad. Esto se debe a que la estructura de las de moldear es más gruesa (fig. 144). El tratamiento térmico (homogeneización durante el calentamiento de temple) hace que se disuelvan las fases excedentes que se hallan en los límites de los granos, lo cual eleva la plasticidad y la resistencia.

TABLA 101. Composición (%) de las aleaciones de magnesio para moldear (GOST 2856—68)

| Aleación | Sistema | Al | Zn | Mn |
|--------------------|----------|---------|---------|-----------|
| MJ12 | Mg—Mn | — | — | 1—2 |
| MJ13 | Mg—Al—Zn | 2,5—3,5 | 0,5—1,5 | 0,15—0,50 |
| MJ14 | Mg—Al—Zn | 5—7 | 2—3 | 0,15—0,50 |
| MJ15 | Mg—Al—Zn | 7,5—9,0 | 0,2—0,8 | 0,15—0,5 |
| MJ16 | Mg—Al—Zn | 9—10,2 | 0,6—1,2 | 0,1—0,5 |
| MJ110 ¹ | Mg—Nd—Zr | — | 0,1—0,7 | — |
| MJ112 ² | Mg—Zn—Zr | — | 4—5 | — |

¹ Contiene un 0,4—1% Zr y un 2,2—2,8% de Nd.

² Contiene un 0,6—1,1% de Zr.

TABLA 102. Características mecánicas (típicas) de las aleaciones de magnesio para moldear

| Aleación | Estado | σ_B , kgf/mm ² | $\sigma_{0,2}$, kgf/mm ² | δ , % |
|----------|-------------------------|-------------------------------------|---|--------------|
| MJ12 | Sin tratar térmicamente | 12 | 3,5 | 4 |
| MJ13 | Idem | 18 | 5,5 | 8 |
| MJ14 | Idem | 18 | 9,5 | 5 |
| MJ15 | Templada y envejecida | 25 | 12 | 4 |
| | Sin tratar térmicamente | 16 | 11 | 1,5 |
| | Templada y envejecida | 26 | 15 | 2 |
| MJ110 | Idem | 22 | 12,5 | 5 |
| MJ112 | Idem | 27 | 18 | 6 |

¹⁾ En la práctica de laboratorio, tales cifras han sido conseguidas. Claro que si no se consigue una gran pureza, la plasticidad resulta disminuida.

13. BERILIO

Del berilio se habló ya en el cap. XXV, porque este metal se utiliza en la técnica atómica. Pero el berilio es un metal ligero y se emplea para los mismos fines que otros metales de este tipo (aluminio y magnesio).

El berilio como elemento químico fue descubierto incluso antes que el aluminio y el magnesio (en 1797, por Vauquelin) y poco después se obtuvieron las primeras muestras de berilio metálico (1827).

La carestía del berilio, que probablemente continuará en el futuro a causa de su escasez en la corteza terrestre (el 0,0005% frente al 5,1% del Fe y al 7,5% del Al), permite suponer que el berilio y sus aleaciones se emplearán en casos excepcionales, en que dicho metal, por sus propiedades, resulte ser el único material utilizable para el fin dado y su alto precio no sea rémora para su utilización en cantidades limitadas.

El berilio y, sobre todo, sus aleaciones tienen poca densidad (1,8 g/cm³), elevado módulo de elasticidad, gran resistencia mecánica, estabilidad dimensional y buena resistencia a la corrosión en una serie de medios ¹⁾.

El berilio es tóxico ²⁾ y poco plástico. Esto último es consecuencia de tener red cristalina hexagonal ($a = 2,3 \text{ \AA}$; $c = 3,6 \text{ \AA}$).

Algunas de las características físicas del berilio se indicaron en la tabla 87. Las características mecánicas del berilio son aproximadamente estas: $\sigma_B = 25 \text{ kgf/mm}^2$ y $\delta = 1\%$. Sin embargo, su extrusión orienta la estructura y en la dirección de la deformación aumenta la resistencia (σ_B) hasta 70 kgf/mm² y la plasticidad (δ) hasta el 10%.

Esto da idea de la gran anisotropía de sus propiedades, la cual, a la temperatura ambiente, es igual a 2, para la resistencia, y a 10, para la plasticidad.

El berilio se prepara por el procedimiento pulvimetalúrgico y después de la sintetización del polvo se somete a deformación plástica en caliente. El tamaño de las partículas de polvo también influye en las propiedades del berilio; cuanto menor es éste, tanto mayor es la resistencia (si el tamaño de las partículas de polvo es de 10 μm , será $\sigma_B = 40 \text{ kgf/mm}^2$; cuando es de 5 μm , $\sigma_B = 50 \text{ kgf/mm}^2$). Para obtener buenas propiedades mecánicas, el grano fino debe conservarse en la pieza acabada.

Para eliminar las tensiones internas, el berilio se somete a recocido a 600 °C y el recocido de recristalización se practica a 800 °C (para el berilio es extraordinariamente alta la relación $\frac{T_{\text{recr}}}{T_f} = 0,6$).

El hecho de que el berilio tenga una transformación polimorfa, descubierta hace poco (Be_β , que tiene red cúbica; la temperatura de la transformación $\alpha \rightleftharpoons \beta$ es de 1250 °C), permite esperar que sea posible el empleo del tratamiento térmico (recristalización de fase) para mejorar sus propiedades. La fase de alta temperatura β es plástica, pero ni por aleación ni por enfriamiento rápido es posible subenfriarla hasta la temperatura ambiente.

14. ALEACIONES DE BERILIO

El berilio es un elemento de pequeñas dimensiones atómicas. La formación de soluciones sólidas crea grandes deformaciones en la red cristalina, porque los demás elementos metálicos tienen dimensiones atómicas mucho mayores que él, y esto hace que descendan sus características plásticas, ya bajas de por sí.

¹⁾ Para casi todas las aleaciones industriales el módulo de elasticidad específico $E \cdot \gamma = 2,7—2,9 \cdot 10^3$, mientras que para el berilio es $16,5 \cdot 10^3$, es decir, seis veces mayor. Si en el cálculo entrara solamente la constante de elasticidad (módulo de elasticidad), el uso del berilio permitiría disminuir la masa de los objetos en muchas veces, si el precio de este metal no fuera tan alto.

²⁾ El trabajo con el berilio, y especialmente con su polvo y óxidos, es perjudicial para la salud, por lo que hay que tener mucho cuidado y cumplir todas las indicaciones de la técnica de seguridad.

Por esto el mejoramiento de las propiedades del berilio no se consigue a expensas de la aleación, sino a costa de la pureza. Basta con que en el berilio haya un 0,001% de Si para que aquél sea totalmente frágil.

La presencia de oxígeno mejora las propiedades del berilio mientras que para todos los demás metales el oxígeno es una impureza muy perjudicial.

No obstante, se intenta crear aleaciones a base de berilio.

Ofrece buenas perspectivas la aleación Be + 4—5% de Cu. La introducción de cobre disminuye la anisotropía, claramente expresada en el berilio, y en esto consiste su influencia positiva. Es posible que lleguen a emplearse aleaciones bifásicas (Be + eutéctica Be + Al) de Be + 20—35% de Al, que aunque tienen mayor densidad (alrededor de 2 g/cm³), son más plásticas que el berilio puro.

El berilio se emplea como elemento de aleación (por ejemplo, en los bronces al berilio, véase la pág. 271) y en la técnica atómica (véase la pág. 272). Tanto su utilización como la de sus aleaciones en aviación y en la construcción de aparatos tiene todavía carácter experimental.

Bibliografía

D. A. Petrov, "Problemas de la teoría de las aleaciones de aluminio". Moscú, METALLURGIZDAT, 1951.

K. I. Portnoy y A. A. Lébedev "Aleaciones de magnesio". Moscú, METALLURGIZDAT, 1952.

G. E. Darwin, J. H. Buddery, "Beryllium". London, 1960.

M. E. Drits, "Aleaciones de magnesio para trabajos a temperaturas elevadas". Moscú, NAUKA, 1964.

L. P. Luzhnikov "Aleaciones de aluminio deformables para trabajos a temperaturas elevadas". Moscú, METALLURGUIA, 1965.

I. I. Pakirov y G. F. Tijvinski, "Metalografía física del berilio". Moscú, ATOMIZDAT, 1968.

"Metalografía del aluminio y de sus aleaciones", Manual revisado por I. N. Fridliander. Moscú, METALLURGUIA, 1971.

V. A. Kolachev, V. A. Litvinov y V. I. Elaguin, "Metalografía y tratamiento térmico de los metales no férreos y de sus aleaciones". Moscú, METALLURGUIA, 1972.

"Aleaciones industriales para forja, moldeo y sinterización". Manual. Moscú, METALLURGUIA, 1972.

CAPÍTULO XXVII

EL COBRE Y SUS ALEACIONES

1. COBRE

El cobre, lo mismo que el oro y la plata, se encuentra en forma nativa, por lo que ya en la antigüedad el hombre, que desconocía aún la metalurgia (obtención del metal por reducción de las menas), pudo emplearlo. En aquel tiempo el hierro (meteorítico) se apreciaba más que el cobre y el oro, ya que el primero, por sus propiedades, era evidentemente más apto para la fabricación de armas que el cobre.

En la actualidad se obtiene el cobre por procedimientos metalúrgicos, separándolo del oxígeno y del azufre.

A pesar de que el contenido de cobre en la corteza terrestre es pequeño (0,01%), no es un metal disperso, sino que se concentra en los minerales de cobre, en los que su concentración es del orden del 5%.

TABLA 103. Características físicas principales de los metales nobles y seminobles

| Características | Cu | Ag | Au |
|---|--------|--------|--------|
| Número atómico | 29 | 47 | 79 |
| Masa atómica | 63,5 | 107,9 | 197,0 |
| Densidad a 20 °C, g/cm ³ | 8,9 | 10,5 | 19,3 |
| Temperatura de fusión, °C | 1083 | 961 | 1064 |
| Temperatura de ebullición, °C | 2595 | 2530 | 2212 |
| Red cristalina | c.c.c. | c.c.c. | c.c.c. |
| Parámetro de la red cristalina a 20 °C, Å | 3,61 | 4,08 | 4,07 |
| Coefficiente de dilatación lineal $\alpha \cdot 10^{-6}$ | 16,5 | 14,2 | 9,7 |
| Resistividad eléctrica $\Omega \cdot \text{cm} \cdot 10^{-6}$ | 1,7 | 1,5 | 2,1 |
| Módulo de elasticidad normal, kgf/mm ² | 12 000 | 7500 | 8000 |

TABLA 104. Características mecánicas del cobre puro

| Estado | σ_B , kgf/mm ² | δ , % |
|---------------------|-------------------------------------|--------------|
| Fundido | 15—20 | 15—25 |
| Laminado y recocido | 25—27 | 40—50 |
| Con acritud | 40—43 | 1—2 |

TABLA 105. Composición (%) del cobre técnico (GOST 859—66)

| Marca | Cu | Impurezas (máximo) | | |
|-------|-------|--------------------|-------|----------------|
| | | Bi | Pb | Σ_{imp} |
| M000 | 99,99 | 0,0005 | 0,001 | 0,01 |
| M1 | 99,9 | 0,001 | 0,005 | 0,1 |
| M2 | 99,7 | 0,002 | 0,01 | 0,3 |
| M3 | 99,5 | 0,003 | 0,05 | 0,5 |

El volumen de la producción de cobre va aumentando y en la actualidad es aproximadamente igual a la de aluminio¹⁾.

Las propiedades del cobre son parecidas a las de la plata y el oro (tabla 103). Estos últimos no se oxidan en el aire y por esto se llaman metales nobles; el cobre se oxida poco, por lo que recibe el nombre de metal seminoble.

El cobre puro tiene una serie de propiedades técnicas valiosas. Gran plasticidad, alta conductibilidad eléctrica, y calorífica, pequeña oxidabilidad; todo esto hace que el cobre se utilice mucho. Además, el cobre sirve de base para aleaciones tan importantes como los latones y los bronce.

La alta conductibilidad eléctrica del cobre determina que se utilice preferentemente en la electrotécnica como material conductor. Después de la plata ocupa el cobre el segundo puesto como conductor de la electricidad. He aquí los valores de la resistencia eléctrica de algunos metales: plata, $1,5 \cdot 10^{-6} \Omega \cdot \text{cm}$; cobre, $1,7 \cdot 10^{-6}$; aluminio, $2,7 \cdot 10^{-6}$; hierro, $9,8 \cdot 10^{-6}$.

Todas las impurezas disminuyen la conductibilidad eléctrica del cobre, como puede verse en la fig. 145. La acritud también disminuye la conductibilidad eléctrica del cobre (fig. 146). Por esto, si los alambres no tienen que ser de

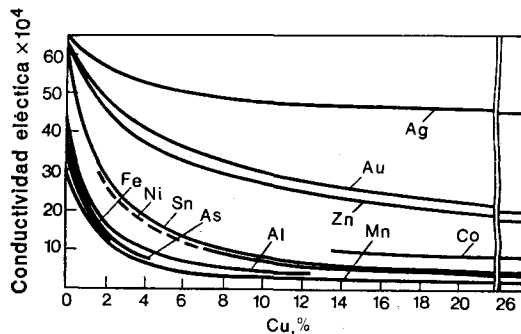


Fig. 145. Influencia de las impurezas en la conductibilidad eléctrica del cobre

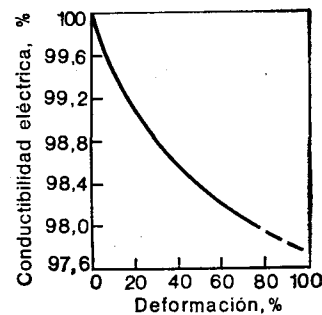


Fig. 146. Influencia de la acritud en la conductibilidad eléctrica del cobre

resistencia especial, se emplea cobre recocido. Para los cables suspendidos (en que la resistencia es necesaria) se utiliza cobre con acritud o con pequeñas adiciones de endurecedores activos (como, por ejemplo, con adición de 1% de Cd).

Las características mecánicas del cobre puro se dan en la tabla 104.

Por electrólisis se consigue obtener cobre muy puro. Para fines científicos puede elaborarse cobre con el 99,999% de pureza, pero el cobre técnico de pureza ordinaria contiene el 0,1—0,5% de impurezas (tabla 105).

Las impurezas más perjudiciales para el cobre son el bismuto y el plomo. Estos elementos son casi insolubles en el cobre y forman eutécticas fáciles de fundir: en el sistema Cu—Bi, la eutéctica contiene el 99,8 de Bi (fig. 147, a), y en el sistema Cu—Pb, el 99,94% de Pb (fig. 147, b).

