



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



TRATAMIENTOS TERMICOS Y SU APLICACION

Dr. Yvan Houbaert Irmen
Facultad de Ingeniería
U. N. A. M.

1979

INDICE

1. Conceptos de Metalurgia Física	1
1.1 El enlace metálico y sus consecuencias	1
1.2 El efecto del calor sobre el metal	10
1.3 Las transformaciones en el metal	13
1.4 La plasticidad del metal	14
1.5 La dureza del metal y el endurecimiento	22
2. Tratamiento térmico de aleaciones no ferrosas	27
2.1 El diagrama de equilibrio y su aplicación	27
2.2 La solubilidad reducida y su consecuencia	38
2.3 El control de la precipitación	41
2.4 El envejecimiento	43
2.5 Aplicaciones a los materiales no ferrosos	47
2.5.1 Aleaciones de aluminio	47
2.5.2 Aleaciones de níquel	50
2.5.3 Tratamientos térmicos de las aleaciones de cobre	50
2.5.3.1 Recocido de las aleaciones de cobre	52
2.5.3.1.1 Recocido de homogeneización	52
2.5.3.1.2 Recalentamiento para trabajo en caliente	54
2.5.3.1.3 Recocido después de deformación	53
2.5.3.1.4 Recocido de alivio de esfuerzos	61
2.5.3.1.5 Recocido de restablecimiento de la estructura de equilibrio físico-químico	63
2.5.3.2 Templado y revenido	63
2.5.3.2.1 Aleaciones cobre-aluminio	64
2.5.3.2.2 Caso de los bronce	72
2.5.3.2.3 Caso de los latones	72
2.5.3.3 Templado para variación de solubilidad de un constituyente en estado sólido	72
2.5.4 Tratamientos térmicos de las aleaciones de magnesio	76
2.5.4.1 Principales aleaciones de magnesio	76
2.5.4.2 Tratamientos de homogeneización	78
Tratamientos de precipitación o revenido	81
Tratamientos de alivio de esfuerzos para piezas deformadas	84

Equipo y práctica de los tratamientos	84
2.5.5 Endurecimiento por precipitación de acero	88
3. Transformaciones en el acero	91
3.1 El hierro puro	91
3.1.1 Propiedades físicas y mecánicas del hierro puro	92
3.1.2 Estructura cristalina y transformaciones del hierro puro	93
3.1.3 Propiedades mecánicas del hierro puro y de monocristales de hierro	98
3.1.4 Propiedades físicas del hierro puro	99
3.2 Aleaciones hierro-carbono	104
3.2.1 El sistema Fe-C	106
3.2.2 Impurezas e inclusiones	111
3.2.3 Macroestructura del acero	117
3.2.3.1 El lingote	118
3.2.3.2 La macroestructura del producto deformado en caliente	123
3.2.4 Microestructura del acero	124
3.2.4.1 La transformación de la austenita	124
3.2.4.2 Apariencia de los constituyentes	127
3.2.4.3 Propiedades mecánicas de los constituyentes	130
3.3 Transformaciones de las aleaciones Fe-C	132
3.3.1 Austenitización	132
3.3.2 Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la transformación gama-alfa	133
3.3.3 Influencia de la velocidad de enfriamiento y del contenido e- carbono sobre la transformación : austenita - ferrita	136
3.3.4 Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la formación de la perlita	138
3.3.5 Martensita	142
3.3.5.1 Influencia de la velocidad de enfriamiento y del contenido en carbono sobre la transformación martensítica	143
3.3.5.2 La estructura de la martensita	144
3.3.5.3 Cambios dimensionales asociados con la formación de la martensita	148
3.3.5.4 Austenita residual	149
3.3.5.5 El revenido de la austenita	152
3.3.6 Constituyentes intermedios	155
3.3.6.1 Trostita primaria (de templado)	155

3.3.6.2	Trostita secundaria (de revenido)	156
3.3.6.3	Bainita	156
3.4	Los diagramas TTT y CCT	157
3.4.1	Los diagramas TTT o de transformación isotérmica	157
3.4.1.1	Importancia de la forma de los diagramas TTT y del mecanismo de las transformaciones	160
3.4.1.2	Interpretación de los diagramas TTT	163
3.4.2	Curvas CCT o de enfriamiento continuo	170
3.4.2.1	Introducción	170
3.4.2.2	Interpretación de los diagramas CCT	171
3.5	La aplicación de los diagramas TTT y CCT	176
3.5.1	Curvas de transformación isotérmica o diagrama TTT	177
3.5.2	Utilización práctica de los diagramas CCT	180
3.5.2.1	Apreciación de la templabilidad de un acero	180
3.5.2.2	Aplicación a los tratamientos térmicos	181
3.5.2.3	Utilización de curvas de enfriamiento continuo trazadas sobre lámina transparente	185
3.5.2.4	Aplicación de las curvas CCT para prever el contenido en austenita residual de piezas templadas	185

(segunda parte)—

3.6	La influencia de los elementos de aleación	
3.6.1	Influencia de diferentes factores sobre la forma del diagrama TTT	195
3.6.1.1	Influencia de la composición química	195
3.6.1.2	Influencia de las condiciones de austenitización	202
3.6.1.3	Influencia del tamaño del grano austenítico	204
3.6.1.3.1	Generalidades	204
3.6.1.3.2	Determinación del tamaño de grano austenítico	208
3.6.1.3.3	Métodos para expresar el tamaño de grano	214
3.6.1.4	Influencia de las segregaciones	216
3.6.1.5	Influencia de las inclusiones	217
3.6.1.5.1	Tipos de inclusiones	218
3.6.1.5.2	Efecto general de las inclusiones	219
3.6.1.5.3	Efecto sobre los tratamientos térmicos	222

3.6.1.5.4	Clasificación de las inclusiones según normas ASTM	223
3.6.2	Influencia de diferentes factores sobre la forma de las curvas CCT	225
3.6.2.1	Influencia de la composición química	225
3.6.2.2	Influencia de las condiciones de austenitización y del tamaño del grano austenítico	231
3.6.2.3	Influencia de las segregaciones	232
3.6.2.4	Influencias diversas	233
3.6.3	Influencia de los elementos de aleación en el hierro	235
3.6.3.1	Elementos que aumentan la estabilidad de la austenita	236
3.6.3.2	Elementos que reducen la zona gama	238
3.6.3.3	Elementos que provocan endurecimiento por precipitación	240
3.6.4	Influencia de los elementos de aleación en acero (aleación hierro-carbono)	241
3.6.4.1	Elementos formando carburos	241
3.6.4.2	Influencia de los elementos de aleación en el acero suavizado (recocido de suavización)	244
3.6.4.2.1	Influencia de los elementos de aleación sobre las propiedades de la ferrita	246
3.6.4.2.2	Influencia de los elementos de aleación sobre las propiedades del carburo	248
3.6.4.2.3	Propiedades del acero aleado en estado suavizado y en estado normal	249
3.6.4.3	Influencia de los elementos de aleación sobre la austenitización	250
3.6.4.3.1	Composición de la fase austenítica	251
3.6.4.3.2	Homogeneidad de la austenita	254
3.6.4.3.3	Crecimiento y tamaño del grano austenítico	255
3.6.4.4	Influencia de los elementos de aleación sobre la templabilidad	256
3.6.4.4.1	Concepto de templabilidad	256
3.6.4.4.2	Factores de influencia sobre la templabilidad	258
3.6.4.4.3	Influencia específica de cada elemento	259
3.6.4.5	Influencia de los elementos de aleación sobre el revenido del acero	261
3.6.4.5.1	Relación entre los elementos de aleación el endurecimiento secundario	264
3.6.4.5.2	Mecanismo del endurecimiento secundario	268

3.7 Transformaciones y propiedades mecánicas de la ferrita	270
3.7.1 La influencia del carbono disuelto	270
3.7.2 Aglomeraciones y fenómenos de precipitación	271
3.7.2.1 Influencia sobre el límite elástico	271
3.7.2.2 Envejecimiento después de templado	272
3.7.2.3 Envejecimiento por deformación en frío	273
4. Tratamientos térmicos del acero	274
4.1 Procedimientos de recocido	274
4.1.1 Recocido completo	274
4.1.1.1 Generalidades	274
4.1.1.2 Condiciones para un recocido exitoso	275
4.1.2 Recocido de difusión o de homogeneización	280
4.1.3 Recocido de suavización (ablandamiento)	286
4.1.4 Normalización	289
4.1.5 Proceso de recocido	293
4.1.6 Recocido isotérmico	294
4.1.7 Terminología del recocido	295
4.2 El templado y conceptos relacionados	297
4.2.1 Introducción	297
4.2.2 Temperatura de austenitización	297
4.2.3 Variables principales	300
4.2.4 Medios de templado	301
4.2.5 Mecanismo del templado	302
4.2.6 Temperatura del medio de temple	307
4.2.7 Temperatura de la pieza de trabajo	307
4.2.8 Evaluación de severidad de templado	307
4.2.9 Comparación de los medios de temple	310
4.2.10 La templabilidad	313
4.2.10.1 La prueba Jominy	317
4.2.10.2 Uso de los datos de templabilidad	322
4.3 El revenido del acero	331
4.3.1 Generalidades	331
4.3.2 Variables principales	335
4.3.3 Aceros al carbono	341
4.3.4 Aceros aleados	341
4.3.5 Efecto de la microestructura previa	341
4.3.6 Equipo para el revenido	343

4.3.7	Revenidos especiales	346
4.3.8	Fragilidad de revenido	347
4.3.9	Templado desde la temperatura de revenido	348
4.4	El templado superficial	350
4.4.1	Endurecimiento por inducción	350
4.4.1.1	Generalidades	350
4.4.1.2	Aplicaciones	352
4.4.1.2.1	Endurecimiento para resistencia al desgaste	352
4.4.1.2.2	Endurecimiento para aumentar la resistencia a la fatiga	352
4.4.1.3	Selección de las variables del proceso	353
4.4.1.3.1	Selección de la frecuencia	353
4.4.1.3.2	Selección del diseño de la bobina	354
4.4.1.3.3	Selección del medio de enfriamiento y de su aplicación	356
4.4.1.4	Selección del acero para endurecimiento por inducción	359
4.4.2	Endurecimiento por flama	359
4.4.2.1	Aplicaciones	360
4.4.2.2	Métodos para el endurecimiento por flama	360
4.4.2.3	Gases combustibles	361
4.4.2.4	Profundidad de endurecimiento	363
4.4.2.5	Operación y control de procedimiento	364
4.4.2.6	Medios de temple	365
4.4.2.7	Revenido de piezas endurecidas por flama	366
4.4.2.8	Selección del material	367
4.5	Templados especiales	368
4.5.1	Martempering, martemplado o templado interrumpido	368
4.5.1.1	Martemplado convencional	368
4.5.1.2	Martemplado modificado	370
4.5.1.3	Medios de martempering	371
4.5.1.4	Aceros para el martemplado	371
4.5.1.5	Efecto de masa	374
4.5.1.6	Control de las variables del proceso	376
4.5.1.7	Enfriamiento desde el baño de martempering	376
4.5.2	Austempering o austemplado	378
4.5.2.1	Introducción	378
4.5.2.2	Medios de temple para el austempering	380

4.5.2.3 Aceros para el austempering	381
4.5.2.4 Temperatura de austenitización	384
4.5.2.5 Aplicaciones	385
4.5.2.6 Austempering modificado	386
4.6 Tratamientos termoquímicos	388
4.6.1 Carburización del acero	388
4.6.1.1 Carburización con gas	388
4.6.1.1.1 Fuentes gaseosas de carbono	388
4.6.1.1.2 Equipo	390
4.6.1.1.3 Principales variables del proceso	391
4.6.1.1.4 Gradientes de concentración	394
4.6.1.2 Carburización en caja (sólida)	394
4.6.1.2.1 Comparación entre carburización gaseosa y sólida	396
4.6.1.2.2 Compuestos carburizantes	397
4.6.1.2.3 Potencial de carbono y gradiente de carbono	396
4.6.1.2.4 Temperaturas de carburización	398
4.6.1.2.5 Velocidad de carburización	398
4.6.1.2.6 Profundidad de capa	399
4.6.1.2.7 Aceros para carburización en caja	400
4.6.1.2.8 Equipo para la carburización en caja	400
4.6.1.2.9 Tratamiento térmico después de la carburización	401
4.6.1.3 Carburización líquida	403
4.6.1.3.1 Tipos de baño	403
4.6.1.3.2 Profundidad de caja	408
4.6.1.3.3 Equipo	408
4.6.1.3.4 Control de proceso	411
4.6.1.3.5 Aplicaciones típicas	414
4.6.2 Carbonitruración	417
4.6.2.1 Carbonitruración gaseosa	417
4.6.2.2 Aplicaciones	417
4.6.2.3 Composición y estructura superficial	418
4.6.2.2 Carbonitruración líquida o cianurización	421
4.6.2.2.1 Operación de los baños	421
4.6.2.2.2 Aplicaciones	423

4.6.3	Nitruración	423
4.6.3.1	Nitruración líquida	425
4.6.3.1.1	Procedimiento	425
4.6.3.1.2	Profundidad de caja y dureza	425
4.6.3.2	Nitruración gaseosa	426
4.6.3.2.1	Factores de aplicación	426
4.6.3.2.2	Operación	428
4.6.3.2.3	Control de la profundidad de caja	429
4.6.3.2.4	Equipo	431
4.6.3.2.5	Nitruración de aceros inoxidables	434
4.7	Tratamientos termomecánicos	437
4.7.1	Introducción	437
4.7.2	El ausforming	437
4.7.2.1	Fundamentos del ausforming de la clase I _b	439
4.7.2.2	Práctica del ausforming	440
4.7.2.3	Aceros ausforming	441
4.7.3	El marstraining o zerolling	444
4.7.4	Andeforming o marforming	445

Capítulo 1: Conceptos de Metalurgia Física.

1.1 El enlace metálico y sus consecuencias.

La naturaleza esencialmente cristalina de los metales pocas veces se pone de manifiesto en los productos, pero las propiedades de los cristales individuales de un metal son las que determinan su utilidad tecnológica e influyen de manera importante en todo el proceso de elaboración de los materiales metálicos.

Algunos líquidos al enfriarse se hacen más y más viscosos y en algunos casos, tan rígidos como un trozo de vidrio, el cual es un material líquido subenfriado, pero no un sólido en el sentido exacto del término. El criterio ampliamente aceptado para definir el estado sólido es este: los átomos o moléculas de un sólido están dispuestos en un arreglo de 3 dimensiones llamado estructura cristalina.

Aunque todos los verdaderos sólidos tienen una estructura cristalina, existe una gama muy amplia de diferentes propiedades dentro del estado sólido, como resultado de las variaciones en el tipo de enlace atómico. Estos enlaces atómicos se estudian en los libros de texto de Física del Estado Sólido y en este curso sólo se mencionará brevemente la característica de cada uno.

Enlace metálico.

Como su nombre lo indica, el enlace metálico es la fuerza principal que mantiene unidos los átomos de un metal. Este tipo de enlace se produce cuando cada uno de los átomos del metal contribuye con sus electrones de valencia a la formación de una nube electrónica dentro del metal sólido.

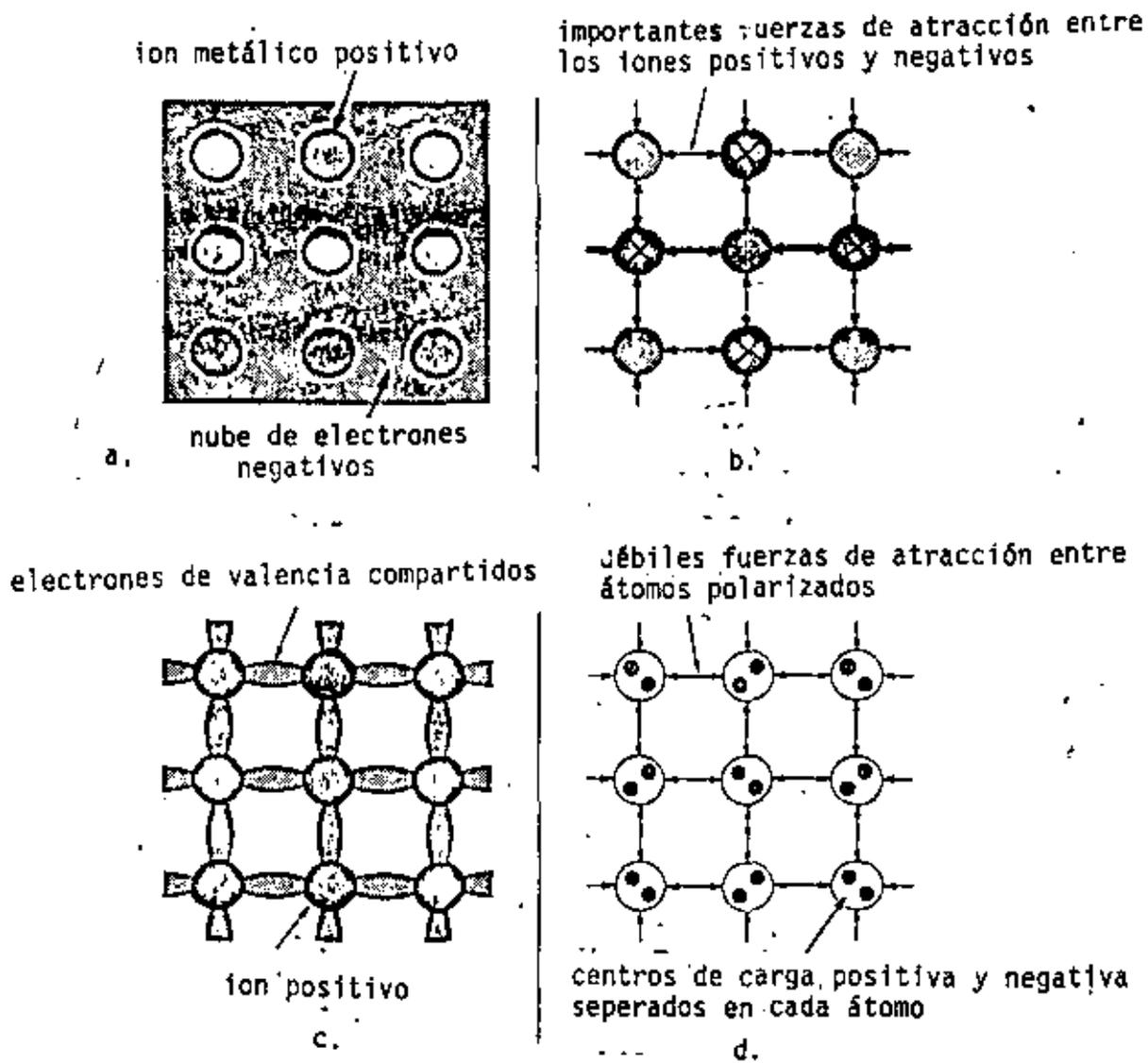


Figura 1 : Representación esquemática de los diferentes tipos de enlace en los sólidos : a. enlace metálico, b. enlace iónico, c. enlace covalente, d. enlace Van der Waals

En la Fig. 1a se ofrece un dibujo esquemático de los iones metálicos y de la nube de electrones. La conducción de la electricidad y la conducción principal del calor se produce por el libre movimiento de estos electrones a través del metal. Como la nube de electrones negativos rodea a cada uno de los iones positivos que forman la estructura cristalina tridimensional ordenada, hay una potente atracción eléctrica que mantiene unido al metal. Una característica del enlace metálico muy importante es que todos los iones positivos

son equivalentes. De esta forma, el metal, al ser sometido a esfuerzos cortantes, puede comportarse de manera dúctil, porque un grupo de iones positivos rompe su enlace en una posición y se desliza a una nueva, restableciendo sus enlaces. Este aspecto de la deformación plástica de los materiales metálicos se estudiará con mayor detalle en el punto 1.4.

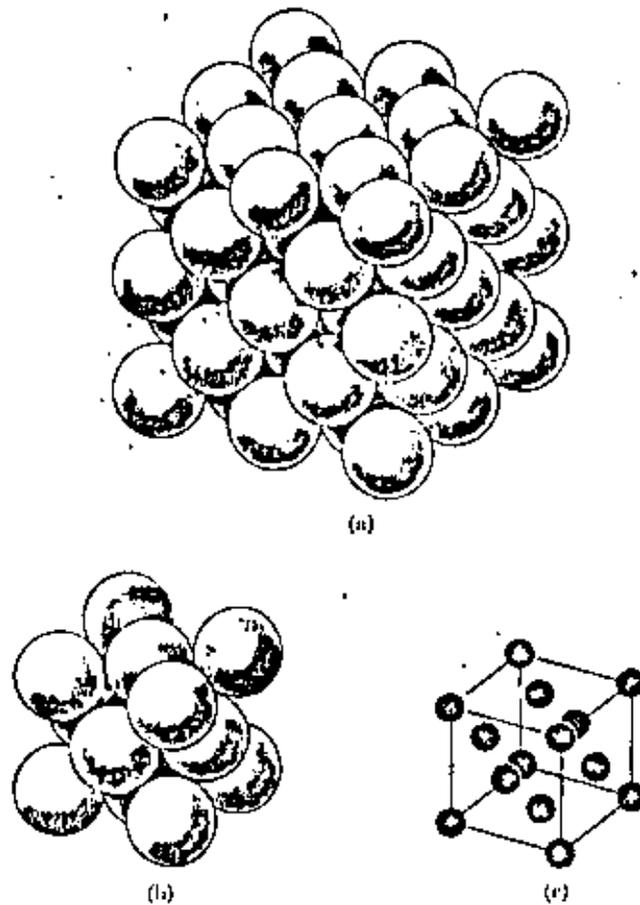


Figura 2 : a. parte de una red cristalina de cobre, representándose los iones de cobre como esferas en contacto, b. celda unitaria tomada de a., c. celda unitaria de b. dibujada en el modo usual, con los centros de los átomos indicados por pequeñas esferas

En el caso más ideal, la separación de un electrón de valencia de un átomo metálico produce un ión simétrico. Como resultado de esta simetría, los iones de los metales tienden a formar estructuras cristalinas compactas y de gran simetría. La Fig. 2a muestra una

parte representativa de la estructura cristalina el cobre: los iones de cobre se han dibujado como esferas en contacto y se ha omitido la nube de electrones. Como las estructuras cristalinas están formadas por una unidad que se repite, este grupo básico de iones o átomos, la llamada celda unitaria es de gran interés y se muestra en la Fig. 2b. La Fig. 2c representa la celda unitaria en su forma esquemática usual, indicándose las posiciones de los centros de los iones mediante pequeñas esferas.

El enlace metálico, siendo un enlace de átomo a átomo, se denomina enlace de primer orden. Otros enlaces de primer orden son el enlace covalente (Fig. 1c) y el enlace iónico, (Fig. 1b), en los cuales ocurre un traslape de orbitales electrónicos con compartición de electrones de valencia y un intercambio de electrones de un átomo a otro, formando así iones con carga opuesta, respectivamente.

El enlace de segundo orden, llamado enlace de Van der Waals, (Fig. 1d) se debe a una débil fuerza de atracción resultante de la polarización eléctrica de los átomos o moléculas. Este enlace es responsable para la formación de productos como por ejemplo: gases líquidos, agua helada, etc... También es el enlace intermolecular de los materiales sintéticos llamados plásticos.

Redes espaciales y sistemas cristalinos.

Al discutir las estructuras cristalinas se supone usualmente que la estructura continúa hasta el infinito en todas las direcciones. La definición fundamental de la regularidad de la distribución de los átomos en el espacio es aquella de una red espacial: se dice que una distribución de puntos (o átomos) en tres dimensiones forma una red espacial, si todos sus puntos tienen idénticos alrededores.

En la Fig. 3a se muestra parte de una red espacial general. Como consecuencia de la regularidad en la distribución de los puntos que componen una red, la geometría esencial puede describirse por 3 vectores de la red, a, b y c (Fig. 3b). Estos vectores describen la celda unitaria.

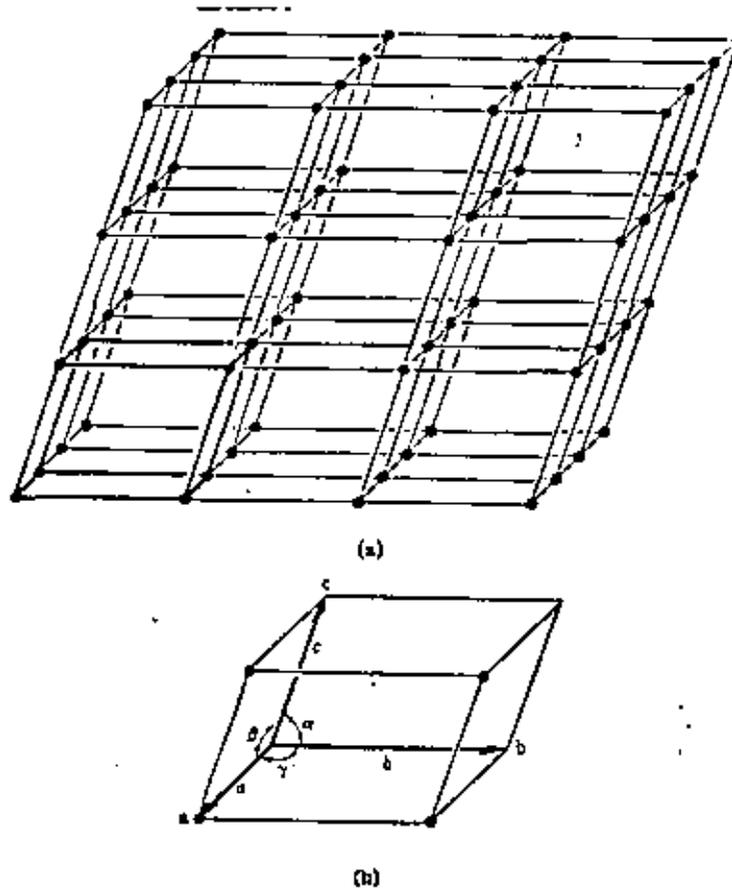


Figura 3 : a. parte de una red espacial, con celda unitaria en trazos gruesos, b. descripción de la celda unitaria en término de de los vectores a , b y c . La constantes de la red a , b y c , y los ángulos interaxiales α , β y γ se indican

ría señalada con trazos más tenues en la esquina de la red espacial (Fig. 3a). La geometría de una red espacial o sistema cristalino, está completamente definida por las constantes de la red (longitud de los vectores) a, b, c y los ángulos interaxiales α, β y γ . Del total de 14 sistemas cristalinos existentes, sólo algunos poseen importancia para las estructuras metálicas. La Fig. 4 muestra 6 de las celdas unitarias que se presentan con mayor frecuencia en metales y aleaciones.

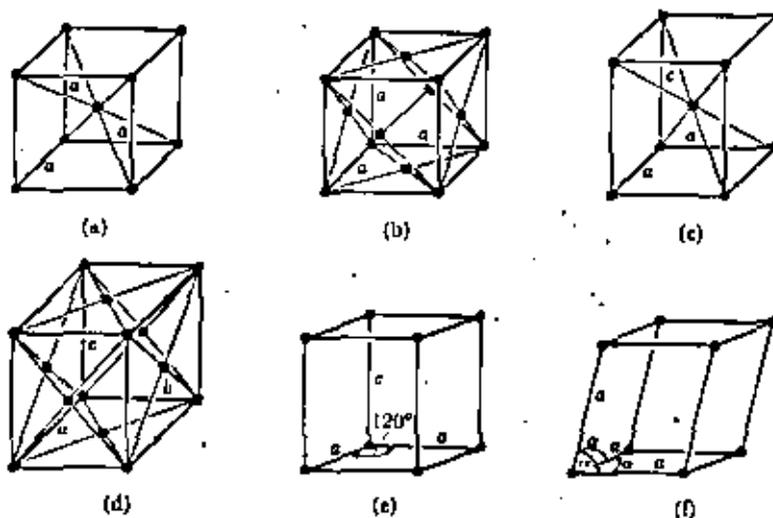


Figura 4 : Representación de las seis celdas unitarias más importantes en los metales . Las letras a, b y c representan las constantes de la red. a. cúbico a cuerpo centrado, b. cúbico a caras centradas, c. tetragonal a cuerpo centrado, d. ortorrómbico a caras centradas, e. hexagonal simple, f. romboédrico

Es usual unir los puntos de la celda unitaria mediante líneas y describir la red espacial en función de la figura geométrica formada por dichas líneas. Por ejemplo, existen 3 distribuciones de puntos diferentes descritas por una red cúbica de ejes, esto es, por 3 ejes iguales formando entre sí ángulos rectos.

La red espacial cúbica simple (cs), que sólo tiene puntos en las intersecciones de los ejes, no es importante en los metales. Sin embargo, la cúbica a cuerpo centrado (ccuc) y la cúbica a caras centradas (ccac) son muy corrientes en los metales y se representan en la Fig. 4a y 4b.

En los cristales cúbicos la constante de la red tiene el mismo valor "a" en las tres direcciones del cristal, pero en otros casos, como en los cristales ortorrómbicos, la constante de la red puede tener 3 valores diferentes a, b y c en las 3 direcciones del cristal.

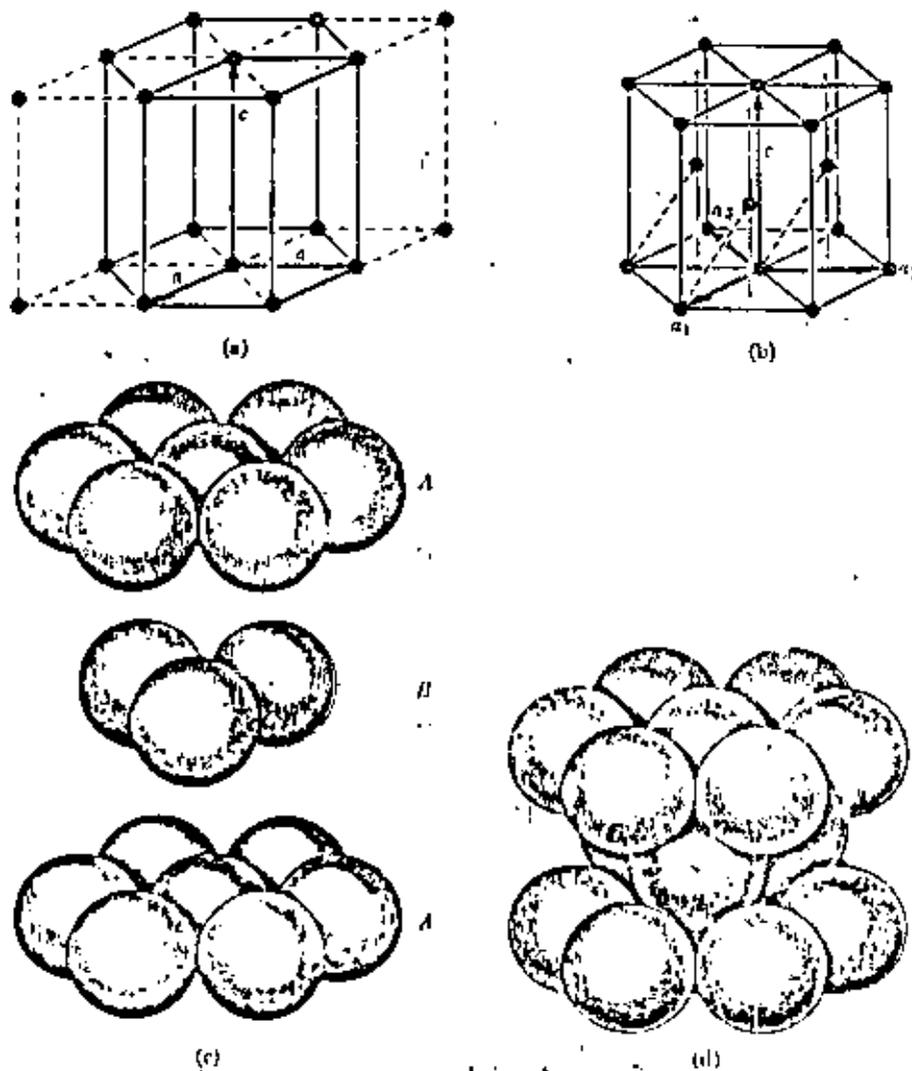


Figura 5 : Propiedades importantes de la estructura-cristalina hexagonal compacta. a. estructura hexagonal simple, b. estructura hexagonal compacta, c. representación abierta del apilamiento de las esferas en la estructura hexagonal compacta, d. representación cerrada de la estructura hexagonal compacta

La red hexagonal compacta, característica del magnesio y de cierto número de otros metales puros, es un ejemplo similar de un grupo de átomos en los puntos de una red. La Fig. 5a muestra cómo una celda de simetría hexagonal puede concebirse dentro de un grupo de 4 celdas unitarias de la red hexagonal simple (Fig. 4e). Sin embargo, los átomos de magnesio no ocupan simplemente los puntos de la red espacial, sino también, las posiciones intermedias que se muestran en el esquema de la red cristalina hexagonal compacta (Fig. 5b).

En la tabla 1 se indican las estructuras cristalinas y los parámetros de algunos de los metales más comunes.

TABLA 1:

Ejemplos de estructuras cristalinas.

Cúbico a cuerpo centrado	Hexagonal compacta
Cromo: a = 2.88	Cobalto: c = 4.07, a = 2.51
Hierro: a = 2.87	Magnesio: c = 5.21, a = 3.21
Molibdeno: a = 3.15	Titanio: c = 4.68, a = 2.95
Volframio: a = 3.16	Cinc: c = 4.95, a = 2.96
Cúbico a caras centradas	Tetragonal a cuerpo centrado
Aluminio: a = 4.05	Estaño: c = 3.18, a = 5.83
Cobre: a = 3.62	
Oro: a = 4.08	
Plomo: a = 4.95	
Níquel: a = 3.52	
Plata: a = 4.09	

La longitud de los ejes se da en Angströms.

$$1 \text{ \AA} = 10^{-8} \text{ cm} = 10^{-10} \text{ m}$$

Alotropía o Polimorfismo.

Muchos de los elementos metálicos existen en formas cristalinas alternativas, que dependen de las condiciones externas de temperatura y presión. Este fenómeno se llama Alotropía o Polimorfismo. Bajo las condiciones normales de presión atmosférica, cada estado alotrópico de un metal existe en equilibrio durante un intervalo de temperaturas, como se muestra en el caso del hierro, en la Fig. 6. A temperaturas por debajo de 910°C, los átomos de hierro se encuentran en los puntos de una red espacial cúbica a cuerpo centrado. Si este hierro se calienta hasta temperaturas por encima de los 910°C, los

átomos de hierro se encuentran en los puntos de una red cúbica de caras centradas. Al calentar el hierro hasta una temperatura por encima de los 1400°C se produce un segundo cambio alotrópico. La fase cúbica de caras centradas se hace inestable y se transforma en una fase cúbica de cuerpo centrado.

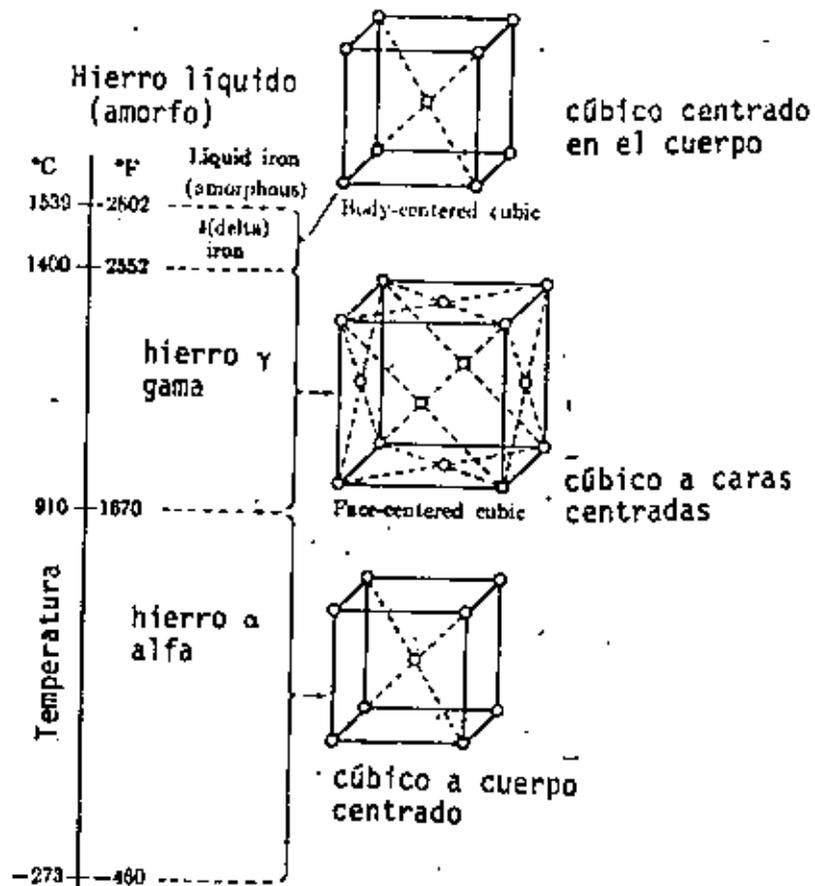


Figura 6 : Rangos de temperatura en los cuales las formas alotrópicas del hierro existen en condiciones de equilibrio

Quando un metal cambia de un estado alotrópico a otro, casi todas sus propiedades varían, pero el cambio de mayor importancia desde el punto de vista comercial es el descenso de solubilidad del carbono en el hierro sólido cuando éste cambia de la fase γ (CCaC) a la fase α (CCuC). Este efecto es la base de los tratamientos térmicos del acero, principalmente de su templeado, y se estudiará con mayor detalle más adelante.

1.2 El efecto del calor sobre el metal.

En el párrafo anterior se mencionó la importancia de la variación de temperatura sobre la estructura cristalina de algunos metales. Se observó que por ejemplo el hierro pasa de una estructura a otra durante su calentamiento. Además del fenómeno de alotropía, existen otras interacciones entre calor, o sea temperatura, y comportamiento físico-químico de los metales, de los cuales mencionaremos algunos a continuación.

Difusión.

La difusión es un transporte de materia a través de la materia. El siguiente ejemplo explicará con mayor claridad este concepto. La cementación del acero es una técnica convencional para lograr un endurecimiento superficial y consiste en la exposición de una pieza de acero a una atmósfera carburizante, o sea, capaz de depositar carbono en forma elemental en la superficie de la pieza a tratar. Aunque el acero se encuentra en forma sólida, el carbono depositado en su superficie penetra hacia el interior del material. Uno de los factores más importantes para la difusión de carbono en acero y también para cualquier tipo de difusión es la temperatura: a mayor temperatura, mayor difusión. En los manuales de Metalurgia Física o Ciencia de Materiales se menciona y explica la relación exponencial existente entre el coeficiente de difusión y la temperatura.

Las transformaciones alotrópicas del hierro y la formación de constituyentes como la perlita (ver capítulo 3) son fenómenos de transformación en estado sólido que requieren de un movimiento de átomos a través de la materia sólida o sea de una difusión. Es entonces de esperar que la temperatura jugará un papel de suma importancia en el estudio de las transformaciones en el acero, ya que es el primer parámetro de influencia sobre la difusión.

Termofluencia.