La cristalización de las aleaciones de cobre con bismuto y plomo termina de hecho a las temperaturas de fusión de estos metales (270 y 327 °C respectivamente), y la estructura de la aleación está constituida por los cristales de cobre

¹⁾ La producción mundial de cobre, sin contar la de la URSS, era de 2,7 millones de t en 1953, de 3,8 millones en 1960 y de 6 millones en 1966.

que precipitaron antes, alrededor de los cuales se encuentran en forma de envoltura el bismuto y el plomo. A consecuencia de esto, el calentamiento de la aleación por encima de la temperatura de fusión de dichos metales va acompañado

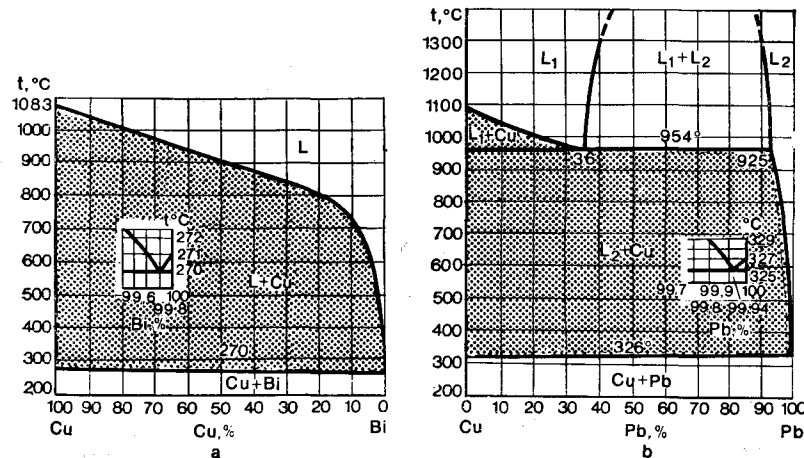


Fig. 147. Diagramas de estado: a, Cu—Bi; b, Cu—Pb

de la alteración de los enlaces entre los cristales primarios de cobre (fragilidad al rojo). Esta aleación no puede laminarse a causa de su fragilidad al rojo. Unas milésimas de tanto por ciento de bismuto bastan para provocar la fragilidad al rojo del cobre; el plomo produce la fragilidad al rojo cuando se encuentra en cantidades de centésimas de tanto por ciento.

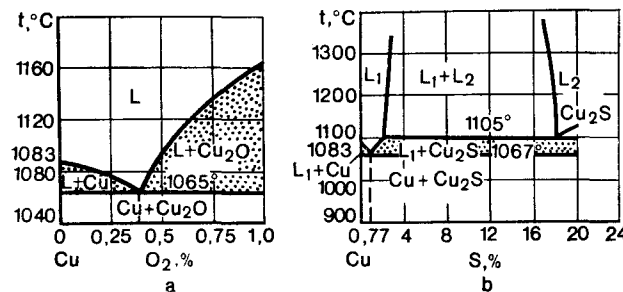


Fig. 148. Diagramas de estado: a, Cu—O₂; b, Cu—S

El azufre y el oxígeno también son insolubles en el cobre, pero este último forma con el sulfuro y con el óxido eutécticas ricas en cobre, que contienen el 0,39% de O₂ (fig. 148, a) y el 0,77% de S (fig. 148, b) y que se funden respectivamente a 1065 y 1067 °C, es decir, a temperatura superior a la del tratamiento del cobre en caliente. Por esto el oxígeno y el azufre no provocan la fragilidad al rojo.

En el cobre fundido la eutéctica Cu + Cu₂O se sitúa en los límites de los granos y tiene estructura de puntos. Después del tratamiento por presión, la eutéctica se destruye y en el cobre deformado está presente el oxígeno en forma de inclusiones aisladas de óxido cuproso (fig. 149).

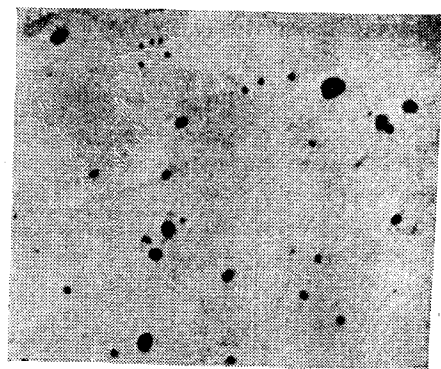


Fig. 149. Inclusiones de Cu_2O en cobre laminado

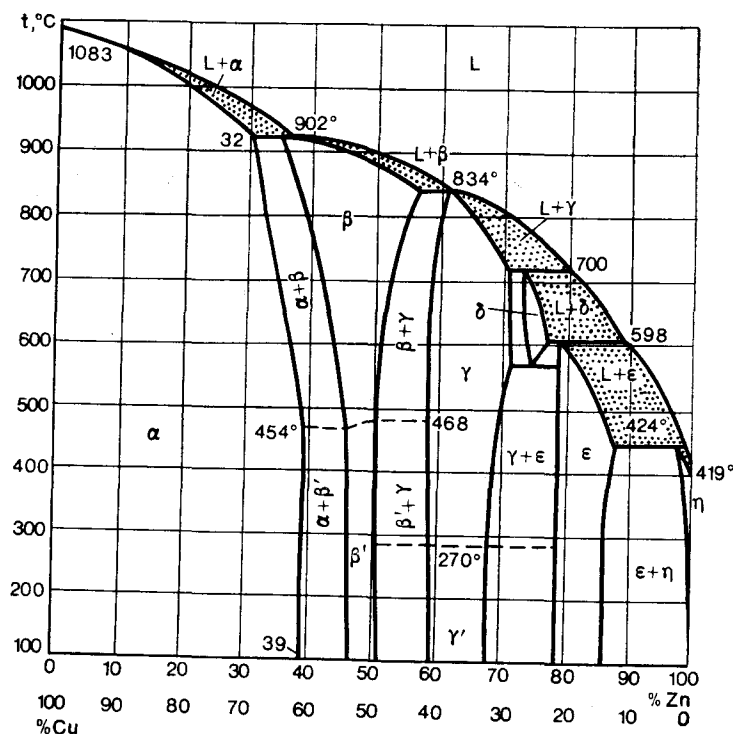


Fig. 150. Diagrama de estado Cu—Zn

El cobre que contiene oxígeno está expuesto al calentarse a la llamada "enfermedad del hidrógeno". Si el cobre se calienta en un medio que contenga hidrógeno (por ejemplo, en los productos de la combustión parcial de un combustible líquido), se produce la difusión del hidrógeno en el cobre y se desarrolla la reacción de reducción del óxido cuproso $\text{Cu}_2\text{O} + \text{H}_2 = 2\text{Cu} + \text{H}_2\text{O}$. Y como el vapor de agua crea al mismo tiempo una presión alta, dentro de las discontinuidades del metal pueden producirse desgarraduras y grietas.

2. ALEACIONES DEL COBRE CON EL ZINC (LATONES)

En la práctica se utilizan aleaciones de cobre que contienen hasta el 45% de zinc y que se llaman *latones*.

El diagrama de estado Cu—Zn se reproduce en la fig. 150. A primera vista parece muy complicado, pero de hecho es un diagrama compuesto de cinco diagramas peritéticos simples.

En las aleaciones de cobre y zinc en estado sólido pueden formarse seis fases:

solución sólida α de zinc en cobre; la solubilidad del zinc en el cobre a la temperatura ambiente es igual al 39% y no varía prácticamente hasta los 454 °C, disminuyendo hasta el 32% a 902 °C;

solución sólida β a base del compuesto CuZn con enlace de tipo electrónico ($\frac{\text{número de electrones}}{\text{número de átomos}} = \frac{3}{2}$; tiene red cúbica centrada en el cuerpo, simple; la distribución ordenada de los átomos se conserva solamente a temperaturas no superiores a 454—468 °C. Cuando la temperatura es más alta, los átomos de cobre y de zinc se distribuyen en la red centrada en el cuerpo de un modo estadístico. La solución sólida β ordenada se designa por medio de β' ;

solución sólida γ basada en el compuesto Cu_5Zn_8 de tipo electrónico ($\frac{21}{13}$), que tiene red cúbica compleja. La temperatura de ordenación de esta fase es igual a 270 °C;

solución sólida ϵ basada en el compuesto CuZn_3 de tipo electrónico ($\frac{7}{4}$) con red hexagonal compacta;

solución sólida δ ; la naturaleza del compuesto químico que sirve de base a esta solución sólida no ha sido aún establecida;

solución sólida η de cobre en zinc.

A la temperatura ambiente los latones que se utilizan en la práctica están constituidos únicamente por cristales α (fig. 151, a), o son una mezcla de cristales α y β (fig. 151, b).

Las características mecánicas de las aleaciones Cu—Zn, en dependencia del contenido de zinc, se muestran en la fig. 152. El zinc eleva la resistencia y la plasticidad de la aleación. La plasticidad máxima la posee la aleación con el 30% de Zn.

Cuando se pasa el límite de la región monofásica (39% de Zn), la plasticidad descende bruscamente; el latón β posee la resistencia máxima ($\sigma_B = 42 \text{ kgf/mm}^2$) al mismo tiempo que una plasticidad ($\delta = 7\%$) relativamente baja para los latones; el latón γ es muy frágil. A estas circunstancias (poca plasticidad) se debe que no sólo los latones γ y $\gamma + \beta$, sino también los β carezcan de aplicación práctica. Se utilizan los latones que tienen estructura α o $\alpha + \beta$.

Las cualidades para la fundición de los latones vienen determinadas por la posición mutua de las líneas de líquido y sólido. Como

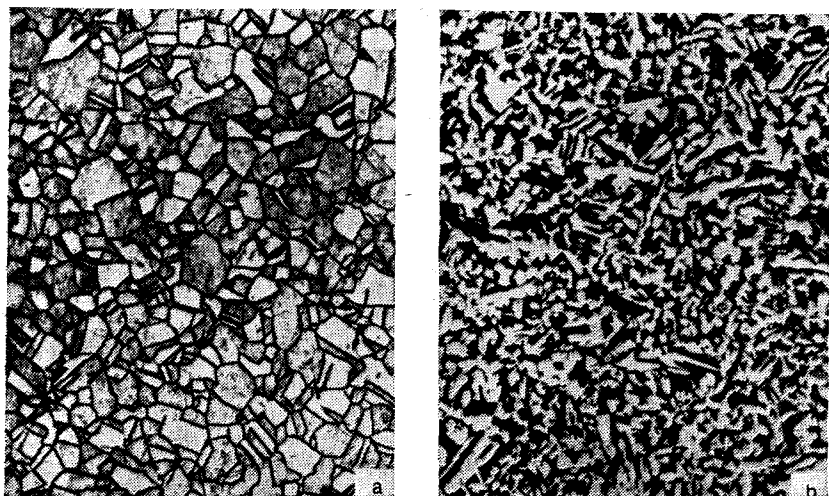


Fig. 151. Microestructura del latón. $\times 200$:
a, atón α ; b latón $\alpha + \beta$

las líneas de sólido y líquido están muy próximas una de otra en la cristalización de las fases α y β , las cualidades de fundición de los latones se caracterizan por ser éstos poco propensos a la licuación, tener buena fluidez y tender a formar un rechupe concentrado.

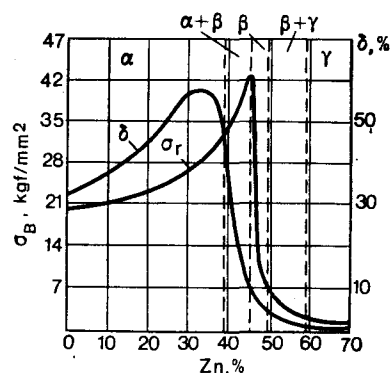


Fig. 152. Características mecánicas de las aleaciones Cu-Zn

Los latones son fáciles de deformar plásticamente especialmente los latones α y por eso se fabrican con ellos semiproductos laminados (chapas, cintas, perfiles, etc.).

El comportamiento de los diversos latones al ser tratados en caliente es peculiar de cada uno. Los latones α , que son plásticos a la temperatura ambiente, en el intervalo de 500—700 °C son menos plásticos que los latones β . Aunque

la resistencia mecánica de los latones α a la temperatura ambiente es más baja que la de los latones β , a temperaturas superiores a 500 °C estos últimos son menos resistentes y más plásticos. Por esta causa, los latones más adecuados para el laminado en caliente son aquellos cuyo contenido de zinc (más del 32—39%) es tal, que su estructura a alta temperatura está constituida por cristales $\alpha + \beta$ o β (véase la fig. 151). Y al contrario, para la fabricación de chapas finas y alambres (es decir, para deformación en frío) es conveniente utilizar latones que posean su plasticidad máxima a la temperatura ambiente (o sea, latones α monofásicos que contengan alrededor del 30% de Zn).

Sobre la aptitud del latón para la deformación en caliente ejercen influencia nociva las impurezas de bismuto y plomo. La causa debe buscarse en la formación de inclusiones fusibles de estos metales en los límites de los granos. Pero el plomo sólo ejerce influencia perniciosa sobre el latón α , que no experimenta transformaciones de fase ($Zn < 32\%$). Cuando el contenido de zinc es mayor del 32%, el plomo que se encuentra en los límites de los granos, como resultado de la recristalización $\alpha \rightarrow \eta$ pasa al interior de los mismos y no dificulta el trabajo por presión. Por esto en los latones que contienen el 32—38% de Zn pueden tolerarse impurezas de plomo dentro de límites más amplios, y cuando el contenido de Zn es mayor del 38—40%, el plomo se introduce deliberadamente hasta el 1—2%, ya que estos latones se trabajan por presión en estado β monofásico y el plomo no impide que el latón se deforme plásticamente. Al mismo tiempo las inclusiones aisladas de plomo elevan la maquinabilidad, porque hacen que la viruta se rompa con más facilidad.

Los latones se marcan con la letra JI seguida de una cifra que indica el contenido medio de cobre de la aleación. Como el zinc es más barato que el cobre, cuanto más zinc hay en el latón, más barato es.

Atendiendo a su estructura a la temperatura ambiente, los latones que se utilizan en la práctica se dividen en dos categorías: latones α y latones $\alpha + \beta$; los latones α contienen no menos del 61 % de Cu. Las marcas de estos latones son JI62, JI68, etc. Se fabrican en forma de chapas finas, cintas y otros semiproductos de los cuales se estampan diversas piezas. Los latones α con mayor contenido de cobre (JI80) tienen un color parecido al del oro y se utilizan en joyería y para piezas decorativas. Estos latones con alto contenido de cobre se llaman *Tombak*.