La termofluencia es una deformación de tipo plástico, o sea

no recuperable, que ocurre a temperaturas relativamente altas (superiores a aproximadamente la mitad de la temperatura del punto de fusión expresado en Kelvin) y bajo esfuerzos mecánicos relativamente bajos. El problema de la termofluencia se presenta sobre todo en los aceros llamados refractarios, los cuales se utilizan a altas temperaturas y por lo tanto deben de resistir al ataque de gases corrosivos (oxidación) y no pueden deformarse demasiado bajo la influencia de cargas mecánicas. Como se estudió en un curso previo sobre comportamiento mecánico de los materiales metálicos, la termofluencia tiene relación directa con fenómenos de difusión y entonces de calentamiento del material: con mayor temperatura, mayor tendencia a la termofluencia.

Transformación.

En el párrafo 1.3 se estudiarán con más detalle varias transformaciones en los materiales metálicos. Aquí nos limitaremos mencionando unos conceptos básicos termodinámicos de estabilidad, inestabilidad y metaestabilidad de los productos en vía de transformación. La Fig. 7 representa un equivalente mecánico que nos servirá para aclarar los conceptos antes mencionados.

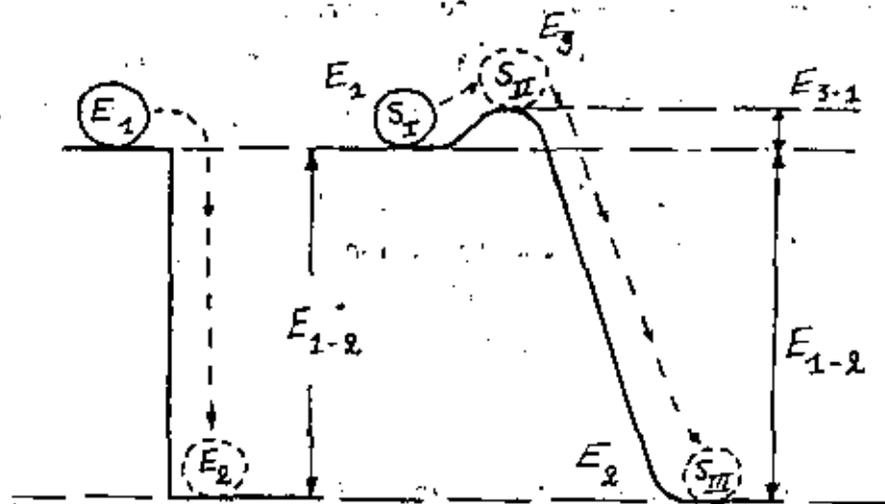


Figura 7 : Representación esquemático por medio del equivalente mecánico de la transformación de fase en los materiales metálicos

En la parte izquierda de esta figura observamos una esfera S sobre la parte superior de un escalón. Esta esfera puede caer sobre el escalón inferior, liberando así una energía equivalente a la diferencia entre la energía que tenía antes de caer (E_1) y la energía que tiene después de su caída (E_2):

$$E_{1-2} = E_1 - E_2$$

En términos termodinámicos se podría decir que una estructura o configuración con energía libre E_1 puede transformarse en otra estructura con energía E_2 , si de esta manera se libera energía, o bien, con otras palabras, si la reacción de transformación provoca una reducción de energía libre del sistema.

En la parte derecha de la misma figura observamos ahora un tercer nivel energético E_3 ligeramente superior al nivel E_1 . Para que ahora la esfera con energía E_1 pueda moverse hacia el estado energético E_2 , tendrá primero que subir hasta el nivel energético E_3 para luego bajar a E_2 . Una vez terminado este movimiento la liberación de energía será exactamente la misma como en el caso anterior, o sea E_{1-2} . La posición S_I corresponde a un estado termodinámicamente metaestable ya que existe una configuración con menor energía, S_{III} . Sin embargo, no es posible pasar de un estado a otro sin proporcionar al sistema la energía necesaria para subir al nivel E_3 . Esta energía se representa en la figura por el símbolo E_{3-1} y es en realidad una energía de activación.

Para poder llevar una estructura de una configuración metaestable como la de S_I a una configuración estable como la de S_{III} se requiere una energía de activación. El estado S_I con la esfera en la posición de máxima energía representa una configuración termodinámicamente inestable.

Los conceptos estructura o fase metaestable y estable y el concepto de energía de activación son sumamente importantes para el estudio de las transformaciones de los materiales metálicos, como por ejemplo para el estudio de la formación y descomposición del carburo de hierro: cementita (Fe_3C).

Es necesario enfatizar que un estado metaestable puede seguir existiendo durante un tiempo muy largo sin pasar a la estabilidad cuando no se proporciona la energía de activación. Esto explica porqué todos los aceros corrientes contienen el producto metaestable carburo de hierro, o sea, cementita.

1.3 Las transformaciones en el metal.

En los párrafos 1.1 y 1.2 se mencionaron ya las transformaciones debidas al polimorfismo de algunos materiales metálicos, de los cuales el hierro es el principal ejemplo. Otro tipo de transformación es el paso del estado líquido al estado sólido durante la solidificación. En los párrafos 2.3 y 2.4 se estudiarán con mayor detalle transformaciones de tipo precipitación.

Las transformaciones mencionadas sólo son algunas de una gran cantidad de posibles transformaciones. La gran mayoría de estos fenómenos está dirigido por efectos de difusión. Se necesita movimiento de átomos para que se puedan formar las nuevas fases y nuevas estructuras. En general, las nuevas fases empiezan a formarse en algunos puntos con dimensiones muy limitadas, llamados núcleos. El fenómeno de formación de los núcleos se llama nucleación. Una vez formados los núcleos, éstos tienen que crecer durante la fase llamada crecimiento de los núcleos.

El principal parámetro de influencia sobre el crecimiento de los núcleos es desde luego la temperatura, a través de su influencia sobre la difusión: sin temperatura, no hay difusión, no hay crecimiento.

La nucleación es un fenómeno sumamente complicado y dependiente de una gran cantidad de factores. Nos limitaremos aquí a la mención de los principales. El siguiente ejemplo nos ayudará: si vertemos agua mineral gaseosa en un vaso de vidrio, podemos observar la formación (nucleación) de burbujas de gas en las paredes del recipiente y eventualmente sobre la superficie de algún objeto sumergido. Esto nos indica que la nucleación es mucho más fácil sobre superficies ya existentes, que en el interior del líquido. Exactamente lo mismo ocurre durante las transformaciones metalúrgicas: los núcleos de la fase en formación aparecen primero en superficies ya existentes, las cuales, en los metales, son los límites

de grano o sea zonas de contacto entre los diferentes granos del material policristalino.

Estos conceptos de nucleación y crecimiento nos serán de gran utilidad para el estudio de las curvas de transformación de los aceros y para la interpretación adecuada de algunos procesos de recocido, templado y revenido, los cuales estudiaremos en capítulos siguientes.

1.4 La plasticidad del metal.

Cuando un material metálico se somete a un esfuerzo mecánico, ocurre una deformación inicialmente elástica, la cual pasa luego a una deformación de tipo plástico no recuperable. Durante la deformación elástica existe generalmente una relación directa y proporcional entre:

El esfuerzo relativo:

$$\sigma = F / A$$

en donde σ es el esfuerzo expresado por ejemplo en kg/mm^2 .

F = la carga aplicada (p. ej. en kg).

A = área de la probeta (p. ej. en mm^2), y

- la deformación relativa:

$$\epsilon = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{l - l_0}{l_0}$$

en donde l_0 = longitud original de la muestra

l = longitud de la muestra deformada elásticamente.

Esta relación se expresa como sigue:

$$\sigma = E \epsilon$$

en donde E es el módulo elástico o módulo de Young, cuya dimensión es la misma como la del esfuerzo, o sea fuerza entre área (p. ej.: kg/mm^2).

El módulo elástico es una propiedad muy importante que representa la resistencia del material contra la deformación elástica. Para deformar elásticamente un material con alto módulo elástico se requiere un esfuerzo importante, mientras que un esfuerzo menor será suficiente pa

ra deformar elásticamente un material con módulo elástico bajo. El orden de tamaño de los valores del módulo de Young de las aleaciones comerciales se dá en la tabla 2 y se aprecia que cubren un amplio intervalo. Puesto que, generalmente, la deflexión de un miembro sometido a tensión es inversamente proporcional al valor E del metal empleado, es posible hacer 7.5 veces menor la deflexión para una tensión dada si se emplea molibdeno en lugar de magnesio.

Tabla 2

PROPIEDADES ELÁSTICAS DE ALGUNOS METALES
Y ALEACIONES POLICRISTALINOS

Material	Módulo de Young E a 20°C (68°F)		Coeficiente de temperatura dB/dT en el intervalo 0-100°C	
	lb/pulg. ²	kg/mm ²	lb/pulg. ² /°C	kg/mm ² /°C
Aluminio	10 × 10 ⁶	7 × 10 ³	-4,4 × 10 ³	-3,1
Berilio	37 × 10 ⁶	26 × 10 ³	-5,8 × 10 ³	-4
Cobalto	30 × 10 ⁶	21,1 × 10 ³	-7,4 × 10 ³	-5,2
Cobre	16 × 10 ⁶	11,2 × 10 ³	-5,5 × 10 ³	-3,8
Hierro	30 × 10 ⁶	21,1 × 10 ³	-8,0 × 10 ³	-5,6
Plomo	2,6 × 10 ⁶	1,8 × 10 ³	-2,7 × 10 ³	-1,9
Magnesio	5,3 × 10 ⁶	4,4 × 10 ³	-2,6 × 10 ³	-1,8
Molibdeno	47 × 10 ⁶	33 × 10 ³	-6,3 × 10 ³	-4,4
Níquel	30 × 10 ⁶	21,1 × 10 ³	-10 × 10 ³	-7
Osmio	80 × 10 ⁶	56,2 × 10 ³	—	—
Titanio	15 × 10 ⁶	10,5 × 10 ³	-10 × 10 ³	-7
Volfranio	60 × 10 ⁶	42,2 × 10 ³	-6,0 × 10 ³	-4,2
Carburo sinterizado (WC 94%, Co 6%)	100 × 10 ⁶	70,3 × 10 ³	-4,7 × 10 ³	-3,3
Elmvar (Ni 36%, Cr 12% + W, el resto Fe)	24 × 10 ⁶ (límite de fluencia: 65.000)	16,8 × 10 ³ (45,7)	0	
Lavar (Ni 30%, el resto Fe)	21 × 10 ⁶ (límite de fluencia: 50.000)	14,7 × 10 ³ (35,1)	+10 × 10 ³	
Ni-Span-C (Ni 42%, Cr 5,5%, Ti 2,5%, el resto Fe)	27 × 10 ⁶ (límite de fluencia: 180.000)	19 × 10 ³ (45,3)	0	

No se conoce ningún método para incrementar de forma apreciable el módulo de Young de un material dado, pues E sólo varía sensiblemente en presencia de texturas (orientación preferencial de los granos) o modificando mucho la composición. Por consiguiente, si una varilla de acero, de un tamaño dado, experimenta una deflexión excesiva bajo carga, dicha deflexión no se puede reducir por tratamiento térmico o por empleo de un acero aleado corriente. Por otra parte, el valor de E se puede disminuir en cierta medida a causa de endurecimiento por precipitación, descom-

posición eutectoide, deformación en frío u otras alteraciones que produzca tensiones internas en la aleación. El aumento de la temperatura de trabajo también tiende a disminuir el módulo de elasticidad, como se muestra en la Fig. 8. Este efecto de la temperatura puede ser de importancia en dispositivos como los tubos de Bourdon y en los muelles de precisión. En estos casos, se utilizan aleaciones especiales con coeficiente de temperatura dE/dT pequeños, por ejemplo de los tipos Elinvar y Ni-Span-C (Tabla 2).

La Fig. 9 representa una curva típica esfuerzo-deformación ($\sigma - \epsilon$) para un acero de bajo carbono como por ejemplo un 1020. Observamos en la parte izquierda el comportamiento elástico del material el cual se deforma proporcionalmente con el esfuerzo y el modo recuperable. Sin embargo, si rebasamos el valor σ_E llamado límite elástico, empieza una deformación no recuperable y sin relación directa con el esfuerzo aplicado. Se trata de la deformación plástica. En el caso de la Fig. 9 se observa en primer lugar una reducción del esfuerzo al iniciarse una región de deformación sin aumento de esfuerzo, la cual se denomina deformación de Lüders y se discutirá más adelante. Después de la deformación de Lüders es necesario aumentar el esfuerzo aplicado para seguir deformado plásticamente el material, lo que se debe a un fenómeno de endurecimiento de la aleación. Una vez alcanzado el valor σ máximo, el esfuerzo aparente disminuye y lleva finalmente a la fractura del material. En realidad el esfuerzo efectivo (carga/área real) no disminuye, sino que sigue subiendo hasta el momento de la fractura. Sin embargo, es costumbre en Ingeniería utilizar los esfuerzos ingenieriles (carga relativa al área original de la probeta), lo que provoca la desviación mencionada.

El límite elástico de los materiales es un dato tecnológico de suma importancia para el diseño, porque en la práctica no se permite rebasar este valor, ya que eso conduciría a una deformación plástica, irrecuperable del material, con pérdida de tolerancia y otros problemas. Uno de los principales objetivos de los tratamientos térmicos es precisamente la elevación del límite elástico.

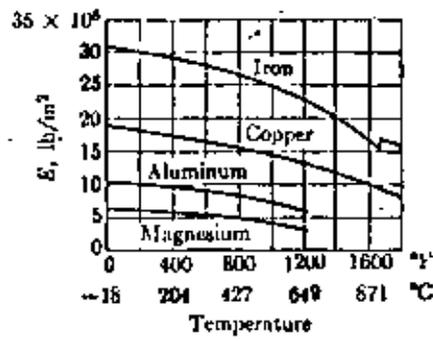


Figura 8 : Efecto de la temperatura sobre el valor del módulo de Young para diferentes metales puros

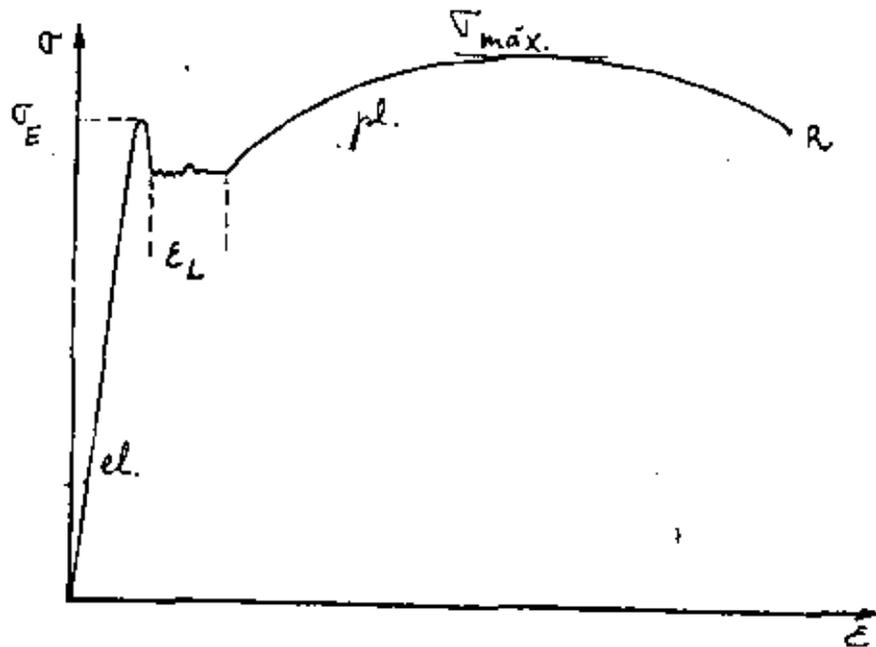


Figura 9 : Representación esquemática de una curva esfuerzo (σ) contra deformación (ϵ) para un acero de bajo carbono

Este proceso de aumentar la resistencia del material a la deformación plástica es lo que se entiende por endurecer o endurecimiento. Para estudiar los principales métodos de endurecimiento de aleaciones metálicas, es preciso conocer primero el mecanismo de la deformación plástica.

Para estudiar este fenómeno, consideremos primero el contraste en resistencia mecánica entre los siguientes cristales metálicos, ambos en la condición metalúrgica blanda. Se entiende por resistencia mecánica efectiva el valor del esfuerzo que provoca la aparición de la deformación plástica.

Tipo de cristal	Resistencia mecánica efectiva	
	lb/plg ²	kg/mm ²
"Barbas" metálicas	1,000,000.	700
Monocristales ordinarios	100 a 1000	0.07 a 0.7

Las barbas (inglés: whiskers) son filamentos de sólo 10^{-4} plg. (2.5×10^{-3} mm) de diámetro aproximadamente que se pueden producir en condiciones especiales. Se sabe que las barbas son cristales perfectos y su resistencia mecánica es la que se puede esperar de tal tipo de red cristalina, después de efectuar cálculos teóricos, como los que se describen en los cursos de Metalurgia Mecánica. Por lo tanto, los metales deberían ser muy resistentes y la pregunta a contestar es: ¿porqué son tan débiles los metales ordinarios, o sea comerciales?. La respuesta se encuentra en la existencia, en las estructuras cristalinas, de defectos muy extendidos llamados dislocaciones.

La Fig. 10 muestra esquemáticamente un tipo de dislocación, una dislocación de borde, en una red cúbica con átomos en los puntos de la red. En la Fig. 10a se señala, mediante una línea convencional de dislocación, la ubicación en el interior de un cristal de una dislocación típica del tipo de borde, y se puede apreciar que la estructura cristalina es regular excepto en las proximidades de la dislocación.