Los latones $\alpha + \beta$ contienen el 55—61 % de Cu; la marca más difundida de este tipo es la JI59. De latones de esta marca se fabrican barras, y de ellas, por mecanizado, piezas diversas.

La resistencia mecánica de los latones no es alta. Para los latones α son característicos los valores siguientes de las propiedades mecánicas: $\sigma_B = 30 \text{ kgf/mm}^2$, $\delta = 40\%$. Los latones $\alpha + \beta$ tienen una resistencia mecánica algo mayor ($\sigma_B = 35 \text{ kgf/mm}^2$), pero su plasticidad es menor ($\delta = 20\%$).

Además de los latones ordinarios, es decir, de las aleaciones que sólo contienen cobre y zinc, se utilizan latones especiales, en los cuales, para darles propiedades determinadas, se introducen distintos elementos: plomo, para mejorar la maquinabilidad (latón marca JI59 con cerca del 40 % de Zn y el 1—2 % de Pb, llamado *latón automático*), estaño, para elevar la resistencia a la corrosión en agua del mar (*latón naval*), aluminio y níquel, para elevar las propiedades mecánicas, etc.

En la tabla 106 se da la composición y las características mecánicas de los latones ordinarios (latones α binarios) y en la tabla 107, la composición y las características mecánicas de algunos latones complejos especiales.

TABLA 106. Composición y características de los latones α binarios (GOST 17711—72)

| Marca del latón | Contenido de elementos ¹ , % | | Características mecánicas | |
|-----------------|---|-----------|----------------------------------|--------------|
| | Cu | impurezas | σ_B , kgf/mm ² | δ , % |
| Л196 | 95—97 | 0,2 | 24 | 52 |
| Л190 | 88—91 | 0,2 | 26 | 44 |
| Л185 | 84—86 | 0,3 | 28 | 43 |
| Л180 | 79—81 | 0,3 | 31 | 52 |
| Л170 | 69—72 | 0,2 | 32 | 55 |
| Л168 | 67—70 | 0,3 | 33 | 56 |
| Л162 | 60,5—63,5 | 0,5 | 36 | 49 |

¹ El resto es zinc.

TABLA 107. Composición y características de los latones complejos (GOST 17711—72)

| Marca del latón | Estructura | Contenido de elementos ¹ , % | | Características mecánicas | |
|-----------------|------------------|---|----------------------------|----------------------------------|--------------|
| | | Cu | componentes de aleación | σ_B , kgf/mm ² | δ , % |
| Л1С74-3 | α | 72—75 | 2,4—3,0Pb | 35 | 50 |
| Л1С64-2 | α | 63—66 | 1,5—2,0Pb | 33 | 55 |
| Л1С63-3 | $\alpha + \beta$ | 62—65 | 2,4—3,0Pb | 35 | 50 |
| Л1С60-1 | $\alpha + \beta$ | 59—61 | 0,6—1,0Pb | 35 | 50 |
| Л1С59-1 | $\alpha + \beta$ | 57—60 | 0,8—1,9Pb | 40 | 45 |
| Л1О90-1 | α | 88—91 | 0,25—0,75Sn | 28 | 50 |
| Л1О70-1 | α | 69—71 | 1,0—1,5Sn | 35 | 60 |
| Л1О62-1 | $\alpha + \beta$ | 61—63 | 0,7—1,1Sn | 40 | 40 |
| Л1О60-1 | $\alpha + \beta$ | 59—61 | 1,0—1,5Sn | 38 | 40 |
| Л1А77-2 | α | 76—79 | 1,75—2,5Al | 40 | 55 |
| Л1Н65-5 | α | 64—67 | 5,0—6,5Ni | 40 | 65 |
| Л1Мц 58-2 | $\alpha + \beta$ | 57—60 | 1,0—2,0Mn | 44 | 40 |
| Л1К80-3 | $\alpha + \beta$ | 79—81 | 2,5—4,0Si | 30 | 58 |
| Л1АЖ60-1-1 | $\alpha + \beta$ | 58—61 | { 0,75—1,5Fe 0,75—1,5Al | 45 | 45 |
| Л1АН59-3-2 | $\alpha + \beta$ | 57—60 | { 2,0—3,0Ni 2,5—3,5Al | 45 | 45 |
| Л1ЖМц59-1-1 | $\alpha + \beta$ | 57—60 | { 0,6—1,2Fe 0,5—0,8Mn | 45 | 50 |
| Л1Мп-А57-3-1 | $\alpha + \beta$ | 55—58,5 | { 2,5—3,5Mn 0,5—1,5Al | 55 | 30 |

¹ El resto es zinc.

Para que sirva de orientación se ha indicado la clase estructural a que pertenece el latón de cada marca (para los latones complejos esto no puede determinarse por el diagrama Cu—Zn, ya que los elementos de aleación cambian los límites de las regiones de fase).

En particular, la adición de todos los elementos (excepto el níquel) equivale a un aumento del contenido de zinc. En otras palabras, en presencia de terceros elementos, la fase aparece con menor contenido de zinc. Para valorar la influencia de cada elemento, L. Guillet estableció coeficientes de equivalencia (Si = 10; Al = 5; Sn y Mg = 2; Cd, Pb, Fe = 1; Mn = 0,5; Ni = 1,5). Por esto, si por ejemplo, el latón además del 38% de Zn, contiene un 2% de Sn, es decir, en primera aproximación puede considerarse como latón con el 42% de Zn, este no será latón α , sino $\alpha + \beta$.

3. ALEACIONES DEL COBRE CON EL ESTAÑO (BRONCES AL ESTAÑO)

Cuando se estudia la estructura de las aleaciones cobre-estaño (bronces al estaño) hay que recurrir en primer lugar al diagrama de estado del sistema Cu—Sn (fig. 153).

Este diagrama ¹⁾, lo mismo que el del sistema Cu—Zn, es una combinación de varios diagramas peritéticos.

En el sistema Cu—Sn en estado sólido pueden formarse las fases siguientes: solución sólida α de estaño en cobre; Sn, casi estaño puro. La solubilidad del cobre en el estaño probablemente sea menor que un 0,01% y en el diagrama no se indica; solución sólida β a base del compuesto electrónico Cu₅Sn. La línea punteada señala el proceso de ordenación;

compuesto electrónico δ , Cu₅Sn₈; solución sólida a base de un compuesto químico de cobre y estaño. Su estructura cristalina es semejante a la del δ ; e compuesto electrónico Cu₃Sn, y η , compuesto químico Cu₅Sn₅.

La estructura de las aleaciones cobre — estaño fundidas difiere mucho del estado de equilibrio ²⁾, por eso en las aleaciones que contienen el 5% de Sn y más, en estado de fundición, se pone ya de manifiesto la fase δ en forma de constituyente eutectoide (el eutectoide se forma a 520 °C y tiene la concentración del 26,8% de Sn).

El bronce recocido que contiene hasta el 14% de Sn debe estar constituido estructuralmente por solución sólida α homogénea (fig. 154, a). Pero en forma de fundición, la estructura del bronce que contiene hasta el 5—6% de Sn está constituida por solución

¹⁾ El diagrama de estado Cu—Sn ha sido estudiado por muchos investigadores, pero debido a su gran complejidad (sobre todo en la región de concentraciones del 20—50% Sn) y a lo difícil que es conseguir el estado de equilibrio (en virtud de que la velocidad de difusión del estaño en el cobre es pequeña), el problema de la posición real de las líneas de equilibrio y de la naturaleza de las fases que se forman aún no ha sido resuelto. Diremos, por ejemplo, que en el trabajo llevado a cabo por S. T. Konobeevski, la solubilidad del estaño en el cobre se establece que es mucho menor que la indicada en la fig. 153. Estos resultados los obtuvo el autor aplicando un recocido de homogeneización de extraordinaria duración. Para analizar las estructuras de los bronce (reales) resulta más conveniente utilizar el diagrama que reproduce la fig. 153.

²⁾ La causa de la desviación del estado de equilibrio en las aleaciones fundidas puede verse en el cap. V, p. 10.

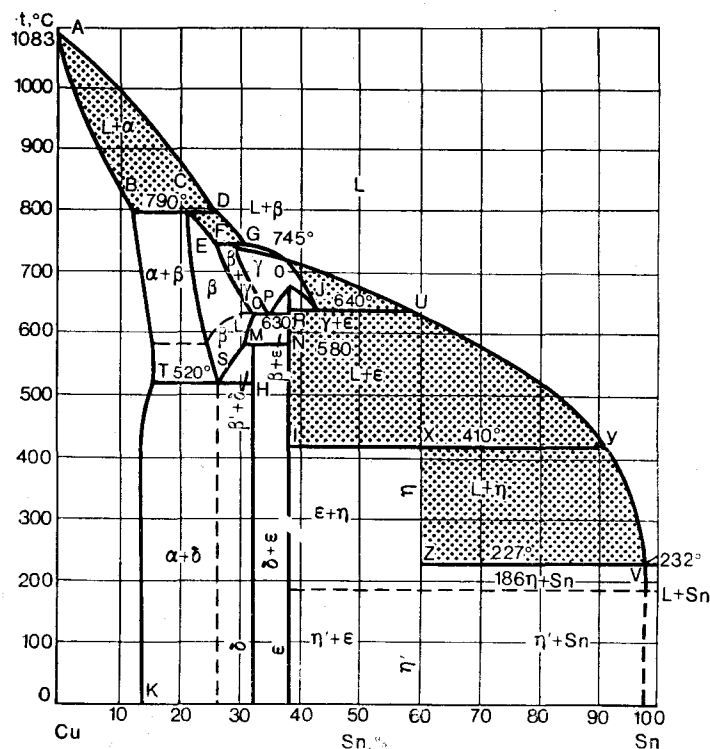


Fig. 153. Diagrama de estado Cu—Sn



Fig. 154. Estructura de bronce fundido con el 6% de Sn. $\times 200$: a, después de recocido; b, antes de recocerlo

sólida α no homogénea, que tiene, lo mismo que en el metal fundido, estructura dendrítica (fig. 154, b).

Cuando el contenido de estaño es mayor del 6 %, junto a la solución α no homogénea, dentro de las zonas de esta solución, rica en estaño (zonas blancas), se encuentra la eutectoide $\alpha + \delta$ (fig. 155).

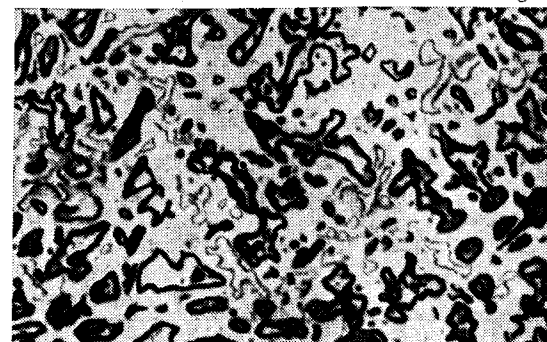


Fig. 155. Estructura del bronce fundido con el 10% de Sn. $\times 200$

La existencia de la fase δ frágil hace imposible el laminado, por esto, a excepción de los bronce que contienen poca cantidad de estaño (que se usan poco), el bronce que de ordinario contiene más del 5—6 % de Sn no se lamina ni se forja, sino que se utiliza en forma de fundición.

Las altas cualidades de fundición de los bronce se deben a la extraordinaria pequeñez de su contracción. La contracción del bronce al estaño es inferior al 1 %, mientras que la de los latones y la de la fundición de hierro es de alrededor del 1,5 % y la de los aceros supera el 2 %. Las piezas de fundición más complejas (incluidas las de fundición artística) se hacen por lo general de bronce.

La fluidez del bronce no es grande a causa de la gran diferencia de temperaturas entre las líneas de líquido y sólido. Por esta misma causa el bronce no da un rechupe concentrado y para su colada no se necesitan grandes mazarotas. Raras veces se consigue obtener fundición de bronce de alta densidad (los poros de contracción dispersos por todo el volumen de la fundición disminuyen su hermeticidad y al mismo tiempo hacen que descienda su densidad y que la contracción sea pequeña).

La influencia del estaño en las propiedades mecánicas del cobre es análoga a la que ejerce el zinc, pero más enérgica (fig. 156). Con un 5 % de Sn la plasticidad comienza ya a disminuir.

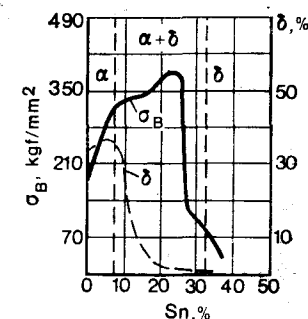


Fig. 156. Características mecánicas de las aleaciones Cu—Sn

En el bronce fundido la existencia de inclusiones de eutectoide dura asegura una gran resistencia al desgaste, por lo que el bronce con un 10 % de Sn es el mejor material antifricción y se utiliza como aleación para cojinetes.

Como la estabilidad química de los bronce es alta, se utilizan para hacer accesorios para tuberías (de vapor, de agua, etc.). Así, pues, las aplicaciones principales de los bronce son: para piezas de fundición complejas, para casquillos de cojinetes y para accesorios de tuberías.

Para su abaratamiento, a la mayoría de los bronce industriales se les añade un 5—10% de Zn. En estas cantidades el zinc se

TABLA 108. Composición y propiedades de algunos bronce al estaño

| Marca del bronce | Contenido de elementos, % | | | | | Características mecánicas | | Aplicaciones |
|------------------|---------------------------|---------|-----|-------|----------|----------------------------------|--------------|---|
| | Sn | Zn | Pb | Ni | P | σ_B , kgf/mm ² | δ , % | |
| Br010 | 9—11 | — | — | — | — | 25 | 5 | Fundiciones complejas, cojinetes, piñones |
| Br010-1 | 9—11 | — | — | — | 0,8—1,2 | 25 | 5 | Idem |
| Br0ЦCH 3-7-5-1 | 2,5—4 | 6—9,5 | 3—6 | 0,5—2 | — | 20 | 10 | Accesorios para tuberías de agua y vapor, piñones |
| Br0ЦС 5-5-5 | 4—6 | 4—6 | 4—6 | — | — | 17 | 8 | Idem |
| Br-1 | 4—7 | 5—8 | 1,4 | — | — | — | — | Fundición artística |
| Br0Ф 4-0,25 | 3,5—4 | — | — | — | 0,1—0,25 | 35 | 50 | Chapas, cintas, alambres (puede trabajarse por presión) |
| Br0Ц 4-3 | 3,5—4 | 2,7—3,3 | — | — | — | 32 | 40 | Idem |

disuelve en el cobre y no ejerce una influencia importante en su estructura.