La Fig. 10b muestra cómo una dislocación puede producir la deformación permanente de una red cristalina por la acción de una fuer

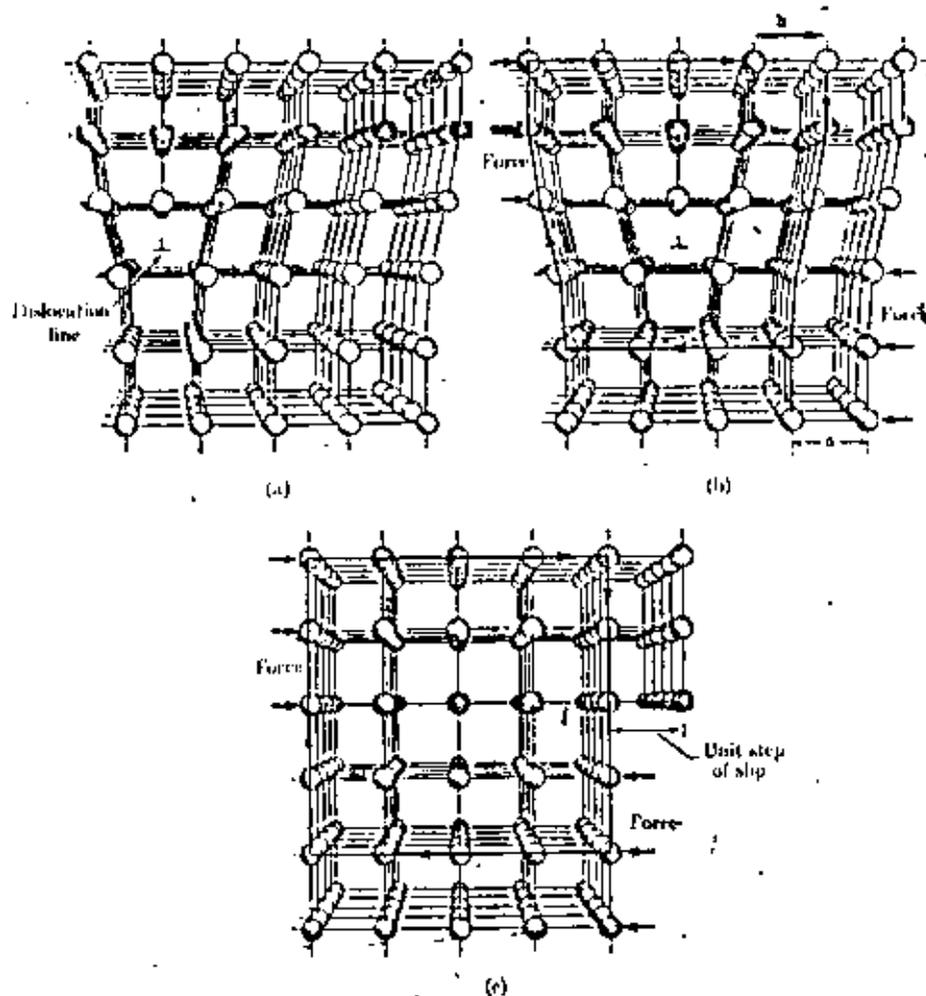


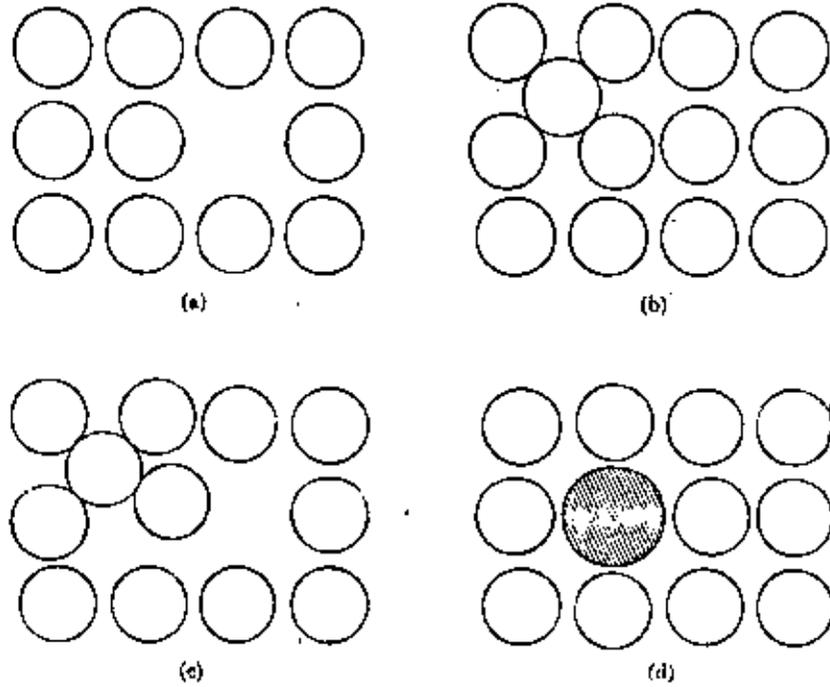
Figura 10 : Representación esquemática del movimiento de una dislocación : de a a c, la dislocación se mueve de la izquierda hacia la derecha y sale finalmente a la superficie. También se ilustra el concepto de Vector de Burgers en b.

za relativamente pequeña. Cuando una fuerza tiende a cizallar la parte superior del cristal hacia la derecha, según se muestra, el plano de átomos, situado por encima de la dislocación, puede establecer fácilmente enlaces con el plano de átomos interior situado a su derecha, con el resultado de que la dislocación se desplaza un espacio reticular. La distribución atómica es nuevamente similar a la configuración inicial y, de esta forma, puede repetirse el deslizamiento de los planos atómicos. Para producir este movimiento paso a paso de una dislocación es necesario solamente una fuerza igual a una milésima parte de

la requerida para producir el cizallamiento de una estructura cristalina perfecta. La Fig. 10c muestra la deformación permanente final que se produce en la estructura cristalina, cuando la dislocación alcanza la superficie del cristal. Si a lo largo de un mismo plano de deslizamiento se traslada sucesivamente un gran número de dislocaciones, la deformación acumulada se hace visible en forma de "bandas de deslizamiento".

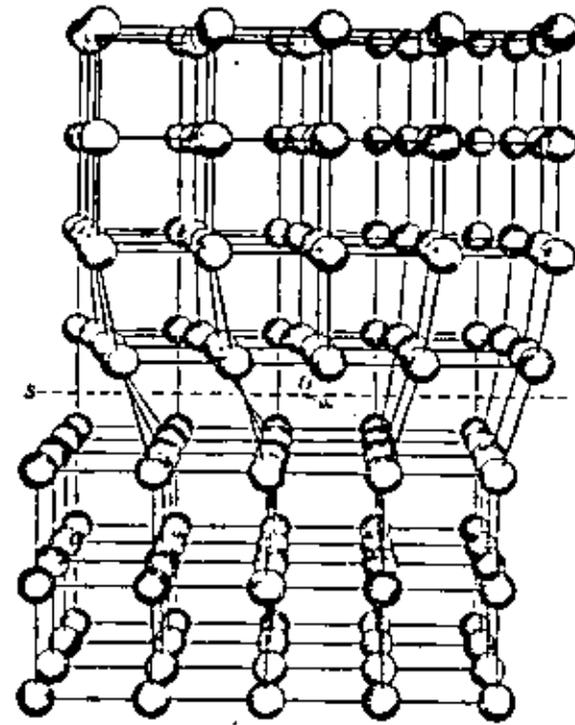
A temperaturas ordinarias la deformación plástica ocurre fácilmente por el mecanismo de deslizamiento descrito en el párrafo anterior. Como vimos, este deslizamiento corresponde en realidad a un corrimiento de dislocaciones. Las restricciones inherentes a este mecanismo son: en primer lugar, que los procesos de deslizamiento se producen sólo en ciertos planos específicos del cristal, llamados planos de deslizamiento en direcciones determinadas, llamadas direcciones de deslizamiento. En segundo lugar, que una tensión mínima, la tensión tangencial crítica, ha de actuar para producir este deslizamiento. Este esfuerzo tangencial crítico corresponde, a través de algunos cálculos geométricos, al límite elástico, ya mencionado en párrafos anteriores.

Cada sistema cristalino presenta entonces planos específicos y direcciones específicas para el deslizamiento. Cada combinación de plano y dirección de deslizamiento proporciona al material un llamado sistema de deslizamiento. Consecuencia de esto, es que metales conteniendo una gran cantidad de sistemas de deslizamiento con buena distribución en el espacio presentan una gran facilidad para ser deformados plásticamente. Esto es el caso para todos los metales con estructura cúbica a caras centradas, como por ejemplo: Cu, Pb, Al, Ni, y el hierro en su fase γ , cúbica a caras centradas. Las demás estructuras cristalinas usuales en los materiales metálicos (ver Tabla 1) no contienen tantos sistemas de deslizamiento adecuados y bien orientados, de modo que la deformación plástica de aquellos materiales se dificulta bastante. Esto explica la tendencia a la fragilidad (fractura con poca deformación plástica previa) de algunos materiales, como por ejemplo el acero a baja temperatura, ya que la fase alfa del acero es cúbica a cuerpo centrado.

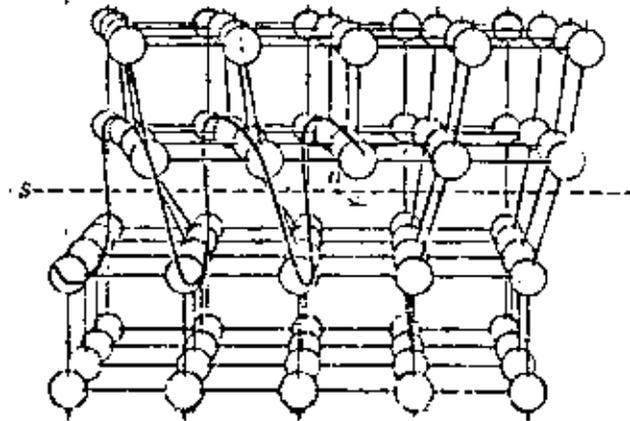


Representación esquemática en dos dimensiones de cuatro tipos de defectos de punto : a. vacancia, b. átomo intersticial, c. defecto tipo Frenkel : vacancia + intersticial, d. átomo de impureza (disuelto por sustitución)

Relación entre dislocación de borde y de hélice : a. conversión de una dislocación de borde a una de hélice, b. vista a lo largo de S-O mostrando la superficie en espiral alrededor de la dislocación de hélice



(a)



(b)

En una publicación anterior con el título: "Comportamiento Mecánico de los Materiales Metálicos" se describen con mayor detalle los fenómenos de deformación plástica, termofluencia y fractura. No cabe dentro del temario del presente curso estudiar más a fondo la plasticidad de los metales.

1.5 La dureza del metal y el endurecimiento.

Después de haber estudiado en el párrafo 1.4 los mecanismos básicos de la deformación de los metales, nos dedicaremos ahora a determinar las posibilidades de endurecimiento de los materiales metálicos, con el fin de aumentar el límite elástico, lo que nos permitirá utilizar secciones más delgadas en los diseños, ya que los materiales aguantarán mayor carga y así podremos ahorrar materia prima y masa, lo que tiene gran importancia en equipos dinámicos.

En primer lugar, se necesita una aclaración del concepto endurecimiento. Este concepto se refiere a aumentar la dureza y esta última es, como ya se mencionó, la resistencia a la deformación plástica. Hay que enfatizar que la resistencia a la deformación elástica depende del módulo elástico solamente (ver inicio del párrafo 1.4).

El mecanismo básico de la deformación plástica es el corrimiento de las dislocaciones. Por lo tanto, para reducir la deformación, trataremos de reducir el corrimiento mencionado, poniendo obstáculos en la estructura cristalina. Estos obstáculos serán en su mayoría defectos cristalinos introducidos precisamente con el fin de lograr un endurecimiento. La tabla 3 representa en forma general los mecanismos de endurecimiento basados en la presencia de defectos estructurales, los cuales se clasifican en la primera columna según su dimensión geométrica: dimensión 0, defectos de punto; dimensión 1: defectos de línea; dimensión 2: defectos de superficie; dimensión 3: defectos de volumen. En la segunda columna se menciona el nombre de cada uno de los defectos seguido por el tipo de endurecimiento que producen y finalmente se da un ejemplo práctico de aplicación de este mecanismo de endurecimiento.

T A B L A 3

TABLA GENERAL DE LOS MECANISMOS DE ENDURECIMIENTO DE LOS MATERIALES METALICOS

Dimensión geométrica del defecto	Denominación del defecto estructural	Tipo de endurecimiento	Ejemplo
0 (de punto)	vacancias	sólo de interés teórico	materiales templados o irradiados
	átomos intersticiales : - propios	por irradiación	elementos mecánicos de reactores nucleares
	- ajenos	} por solución sólida	aleaciones Fe-C (acero)
	átomos sustitucionales - ajenos		Cu-Ni (Monel)
1 (de línea)	dislocaciones (su concentración aumenta con la deformación en frío)	por deformación en frío (acritud)	material "cold-rolled"
2 (de superficie)	límites de grano (o de fase) - de ángulo pequeño (sublímites de grano)	por poligonización (después de recocido controlado de material deformado en frío)	algunas láminas de acero
	- de ángulo grande	por afinado de grano	aceros de alta resistencia y baja aleación (ARBA, HSLA)
3 (de volumen)	segunda fase (no es realmente defecto)	por segunda fase (aleaciones multifásicas)	latón alfa + beta (Zn 38%)
	precipitación (segunda fase con formación controlada)	por precipitación	duraluminio (Al+Cu, Al+Mg,Si)
	dispersión (tecnologías especiales)	por dispersión (partículas ajenas)	aleaciones refractarias aceros ARBA

TABLA 3 (continuación)

	descomposición eutectoide (martensita, bainita, ...)	complejo (dislocaciones, segun da fase, ...)	aceros templados
	reacción de difusión	por dispersión	oxidación interna de Cu-Al
	solución ordenada	por ordenación	aleación Co-Pt Au-Cu (18 quilates)
Procedimientos adicionales	anisotropía	por textura	lámina para transformador álabes de turbina
	fenómeno puramente mecánico	por configuración de esfuer- zos	sólo en pruebas de laboratorii

Los tratamientos térmicos de los materiales metálicos sólo tienen influencia sobre algunos mecanismos de endurecimiento, a saber los siguientes:

- endurecimiento por deformación en frío: un recocido puede eliminar el endurecimiento (acritud) y permitir seguir deformando el material. Este recocido se aplica por ejemplo entre varios pasos de laminación en frío.

- endurecimiento por poligonización: este tipo de endurecimiento no es muy usual, pero puede aumentar la dureza de un material por un ligero recocido después de una deformación en frío de pequeña magnitud. La poligonización consiste en la formación de una subestructura compuesta de un gran número de sublímites de grano dentro del grano.

- endurecimiento por afino de grano: un recocido de recristalización y también el clásico normalizado de acero puede transformar la estructura granular de un material a una de menor granulometría. Los aceros de alta resistencia y baja aleación son aceros con grano sumamente fino, estructura que se logra por efectos de aleación y de tratamientos termomecánicos especiales que se estudiarán más adelante.

- endurecimiento por precipitación: este tipo de endurecimiento se estudiará en el capítulo 2. Se trata de la precipitación controlada de una segunda fase en la matriz de la primera con el fin de lograr una distribución óptima, la cual permite lograr el máximo endurecimiento.

- endurecimiento por dispersión: el problema de las partículas endurecedoras precipitadas en el método anterior es que, cuando el material se usa a mayor temperatura, ocurre una disolución y/o crecimiento de las partículas con la pérdida de dureza correspondiente. Para evitar este problema (termofluencia) se utilizan partículas ajenas a la matriz, las cuales no pueden ni disociarse, ni disolverse, ni difundir para formar partículas con mayor diámetro. Es

muy difícil lograr una buena dispersión y se necesitan tecnologías bastante especiales, las cuales no estudiaremos en el presente curso.

- endurecimiento por reacción martensítica: la reacción martensítica no solamente ocurre en los aceros sino también en varias aleaciones y metales no ferrosos. En el capítulo 3 se estudiará con bastante detalle la transformación martensítica del acero, base de su tratamiento térmico. Cualquier tipo de martensita resulta ser una estructura sumamente dura debido a la enorme cantidad de dislocaciones en los granos de la martensita.

Se mencionan también otros tipos de endurecimiento como por textura y por configuración de esfuerzos (por ejemplo entallada), los cuales no se estudiarán en el presente curso breve de tratamientos térmicos.

Capítulo 2: Tratamiento térmico de aleaciones no ferrosas.

2.1 El diagrama de equilibrio y su aplicación.

Los diagramas de equilibrio (diagramas de fases) estudian las relaciones existentes en el equilibrio de las fases de metales y aleaciones. Los átomos pueden combinarse y formar una fase gaseosa, una fase líquida o una fase sólida y, naturalmente, las propiedades de estas fases influyen de manera importante sobre las de una aleación determinada. Sin embargo, el comportamiento de una aleación depende también de la forma en que dichas fases están relacionadas entre sí. Una aleación compuesta por dos fases sólidas, por ejemplo, puede poseer una variedad de propiedades dependientes de la estructura formada por estas dos fases. Dos ejemplos del uso comercial de los cambios estructurales nos ayudarán a ilustrar este punto.

Contrariamente a la creencia popular, el acero es útil no por ser duro, sino por ser duro y blando. Existen numerosas sustancias tan duras y aún más que el acero, pero es tan difícil como almacenar un hipotético solvente universal, el dar formas útiles a estos cuerpos resistentes a la deformación.

En relación con los aceros, este problema es de poca importancia por las siguientes razones. El acero, a temperatura ambiente, es una mezcla de cristales de ferrita y cementita (ver párrafo 3.1), y la aleación es lo suficientemente blanda como para que se la pueda labrar mediante operaciones de plegado y prensado. Sin embargo, después de haberle dado la forma necesaria, se pueden provocar cambios de fase en el acero blando que le hacen extremadamente duro. Estos cambios incluyen una tercera fase sólida, producida por el calentamiento, y su posterior descomposición durante el temple. El diagrama de equilibrio o diagrama de fase hierro-carbono, que se estudia en el capítulo 3, es la base de los tratamientos térmicos que ablandan y endurecen el acero.

Las aleaciones aluminio-cobre ofrecen un segundo ejemplo de cambio en la estructura cristalina que afectan radicalmente a las propiedades mecánicas. Al igual que los aceros, las aleaciones a base de aluminio con contenidos de cobre de aproximadamente 5% son blandas y dúctiles en algunos estados, por ejemplo en presencia de cristales de las fases α y θ . Estas fases se estudiarán en el presente párrafo. Después de ser sometidas a operaciones de manufactura la aleación puede endurecerse mediante cambios de fase, o sea, transformación. En el presente caso, los cambios consisten en disolver por calentamiento la fase θ y, más tarde, precipitar de nuevo esta fase en forma finamente distribuida (endurecimiento por precipitación).

Soluciones sólidas.

Según la naturaleza de los dos metales de los que se trata, pueden presentarse diversos tipos de equilibrio binario. Hay, además, diferentes clases de comportamiento y reacciones de estado sólido que pueden combinarse en un sólo diagrama de dos componentes. El diagrama hierro-carbono es un ejemplo importante de estas complejas reacciones. Afortunadamente, la interpretación, incluso del diagrama más complicado, es escasamente más difícil que la comprensión de cada uno de los tipos de comportamiento de las aleaciones que dicho diagrama incluye. Nos encontramos entonces con la tarea de aprender a analizar las reacciones típicas de los diagramas y, a este propósito, se han elegido diagramas especialmente sencillos de dos componentes, cada diagrama conteniendo sólo un tipo de reacción.

Tipos de fases sólidas.

Los metales puros constituyen el ejemplo más sencillo de fase sólida, pero existen otros tipos diferentes de fases que se encuentran comúnmente en los sistemas metalúrgicos. Cuando en un metal sólido se disuelve un segundo elemento, la fase resultante se llama solución sólida, por analogía con las familiares soluciones acuosas, como las de azúcar en el agua. Sin embargo, un átomo de soluto puede ocupar dos tipos diferentes de posición en la red del metal matriz (solventes), como se

muestra en la Fig. 11. Si los dos átomos son de tamaño aproximadamente igual, el átomo disuelto sustituirá al azar a uno de los átomos de la red cristalina de la matriz (Fig. 11a). Este tipo de estructura se llama solución sólida de sustitución.

Por otro lado, hay unos pocos átomos relativamente pequeños que pueden acomodarse en los intersticios existentes entre los átomos de la matriz (Fig. 11b) y que forman una solución sólida de inserción o intersticial. A continuación se darán ejemplos de estos dos tipos de solución sólida y se observará que no existe una delimitación clara entre un metal puro y su solución sólida.

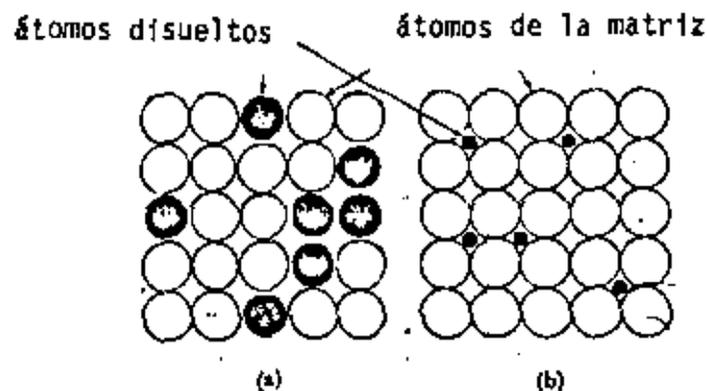


Figura 11 : Dos tipos diferentes de fase de solución sólida :
a. solución sólida por sustitución
b. solución sólida intersticial

Cuando a un metal determinado se le añade un elemento de aleación en cantidad tal que se sobrepasa el límite de solubilidad al estado sólido, además de la solución sólida aparece una segunda fase. Esta segunda fase puede ser una solución sólida (primaria) del elemento de aleación. El sistema aluminio-silicio (Fig. 12) es un ejemplo de este comportamiento. Cuando se sobrepasa la solubilidad del aluminio para el silicio aparece la fase β , rica en silicio, en unión de la fase α , rica en aluminio. Más a menudo, la segunda fase que aparece es una fase intermedia, como el compuesto intermetálico Mg_2Pb que aparece en el diagrama plomo-magnesio de la Fig. 13.