La maquinabilidad se mejora introduciendo en el bronce hasta un 3—5% de Pb, cuya presencia toma la forma de inclusiones aisladas que facilitan la rotura de la viruta.

El fósforo se introduce en el bronce como desoxidante y elimina las inclusiones frágiles de óxido estannoso (SnO). Cuando el bronce tiene 1% de P suele llamarse *bronce fosforoso*.

El bronce se marca con las iniciales Bp seguidas de letras, que indican los elementos de aleación que contiene, y de cifras, que señalan la cantidad de dichos elementos en tantos por ciento enteros.

En la tabla 108 se da la composición de los bronce al estaño que más se emplean en la industria y las características mecánicas de los mismos para muestras coladas en arena.

4. ALEACIONES DE COBRE CON ALUMINIO, SILICIO, BERILIO Y OTROS ELEMENTOS

Las aleaciones del cobre con el aluminio, silicio, berilio y otros elementos también se llaman bronce; para diferenciarlas de las de estaño, se llaman respectivamente bronce al aluminio, al silicio, etc. El bronce de estaño supera a estos bronce por lo pequeño que es el valor de su contracción, pero a su vez es superado por ellos en otros sentidos: en propiedades mecánicas (por los bronce al aluminio y al silicio), en estabilidad química (por el bronce al aluminio), en fluidez (por el bronce al silicio-zinc). El estaño es escaso, por lo que, como es natural, estos bronce, excepto el de berilio, son más baratos que el de estaño.

El bronce al berilio se distingue de todos los demás por su gran dureza y elasticidad.

Los bronce de aluminio con el 5—10% de Al poseen valiosas cualidades mecánicas y tecnológicas. Estos bronce cristalizan en un estrecho intervalo de temperaturas (fig. 157), por lo que su fluidez es elevada y dan rehecho concentrado.

Además de los bronce de aluminio ordinarios se emplean bronce de aluminio complejos. La composición y características de varios bronce de aluminio se dan en la tabla 109.

Los bronce que contienen un 10% o más de Al tienen en su estructura eutectoide $\alpha + \gamma$, que resulta de la descomposición de la fase β .

Cuando el enfriamiento es rápido, la fase β se subenfria y su descomposición va acompañada de la formación de partículas $\alpha + \gamma$ más dispersas (es decir, la mezcla eutectoide se hace más dispersa y dura a medida que aumenta la velocidad de enfriamiento). La velocidad de descomposición de la solución sólida β depende de la temperatura y puede representarse por medio de una curva en C (fig. 158). La semejanza del tratamiento térmico de los bronce de aluminio

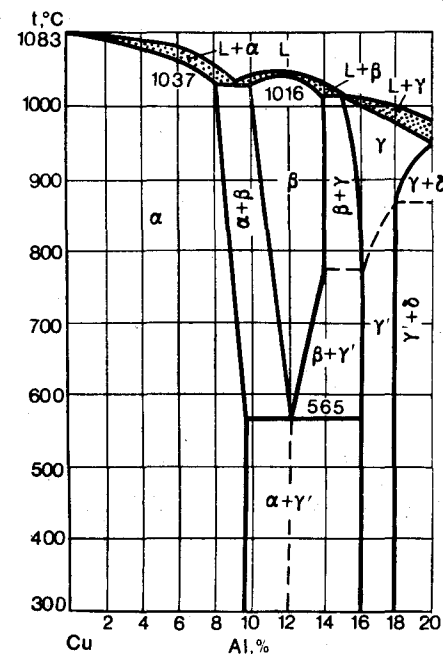


Fig. 157. Diagrama de estado Cu—Al

TABLA 109. Composición y características de los bronce al aluminio (GOST 18175—72)

| Marca del bronce | Contenido de elementos, % | | | | Características mecánicas (en estado recocido) | |
|------------------|---------------------------|---------|---------|---------|--|--------------|
| | Al | Mn | Fe | Ni | $\sigma_{B'}$ kgf/mm ² | δ , % |
| БрА7 | 6—8 | — | — | — | 42 | 70 |
| БрАМп9-2 | 8—10 | 1,5—2,5 | — | — | 50 | 55 |
| БрАЖН10-4-4 | 9,5—11 | — | 3,5—5,5 | 3,5—5,5 | 65 | 40 |

con el tratamiento térmico del acero se completa con el hecho de que al enfriarse con la velocidad crítica, la fase β se transforma en estructura acicular. Esta transformación se efectúa de acuerdo con el tipo martensítico.

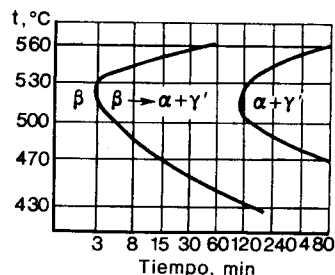


Fig. 158. Diagrama de la descomposición isotérmica de la fase en el bronce de aluminio (Rzheznikov)

En la fig. 159 pueden verse las microestructuras típicas de los bronce de aluminio. La estructura representada en la fig. 159, a corresponde al enfriamiento lento desde una temperatura superior a la crítica. La estructura que se obtiene es hipo-eutectoide y está constituida por cristales α (blancos) y eutectoide $\alpha + \gamma$ (negros). La estructura martensítica del bronce de aluminio (fig. 159, b) se obtiene como resultado del temple en agua desde 900 °C.

Los bronce de aluminio se utilizan para hacer casquillos de diversos tipos, asientos guíadores, bridas, piñones y otras muchas piezas en su mayoría pequeñas, pero de responsabilidad.

Los bronce al silicio, por ejemplo el БрКН4—4 (4% de Si y 4% de Zn) se recomienda como sustituto de los bronce al estaño, por ejemplo, del БрОЦС5—5—5. Aunque desmerece del bronce al estaño en la magnitud de su contracción, el bronce al silicio supera a aquél en resistencia a la corrosión, en propiedades mecánicas y en densidad de la fundición.

La adición de un 20% de Ni (y para abaratar de un 20% de Zn) al cobre hace esta aleación parecida a la plata y la misma recibió el nombre "Neusilber" (en alemán, plata nueva). Las altas cualidades mecánicas (σ_B hasta 80 kg/mm² después del endurecimiento por deformación en frío), su estabilidad a la corrosión, el agradable aspecto de su superficie. Todo esto aseguró a esta aleación la utilización en la fabricación de aparatos, en accesorios para tuberías de vapor, como material de decoración, para el acuñamiento de monedas.

Ofrece especial interés el bronce al berilio (БрБ2, con el 2% de Be). La aleación con el 2% de Be, como se ve en el diagrama (fig. 160), endurece por precipitación. La solubilidad del berilio en el cobre a la temperatura ambiente no es mayor del 0,2%, pero el temple desde 800 °C fija la solución α sobresaturada. Si la aleación templada se somete después a envejecimiento artificial a 300—350 °C, la dureza se eleva hasta HB 350—400.

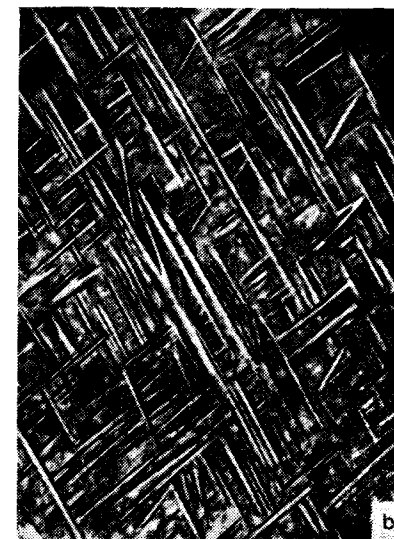
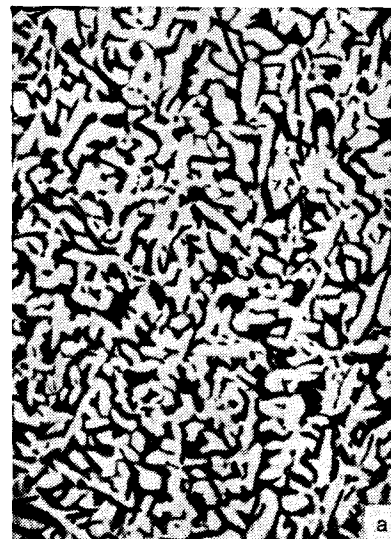


Fig. 159. Microestructura del bronce de aluminio con el 10,5% de aluminio. $\times 100$: a, después del enfriamiento lento desde 900° C ($\alpha + \gamma$ eutectoide); b, después del enfriamiento rápido (martensita)

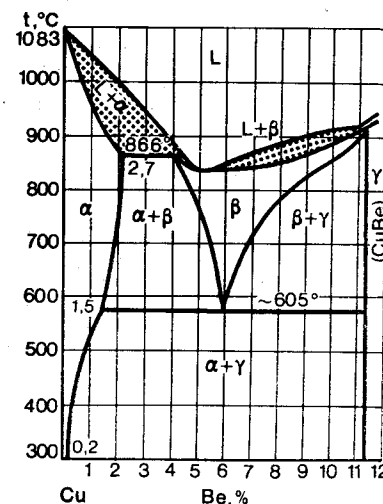


Fig. 160. Diagrama de estado Cu—Be

Su alta resistencia mecánica y elasticidad, al mismo tiempo que su gran estabilidad química, buena soldabilidad y maquinabilidad hacen del bronce al berilio un material adecuado para muelles de responsabilidad, membranas, contactos de resorte, etc.¹⁾.

La composición, el régimen de tratamiento térmico y las características mecánicas del bronce al berilio se dan en la tabla 110.

TABLA 110. Tratamiento térmico y características mecánicas del bronce al berilio (1,9—2,20% de Be)

| Tratamiento térmico | Características mecánicas | | |
|--------------------------------|-------------------------------------|--------------|-----------|
| | σ_B , kgf/mm ² | δ , % | dureza HB |
| Temple en agua desde 800 °C | 50 | 30 | 100 |
| Idem + envejecimiento a 325 °C | 120 | 4 | 370 |

Un material antifricción de alta calidad que se utiliza mucho en la construcción de maquinaria es el *bronce al plomo*, que contiene el 30 % de Pb (Bp. C30).



Fig. 161. Microestructura del bronce al plomo BpC30. $\times 100$

La estructura de esta aleación está constituida por granos aislados de cobre y de plomo (fig. 161). La disseminación uniforme del plomo en el cobre asegura las altas cualidades antifricción de esta aleación.

Pero no es fácil obtener la estructura necesaria del bronce al plomo, ya que el gran intervalo de temperaturas de cristalización (954—326 °C) (véase el diagrama de estado Cu—Pb, fig. 147, b), siendo distintas las densidades del cobre

¹⁾ El bronce al berilio puede emplearse también para herramientas que no produzcan chispas. Cuando este bronce choca con un metal o una piedra, no despiden chispas como el acero. Por esto las herramientas de bronce al berilio se utilizan en las minas en que existe peligro de explosión.

y del plomo, favorece una intensa segregación por densidades. Este fenómeno puede evitarse acelerando el enfriamiento del metal fundido durante el proceso de cristalización y otros procedimientos.

Ultimamente obtuvieron difusión materiales baratos de antifricción, hechos (cocidos) de polvos de hierro. La aleación más simple de este tipo es el polvo de hierro cocido (la designación de la marca es Ж), pero prensados de tal modo, que el material contenga un 12—15 % de poros. Los poros de tales pseudoaleaciones se llenan de aceite, formando de esta manera una película que separa el casquillo de la pieza.

A veces los poros se rellenan de grafito, y mejor aún (véase la tabla más abajo) con grafito y azufre (este último sólo se emplea cuando en la aleación hay cobre o cinc).

Algunas características, las más importantes, de tales materiales de polvos de antifricción, basados en el hierro, pueden verse en la tabla 111.

TABLA 111. Materiales antifricción de hierro pulverulento

| Marca | Contenido, % | | Porosidad, % | HB | Coeficiente de fricción | Parámetros máximos admisibles de explotación | | |
|----------|--------------|-------------|--------------|--------|-------------------------|--|-----------------------------|---------------------------------|
| | de grafito | de sulfuros | | | | Temperatura °C | Presión kgf/cm ² | Velocidad de deslizamiento, m/s |
| Ж | — | — | 12—15 | 40—80 | 0,07—0,10 | 150 | 20 | 1 |
| ЖГр1 | 1 | — | 15—25 | 50—100 | 0,06—0,08 | 180 | 25 | 5 |
| ЖГр2 | 2 | — | » | 50—130 | 0,05—0,07 | 180 | 50 | 5 |
| ЖГр3 | 3 | — | » | 50—120 | 0,06—0,09 | 180 | 100 | 5 |
| ЖГрК1 | 3 | 1 | » | 40—100 | 0,05—0,07 | 150 | 100 | 3 |
| ЖГр2Д2,5 | 2 | 2,5 | 15—20 | 90—150 | 0,06—0,10 | 200 | 100 | 3 |

En calidad de fundición antifricción se utilizan los arrabios ferríticos, ferrito-perlíticos, perlíticos y hasta los austeníticos con grafito laminar (marca АЧС), esferoidal (marca АЧВ) y en forma de nódulos (marca АЧК).

Los arrabios antifricción se distinguen de la fundición común por su alta porosidad, la cual asegura la absorción del aceite y la formación de una película del mismo entre el casquillo y el eje.

Por su composición química la fundición antifricción pertenece a la categoría de aleaciones con diferentes adiciones (cobre, АЧС-1; níquel, titanio y cobre, АЧС-2; antimonio, АЧС-3; aluminio y plomo, АЧС-5 y otras).

Algunas de las características de explotación de los arrabios antifricción pueden verse en la tabla 112:

TABLA 112. Regímenes límites de explotación de los arrabios antifricción

| Marca | HB | P·v kgf·m/cm ² ·s | v m/s |
|-------|---------|------------------------------|-------|
| A4C-1 | 180—260 | 10 | 5 |
| A4C-2 | 180—230 | 18 | 0,2 |
| A4C-3 | 160—190 | 45 | 0,75 |
| A4C-4 | 180—230 | 400 | 5 |
| A4B-1 | 210—260 | 80 | 8 |
| A4K-1 | 190—260 | 200 | 2 |

Nota: P es la presión específica; v, la velocidad de deslizamiento.