Mencionemos en resumen las diferentes fases, aparte de la gaseosa, que pueden aparecer en sistemas de 2 componentes, llamados sistemas binarios:

- Fase líquida: en general 2 metales líquidos pueden disolverse completamente uno en el otro en estado líquido. Sin embargo, existen algunas excepciones como por ejemplo: plomo-hierro (ninguna solubilidad en estado líquido) y cobre plomo (solubilidad reducida en estado líquido). La facultad de los metales de mezclarse en estado líquido se aprovecha en la tecnología para preparar las aleaciones.

- Metal puro: en realidad, cuando una aleación se compone de varios metales, pocas veces aparece uno de ellos en estado puro, ya que siempre existe una aún ligera solubilidad. Es mucho más usual encontrar:

- Soluciones sólidas: como se estudió en el párrafo anterior, se trata de mezclas a escala atómica de 2 o más elementos metálicos. La solubilidad de uno en otro puede ser o bien ilimitada, o sea de 0 a 100% de modo continuo, como por ejemplo en el sistema cobre-níquel, o bien con solubilidad limitada, como en la mayoría de los sistemas, por ejemplo: Fe-C, Cu-Zn, Al-Si, etc... La segunda fase que aparece cuando se sobrepasa el límite de solubilidad puede ser:

- Compuesto intersticial: se trata de compuestos químicos con fórmulas exactas como por ejemplo: carburo de hierro (Fe_3C), carburo de tungsteno (WC), etc., los cuales tienen durezas y puntos de fusión elevados y son útiles en los aceros y carburos cementados.

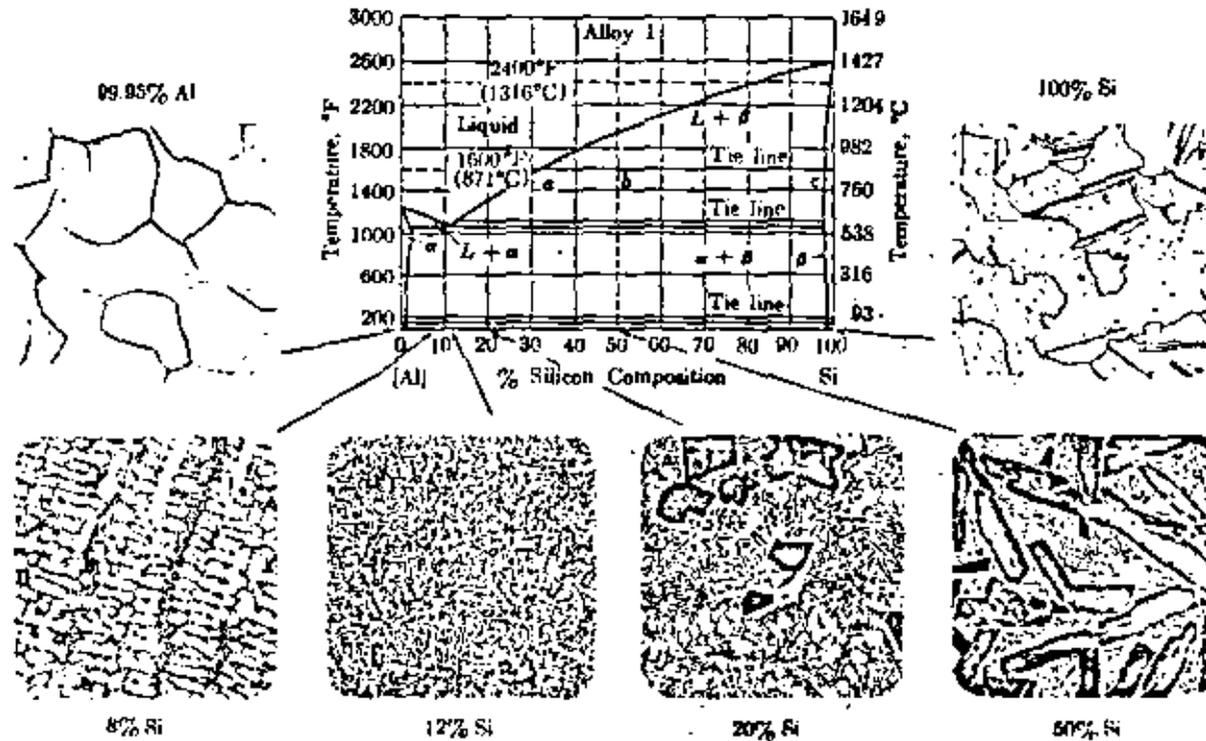


Figura 12 : El sistema de equilibrio Al-Si con algunas de las microestructuras como aparecen a temperatura ambiente (aumento de aproximadamente 40 x)

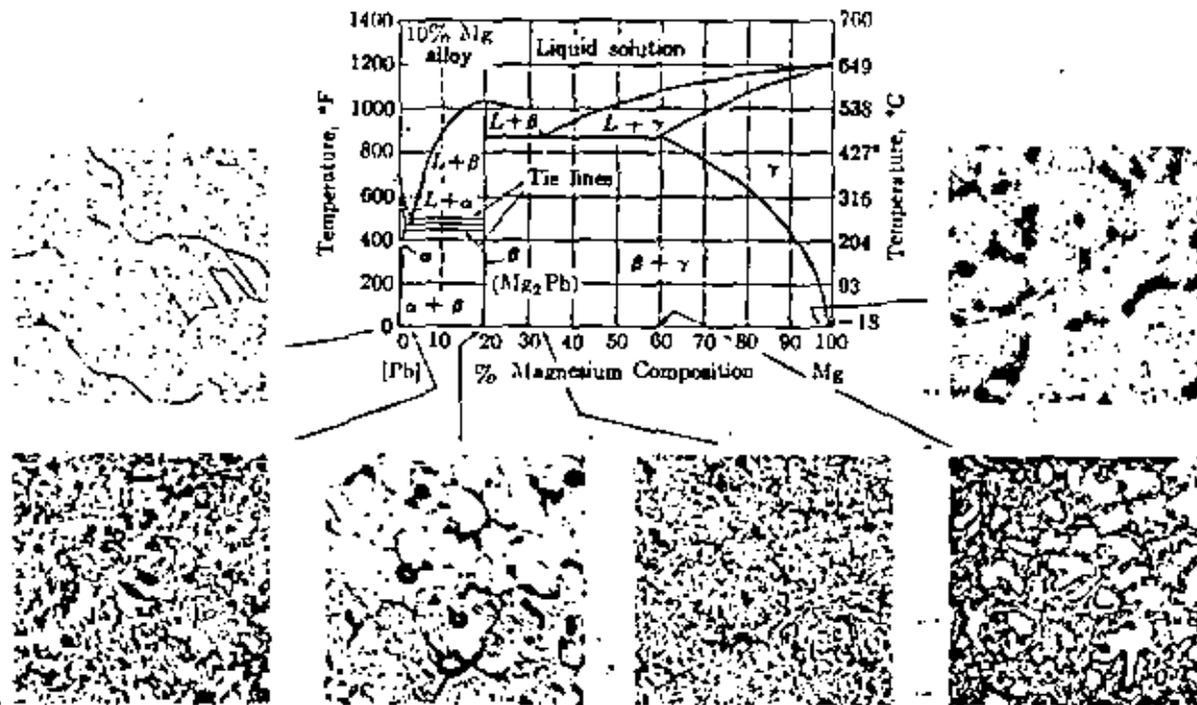


Figura 13 : El sistema de equilibrio Pb-Mg ilustrando la división del diagrama en dos secciones independientes debido a la presencia de un compuesto intermedio de fusión congruente (Mg_2Pb). Se representan también las microestructuras en estado de colado con un aumento de aproximadamente 40 x.

- fases intermedias: estas son fases con fórmula aproximada y rango amplio de composición. En el diagrama hierro-oxígeno, base para el estudio de los fenómenos de oxidación de los metales ferrosos, aparecen entre el hierro y el oxígeno 3 fases intermedias con fórmula aproximada FeO , Fe_2O_3 y Fe_3O_4 .

Diagrama de solubilidad total en estado líquido y sólido.

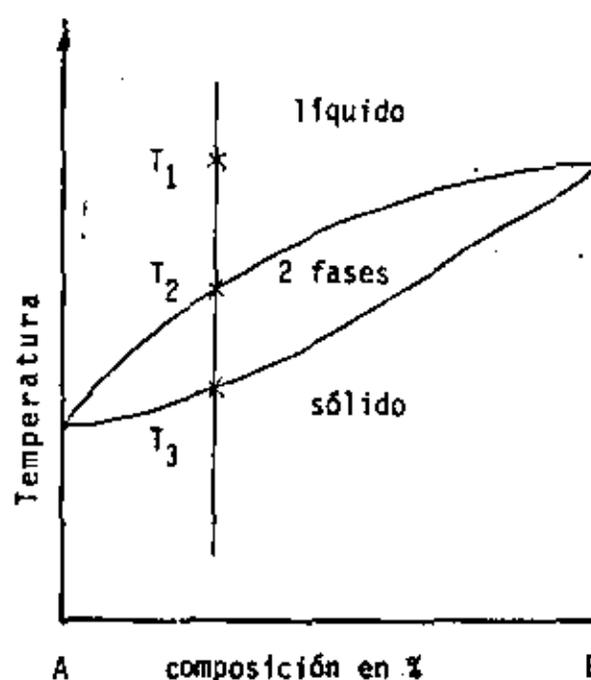


Figura 14 : Representación simplificada de un diagrama de solubilidad total en estado líquido y sólido (ver texto)

La Fig. 14 representa esquemáticamente el diagrama de equilibrio más sencillo en el cual aparece una solubilidad total en estado líquido (ver parte superior, denominada "líquido") y una zona de solubilidad total en estado sólido (ver parte inferior, denominada "sólido"). Entre ambas zonas de una sola fase (zonas monofásicas) aparece una zona de coexistencia de 2 fases, una líquida y una sólida (zona bifásica). Estudiemos el enfrentamiento de una aleación con composición C, indicada en el diagrama, enfriándola desde la temperatura T_1 en la zona líquida. Hasta que la temperatura alcance T_2 , tenemos únicamente una sola fase líquida. En el intervalo entre T_2 y T_3 existe al mismo

tiempo una fase líquida y una fase sólida, o sea el fenómeno de la solidificación, el cual lógicamente no puede ser instantáneo, sino que requiere algún tiempo, función de la cantidad de material a solidificar y de factores térmicos. A partir de la temperatura T3 desaparece la fase líquida y se conserva únicamente una fase sólida con composición C. Hay que fijarse bien en el hecho que la solidificación ocurre en un intervalo de T2 a T3 y no a una sola temperatura como en el caso de los metales puros. Para mayor información referente a este tipo de sistemas nos referimos a la literatura correspondiente.

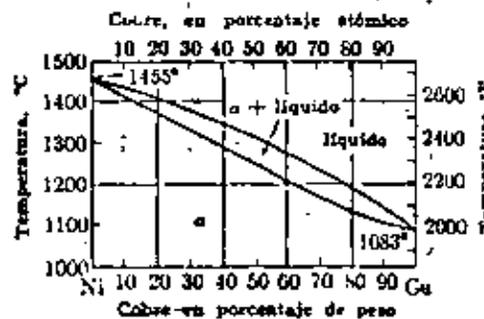


Figura 15 : Diagrama de equilibrio Cu-Ni, ejemplo clásico de un sistema con solubilidad total tanto en estado sólido como líquido.

La Fig. 15 representa el diagrama de equilibrio cobre-níquel, ejemplo típico de un diagrama con solubilidad total tanto en estado sólido como líquido. Aunque relativamente son pocos los sistemas de aleaciones como el cobre-níquel, casi todos los diagramas de equilibrio presentan ciertas regiones de solubilidad sólida en relación con otros tipos de estructuras de aleación.

Sistemas eutécticos.

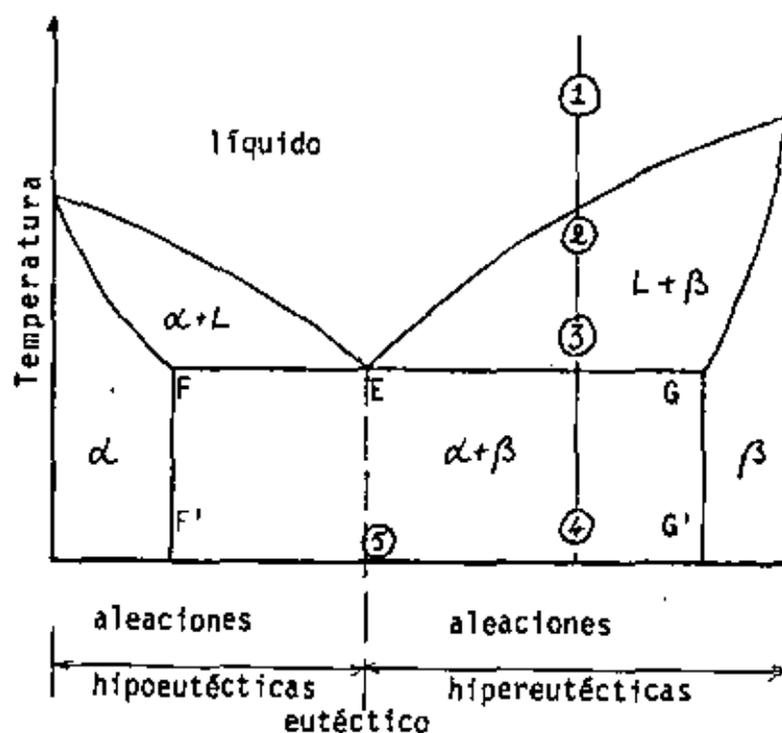


Figura 16 : Representación simplificada de un sistema con eutéctico entre dos fases de solución sólida (ver explicación en el texto)

La Fig. 16 es una representación generalizada de un diagrama de equilibrio eutéctico en el que intervienen los metales A y B. Observamos un campo de fase líquida situado por encima de las líneas de líquido, campos de fase sólida (la fase α y la fase β) situados por debajo de la línea de sólidos, campos de fase que contienen tanto líquidos como sólidos y que están situados entre las líneas de líquidos y de sólidos y, finalmente, observamos una zona bifásica $\alpha + \beta$, situada entre las zonas de solución sólida α y β . Para facilitar la comprensión del diagrama los límites entre las zonas α , $\alpha + \beta$ y β se representaron por las líneas verticales FF' y GG' lo que correspondería a una solubilidad independientemente de la temperatura. En el párrafo 2.2 estudiaremos la solubilidad reducida, dependiente de la temperatura y sus consecuencias.

La línea horizontal eutéctica FEG es la principal característica de este tipo de diagrama. La ecuación básica de la reacción eu-

téctica en enfriamiento es:

Líquido eutéctico \rightarrow solución sólida α + solución sólida β ,

donde la composición de las fases α y β está dada por las abscisas de los extremos de la horizontal eutéctica FyG. Esta reacción se produce a la temperatura de la horizontal eutéctica e incluye líquido de composición eutéctica E. A partir del momento en que el líquido eutéctico se ha enfriado hasta la temperatura eutéctica, las dos fases sólidas (las soluciones sólidas alfa y beta) comienzan a formarse simultáneamente en la aleación líquida. Si la aleación eutéctica tiene exactamente la composición eutéctica E, la transformación líquido sólido ocurre a una sola temperatura (la eutéctica), como si fuera un metal puro. Una aleación con composición entre los puntos F y E empieza su solidificación con la formación de cristales de solución sólida α mientras que una aleación entre E y G empieza con cristales β , ambas aleaciones terminando con una solidificación eutéctica cuya cantidad será dependiente del acercamiento de la composición hacia el punto eutéctico E. Aleaciones con composiciones entre A puro y F solidificarán como en el caso del diagrama de solubilidades totales, formando fase α o fase β si su composición se encuentra entre G y B puro.

La Fig. 17 representa esquemáticamente la estructura metalográfica de aleaciones con las composiciones indicadas en el diagrama de la Fig. 16.

La Fig. 18 representa el diagrama de equilibrio eutéctico del sistema aluminio-silicio.

Existen otros tipos de diagramas, pero no cabe dentro de este texto tratar todos. Sólo mencionemos que existe una transformación muy parecida a la eutéctica, en la cual un líquido forma 2 sólidos. La transformación se difiere de la anterior porque la fase inicial no es líquida sino sólida y la reacción la siguiente:

Fase sólida γ \rightarrow fase sólida α + fase sólida β

Esta reacción por su semejanza con la eutéctica se denomina reacción eutectoide y el ejemplo con mayor importancia práctica es la transformación del hierro γ aleado con 0.8% de carbono (austenita) en una

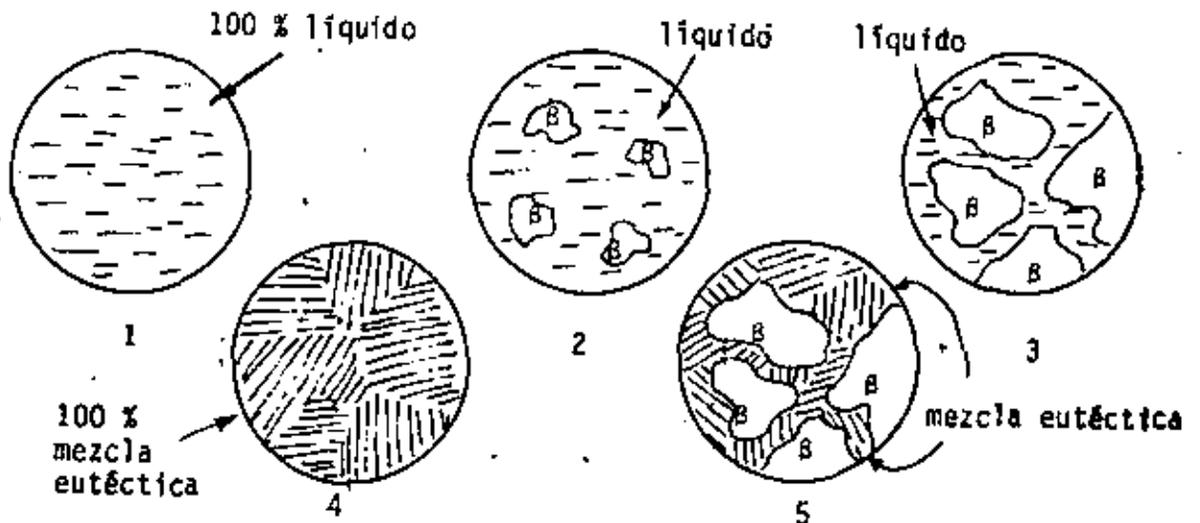


Figura 17 : Representación esquemática de las estructuras indicadas por números en el diagrama de la figura 16

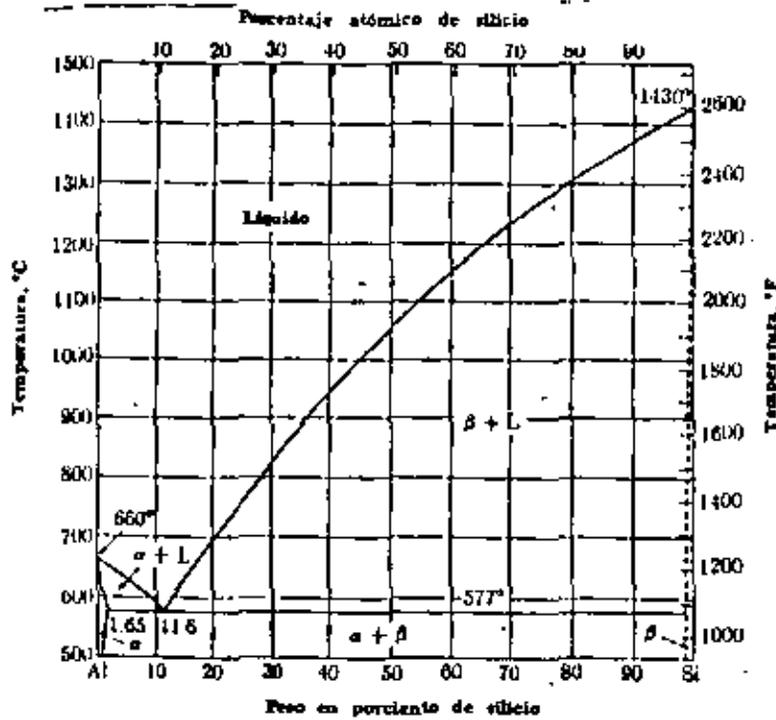


Figura 18 : Sistema de equilibrio Al-Si, ejemplo típico de eutéctico

una mezcla eutéctica de hierro α aleado con 0.025% de carbono (ferrita) con carburo de hierro Fe_3C (cementita) formando así el micro-constituyente llamado perlita (ver también párrafo 3.2).