Bibliografía

A. P. Smiriaguin, "Metales no férreos industriales", 2ª ed.. Moscú, METALLURGI-ZDAT, 1956.

D. I. Suchkov, "El cobre y sus aleaciones". Moscú, METALLURGUIA, 1967.

"Propiedades del cobre y de sus aleaciones". Alma-Ata, NAUKA, 1969.

M. V. Máltsev, "Metalografía de los metales no férreos industriales", Moscú, METALLURGUIA, 1971.

B. A. Kolachov, V. A. Livanov y V. I. Elaguin, "Metalografía y tratamiento térmico de los metales no férreos y sus aleaciones". Moscú, METALLURGUIA, 1972.

"Metalografía de las aleaciones de cobre deformables" (Trabajos científicos del Instituto "GIPROTSVETMETOBRABOTKA. Fascículo 39). Moscú, METALLURGUIA, 1973.

CAPÍTULO XXVIII

ALEACIONES PARA COJINETES Y PARA SOLDAR

1. CONDICIONES QUE SE IMPONEN A LAS ALEACIONES PARA COJINETES

Se llaman *aleaciones para cojinetes* aquéllas que se emplean para fabricar los casquillos de los cojinetes.

Con este fin se utilizan la fundición, el bronce y las aleaciones fusibles a base de plomo, estaño, zinc o aluminio, llamadas *Babbitt*.

A pesar de que cada vez se usan más los cojinetes de rodadura (de bolas o de rodillos), los cojinetes de deslizamiento también se utilizan mucho.

El metal para casquillos debe tener las propiedades siguientes:

- 1) el coeficiente de rozamiento con la superficie del acero debe ser pequeño;
- 2) las dos superficies que rozan deben desgastarse poco;
- 3) este material debe soportar presiones suficientemente altas.

La primera y la segunda condición se cumplen cuando las superficies del árbol y el casquillo están separadas por una película de lubricante. Si la estructura del casquillo no es homogénea y está formada por inclusiones duras y matriz blanda, al cabo de un corto plazo de funcionamiento ("ajuste") en la superficie del casquillo se forma un microrrelieve, las inclusiones duras sobresalen y entre el árbol y el casquillo se crea un espacio en el cual se mantiene el lubricante ("*principio de Sharpey*").

Esta estructura la tienen las aleaciones de estaño y las de plomo. Pero estas aleaciones, debido a su baja resistencia mecánica, no pueden soportar grandes presiones y, a causa de su baja temperatura de fusión, calentamientos relativamente pequeños.

En la construcción de máquinas moderna, como ya dijimos, para los casquillos de los cojinetes se emplean fundiciones, bronce y Babbitt.

Los casquillos de fundición se hacen de fundición gris perlítica (de las marcas A4II-1 y A4II-2); éste es el material para casquillos más barato; puede soportar presiones relativamente grandes, pero como el coeficiente de rozamiento del par acero — fundición es mayor que el del par bronce — acero o Babbitt — acero, los casquillos de fundición no deben emplearse en motores rápidos.

Los casquillos de bronce se fabrican de bronce al estaño o al plomo, con algunos de los cuales ya hemos entrado en conocimiento en el capítulo anterior. En virtud de que la estructura del bronce no es homogénea (en el bronce al estaño la solución sólida α es la matriz blanda, y la eutectoide $\alpha + \delta$ constituye las inclusiones duras), el lubricante se mantiene bien en la superficie del casquillo. Los bronce tienen gran resistencia mecánica. Lo que acabamos de decir permite utilizar los casquillos de bronce en cojinetes de responsabilidad que trabajen en condiciones duras (grandes presiones y revoluciones por minuto).

Si se utilizan aleaciones para cojinetes muy blandas y fusibles, los muñones del árbol se desgastan menos. Los metales Babbitt tienen además un coeficiente de rozamiento con el acero mínimo y retienen bien el lubricante. Por esto, junto a las fundiciones y los bronce, en la industria constructora de maquinaria se emplean mucho para hacer los casquillos de los cojinetes las aleaciones fusibles a base de estaño, plomo, zinc y aluminio.

2. ALEACIONES FUSIBLES PARA COJINETES (BABBIT)¹

Como aleaciones fusibles para cojinetes se utilizan las de los sistemas Pb—Sb, Sn—Sb y Pb—Sn—Sb así como las aleaciones Babbitt a base de zinc (con adiciones de cobre y aluminio) y a base de aluminio (con adiciones de cobre, níquel y antimonio).

¹) En honor del ingeniero inglés I. Babbitt que las descubrió a mediados del siglo pasado.

El sistema Pb—Sb, en su forma real (teniendo en cuenta la solubilidad del antimonio en el plomo y la del plomo en el antimonio) se da en la fig. 162.

La dureza del plomo es *HB* 3, la del antimonio, alrededor de *HB* 30. La eutéctica está constituida por el 13 % de Sb y el 87 % de Pb y su dureza es *HB* 7—8 aproximadamente. Es evidente que las aleaciones hipoeutécticas, es decir, las de estructura eutéctica + plomo, son demasiado blandas, y las mejores son las aleaciones hipereutécticas, que contienen el 16—18 % de Sb. La matriz

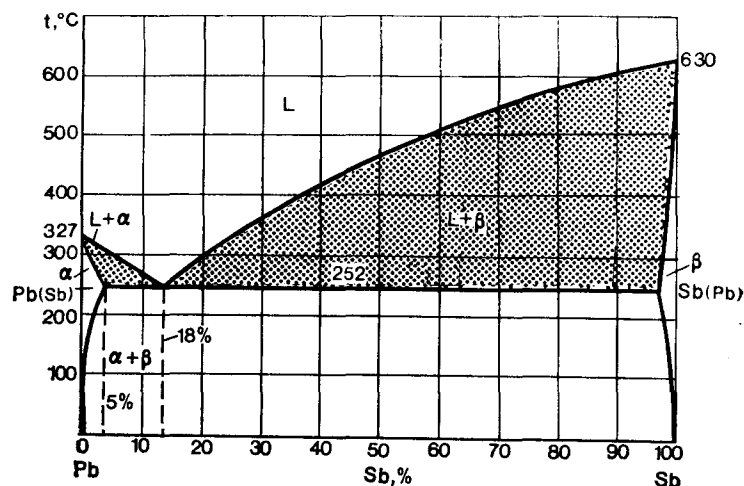


Fig. 162. Diagrama de estado Pb—Sb

blanda es la eutéctica, y las inclusiones duras, los cristales de antimonio, cuya cantidad constituye alrededor del 5 % del volumen total de la aleación.

En el sistema Sn—Sb (fig. 163) el estaño tiene poca dureza (alrededor de *HB* 5). La composición óptima será la de la aleación formada por el 13 % de Sb y el 87 % de Sn, cuya estructura tiene dos fases, $\alpha + \beta'$, siendo α una solución sólida a base de estaño (matriz blanda) y β' una solución sólida a base del compuesto intermetálico SnSb (inclusiones duras).

La aleación estaño-plomo-antimonio para cojinetes tiene como matriz blanda la solución sólida a base de plomo, y de inclusiones duras hace las veces el compuesto SnSb. Estas aleaciones suelen contener cierta adición de cobre, la cual, por una parte disminuye la segregación debida a la densidad y, por otra, forma el compuesto Cu_3Sn , que desempeña el papel de inclusiones duras.

La estructura típica de la aleación Babbit estaño-antimonio-cobre B83 (véase su composición en la tabla 113) se da en la fig. 164. Sobre el fondo oscuro de solución sólida α se ven las inclusiones

cúbicas de compuesto SnSb y otras más pequeñas de compuesto Cu_3Sn . Si la aleación se calienta se forman inclusiones más gruesas y empeora la calidad de la Babbit.

Las composiciones de las aleaciones Babbit que se dan en la tabla 114 pueden dividirse en tres grupos. Al primer pertenecen las estaño-antimonio (B83 y B89), al segundo, las plomo-estaño-antimonio (B6, BT, BH, B16), y al tercero,

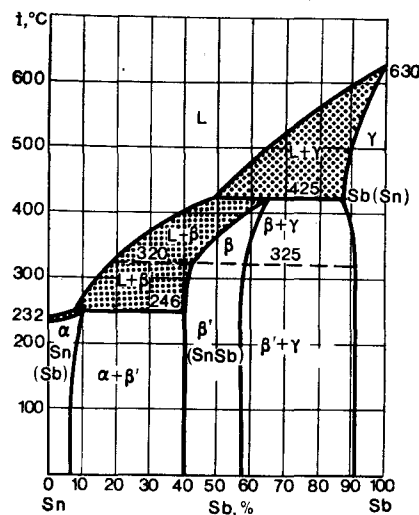


Fig. 163. Diagrama de estado Sn—Sb



Fig. 164. Microestructura de la aleación Babbit B83. $\times 100$

las aleaciones Babbit al plomo que no contienen estaño. Las aleaciones del segundo grupo B6, BH y BT, además de estaño, antimonio y cobre, contienen adiciones de otros componentes. El fin que se persigue con estos aditivos es diverso: el arsénico aumenta la fluidez (facilitando la colada de los casquillos), el níquel eleva la dureza, con lo que disminuye el desgaste. El cadmio influye de un modo parecido. El papel del telurio y del arsénico es formar inclusiones duras de pequeño tamaño (TePb y AsPb) que elevan la resistencia al desgaste de las aleaciones Babbit.

Las Babbit estaño-antimonio (B83 y B89) son las mejores. La matriz de estaño es tenaz y plástica y su tendencia a la rotura por fatiga es menor. En segundo lugar está la estaño-plomo-antimonio (B16), cuya matriz blanda es el plomo. Las aleaciones Babbit estaño-plomo-antimonio son mucho más baratas que las estaño-plomo y su calidad no es mucho peor. La plomo-antimonio (B6) es peor, porque su matriz es eutéctica de plasticidad insuficiente.

La Babbit BR, que se emplea en el transporte ferroviario, como la B6, es una aleación relativamente barata; su estructura está constituida por el plomo como matriz y por un compuesto químico de plomo con calcio y sodio como inclusiones duras.

La escasez de estaño y de plomo obliga a buscar y utilizar aleaciones de matriz menos limitada (zinc, aluminio).

Como aleaciones de zinc para cojinetes se emplean las $\Pi\text{AM}10-5$ y $\Pi\text{AM}5-10$. Su composición se da en la tabla 115 (donde también se indican su estructura y algunas características).

Las aleaciones de zinc $\Pi\text{AM}10-5$ y $\Pi\text{AM}5-10$ desmerecen de las Babbit a base de estaño en plasticidad, coeficiente de rozamiento y coeficiente de dilatación lineal y equivalen aproximadamente a las Babbit de plomo.

TABLA 113. Composición química, estructura y características de las

| Marca de la aleación Babbit | Contenido de los elementos principales, % | | | | | |
|-----------------------------|---|-----------|---------|--------|-----------------|-----------------------------|
| | Sn | Sb | Cu | Pb | otros elementos | total de impurezas (máximo) |
| B83 | Matriz | 10-12 | 5,5-6,5 | — | — | 0,55 |
| B89 | » | 7,25-8,25 | 2,5-3,5 | — | — | 0,55 |
| B6 | 5-6 | 14-16 | 2,5-3,0 | Matriz | 1,75-2,25 Cd | 0,4 |
| BT | 9-11 | 14-16 | 0,7-1,1 | » | 0,05-0,20 Te | 0,6 |
| BH | 9-11 | 13-15 | 1,5-2,0 | » | 0,5-0,9 As | 0,35 |
| | | | | | 0,75-1,25 Ni | |
| | | | | | 1,25-1,75 Cd | |
| B16 | 15-17 | 15-17 | 1,5-2,0 | » | — | 0,6 |
| BC | — | 16-18 | 1,0-1,5 | Matriz | — | 0,5 |
| BK | — | — | — | » | 0,85-1,15 Ca | 0,7 |
| | | | | | 0,6-0,9 Na | |

¹ La solubilidad en el estaño, plomo y compuestos químicos no se indica, de hecho

TABLA 114. Composición y algunas características de las aleaciones Babbit de zinc

| Marca de la aleación Babbit | Contenido de elementos, % | | Características | | | | |
|-----------------------------|---------------------------|----|-----------------------------|---------------------|------|---------------------------|---------------------|
| | Al | Cu | densidad, g/cm ³ | t _f , °C | δ, % | coeficiente de rozamiento | α · 10 ⁶ |
| ЦАМ-10-5 | 10 | 5 | 6,3 | 395 | 0,5 | 0,009 | 27 |
| ЦАМ-5-10 | 5 | 10 | 7,1 | 500 | 1 | — | 28 |

Observaciones: 1. La matriz blanda de estas aleaciones es la eutéctica Zn + Al + CuZn₃; las inclusiones duras, CuZn₃.

2. La resistencia a la rotura de las aleaciones indicadas es de 30 kgf/mm².

TABLA 115. Composición y algunas características de las aleaciones

| Marca de la aleación Babbit | Contenido de elementos, % | | | | | |
|-----------------------------|---------------------------|-----|---------|---------|---------|---------|
| | Sb | Pb | Mg | Ni | Cu | Si |
| ACC6-5 | 5-6 | 4-5 | 0,5-0,7 | — | — | — |
| ACM | 3,5-5 | — | 0,5-0,7 | — | — | — |
| AH2,5 | — | — | — | 2,7-3,4 | — | — |
| Alcusin D | — | — | — | — | 7,5-9,5 | 1,5-2,5 |

Observación. La matriz blanda de estas aleaciones es el aluminio.

aleaciones Babbit

| Estructura ¹ | | Características | | | | | |
|-------------------------|--|-----------------------------|---------------------|--------------------------------------|------|---|---------------------|
| matriz blanda | inclusiones duras | densidad, g/cm ³ | t _f , °C | σ _B , kgf/mm ² | δ, % | coeficiente de rozamiento (con lubricación) | α · 10 ⁶ |
| Sn | SnSb, Cu ₃ Sn | 7,4 | 380 | 9 | 6 | 0,005 | 21 |
| Sn | Cu ₃ Sn | 7,3 | 342 | 9 | 9 | — | — |
| Pb | SnSb, Cu ₃ Sn | 9,6 | 460 | 7 | 0,5 | 0,005 | 21 |
| Pb | SnSb | — | — | 8 | 2 | 0,009 | 23 |
| Pb | SnSb, As ₂ | 9,5 | 400 | 7 | 1 | 0,006 | — |
| Pb | SnSb, Cu ₃ Sn | 9,3 | 410 | 8 | 0,5 | 0,006 | 24 |
| Eutéctica Pb + Sb | Sb | 10,1 | 410 | 4 | 0,5 | 0,007 | 26 |
| Pb | Pb ₃ Ca, Pb ₃ Na | 10,5 | 470 | 10 | 2,5 | 0,004 | 26 |

estas fases son soluciones sólidas a base del compuesto químico.

Existe también una serie de aleaciones de aluminio que se utilizan para cojinetes. Son éstas aleaciones bifásicas de alta aleación en las cuales la solución sólida a base de aluminio es la matriz blanda, y el compuesto químico, las inclusiones duras. La composición y algunas características de las aleaciones de aluminio para cojinetes se indican en la tabla 115.

Las aleaciones de aluminio para cojinetes poseen altas características (coeficiente de rozamiento bajo y resistencia al desgaste elevada). Pero sus cualidades tecnológicas son peores que las de las Babbit ordinarias. Su mayor dureza es más bien un inconveniente que una ventaja, ya que el acabado de los muñones y de los casquillos debe ser más fino y el gorrón del árbol, duro. Si estas condiciones no se cumplen, el desgaste se acelera. El alto coeficiente de dilatación lineal de las aleaciones Babbit de aluminio impone un ajuste más cuidadoso y con mayores huelgos.

Las aleaciones Babbit de aluminio se emplean en sustitución de las de estaño y de plomo, así como del bronce al plomo.

Además de las aleaciones de aluminio indicadas en la tabla 116, empiezan a utilizarse para el mismo fin aleaciones aluminio-estaño que contienen un 6—7% de Sn y diversos aditivos en cantidad del 1—2% (níquel, cobre, silicio).

Babbit de aluminio

| Inclusiones duras | Características | | | | |
|--------------------|-----------------------------|---------------------|--------------------------------------|------|---------------------|
| | densidad, g/cm ³ | t _f , °C | σ _B , kgf/mm ² | δ, % | α · 10 ⁶ |
| AlSb | 3,1 | 750 | 8 | 14 | 24 |
| AlSb | 2,8 | 750 | 9 | 29 | 24 |
| Al ₃ Ni | 2,85 | 650 | 14 | 23 | 25,5 |
| CuAl ₂ | 2,85 | 632 | 16 | 1 | 25,7 |

3. ALEACIONES PARA SOLDAR

Hay dos tipos de aleaciones para soldar o soldaduras:

Soldaduras blandas, de baja temperatura de fusión, que sólo aseguran la hermeticidad de la junta soldada; las características mecánicas de esta última son muy bajas ($\sigma_B = 5-7 \text{ kgf/mm}^2$) y la pieza soldada no debe someterse a cargas mecánicas.

Soldaduras fuertes, de alta temperatura de fusión; soldar con estas aleaciones es más difícil, pero la junta tiene altas cualidades mecánicas. Por ejemplo, la junta soldada de las aleaciones a base de cobre tiene cualidades no peores que el metal básico.

Como soldaduras blandas se emplean aleaciones de metales fácilmente fusibles: plomo, estaño, bismuto, cadmio. Las que más se usan son las aleaciones de plomo y estaño. La aleación más fusible del sistema Pb—Sn es la eutéctica, que contiene el 62% de Sn y el 38% de Pb (fig. 165) (aproximadamente $\frac{2}{3}$ de Sn y $\frac{1}{3}$ de Pb). La temperatura de fusión de esta aleación es de 183°C . Según las normas establecidas se designa por ПОС—61 (abreviatura en ruso de "soldadura de estaño y plomo" con el 61% de Sn). Las soldaduras ПОС—40 y ПОС—30 contienen, por lo tanto, el 40 y el 30% de Sn respectivamente y, como puede determinarse por el diagrama de la fig. 165, sus temperaturas de fusión son más altas.

Las soldaduras fuertes tienen su temperatura de fusión en el intervalo de $800-900^\circ\text{C}$ y son aleaciones de cobre y zinc (latones) o de cobre, zinc y plata (soldadura de plata). Esta última se utiliza para soldar aparatos eléctricos cuando la conductibilidad eléctrica de la junta no debe ser menor que la del metal base.

En las tablas 116 y 117 se da la composición de las aleaciones que se emplean para soldar (y estañar), de acuerdo con las normas vigentes.

TABLA 116. Estaño para soldar y estañar

| Marca del estaño | Sn (mínimo) | Σ_{impur} (máximo) | Aplicación |
|------------------|-------------|----------------------------------|----------------------------------|
| 01 | 99,90 | 0,10 | Estañado de latas de conservas |
| 02 | 99,56 | 0,44 | Estañado de utensilios de cocina |

El estaño 01 y 02 y otros de inferior calidad (03, con el 98,35% de Sn, y 04, con el 96,25% de Sn) se emplean para soldar y para hacer aleaciones Babbit y soldaduras. La resistencia mecánica del estaño a la temperatura ambiente es de alrededor de $2,5 \text{ kgf/mm}^2$, y la resistencia de la junta soldada, debido a la formación de soluciones sólidas con el metal base, alcanza hasta $4-9 \text{ kgf/mm}^2$ e incluso más).

Además de las enumeradas en la tabla se usan soldaduras blandas de otras marcas, por ejemplo, ПОС—10, ПОС—5 y algunas otras que sólo contienen el 5—

¹⁾ En dependencia del material que se suelda y de la forma de la junta: solapada, a tope, etc.

TABLA 117. Composición y algunas características de las soldaduras blandas

| Marca de la soldadura | Contenido de elementos ¹ , % | | Características | | | | |
|-----------------------|---|---------|---|-------------|---|--------------------------------|-------------|
| | Sb | Sn | intervalo de temperaturas de solidificación, $^\circ\text{C}$ | fluidéz, cm | conductibilidad eléctrica $\text{m}/(\Omega \cdot \text{mm}^2)$ | σ_B , kgf/mm^2 | |
| | | | | | | del metal | de la junta |
| ПОС—90 | 89—90 | $<0,15$ | 185—220 | 135 | — | 4 | — |
| ПОС—61 | 56—61 | $<0,8$ | 183—185 | 135 | 6,9 | 5 | 4—8 |
| ПОС—50 | 49—50 | $<0,8$ | 183—210 | 115 | 6,4 | 4 | 5—9 |
| ПОС—40 | 39—40 | 1,5—2,0 | 183—235 | 91 | 5,7 | 4 | 4—11 |
| ПОС—30 | 29—30 | 1,5—2,0 | 183—256 | 63 | 5,5 | 3 | 3—9 |
| ПОС—18 | 17—18 | 2,0—2,5 | 183—277 | 60 | 4,5 | 3 | 4—8 |

¹ El resto es plomo.

10% de Sn y que por eso escasean menos que las soldaduras cuya composición se da en la tabla 118. Sin embargo, sus cualidades físicas y tecnológicas son

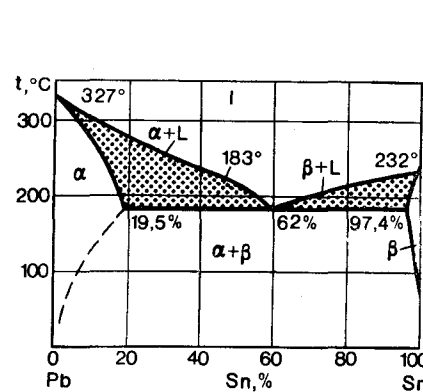


Fig. 165. Diagrama de estado Pb—Sn

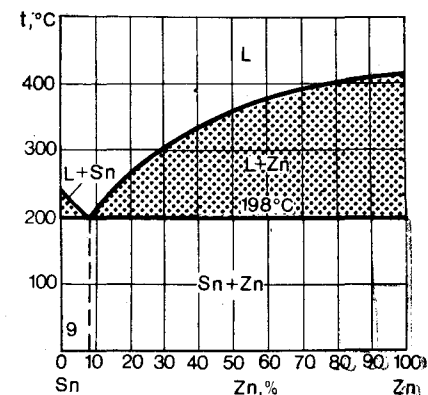


Fig. 166. Diagrama de estado Sn—Zn

peores que las de aquéllas: el intervalo de temperaturas de solidificación de las soldaduras con bajo contenido de estaño es más elevado (de $265-299^\circ\text{C}$ el de la aleación ПОС—10 y de $300-314^\circ\text{C}$ el de la ПОС—5) y su resistencia mecánica y fluidéz son menores.

También se utilizan soldaduras de estaño y zinc que contienen el 90, 70, 60 y 40% de Sn y el resto de zinc (las marcas de estas soldaduras son: ПОЦ—90, ПОЦ—70, ПОЦ—60 y ПОЦ—40).

La mejor de esta serie de aleaciones es la soldadura ПОЦ—90 de composición correspondiente a la eutéctica (fig. 166), es decir, la que tiene más baja la temperatura de comienzo de la cristalización (198°C según el diagrama de estado). En realidad esta temperatura es algo más elevada debido a las oscilaciones de la composición química, pero no supera los 202°C . Las temperaturas de comienzo de la cristalización de las aleaciones ПОЦ—70, ПОЦ—60 y ПОЦ—40 son respectivamente de 325 , 345 y 365°C (la temperatura final de cristalización de todas estas

aleaciones es de 198 °C). En comparación con las soldaduras estaño-plomo, las estaño-zinc tienen mayor resistencia mecánica y menos plasticidad. Existen indicaciones exactas acerca de la marca de soldadura que debe emplearse en cada caso concreto¹⁾.

En la tabla 118 se dan la composición y las características de las soldaduras plomo-plata.

TABLA 118. Composición y características de las soldaduras plomo-plata

| Marca de la soldadura | Contenido de elementos, % | | | Características | | |
|-----------------------|---------------------------|-----------|--------------------------------|---|---|-------------------------|
| | Ag | Sn | Σ_{imp} (máximo) | intervalo de temperaturas de solidificación, °C | conductibilidad eléctrica $m/(\Omega \cdot mm^2)$ | σ_B , kgf/mm^2 |
| ПCp-1,5 | 1,3—1,7 | 0,75—1,25 | 0,5 | 309—309 | — | — |
| ПCp-2,5 | 2,3—2,7 | — | 0,5 | 304—304 | 5,2 | 3,3 |
| ПCp-3 | 2,7—3,3 | — | 0,5 | 300—305 | 5,0 | 3,1 |

Observación: La base de estas soldaduras es el plomo.

Las soldaduras plomo-plata se utilizan para soldar el cobre y sus aleaciones. Cuando se suelda cobre con una aleación que contiene estaño, puede formarse el compuesto Cu_3Sn , con lo que la junta resulta más frágil; con las soldaduras plomo-plata este fenómeno no debe observarse.

Como ejemplos de soldadura fuerte, en la tabla 119 se indican algunas composiciones de aleaciones de plata (GOST 8190-56) y sus características.

Otras soldaduras fuertes, como ya se dijo, son los latones, que son más baratos que las soldaduras de plata. La composición de los latones se dio antes.

TABLA 119. Composición de las soldaduras de plata (GOST 8190—56) y sus características

| Marca de la soldadura | Contenido de elementos, % | | | Características | |
|-----------------------|---------------------------|---------|--------------------------------|---|--|
| | Cu | Zn | Σ_{imp} (máximo) | intervalo de temperaturas de solidificación, °C | resistencia eléctrica, $\Omega \cdot mm^2/m$ |
| ПCp-72 | 27,3—28,5 | — | 0,25 | 779—779 | 0,022 |
| ПCp-50 | 49,3—50,5 | — | 0,25 | 779—850 | 0,025 |
| ПCp-45 | 29,5—30,5 | 24—26,5 | 0,50 | 660—725 | 0,097 |
| ПCp-25 | 39—41 | 33,5—37 | 0,50 | 745—775 | 0,069 |
| ПCp-10 | 52—54 | 35,5—39 | 0,50 | 815—850 | 0,065 |

Observación. La base de estas soldaduras es la plata. Su contenido medio viene indicado por la cifra que figura en la marca.

¹⁾ Clase de metal que se suelda, tipo de soldadura, etc.

4. ALEACIONES FUSIBLES

Pertenecen a este grupo las aleaciones cuya temperatura de fusión es inferior a 230 °C (es decir, más baja que la de fusión del estaño). Los componentes de estas aleaciones son metales que tienen temperatura de fusión baja (plomo, estaño, bismuto, indio, mercurio). Los componentes fácilmente fusibles se eligen, por lo general, de manera que, combinándolos, aseguren la formación de eutéctica con múltiples componentes, constituida por dos, tres o más fases.

TABLA 120. Composición química de las aleaciones fusibles, %

| Marca de la aleación | Sn | Pb | Cd | Bi | Zn, In |
|----------------------|-------|-------|------|------|--------|
| J1199 | 91,1 | — | — | — | 8,9Zn |
| J1183 | 61,9 | 38,1 | — | — | — |
| J1141 | 50,0 | 30,0 | — | 20,0 | — |
| J1145 | 49,8 | 32,0 | 18,2 | — | — |
| J1130 | 52,0 | 30,0 | 13,0 | 5,0 | — |
| J196 | 18,75 | 31,25 | — | 50,0 | — |
| J168 | 12,5 | 25,0 | 12,5 | 50,0 | — |
| J158 | 12,0 | 18,0 | — | 60,0 | 21,0In |
| J147 | 8,3 | 22,6 | 5,3 | 44,7 | 19,1In |

Las aleaciones fusibles se utilizan, por ejemplo, para diversos tipos de cortacircuitos y zapatas, como soldaduras especialmente fáciles de fundir y como material para sacar vaciados anatómicos, etc.

Estas aleaciones se marcan con la letra JI y una cifra que indica la temperatura de fusión de la aleación (que es constante, porque las aleaciones fusibles son del tipo eutéctico).

Las marcas principales de aleaciones fusibles se dan en la tabla 120. A ellas debe considerarse que pertenecen también las soldaduras de estaño y plomo (ПOC-90 y ПOC-61) (véase la tabla 118). La aleación del sistema Sn—Pb—Cd—Bi que forma eutéctica cuaternaria, es decir, la

aleación más fusible de este sistema, es muy conocida con el nombre de *metal de Wood* (en memoria del arqueólogo e inventor norteamericano del siglo XVII R. Wood). (Su temperatura de fusión es de 68 °C).

En el sistema de cinco elementos Sn—Pb—Cd—Bi—In la aleación eutéctica J147 tiene su temperatura de fusión a 47 °C.