2.2 La solubilidad reducida y su consecuencia.

En la Fig. 16 las líneas verticales FF' y FF' se utilizaron para limitar las zonas de soluciones sólidas α y β respectivamente. Se mencionó que en la práctica no aparecen líneas verticales sino que en general existe una solubilidad dependiente de la temperatura, con mayor solubilidad a mayor temperatura. Esto significa que al bajar la temperatura el cristal α o β puede contener cada vez menos elemento de aleación lo que puede llevar a una precipitación. Es precisamente el control de la precipitación que permite el tratamiento térmico de varias aleaciones no ferrosas, como por ejemplo el duraluminio y el cobre-berilio.

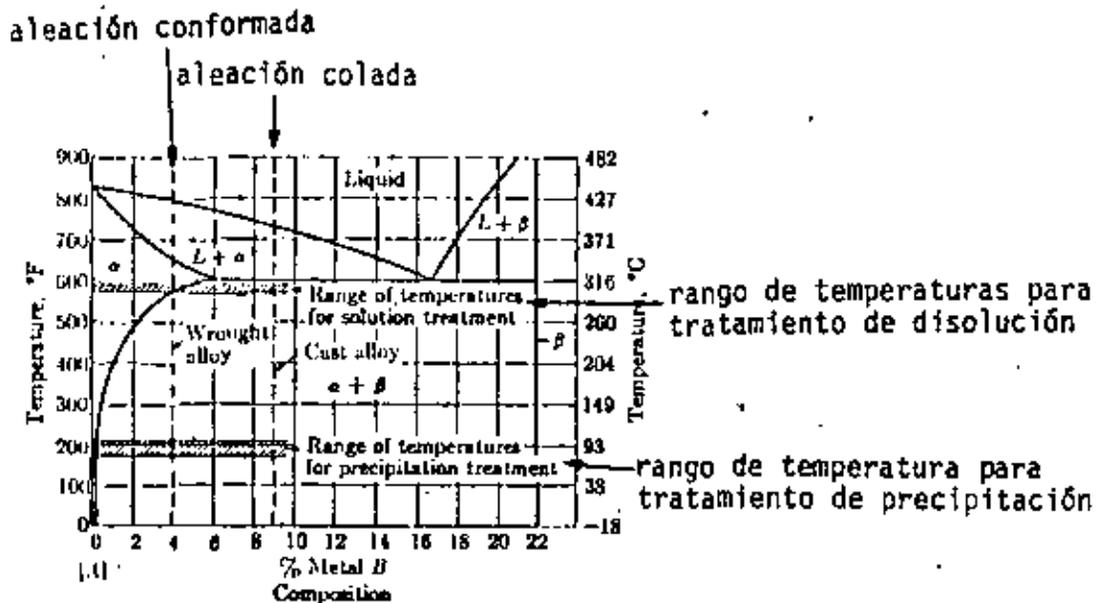


Figura 19 : Diagrama de equilibrio en el cual se indican las composiciones de las aleaciones conformadas y coladas adecuadas para un tratamiento de endurecimiento por precipitación

La Fig. 19 representa esquemáticamente la zona izquierda de un diagrama tipo eutéctico, en el cual la fase alfa . presenta una solubilidad muy dependiente de la temperatura, ya que disminuye de aproximadamente 6% a la temperatura eutéctica a una solubilidad inexistente a temperatura ambiente. La fase que se precipita se denominó teta y puede ser una fase extrema como beta, un compuesto intermetálico como $A_m B_n$ o una fase intermedia teta.

Como se mencionó en el pá-rafo 1.5, los mecanismos de endurecimiento consisten en la producción de partículas las cuales sirven de obstáculo para reducir y evitar el corrimiento de las dislocaciones, fenómeno responsable para la deformación plástica.

Sin embargo, hasta ahora no hemos discutido el mecanismo de interacción entre partículas y dislocaciones ni cuál es la mejor distribución de partículas y el mejor tamaño de dichas partículas.

Según las teorías de endurecimiento, existen básicamente dos mecanismos de interacción:

a. La dislocación corta la partícula como se representa esquemáticamente en la Fig. 20a. El valor del endurecimiento depende principalmente de:

- la dureza de la partícula a cortar
- el tamaño de la partícula.

Una partícula más grande y más dura proporciona mayor endurecimiento.

b. La dislocación no es capaz de cortar las partículas, pero puede pasar entre éstas, como se representa esquemáticamente en la Fig. 20b. En este caso, el parámetro de mayor importancia es la distancia entre las partículas, correspondiendo mayor distancia interparticular a menor efecto endurecedor, ya que es más fácil pasar entre partículas muy distantes que entre partículas cercanas. El parámetro "distancia interparticular" está relacionado con el factor tamaño de partícula, considerando que la

fracción volumétrica total de precipitado es una constante y que es posible tener o bien una gran cantidad de partículas pequeñas o solamente algunas partículas grandes. Este segundo mecanismo de endurecimiento es menos efectivo cuando va aumentando el radio de la partícula.

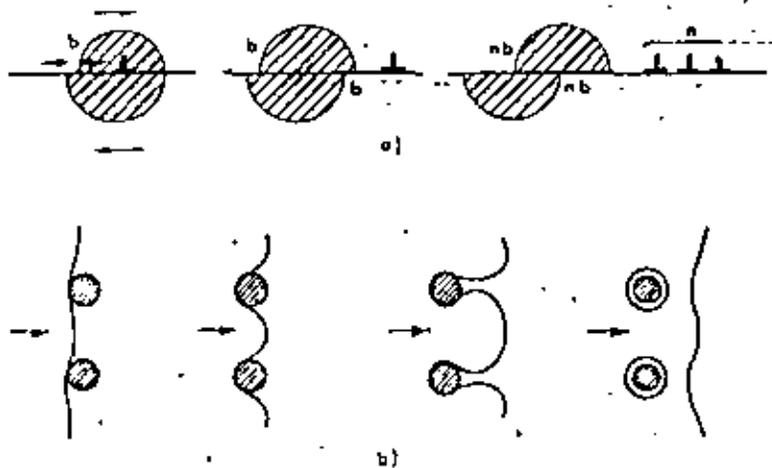


Figura 20 : Interacción entre una dislocación en movimiento y partículas precipitadas : a. partículas coherentes : corte de la partícula, b. partículas incoherentes : la dislocación pasa entre las partículas y deja un anillo

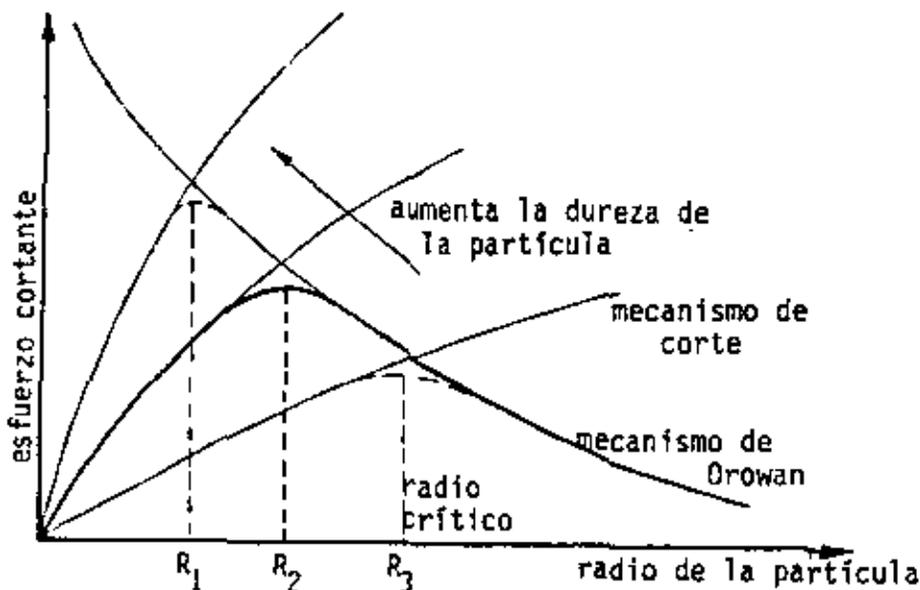


Figura 21 : Representación esquemática del efecto de endurecimiento según los métodos de la figura 20 en función del diámetro de la partícula

La Fig. 21 representa esquemáticamente el efecto endurecedor de los mecanismos discutidos en el párrafo anterior. El material cede con el esfuerzo cortante que corresponde al menor valor de las dos curvas, de modo que la curva gruesa de la Fig. 21, suma de los dos mecanismos, nos muestra claramente la ocurrencia de un máximo en el efecto endurecedor, el cual alcanzamos con un determinado radio de partícula, función, entre otros parámetros, de la dureza de la partícula.

De lo discutido concluimos que para lograr el mejor endurecimiento, es preciso precipitar partículas con el radio óptimo, lo que se logra a través de un tratamiento térmico. Se habla en este caso de un endurecimiento por precipitación.

2.3 El control de la precipitación.

El proceso completo para obtener una aleación endurecida por precipitación puede ser dividido en 4 etapas:

1. Selección de la composición más adecuada.
2. Tratamiento térmico de disolución o de homogeneización.
3. Templado para lograr sobresaturación, y
4. Tratamiento térmico de precipitación o de envejecimiento.

El desarrollo de composiciones de aleaciones comerciales endurecibles por precipitación es una larga y difícil tarea, pero es posible exponer algunos de los principios en que se funda este desarrollo. Regresemos otra vez al diagrama de equilibrio de la Fig. 19, en el cual podemos estudiar el endurecimiento como resultado de la precipitación de la fase θ a partir de la solución sólida α sobresaturada.

Aún cuando el efecto máximo de endurecimiento se produce en este caso con un contenido del 6% de metal B, límite de solubilidad de éste en el metal A, puede producirse cierto endurecimiento en todo el intervalo de composiciones en el que pueden existir en equilibrio las fases α y θ . En la práctica, se usan otras composiciones además de la que produce el máximo endurecimiento. Las propiedades de colada de las

aleaciones de fundición son mejores, frecuentemente, cuando, durante la solidificación, se forma una cantidad apreciable de líquido eutéctico (ver párrafo 2.1). Por lo tanto, se puede emplear una composición del 9% de metal B. La composición de las aleaciones de forja puede mantenerse a un 4%, aproximadamente de metal B, a fin de que sea posible la obtención de la fase β para el trabajo plástico en caliente. En muchos casos, la temperatura máxima de trabajo plástico es la del eutéctico ternario, de punto de fusión aún más bajo, en aleaciones complejas.

Para las aleaciones de fundición y las aleaciones de forja se utiliza un tratamiento térmico similar, aunque hay que emplear tiempos mayores o temperaturas más elevadas para los materiales colados, de reacción más lenta. El objetivo de la primera etapa, del tratamiento de disolución u homogeneización, es disolver un máximo de la segunda fase en la solución sólida para después retener el metal B disuelto en hasta alcanzar la temperatura ambiente. Esto se efectúa:

1. calentando la aleación hasta una temperatura elevada, pero inferior a la que produciría un crecimiento excesivo de grano o la fusión de uno de los constituyentes,
2. manteniendo esta temperatura desde una fracción de una hora hasta casi un día entero, para que pueda producirse la disolución.

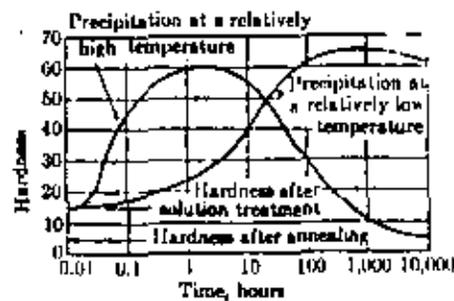


Figura 22 : Variación de la dureza durante el tratamiento térmico de precipitación a dos temperaturas diferentes

Una vez disuelta la máxima cantidad de metal B en la fase se procede a enfriar rápidamente la aleación, por ejemplo templando en agua fría, hasta obtener una solución sólida α sobresaturada a la temperatura ambiente. Después del tratamiento de disolución la dureza es relativamente baja (ver Fig. 22), pero superior a la del material enfriado lentamente y revenido.

2.4 El envejecimiento.

La dureza máxima de estas aleaciones se obtiene durante el tratamiento de precipitación o envejecimiento, en el que la solución sobresaturada sufre cambios que conducen, finalmente, a la formación de la segunda fase. En algunos casos, la precipitación puede producirse en un tiempo razonable a temperatura ambiente y entonces, se dice que la aleación envejece naturalmente. En estos casos, para evitar un endurecimiento indeseado, es necesario almacenar la aleación templada a baja temperatura.

Sin embargo, corrientemente es necesario envejecer la aleación artificialmente, manteniéndola dentro de un intervalo de temperaturas como el que se muestra en la Fig. 19. La temperatura exacta utilizada para el tratamiento térmico de envejecimiento está determinada por 2 factores:

1. El tiempo preciso para obtener una reacción apreciable y
2. La propiedad de interés principal.

El tiempo necesario debe ser razonable en un tratamiento industrial. Cuanto más elevada sea la temperatura, menor será el tiempo. En relación con el segundo factor, debe entenderse que las distintas propiedades varían a velocidades diferentes durante la precipitación. Por ejemplo las propiedades de resistencia mecánica tienden a alcanzar valores máximos más altos a temperaturas de precipitación más baja. En la Fig. 21 se muestra el curso del envejecimiento a 2 temperaturas diferentes. Propiedades tales como la dureza alcanzan un valor máximo durante la precipitación a una determinada temperatura y, después, disminuye gradualmente como consecuencia de un llamado sobre-envejecimiento. Este ablandamiento es

consecuencia natural de la aproximación de la aleación al estado de equilibrio, al aumentar el tiempo durante el que la aleación se mantiene a temperatura. En efecto, una aleación muy sobre-envejecida sería esencialmente idéntica a una aleación recocida, es decir, una aleación en la que la estructura de equilibrio se produce por medio de un enfriamiento lento desde la temperatura de tratamiento de disolución.

A primera vista puede parecer extraño que un tratamiento térmico de calentamiento después de un templeado logre aumentar la dureza del material. Sin embargo, con la ayuda de los párrafos anteriores podemos entender el mecanismo de la siguiente manera: en el material supersaturado después del templeado, el endurecimiento se debe principalmente a la presencia de átomos ajenos en forma de una solución sólida. Durante el proceso de envejecimiento, ocurre la transformación de la estructura según:



Esta transformación es un fenómeno dirigido por la nucleación y el crecimiento de partículas. Las primeras partículas en formarse son aquellas que requieren menor energía superficial, lo que se logra por un acomodamiento de átomos en ambas fases de tal manera que la estructura cristalina se conserva a través de estas partículas, como se representa esquemáticamente en la Fig. 23a. Estas partículas se llaman "partículas coherentes".

Sin embargo, aumentando el tiempo de recocido, la mayor difusión causa crecimiento de determinadas partículas y disolución de otras partículas menos estables debido a su tamaño, localización, etc... Cuando va aumentando el tamaño de la partícula, se va perdiendo la coherencia, formándose en partículas semicoherentes y luego incoherentes, como se representa en las figuras 23b y 23c, respectivamente.

Como se explicó por medio de la Fig. 20, existen básicamente dos mecanismos de endurecimiento, cuyos efectos se representan esquemáticamente en la Fig. 21. El proceso de corte de las partículas sólo es posible si se trata de partículas coherentes. La interacción,

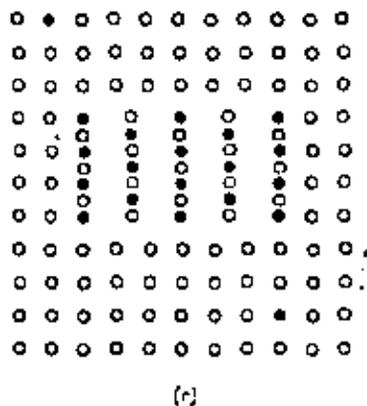
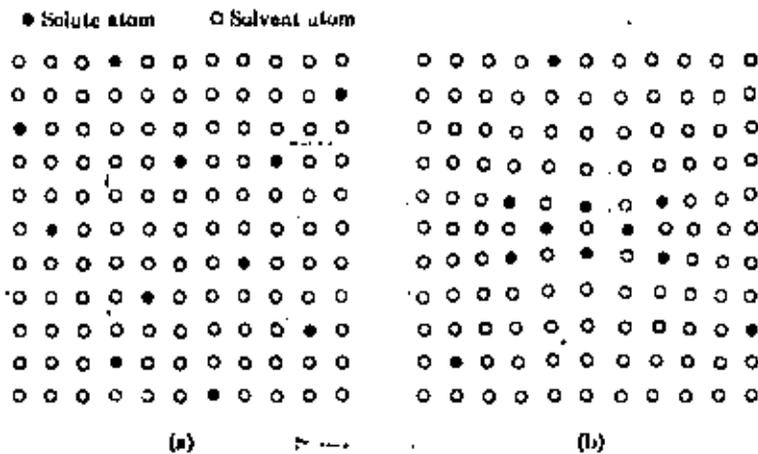


Figura 23 a : Representación esquemática de la formación de una precipitación en equilibrio : a. solución sólida sobresaturada, b. etapa de transición : matriz coherente con la solución sólida, c. precipitación en equilibrio esencialmente independiente de la solución sólida

dislocación-partícula incoherente es del segundo tipo (Orowan). Precisamente en el momento en el cual pasamos de un mecanismo a otro se alcanza la mayor dureza del material.

Además de la composición y de las condiciones del tratamiento térmico, las propiedades obtenidas en ciertas aleaciones resultan muy afectadas por la deformación en frío después del tratamiento de disolución y del templeado. En algunos casos el trabajo en frío impide la obtención de los valores máximos de las propiedades durante el tratamiento de precipitación subsiguiente, pero, con frecuencia, un importante factor de diseño, el límite elástico, puede ser aumentado significativamente por este método.

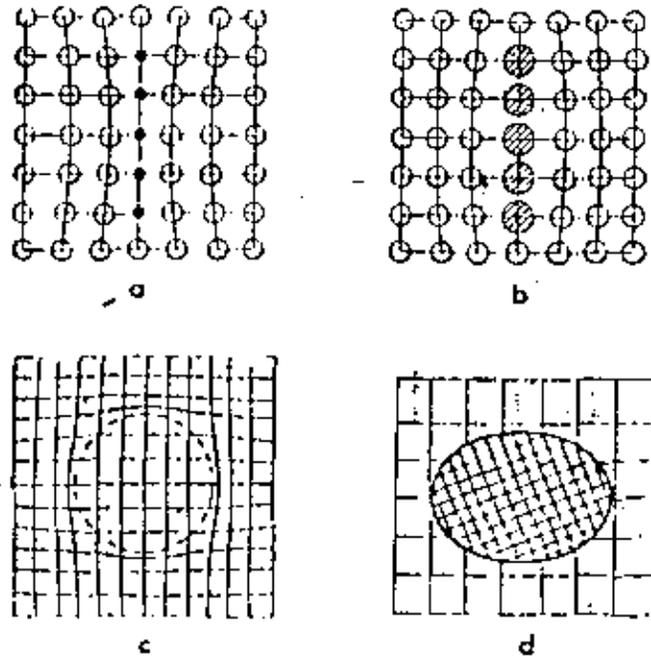


Figura 23 b : Representación esquemática de las formas de precipitación :
 a. zona de Guinier-Preston, efecto de tamaño negativo, b. zona de Guinier-Preston, efecto de tamaño positivo, c. precipitado coherente, d. precipitado incoherente

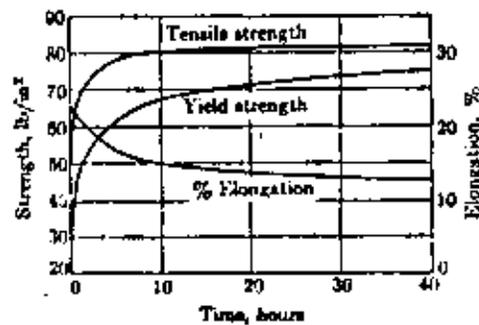


Figura 23' : Variación de las propiedades durante el tratamiento térmico de precipitación de lámina de aluminio 7075 a 250 °F (121 °C)

2.5 Aplicaciones a los materiales no ferrosos.

El endurecimiento por precipitación es el método más importante para aumentar la resistencia mecánica de los metales no ferrosos por reacción en el estado sólido. Es especialmente útil para el aluminio, el principal metal de esta clase, y tanto las aleaciones de aluminio de fundición como las de forja son endurecibles por precipitación.

2.5.1. Aleaciones de aluminio.

Puesto que en el Metals Handbook se da una información detallada sobre la gran variedad de aleaciones de aluminio de que se dispone en el comercio, sólo presentaremos aquí un breve estudio de las aleaciones más representativas. Las designaciones utilizadas para las aleaciones forjadas que figuran en la Tabla 4 proceden de un sistema anterior en el que se utilizaban solamente de uno a tres números. Por ejemplo, la aleación 5052 era anteriormente 52S, donde la S la identificaba como aleación de forja. El primer número de la presente designación señala el grupo de aleación, de acuerdo con el siguiente sistema:

<u>Número de aleación</u>	<u>Elemento aleante principal</u>
1xxx	Aluminio comercialmente puro (99+%Al)
2xxx	Cobre
3xxx	Manganeso
4xxx	Silicio
5xxx	Magnesio
6xxx	Magnesio + silicio
7xxx	Cinc
8xxx	Otro elemento

La Tabla 4 muestra el rango de variación de las propiedades mecánicas de cada aleación desde la condición blanda hasta la dura. El estado de una aleación se puede indicar añadiendo un símbolo a la designación de la aleación. La parte principal de este símbolo es una letra que tiene el siguiente significado:

T A B L A 4

ALGUNAS CARACTERÍSTICAS DE VARIOS TIPOS DE ALEACIONES DE ALUMINIO

Designación de la aleación	Elementos de aleación principales	Proceso de endurecimiento *	Gama de propiedades (estados blando a duro)				Aplicaciones típicas
			Resistencia a la tracción kg/mm ²	Límite de fluencia kg/mm ²	Alargamiento en 2 pulgadas %	Resistencia a la fatiga (5x10 ⁸ ciclos) kg/mm ²	
Aleaciones de forja							
1100	Pureza comercial	Deformación en frío	9,1-16,8	3,5-15,5	45 - 15	3,5-15,5	Utensilios de cocina
5052	Mg 2,5%	Deformación en frío	19,7-29,5	9,1-26	30 - 8	11,2-14	Carrocerías para autobuses y camiones
Alclad 2024	Cu 4,5%, Mg 1,5% (con chapa protectora de aluminio puro)	Precipitación	19 - 47,8	7,7-33	22 - 9	9,1-14	Aviación
6061	Mg ₂ Si 1,5%	Precipitación	12,6-31,6	5,6-28,1	30 - 17	6,3-9,8	Estructuras en general
7075	Zn 5,6%, Mg 2,5% Cu 1,6%	Precipitación	23,2-58,3	10,5-51,3	16 - 11	-16,1	Aviación
Aleaciones de fundición							
196	Cu 4,5%	Precipitación	22,5-28,8	11,2-22,5	8,5-2	4,9-5,6	Piezas coladas en arena
319	Cu 3,5%, Si 6,3%	Precipitación	19 - 25,3	12,6-18,3	2 - 1,5	7 - 7,7	Piezas coladas en arena
356	Si 7%, Mg 0,3%	Precipitación	-26,7	-19	-5	-9,1	Piezas coladas en coquilla

* Además el endurecimiento por aleación.

<u>Letra</u>	<u>Estado de la aleación</u>
F	Estado bruto de fabricación
O	En estado blando como resultado del recocido (recristalización)
H	Endurecido por deformación en frío
T	Tratado térmicamente

Las letras H y T van seguidas usualmente por números que indican más detalladamente el tratamiento que ha recibido la aleación. Por ejemplo, H1 designa una aleación que ha sido endurecida por deformación solamente. H2 designa una aleación que ha sido endurecida por deformación y recocida parcialmente, y H3 indica que la aleación ha sido endurecida por deformación y estabilizada por un recocido apropiado. Se emplea un segundo número 2,4,6,8 ó 9, para indicar los aumentos de endurecimiento por deformación. Por ejemplo, la segunda aleación de la Tabla 4 tiene la designación 5052-0 en su condición blanda, mientras que su estado comercial de mayor dureza lleva la identificación 5052-H18.

Los diferentes estados producidos por el tratamiento térmico están indicados con una T combinada con los siguientes números:

- T2 Recocido (se aplica solamente a piezas coladas que se han recocido para mejorar su ductilidad, por ejemplo).
- T3 Con tratamiento de disolución y luego deformación en frío.
- T4 Con tratamiento de disolución y envejecimiento natural.
- T5 Sólo envejecida artificialmente.
- T6 Con tratamiento de disolución y envejecimiento artificial.
- T7 Con tratamiento de disolución y estabilización (por un tratamiento térmico de sobre-envejecimiento)
- T8 Tratamiento de disolución, deformación en frío y, a continuación, envejecimiento artificial.

Por ejemplo, la quinta aleación de la Tabla 3 lleva la designación 7075-0 en su condición blanda, la cual se produce por recocido durante unas pocas horas a 413°C (775°F). El estado duro, 7075-T6, se produce por tratamiento térmico de disolución a 466°C (870°F) y envejecimiento (tratamiento térmico de precipitación) a 121°C (250°F) durante aproximadamente 25 horas. La Fig. 23 muestra los cambios de propiedades que se producen durante este tratamiento de precipitación. Como la adición de aleantes y el tratamiento térmico de precipitación disminuyen la resistencia a la corrosión del aluminio, algunas de las aleaciones de resistencia mecánica más elevada están protegidas por una capa de aluminio puro firmemente unida a la superficie por medio de un proceso de laminación en caliente. La aleación Alclad 2024 es un ejemplo de esta clase de productos.

2.5.2 Aleaciones de níquel.

El níquel es otro metal cuyas aleaciones se endurecen principalmente por precipitación. El níquel es muy parecido al hierro en cuanto a sus propiedades mecánicas pero, debido a que sus propiedades de resistencia a la corrosión son muy superiores, se usa en muchas aplicaciones a pesar del hecho de que su costo es unas diez veces superior.

En la tabla 5 se examinan aleaciones típicas de níquel. En capítulos anteriores se han considerado otras aleaciones de níquel con propiedades eléctricas y magnéticas especiales. Entre éstas se incluyen el Alnico V y el Cunife, las cuales se endurecen por precipitación.

2.5.3 Tratamientos térmicos de las aleaciones del cobre.

Los diversos tratamientos térmicos clásicos (recocido, templado, revenido, endurecimiento por precipitación) se aplican en el cobre y sus aleaciones, generalmente sobre productos colados o productos formados (barras, tubos, láminas, alambres).

T A B L A 5

ALGUNAS CARACTERISTICAS DE VARIAS ALEACIONES DE NIQUEL

Aleación	Elementos de aleación principales	Propiedades mecánicas				Aplicaciones típicas
		Resistencia a la tracción kg/mm ²	Límite de fluencia kg/mm ²	Alargamiento en 2 pulgadas, %	Resistencia a la fatiga (10 ⁸ ciclos) kg/mm ²	
Níquel "A", laminado en caliente	Ninguno	45,7	21,1	50	21,1	Industrias químicas, niquelado
Duranickel, estirado en frío y endurecido por precipitación	4,4% Al 0,4% Ti	133,6	105,5	20	42,1	Muelles, plásticos, equipos para extrusión
Monel, laminado en caliente	30% Cu	63,3	38,6	35	29,5	Piezas para refinerías de petróleo
"K" Monel, estirado en frío y endurecido por precipitación	29% Cu 3% Al	126,5	112,5	5	32,3	Vástagos de bombas, espigas de válvulas
Inconel, laminado en caliente	14% Cr 6% Fe	84,4	45,7	35	31,6	Piezas para turbinas de gas
Inconel "X", laminado en caliente y envejecido a 704°C (1300°F)	15% Cr 7% Fe 2,5% Ti	126,5	91,4	25	42,1	Muelles y pasadores sometidos a corrosión.

El objetivo de estos tratamientos puede ser de restablecer el equilibrio físico-químico de la aleación (recocido de homogeneización, de alivio de esfuerzos, de eliminación de la acritud, de restablecimiento de la estructura de equilibrio), o bien de proporcionar a la aleación las características óptimas de propiedades mecánicas, tales como: resistencia a la deformación, resistencia a la ruptura, dureza y capacidad de deformación elástica (módulo y límite elástico) o permanente (alargamientos). También permiten llevar la aleación a una determinada temperatura para el trabajo mecánico por deformación en caliente.

2.5.3.1 Recocido de las aleaciones de cobre.

Según el objetivo deseado, hay que considerar diferentes tipos de recocidos con aplicación industrial en el cobre y sus aleaciones:

2.5.3.1.1. Recocido de Homogeneización.

Este recocido se efectúa después de la colada o bien para piezas coladas en bruto, o bien para lingotes que se deformarán posteriormente por una deformación mecánica en frío o en caliente.

El objetivo de este recocido es la destrucción de la heterogeneidad de composición química debida a la segregación de los elementos durante la solidificación y la difusión insuficiente.

Esta baja velocidad de difusión de elementos se observa generalmente en piezas de bronce colado (ordinarios o especiales, con fósforo o con silicio) así como en los cupro-níquel y otros. En las aleaciones con gran intervalo de solidificación, este fenómeno es más pronunciado. Así, cuando consideramos el diagrama de equilibrio clásico de las aleaciones cobre y estaño (ver Fig. 24) se nota que las aleaciones hasta de 14% de estaño contienen únicamente la solución sólida α . Sin embargo, en la realidad, se observa la fase δ en las aleaciones a partir de 8 a 10% de estaño. Durante la solidificación de estas aleaciones, las primeras dendritas se forman en el líquido homogéneo y contienen mucho cobre. La velocidad de difusión de estaño en el cobre

siendo relativamente baja comparado a la velocidad de enfriamiento de la aleación, el líquido se enriquece en estaño según la curva de liquidus hasta 800°C, con las últimas partes del líquido hasta con 25% de estaño. Este líquido produce la fase δ en la solidificación, en forma de un eutectoide $\alpha + \delta$ repartido en los espacios interdendríticos, causando una fragilidad y dureza anormal. De modo parecido, las aleaciones cobre-níquel ricas en níquel presentan una estructura micrográfica de aleación colada en bruto con aspecto dendrítico heterogéneo con el centro de las dendritas rico en níquel, quedando claro, mientras que el alrededor, rico en cobre y más corroible, aparece oscuro después de un ataque metalográfico.

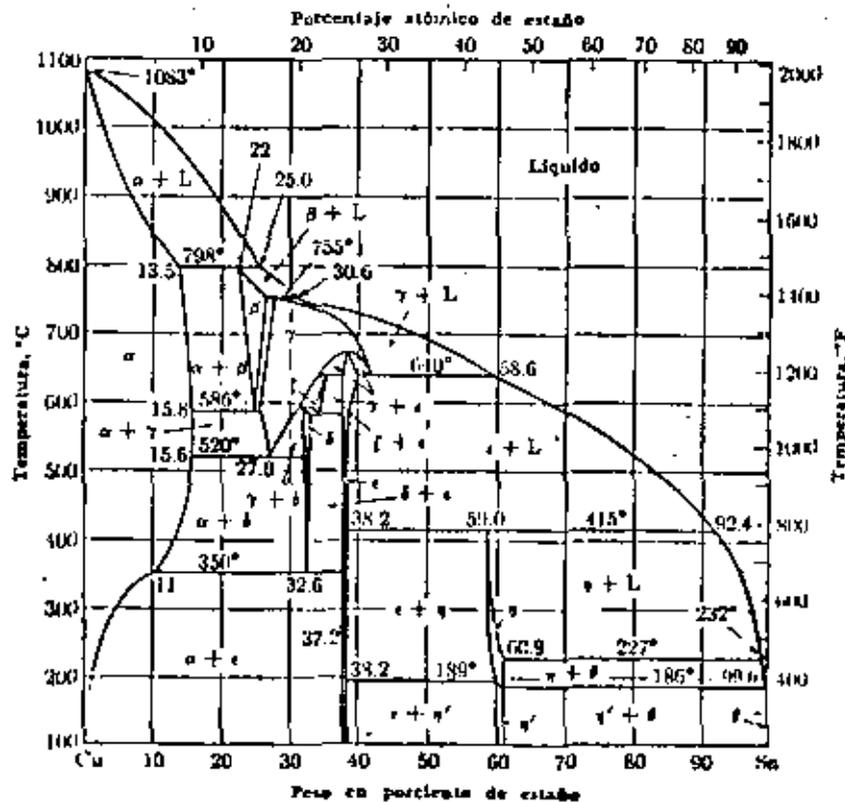


Figura 24 : Diagrama de equilibrio de Cu-Sn (bronce)

Por medio de un recocido de homogeneización a temperatura bastante cercana a la del solidus de la aleación y por una permanencia durante un tiempo suficientemente largo, la difusión de los elementos se efectúa y conduce a la estructura estable de la aleación, por ejemplo fase α para los bronce con menos de 14% de estaño y una fase única homogénea para los cobre-níquel.

Las condiciones prácticas de recocido de homogeneización se efectúan generalmente sobre las aleaciones corrientes según la siguiente tabla:

Aleación	Temperatura (°C)	Tiempo de permanencia (horas)
Bronces ordinarios o especiales con 8 a 12% Sn	700 - 750	1/2 h a 2 h
Cupro -níquel	800 - 950	1 h a 2 h
Mallechort o plata alemana	750 - 800	1/2 h a 1 h

Después del recocido de homogeneización para composición química, la dureza y la fragilidad disminuyen, mientras que los alargamientos aumentan. Esto nos permite laminar en frío bronce α sin aparición de fisuraciones debidas a la presencia del constituyente δ frágil en la aleación en bruto.

2.5.3.1.2 Recalentamiento para trabajo en caliente.

El recalentamiento de lingotes u otras piezas para conformado en caliente no es un recocido, ya que el calentamiento no modifica notablemente la estructura micrográfica del metal, ni sus propiedades mecánicas o físicas esenciales. Su objetivo es solamente llevar el metal a la temperatura deseada, permitiendo una deformación en caliente, a una temperatura superior a aquella de la recristalización.

La zona de temperaturas permitiendo una deformación en caliente correcta es a veces poco extendida. La determinación de la zona de deformación se efectúa:

- O bien por el estudio de la variación de determinadas propiedades mecánicas en función de la temperatura: se elige en este caso la zona que proporciona un límite elástico y una dureza relativamente baja, importantes alargamientos y una buena resiliencia. (para los latones al níquel, ver Fig. 25).

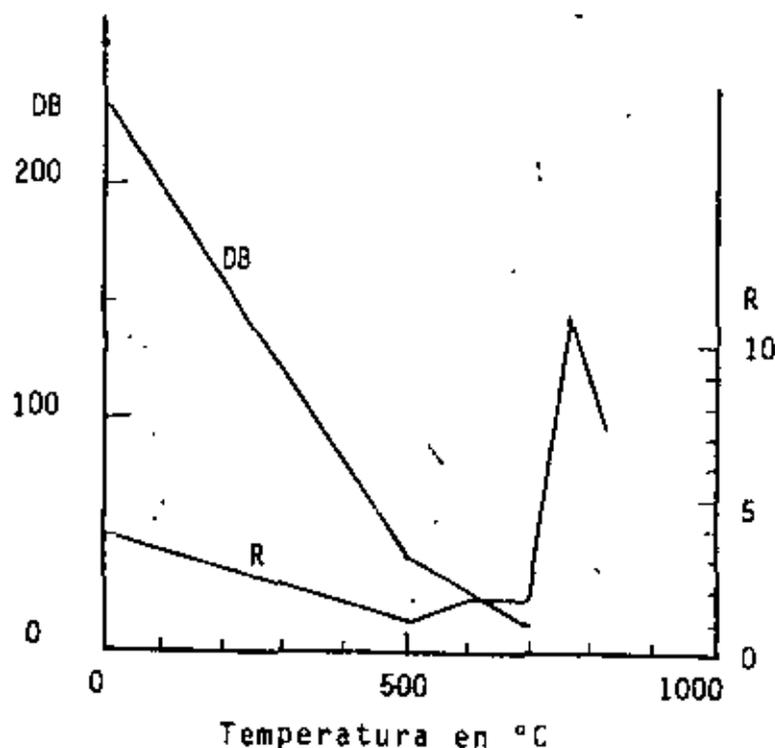


Figura 25 : Variación de la dureza Brineli DB y de la resiliencia R en función de la temperatura para un latón con níquel (45 % Zn, 15 % Ni)

- O bien por comparación del comportamiento de la aleación estudiada con aquel de una aleación conocida con la cual se efectúa corrientemente trabajo en frío. En el caso de aleaciones complejas, como los latones especiales, el conocimiento de la composición de la aleación proporciona información referente al posible modo de trabajo normalmente aplicable para el latón ordinario correspondiente.

La tabla 6 indica las zonas de temperatura y los principales tipos de conformado practicados industrialmente sobre el cobre y algunas de sus aleaciones.

TABLA 6 : TEMPERATURAS DE DEFORMACION EN CALIENTE Y RECOCIDO DE LAS PRINCIPALES
ALEACIONES A BASE DE COBRE

Denominación de la aleación	Composición química en %						Temperatura de deformación en caliente (°C)	Tipos comunes de deformación en caliente	Temperatura de recocido (°C)
	Cu	Zn	Sn	Al	Ni	otros			
Cobre electrolítico o desoxidado	99.9	-	-	-	-	-	700-925	laminado (trefilado, forjado)	375 - 650
Bronces ordinarios	91	-	9	-	-	-	675-700	trefilado	500 - 675
Bronces al fósforo	95	-	5	-	-	P:0.3	650-700	trefilado, laminado	
Bronces al fósforo (marca "Caro")	92	-	8	-	-	P:0.3	675-700	trefilado	
Latones ordinarios									
Tombac	85	15	-	-	-	-	-	-	450 - 675
Tubos	70	30	-	-	-	-	-	-	550 - 675
Bronce de Paris	90	10	-	-	-	-	875-900	trefilado	450 - 700
Latón para embutido	67	33	-	-	-	-	750-850	trefilado, laminado	450 - 650
Latón para tornillo	60	39	-	-	-	Pb:1	625-800	trefilado, forjado	
Latón marino	70	29	1	-	-	-	750-825	trefilado, forjado	
Latones especiales									
Latón al aluminio	76	22	-	2	-	-	800-875	trefilado, forjado	450 - 600
Latón de alta resistencia	58	38	-	2	1	Mn:1	675-800	trefilado, forjado, laminado	
Cobre-aluminio ordinario	90	-	-	10	-	-	800-900	forjado, laminado, trefilado	600 - 700

(c o n t i n u a c i ó n)

Cobre-aluminio especial	80	-	-	10	5	Fe:4 Mn:1	800-925	trefilado, for jado	800 - 900
Cobre-níquel ordinario	70	-	-	-	10	-	950-1100	trefilado, for jado	} 650 - 875
Cobre-níquel constantano	55	-	-	-	45	-	1150-1175	laminado	
Cobre-níquel especial	78 } 79 }	-	-	3	19	-	975-1000	laminado	
				3	16	Cr:2	1050-1075	laminado	
Metal blanco	50	40	-	-	10	-	750-800	trefilado, for jado, laminado	600 - 800
Cobre-silicio	97	-	-	-	-	Si:3	700-875	forjado, lami- nado, trefilado	500 - 700
Cobre-berilio	97	-	-	-	-	Be:3	700-775	laminado	500 - 600
Cobre-cromo	99	-	-	-	-	Cr:0.8	800-950	forjado, lami- nado	500 - 600

2.5.3.1.3 Recocido después de Deformación.

Cuando un metal se somete en frío a una deformación mecánica permanente aplicada progresivamente, la estructura micrográfica experimenta perturbaciones por deformación de los cristales en la dirección de aplicación de esta deformación, con aparición de bandas de deslizamiento. Cuando continúa el conformado del metal por aumento de la deformación permanente, la estructura cristalina se modifica de tal manera que la cristalización, inicialmente desordenada, se orienta según las direcciones preferenciales en función de la naturaleza del metal y del tipo de deformación mecánica. La textura así creada produce una anisotropía de las propiedades con un desequilibrio elástico interno y presencia de esfuerzos residuales.