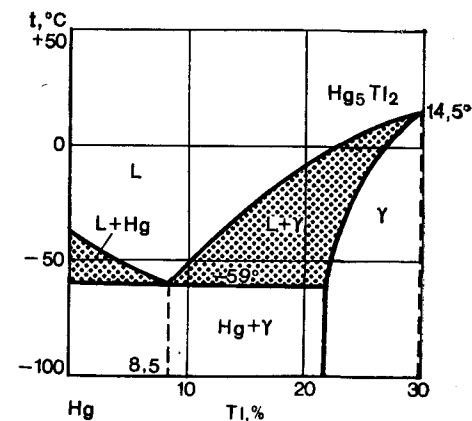


Fig. 167. Diagrama de estado Hg—Tl

Finalmente, las aleaciones con adición de mercurio (llamadas *amalgamas*) tienen temperaturas de fusión inferiores a 100 °C (aleaciones del sistema Sn—Pb—Bi—Hg). El mercurio puro y las aleaciones del sistema Tl—Hg tienen temperatura de fusión inferior a 0 °C. La más fusible de las aleaciones metálicas conocidas en la naturaleza (8,5 % de Tl y 91,5 % de Hg) se funde a -59 °C (fig. 167).

Bibliografía

A. P. Smiriaguin y A. I. Shpaguin, "Bronces de estaño, aleaciones Babbitt, soldaduras y sus sustitutos". Moscú, METALLURGI ZDAT, 1949.

A. I. Shpaguin, "Aleaciones antifricción". Moscú, METALLURGI ZDAT, 1956.

CAPÍTULO XXIX

OTRAS ALEACIONES NO FÉRREAS

1. EL ZINC Y SUS ALEACIONES

El zinc es un metal con baja temperatura de fusión (419 °C) y muy baja temperatura de ebullición (906 °C), alta densidad (7,1 g/cm³). La resistencia mecánica del zinc es baja ($\sigma_B = 15 \text{ kgf/mm}^2$) y su plasticidad alta ($\delta = 50\%$). Su red cristalina es la hexagonal. Carece de transformaciones alotrópicas.

El zinc se emplea: para galvanizar en caliente o por electrolisis chapas de acero, en la industria de artes gráficas, para fabricar pilas eléctricas y para otros fines. Se utiliza también como aditivo en diversas aleaciones, en primer lugar en las de cobre (latones y otras), y como base de las aleaciones de zinc ¹⁾ y metal de imprenta.

Atendiendo a su pureza, el zinc se divide en las siguientes marcas: ЦЗ (99,99% de Zn); Ц0 (99,96); Ц1 (99,94); Ц2 (99,9); Ц3 (98,7) y Ц4 (97,5). Las impurezas del zinc técnico son: el plomo (principal impureza), el hierro, el cadmio y ciertas otras.

El componente ordinario de aleación del zinc es el aluminio (hasta el 5-10%). En el sistema Al—Zn (fig. 168) pueden formarse dos soluciones sólidas: la solución sólida β (zinc casi puro) y la solución sólida α a base de aluminio, pero que disuelve hasta un 83% de Zn (esta solución sólida a base de aluminio puede contener el 83% de Zn y sólo el 17% de Al). En un determinado intervalo de temperaturas y concentraciones esta solución sólida se descompone en dos de la misma estructura cristalina, una rica en zinc (α_2) y otra pobre en él (α_1).

De acuerdo con el diagrama de estado Al—Zn (fig. 168), la solución sólida α sufre a 275 °C la descomposición eutectoide $\alpha_2 \rightarrow \alpha_1 + \beta$, y la solubilidad del zinc en el aluminio disminuye bruscamente a medida que desciende la temperatura por debajo de 275 °C. Así, pues, la estructura de las aleaciones de zinc con el 5-10% de Al es la de aleación hipoeutectoide $\beta + \text{eutectoide } (\alpha + \beta)$. Si

¹⁾ Ya hemos estudiado algunas de ellas, como, por ejemplo, las soldaduras fácilmente fusibles a base de zinc y las aleaciones Babbitt de zinc.

el enfriamiento es rápido, la reacción de descomposición eutectoide puede no producirse; la fase α_2 se subenfria hasta temperaturas bajas. En este caso la estructura es inestable y los cambios de estructura que ocurren (descomposición de la fase α_2 subenfriada) hacen que varíen las dimensiones de los objetos, lo que es indeseable sobre todo cuando se trata de piezas de fundición muy exactas (colada a presión). La adición de magnesio (alrededor de un 0,1%) disminuye la velocidad de descomposición de la solución α_2 subenfriada y, por lo tanto, estabiliza las dimensiones.

Las aleaciones del zinc con el cobre no son propensas al envejecimiento, pero las cualidades mecánicas de estas aleaciones son peores que las de sus aleaciones con el aluminio.

Las aleaciones a base de zinc más resistentes son las ternarias Zn—Al—Cu. La estructura de estas aleaciones es muy diversa (depende principalmente de la relación entre el aluminio y el cobre y de sus cantidades) y está constituida por precipitaciones primarias β (zinc puro), α (solución a base de aluminio rica en zinc) o ϵ (compuesto químico CuZn_3), eutética binaria $\beta + \alpha$, $\epsilon + \alpha$ o $\beta + \epsilon$ y eutética ternaria $\alpha + \beta + \epsilon$. Por ejemplo, la aleación fundida con el 5% de Al y el 10% de Cu tiene la estructura de cristales primarios ϵ , eutética binaria $\epsilon + \beta$ y eutética ternaria $\epsilon + \beta + \alpha$. La composición de algunas aleaciones industriales de zinc se da en la tabla 121.

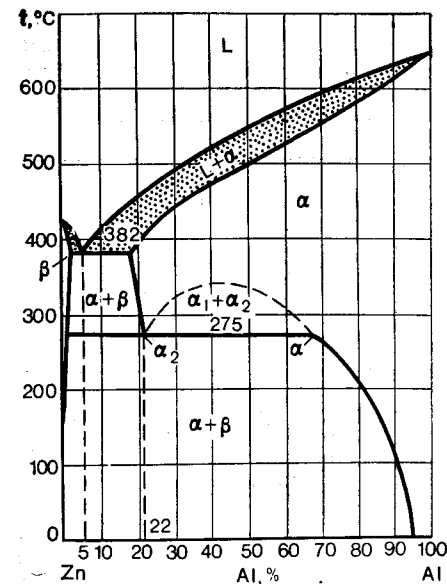


Fig. 168. Diagrama de estado Zn—Al

TABLA 121. Composición y características de las aleaciones de zinc industriales

| Marca de la aleación | Contenido de elementos, % | | | | Características | |
|----------------------|---------------------------|-----------|-----------|----------------------------------|-----------------|-----------|
| | Al | Cu | Mn | σ_B , kgf/mm ² | δ , % | dureza HB |
| ЦА4* | 3,5—4,5 | — | 0,03—0,08 | 25—30 | 3—6 | 70—90 |
| ЦАМ4-1* | 3,5—4,5 | 0,75—1,25 | 0,03—0,08 | 27—33 | 2—5 | 80—100 |
| ЦАМ4-3* | 3,5—4,5 | 2,5—3,5 | 0,02—0,10 | 32—38 | 2—3 | 80—120 |
| ЦМ1 | — | 0,8—1,2 | — | 30—30 | 30—40 | 45—75 |
| ЦАМ0,2-4 | 3,5—4,5 | 0,20—0,15 | — | 30—36 | 20—30 | 75—90 |
| ЦАМ4-1 | 3,7—4,3 | 0,6—1,0 | 0,02—0,05 | 37—44 | 8—12 | 90—105 |
| ЦАМ10-1 | 9—11 | 0,6—1,0 | 0,02—0,05 | 40—46 | 8—12 | 90—110 |
| ЦАМ15 | 14—16 | — | 0,02—0,04 | 25—40 | 10—40 | 40—110 |

Observación. Se indican con asterisco las marcas de aleaciones que se destinan para colada a presión. Las demás se utilizan para fabricar chapas y perfiles laminados o prensados.

2. METALES DE IMPRENTA

La aleaciones para tipos de imprenta y de máquinas de componer deben tener, dentro de lo posible, baja temperatura de fusión, dureza suficientemente elevada y no desprender gases cuando

TABLA 122. Composición, %, y algunas características de los metales de imprenta

| Marca de la aleación | Sb | As | Sn | Al | Cu | Mg | Pb | Zn | t_f , °C | Dureza en estado de fundición, HB |
|----------------------|----------|---------|---------|---------|---------|-----------|------|------|------------|-----------------------------------|
| MII1 | 13,5-15 | 3,5-4,5 | — | — | — | — | Base | — | 325 | 25-30 |
| MII2 | 14-16 | 2,7-3,3 | — | — | — | — | — | — | 315 | 23-28 |
| MII3 | 14-16 | 1,5-2,5 | — | — | — | — | Base | — | 320 | 23-30 |
| MJI1 | 9,5-10,5 | 1,0-1,5 | — | — | — | — | » | — | 250 | — |
| JH1 | 11-12 | — | 4,2-4,8 | — | — | — | » | — | 245 | 22-23 |
| III1 | — | — | — | 3,5-4,5 | < 0,06 | 0,02-0,06 | — | Base | 390 | — |
| Nº 3 | — | — | — | 2,2-3,0 | < 0,10 | 1,2-1,8 | — | » | 400 | — |
| Nº 7 | — | — | — | 4,5-5,5 | 3,5-4,5 | 1,5-2,0 | — | » | 460 | — |

se funden. Para este fin se han elaborado aleaciones a base de estaño, de plomo y de zinc. Las aleaciones de estaño no se emplean en la actualidad por ser caro este metal. Las que más se utilizan son las aleaciones de plomo. Las aleaciones a base de zinc son más baratas, pero su temperatura de fusión es más alta y desprenden más gases al fundirlas.

La composición de los metales de imprenta más usados y sus características más importantes (temperatura de fusión total y dureza) se indican en la tabla 122.

En la industria de artes gráficas también se emplea el zinc con pequeñas adiciones de magnesio (0,05%) y de aluminio (0,1%), que tiene estructura de grano fino y mayor dureza que las otras aleaciones (HB 55-70). Esta aleación se llama *microzinc*.

3. METALES NOBLES

Son metales nobles el oro, la plata, los metales del grupo del platino y sus aleaciones. Se llaman así por su alta resistencia a la corrosión, ya que prácticamente no son propensos a esta última en la atmósfera ordinaria, en el agua y en otros muchos medios. Todos estos metales (excepto el oro y la plata) tienen alta temperatura de fusión, elevada densidad, carecen de transformaciones alotrópicas (excepto el rodio) y son muy plásticos (menos el rodio y el osmio). Son caros.

Algunas de las propiedades de estos metales se dan en la tabla 123.

TABLA 123. Propiedades de los metales nobles

| Metal | Red cristalina | Densidad, g/cm ³ | t_f , °C | Dureza HB | Se oxida en el aire a la temperatura de, °C |
|-------|----------------|-----------------------------|------------|-----------|---|
| Ru | H 12 | 12,5 | 2310 | 200 | 100 |
| Rh | C 12 | 12,4 | 1960 | 55 | 600 |
| Pd | C 12 | 12,2 | 1550 | 30 | 600-800 |
| Ag | C 12 | 10,0 | 960,5 | 20 | No se oxida |
| Os | H 12 | 22,5 | 3050 | 350 | 600-700 |
| Ir | C 12 | 22,6 | 2443 | 160 | No se oxida |
| Pt | C 12 | 21,6 | 1769 | 30 | Idem |
| Au | C 12 | 19,6 | 1063 | 18 | |

Los metales nobles, en primer lugar el oro y la plata, se utilizan en joyería y en prótesis dental. El oro puro no se emplea por ser demasiado blando. La aleación del oro con plata no es de gran utilidad, ya que su dureza aumenta muy poco (la dureza de las aleaciones Au-Ag no pasa de HB 30). Si el oro se liga con cobre, su dureza aumenta (con un 20% de Cu, la dureza de la aleación se hace ya superior a HB 100). Cuando el oro se alea con cobre, su resistencia a la corrosión disminuye. Tienen aplicación práctica las aleaciones ternarias Au-Ag-Cu¹⁾. Las más utilizadas son las aleaciones cuyas leyes respectivas son de 375, 583, 750 y 916 milésimas, es decir, que en cada 1000 g de aleación hay respectivamente 375, 583, 750 y 916 g de oro y el resto es de cobre y plata. En el metal que corresponde a cada una de estas leyes la relación entre la plata y el cobre puede ser distinta.

Las aleaciones cuya ley es de 916 milésimas son las más blandas y las de mayor resistencia a la corrosión. A medida que disminuye el índice de ley, va bajando dicha resistencia. La mayor dureza (y, por consiguiente, la mayor resistencia al desgaste) la tienen las aleaciones cuya ley es de 583 milésimas cuando la relación Cu: Ag es aproximadamente igual a 1 : 1. Todas estas aleaciones tienen color de oro.

Su estructura es de soluciones sólidas homogéneas (en las de ley alta) o de mezclas mecánicas de dos o tres soluciones sólidas.

El recocido de estas aleaciones (por ejemplo, de recristalización) puede hacer que adquieran fragilidad a consecuencia de los procesos de ordenación (es decir, de formación de soluciones sólidas ordenadas del tipo AuCu y AuCu₃).

Si bien en joyería y en prótesis dental se emplean las aleaciones de oro y plata y no los metales del grupo del platino, cuando se trata de fines industriales ocurre lo contrario, se utilizan con más frecuencia las aleaciones de metales del grupo del platino, mientras que el oro y sus aleaciones no se emplean mucho.

La aleación del 90% de Pt y el 10% de Rh se usa para hacer pares termoeléctricos (uno de los electrodos se fabrica con esta aleación y el otro con platino puro) por su gran fuerza electromotriz y su alta resistencia a la formación de cascarilla. Un termopar de este tipo puede funcionar a temperaturas de hasta 1700 °C.

En los aparatos de precisión para medir y con mando automático se utilizan potenciómetros con arrollamiento de metales nobles (por ejemplo, de alambre de aleación Pt + 25% de Ir o de aleación Pt + 30-40% de Ag y otras).

Para los contactos eléctricos de diversos aparatos de responsabilidad se emplean aleaciones de metales nobles porque tienen gran resistencia a la sublimación y oxidación (aleaciones Pt + Ir; Pt + W; Pd + Ag y otras).

¹⁾ En joyería y prótesis dental.

Gran dureza y resistencia al desgaste al mismo tiempo que elevada resistencia a la corrosión posee la aleación Os + In. De ella se hacen los puntos de apoyo de algunos instrumentos de medida, agujas de compases y puntos de plumas estilográficas.

Bibliografía

A.V. Boitsov, G.F. Boitsova y N.A. Aydonina, "Metales nobles". Moscú, METALLURGIZDAT, 1946.

A.A. Semiónov, V.A. Kogan, "Metalografía tipográfica". Moscú, KNIGA, 1968.

E.M. Savitski, V.P. Poliakova, N.B. Gorina, N.P. Rosham, "Metalografía de los metales de platino". Moscú, METALLURGUIA, 1975.

V.M. Málishchev, D.V. Rumiántsev, "Plata". Moscú. METALLURGUIA, 1976.

INDICE ALFABÉTICO DE MATERIAS DEL PRIMER TOMO

- Absorción, 315
- Acero calmado, 54, 191
 - efervescente, 191
 - para nitrurar, 329
- Acritud, 83
 - de fase, 238
- Alargamiento relativo, 62
- Aleación metálica, 98
- Aleaciones metálicas, 14
- Alotropía, 55
- Análisis de las fases, 40
 - — los carburos, 40
 - estructural roentgenográfico, 35
 - químico, 40
- Angström, 23
- Aniquilación, 86
- Anisotropía, 35
- Atmósfera de Cottrell, 102
- Ausforming, 282
- Austenita, 164, 263
 - , diagrama anisotérmico de transformación, 254
 - , — isotérmico de transformación, 245
 - , — termocinético de transformación, 254
 - , — estabilización, 263
 - residual, 263
- Autodifusión, 316
- Bainita, 248
 - inferior, 270
 - superior, 270
- Berthólios, 106
- Bloques, 32
- Braunita, 330
- Claorización, 333
- Calor latente de cristalización, 45
- Carburante, 319
- Celdilla elemental, 23
- Cementación gaseosa, 320
 - líquida, 333
 - sólida, 333
- Centros de cristalización, 46
- Componente, 110
- Compuestos electrónicos, 108
 - químicos, 98
- Concentradores, 77
- Convección, intercambio de calor, 290
- Cristales filiformes, 66
 - primarios, 126
 - secundarios, 126
- Cristalitos, 27
- Cristalización primaria, 126
 - secundaria, 126
- Cromización, 333
- Cuasieutectoide, 249
- Curva martensítica, 260
 - «serial», 73
- Daltónidos, 106
- Deformación elástica, 60
 - plástica, 60
- Dendrita, 50
- Descarburación, 288
- Desgaste, 83
- Destrucción, 89
- Diagrama de equilibrio, 110
 - — estado, 109
 - — recristalización, 95
 - martensítico, 261
- Diámetro crítico, 292
 - — ideal, 293
- Didimio, 16
- Diente de fluencia, 62
- Difusión, 336
- Dilatómetro, 270
- Dislocación, 29
 - de borde, 29
 - — espiral, 29
- Disociación, 315
 - , grado de, 315
- Durabilidad, 69
- Dureza, 78
- Dureza Brinell, 78
 - Rockwell, 78
 - Vickers, 79
- Ebullición con burbujas, 290
 - — película, 290

Efecto de recuerdo de la forma, 267
 «Electronofracturografía», 40
 Energía de activación, 317
 — libre, 44
 Enlace iónico, 100
 Envejecimiento, 225
 Estado cristalino, 21
 — de agregación, 42
 Estricción, 62
 Estructura anómala, 324
 — de dislocación, 34
 — — Widmanstätten, 306
 — fina, 34
 — granular heterogénea, 93
 — poliédrica, 51
 Eutéctica, 119

Fase, 109
 Fases de inserción, 109
 — — Laves, 108
 Ferrocerio, 17
 Ferromagnetismo, 58
 Fiabilidad, 68
 Fibras, 54
 Fluctuaciones, 101
 «Fracturografía», 40
 Fragmentación, 33
 Fragmentos, 32
 Fundición aleada, 215
 — blanca, 202, 208, 215
 — de aleación natural, 215
 — — alta resistencia, 202
 — — corazón blanco, 220
 — — — negro, 219
 — gris, 202, 208, 213
 — — ferrítica, 209
 — — perlítica, 208
 — maleable, 202, 212

Gas endotérmico, 322
 Grado de deformación crítico, 95
 — — subenfriamiento, 45
 Grados de libertad, 111
 Grafito esferoidal, 211
 — laminar, 209
 — nodular, 212
 Grano, 27
 — fino, 236
 — grueso, 236
 Grano hereditario, 236
 — inicial, 236
 — real, 236
 Granulación hereditaria, 236

Heterodifusión, 316
 Huecos, 28

Índice de coordinación, 25
 Ley de Gibbs, 110

Límite de fatiga, 82
 — — — restringido, 82
 — — fluencia, 62
 — — convencional, 62
 — — físico, 62
 — — rotura, 62
 Líquidus (punto, línea), 117
 Longitud crítica de la grieta, 72

Marfoming, 282
 Martensita, 230, 257
 — atérmica, 263
 — isotérmica, 263
 — revenida, 271
 — termoelástica, 267

Metal, 11
 Metales alcalinotérreos, 16
 — de color, 16
 — — las tierras raras, 16
 — fácilmente fusibles, 17
 — féreos, 16
 — ligeros, 16
 — negros, 16
 — nobles, 16
 — refractarios, 16
 — «uránicos», 16
 Método radiográfico, 39
 Mezcla mecánica, 98
 Microdureza, 79
 Microscopio de exploración, 41
 — electrónico, 38
 Microestructura, 37
 Microsonda, 40
 Misschmetall, 16
 Módulo normal de elasticidad, 64
 Monocristal, 28

Nitrocementación, 331
 Nitruración, 327
 Normalizado, 230
 Núcleos de cristalización, 46

Ordenación, 107
 Orden próximo, 21
 Oxidación, 288

Parámetros de la red cristalina, 24
 Período de incubación, 243
 — — inercia, 243
 Períodos de la red cristalina, 23
 Peritética, 128
 Plano adicional, 29
 — cristalográfico, 23
 Poligonización, 33, 86
 Polimorfismo, 55
 Potencial de carbono, 322
 Procedimientos metalográficos, 36
 Punto de Curie, 58
 — singular, 155

Rayos X, 35
 Recocido, 224
 — contra acritud, 87
 — incompleto, 230
 — isotérmico, 307
 Recristalización, 87
 — de fases, 224
 Rechupe, 53
 Red cristalina cúbica centrada en el cuerpo, 24
 — — — — las caras, 23
 — — espacial, 23
 — — hexagonal de empaquetamiento denso, 24
 — — tetragonal, 25
 — — macroscópica, 272
 Regla de las fases, 109
 Reserva de ductilidad, 74
 Resistencia, 68
 — a la rotura dúctil, 74
 — — — — frágil, 74
 — teórica, 65
 Restauración, 87
 Rotura cristalina, 40
 — dúctil, 41
 — en «regato», 41
 — fibrosa, 40
 — frágil, 41
 — «poculiforme», 41
 — tenaz, 41
 Revenido, 226
 — «isoescleroso», 279

Seguridad constructiva, 77
 Seudoaleaciones, 98
 Seudoisotropía, 35
 Siliciación, 333
 Singularidad de las propiedades, 99
 Sobrealeamiento, 45
 Sólidos (punto), 117
 Soluciones sólidas ilimitadas, 103
 — — limitadas, 103
 Subenfriamiento, 45
 Sublimación, 21
 Superficie interna, 34
 Superplasticidad, 69

Tamaño crítico del núcleo, 49
 Temperatura de cristalización, 45

Templabilidad, 291
 Temple, 225
 — incompleto, 230
 — —, velocidad crítica, 253
 — verdadero, 225
 Tenacidad, 62
 Tensiones internas de primer género, 297
 — — — segundo género, 297
 — — — tercer género, 298
 — — estructurales, 298
 — — residuales, 299
 — — térmicas, 298
 Teoría de las barreras, 241
 Textura, 28
 — — propagación, de la grieta (Ap), 63
 Transcristalización, 53
 Transformación martensítica inversa, 267
 — primera en el revenido, 271
 — segunda en el revenido, 272
 — tercera en el revenido, 273
 Tratamiento a presión en caliente, 87
 — — — — frío, 87
 — — temperaturas bajo cero, 302
 — — mecánico-térmico (TMT), 282
 — — termomecánico (TTM), 226
 — — a alta temperatura (TTMAT), 279
 — — — baja temperatura (TTMBT), 279
 — — termoplástico, 226
 — — termoquímico, 226

Umbral de recristalización, 88

Vector de Burgers, 32
 Velocidad crítica de temple, 253
 — de crecimiento de los cristales (v. c.), 47
 — — formación de los centros de cristalización (n. c.), 47

Zona de cristales columnares, 52
 — — — equiaxiales, 52

INDICE ALFABÉTICO DE AUTORES
CITADOS EN EL SEGUNDO TOMO

- Bain, E., 38
Blanter, M. E., 26
Bóchvar, A. A., 240
Bogachov, I. N., 166
Bokshtein, S. Z., 29
Borzdika, A. M., 122
- Entin, R., 26
Estulin, G. V., 137
- Fridliander, I. N., 231, 239
- Gólikov, I. N., 75
Gueller, Y. A., 86
Guinier, 239
Guillet, L., 31, 267
- Hall, Ch., 222
Heiler, M., 239
Hérault, P., 222
Houdremont, E., 77
- Jultgren., 26
- Konoheevski, S. T., 267
- Livanov, V. A., 239
- Maslenkov, S. V., 137
Mell, R., 26
Merik, P., 239
Morgunova, N. N., 183
Muzalevski, Y. G., 240
- Oberhoffer, P. 31
Oersted, H., 222
- Petrov, D. A., 239
Preston, 231, 239
- Rajshadt, A. G., 72
- Sadovski, V. D., 26, 28
Savitski, E. M., 183
Shteinberg, S. S., 77
- Umanski, Y. S., 107
Utevski, L. M., 46
- Vóronov, S. M., 240
- Wilm, A., 222, 239

INDICE ALFABÉTICO DE MATERIAS
DEL SEGUNDO TOMO

- Acabado térmico, 100
Acero al carbono, 33
— aleado, 12
— austenítico, 13, 146
— austenítico-ferrítico, 146
— — martensítico, 146
— «criogénico», 157
— de baja aleación, 33
— de clase transitoria, 146
de construcción, 33
— de gran resistencia mecánica, 56
— eutectoide, 30
— ferrítico, 13
— «fortivell», 68
— Hadfield, 164
— hipereutectoide, 30
— hipoeutectoide, 30
— inoxidable, 33
— ledeburítico, 30
— martensítico para envejecer, 60
— para dinamos, 205
— para estructuras, 33, 66, 67
— para herramientas, 33
— para máquinas, 33
para troqueles, 33
— plata, 72
— rápido, 33
Acero refractario, 33, 110
— resistente al desgaste, 33
— resistente a los ácidos, 156
— termorresistente, 33, 109
— «trip», 61
Adhesión, 101
Agrietamiento por corrosión 152
Aleaciones «criogénicas», 157
— de alta resistencia eléctrica, 210
— de precisión, 193
— para cojinetes, 276
— resistentes a los ácidos, 156
Alnico, 199
Alsifer, 207
Amalgamas, 286
Avial, 233
- Babbitt, 276
Bombardeo con perdigones, 72
Bronce al berilo, 272
— al estaño, 267
— al plomo, 274
— al silicio, 271
— de aluminio, 272
— fosforoso, 270
- Calmalloy, 208
Carburos especiales, 20
Ciclo de histéresis, 197
Constantan, 211
Copos, 72
Corrosión, 138
— bajo tensión, 152
— intercrystalina, 147
- Duraluminio, 234, 239
- Efecto del renio, 189
— de prensado, 243
Elementos de aleación, 12
Elinvar, 196
Endurecimiento por precipitación, 227
— secundario, 91
Enfermedad del hidrógeno, 263
Envejecimiento, 227
— artificial, 227
— de fase, 231
Envejecimiento natural, 227
— zonal, 231
Estabilidad al rojo, 85
Estabilizador, 170
- Ferrita acicular, 22
— poliédrica, 22
Fluencia, 114
—, curva de, 115

| | |
|----------------------------------|---------------------------------------|
| Fractura «naftalínica», 95 | Nicromo, 132 |
| Fragilidad de revenido, 44 | Nimonic, 132 |
| — — — de I tipo, 44 | Niquelina, 211 |
| — — — de II tipo, 45 | |
| — — — irreversible, 45 | |
| — — — reversible, 45 | Paramagnetismo, 197 |
| — en azul, 114 | Período de incubación, 228 |
| — térmica, 124 | Permalloy, 206 |
| Fuerza coercitiva, 197 | Permandur, 208 |
| | Permeabilidad magnética, 197 |
| | — — inicial, 198 |
| Hastelloy, 156 | Perminvar, 208 |
| Hierro para transformadores, 205 | Platinita, 196 |
| Hipernik, 207 | Principio de Sharpey, 277 |
| | |
| Inconel, 132 | Recuperación térmica, 229 |
| Inducción remanente, 197 | Relit, 166 |
| Invar, 195 | Resistencia a altas temperaturas, 113 |
| | — a la fatiga térmica, 101 |
| | — a largo plazo, 114, 118 |
| Kolchugaluminio, 239 | |
| Kovar, 196 | Segregación de carburos, 95 |
| | — dendrítica, 75 |
| Laminación controlada, 69 | Sigmatización, 129 |
| Latón, 263 | Sili-cromo, 128 |
| — automático, 265 | Siluminio, 246 |
| — naval, 265 | Soldadura blanda, 282 |
| Límite de fluencia, 118 | — fuerte, 282 |
| Longitud de rotura, 255 | Sormait, 166 |
| | Stalinit, 166 |
| | Superduraluminio, 242 |
| | Superinvar, 196 |
| Maduración artificial, 227 | |
| — natural, 227 | Temple con autorrevenido, 97 |
| — por precipitación, 227 | — secundario, 91 |
| Magnalio, 250 | Thermalloy, 208 |
| Magnanina, 211 | Titanuros, 168 |
| Megaperm, 213 | Tombak, 265 |
| Metal de Wood, 286 | Tratamiento al vapor, 94 |
| Metales nobles, 289 | |
| Modificación, 248 | |
| | Zona de Guinier—Preston, 231 |

A nuestros lectores:

Mir edita libros soviéticos traducidos al español, inglés, francés, árabe y otros idiomas. Entre ellos figuran las mejores obras de las distintas ramas de la ciencia y la técnica: manuales para centros de enseñanza superior y escuelas tecnológicas; literatura sobre ciencias naturales y médicas. También se incluyen monografías, libros de divulgación científica y de ciencia ficción. Dirijan sus opiniones a: Editorial Mir, 1 Rizhski per., 2, 129820, Moscú I-110, GSP, URSS.