Esta deformación modifica particularmente las propiedades mecánicas del metal: la dureza, la resistencia última y el límite de elasticidad aumentan, mientras que los alargamientos y la resiliencia disminuyen. Una disminución notable de la resistencia a la corrosión acompaña también la deformación en frío.

El recocido después de deformación es necesario con el fin de restituir al metal sus propiedades de equilibrio, sobre todo su maleabilidad para utilización (recocido final), o para permitir seguir su deformación (recocido intermedio durante el conformado).

Considerando la acción del recocido sobre el producto deformado en frío, es posible establecer las siguientes fases diferentes según el aumento de temperatura:

- Hasta temperaturas del orden de 250 a 300°C, los esfuerzos internos presentes a escala de la pieza se eliminan (tensiones por deformaciones mecánicas permanentes, heterogeneidad de deformaciones, esfuerzos residuales por temple de origen estructural o térmico); las propiedades mecánicas no se modifican;

- Recuperación de la red cristalina perturbada, seguido por una reorganización de las curvaturas de los planos atómicos (fenómenos de la poligonización). Se trata de la zona de recocido de alivio

de esfuerzos, acompañado de una ligera variación de la resistencia última y de los alargamientos, pero con una sensible disminución del límite elástico;

- A partir de una determinada temperatura, principalmente función del porcentaje de deformación, pero también de la velocidad del calentamiento y del tiempo de mantenimiento a esta temperatura, la recristalización puede iniciarse (nucleación): aparecen nuevos cristales a partir de zonas preferenciales (límites de grano, zonas particularmente perturbadas por acumulación de planos de deslizamiento) y se desarrollan por substitución total de la estructura cristalina deformada: se trata de la zona de recocido propiamente dicho.

Durante la aparición de estos nuevos cristales, las propiedades mecánicas varían claramente y se estabilizan a sus valores originales y óptimos: reducción de la resistencia última, de la dureza y del límite elástico y aumento de los alargamientos y de la resiliencia;

- Si se continúa la elevación de temperatura, o el mantenimiento a una temperatura durante un tiempo muy prolongado, se manifiesta un crecimiento de cristales debido a la recristalización secundaria (zona de sobrecalentamiento), lo que provoca una reducción notable de la deformabilidad del metal (reducción de los alargamientos y de la resiliencia).

En la tabla 6 se indican las zonas de recocido de recristalización para un determinado número de aleaciones cuprosas. No es posible indicar una temperatura exacta de recocido, sino una determinada zona más o menos extendida en la escala de temperaturas, ya que varios factores externos propios a la naturaleza y a la constitución de la aleación pueden intervenir. Así, la Fig. 26, muestra para el cobre la variación de la temperatura de inicio de recristalización, medido por medio de la dureza, para diferentes valores de deformación en frío inicial. La temperatura de inicio de la recristalización es tanto más elevada como menor fué el porcentaje de deformación en frío. La reducción de esta temperatura puede alcanzar 150°C para deformaciones muy importantes.

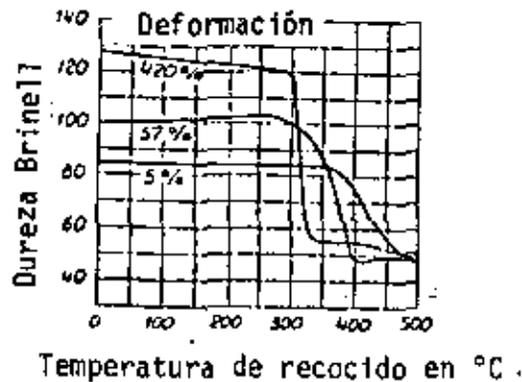


Figura 26 : Variación de la dureza Brinell del cobre en función de la temperatura de recocido para diferentes valores de deformación

El cobre y sus aleaciones, cuyas características esenciales son en general su buena conductividad y su maleabilidad, tienen características mecánicas que pueden ser notablemente mejoradas por una deformación en frío. La resistencia última del Cobre pasa por ejemplo de 25 kg/mm^2 a 32 kg/mm^2 para una deformación de 50% y la de un latón u-z 33 de 30 kg/mm^2 a 58 kg/mm^2 para una deformación de 150%, mientras que sus propiedades eléctricas se conservan aproximadamente. A menudo, puede ser útil poder conservar las propiedades obtenidas durante la deformación hasta temperaturas relativamente altas, o sea atrasar lo más posible la aparición del fenómeno de recuperación o recristalización hacia temperaturas elevadas.

El cobre puro, OFHC, recristaliza a partir de 170°C , los cobres electrolíticos y desoxidados con fósforo alrededor de $200\text{-}250^\circ\text{C}$. Una adición de 0.3 a 1% de Telurio, de menos de 10% de Plata y eventualmente de 1% de Cadmio, puede provocar un aumento de la temperatura de recristalización de más de 100°C con una reducción de tan sólo un por ciento de la conductividad eléctrica o térmica.

Con estos cobres de baja aleación, es posible conservar, aún para aplicaciones que requieren una cierta elevación de temperaturas (esmalado de alambres, soldadura, decapado, calentamiento de elementos de interruptores durante el uso, etc.), las propiedades mecánicas interesantes obtenidas por la deformación en frío.

Para un recocido final requiriendo una superficie limpia después del tratamiento, sin oxidación superficial (también para algunos recocidos intermedios entre pasos de conformado), es necesario efectuar ese tratamiento con atmósfera controlada: se trata del recocido blanco o brillante, el cual evita el fastidioso decapado final. En el caso del latón, debido a la fácil volatilización del zinc (manchas superficiales, rosas dezinquificadas), es necesario tomar precauciones particulares para la conducción y utilización de la atmósfera de protección.

Durante el recocido final, además de las características mecánicas, se exige a menudo un tamaño de grano límite en función de la utilización planeada del producto (recocido a tamaño de grano controlado).

Los principales factores de influencia sobre el tamaño final del grano después de recocido son: el porcentaje de deformación en frío, la temperatura de recocido y el tiempo de mantenimiento en temperatura (también la velocidad de calentamiento). El tiempo de mantenimiento tiene menor importancia que la temperatura, la cual depende del porcentaje de deformación para el inicio de la recristalización. En general se efectúa el recocido final a una temperatura menos alta con un porcentaje de deformación mediano o relativamente bajo.

2.5.3.1.4 Recocido de Alivio de Esfuerzos.

Durante la deformación mecánica permanente de los metales durante el conformado en frío, se desarrollan esfuerzos internos debido a la heterogeneidad de la aplicación de las deformaciones mecánicas. Estos metales, igual como con todos los tipos de esfuerzos residuales, son susceptibles a una corrosión atmosférica particular a temperatura ambiente, llamada: "Season Cracking": fisuraciones observadas generalmente durante los cambios de temporada. La propagación de estas grietas por

corrosión intercrystalina parece favorecida por diferentes factores tales como la presencia de humedad y de amoníaco, y ligeras variaciones de la temperatura ambiente, existencia en el producto de zonas límites de cristalización fina y gruesa.

Entre las aleaciones de cobre, los latones para embutido profundo, a menudo en forma de lámina, barra y tubos, son particularmente sensibles a esta forma de corrosión.

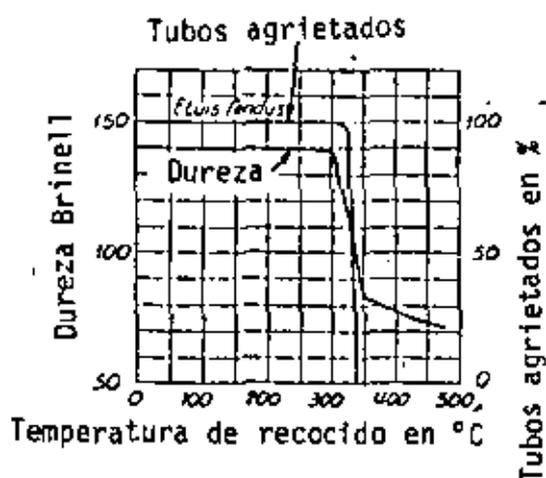


Figura 27 : Variación de la dureza Brinell y del número de tubos agrietados por ensayo en $HgCl_2$ para un latón 67-33 en función de la temperatura de recocido

El recocido a baja temperatura, generalmente entre 150 y 325°C, durante aproximadamente una a dos horas, permite eliminar los esfuerzos internos sin afectar sensiblemente las propiedades mecánicas. La acción del recocido de alivio puede ser chequeada por un ensayo químico de inmersión de la muestra en una solución acuosa de una sal de Mercurio ligeramente ácida (nitrato o cloruro a 5-10%). La Fig. 27 muestra que un latón para embutido de cartuchos necesita un recocido a 325°C, el cual conserva sin embargo un límite elástico y una dureza adecuadas para asegurar el aprieto de la bala.

El recocido de alivio de esfuerzos permite también eliminar los esfuerzos causantes de grietas que se inician durante un calentamiento demasiado rápido a temperaturas inferiores a la zona de recristalización. Las grietas térmicas se encuentran generalmente en los bronce al fósforo y cupro-níquel.

2.5.3.1.5 Recocido de restablecimiento de la estructura de equilibrio físico-químico.

Este tipo de recocido restablece la estructura de equilibrio físico-químico en una aleación experimentando una transformación de fase a alta temperatura. Esto es el caso para los bronce, latones y cupro-aluminios, los cuales pueden llegar por calentamiento a la zona de fase tipo β .

Este recocido se aplica en particular para eliminar tratamientos térmicos defectuosos, tales como crecimiento exagerado de granos, templado incompleto o revenido a temperatura demasiado alta.

Las condiciones particulares de este recocido, en lo que se refiere a la temperatura a alcanzar, se obtienen según la composición de la aleación, por el diagrama de equilibrio. El tiempo de permanencia a la temperatura de recocido tiene que ser suficiente para asegurar una homogeneidad térmica de la pieza y una difusión completa de los elementos de aleación para formar la estructura estable en caliente. Un cuidado particular requiere la velocidad de enfriamiento lento, clásico, en horno cerrado es suficiente para los bronce, latones y cobre-aluminio a menos de 10% aluminio, pero no es así para los cobre-aluminios más ricos en aluminio, para los cuales es preciso respetar una ley de enfriamiento bien definida como se describe más adelante.

2.5.3.2 Templado y Revenido.

En ambos casos de templado, para endurecimiento estructural (de precipitación) o templado físico-químico, el diagrama de equilibrio indica las posibilidades y límites térmicos de realización de fenómenos de templado, mas no el sentido, la amplitud, ni entonces el interés práctico de las modificaciones de propiedades resultantes. Es la ex

perencia directa orientada e interpretada por el diagrama, que puede in formar en este sentido.

En las aleaciones de cobre se encuentran las siguientes disposiciones eutectoides:

- Con Estaño: Sn = 26.8%, θ = 520°C para Bronces al Estaño.
- Con Aluminio: Al = 11.8%, θ = 565°C para los Cobre-Aluminios.

Los contenidos máximos usuales de las aleaciones de cobre son: Zn = 45% para los latones, Sn = 20% para los bronces y Al = 12% para los cobre-aluminios.

2.5.3.2.1. Aleaciones Cobre-Aluminio.

Dentro de las diferentes aleaciones de cobre, solamente los cobre-aluminios son realmente aptos para tratamientos térmicos. El diagrama Al-Cu (ver Fig. 28) muestra claramente la existencia de tres fases: α (cúbica a caras centradas), β (cúbica a cuerpo centrado) y γ_2 (estructura cúbica gigante) que pueden ser comparadas con las tres fases que existen en los aceros eutectoides: solución α , hierro γ , Fe_3C . Podemos así comparar los fenómenos acompañados los tratamientos térmicos eutectoides de aceros con los cobre-aluminios.

La descomposición de la fase β con 11.8% aluminio a 565°C es muy lenta y necesita una velocidad de enfriamiento inferior a 1° por minuto. Esta descomposición produce una estructura perlítica, agregado laminar fino de las fases α y γ_2 .

Si la velocidad de enfriamiento es superior a 1°C por minuto, la fase β experimenta entre 300°C (punto Ms) y 260°C (punto Mf), una transformación brusca de tipo martensítico y se obtiene una nueva solución sólida con estructuras hexagonales (el concepto martensita y los puntos Ms y Mf se discutirán en el capítulo referente a las transformaciones en el acero).

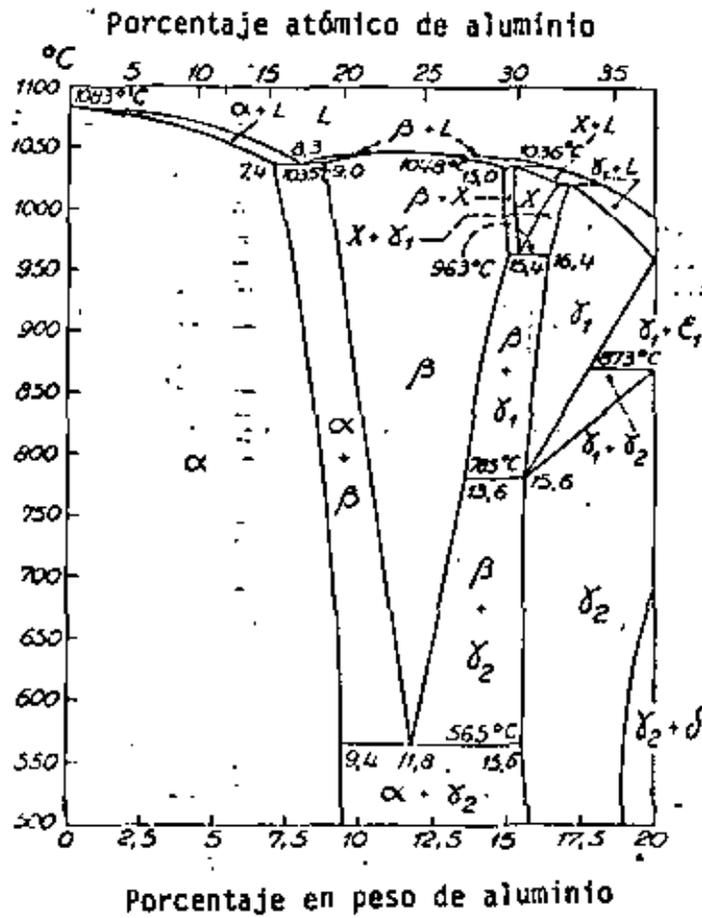


Figura 28 : Diagrama de equilibrio Cu-Al

Con una velocidad de enfriamiento de 10°C por minuto, la descomposición de la fase β es completamente suprimida. El aspecto micrográfico de la fase β' es de plaquetas relacionadas con la estructura reticular de la fase β madre. El fenómeno es reversible: si se calienta la fase β' , se transforma entre 260 y 300°C en fase β .

La Dureza de la fase β' con 11.8% de Aluminio es de 155 Brinell a 20°C , o sea superior a aquéllas de la solución sólida α saturada (100), pero inferior a aquella del eutectoide (250).

Es posible obtener la fase β a una temperatura superior a 300°C , y se estudió su descomposición por templado seguido por un recocido isotérmico. En este estudio, la aleación calentada a 850°C durante 15 min. se templea en un baño de sal a temperatura constante $\theta > 300^{\circ}\text{C}$. La fase β alcanza la temperatura θ sin experimentar transformación y se descompone parcialmente a esta temperatura en un agregado de las fases α y γ_2 con depósito preliminar de α . La máxima velocidad de descomposición se alcanza a 535°C . Después de una permanencia con duración determinada a temperatura θ , la aleación se enfría al áire y lo que se conserva de solución β se transforma en Martensita. De esta manera es posible trazar para esta aleación curvas TTT (Temperatura, Tiempo, Transformación), los cuales tienen como ordenada la temperatura y como abscisa los tiempos correspondientes a una cantidad determinada de fase β transformada.

Estas curvas tienen una forma análoga a aquellas obtenidas en el estudio de las transformaciones isotérmicas de la austenita en los aceros y se nota claramente la existencia de periodos de incubación (Fig. 29).

Las curvas TTT obtenidas con aleaciones alejadas de la composición eutectoide presentan características similares a las del inicio y fin de la precipitación del agregado $\alpha + \gamma_2$ (Figs. 30 y 31). El agregado $\alpha + \gamma_2$ formado en las aleaciones cercanas a la composición eutectoide, tiene un aspecto perlítico. Las estructuras del agregado son diferentes tanto en las aleaciones hipoeutectoides como en las aleaciones hipereutectoides. Algunos autores incluso observaron una transformación de tipo bainítico.

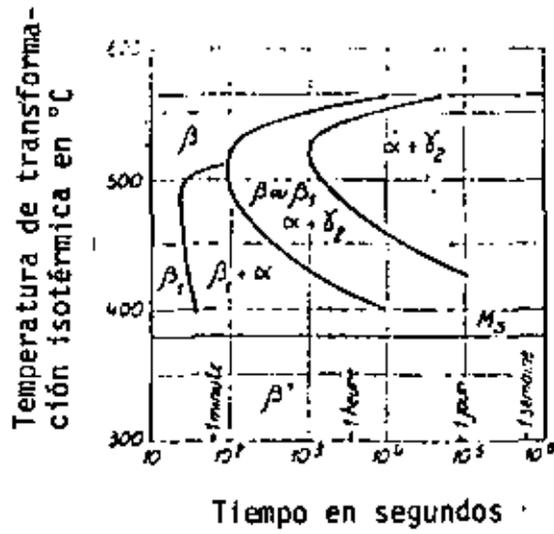


Figura 29 : Curva TTT de un cobre-aluminio eutectoide con 11.9 % Al

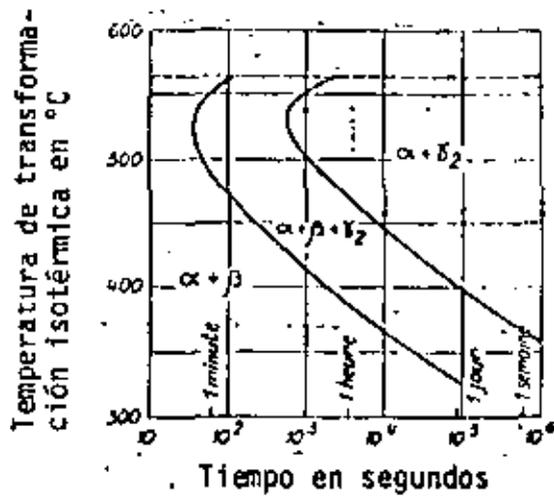


Figura 30 : Curva TTT de un cobre-aluminio hipoeutectoide con 11.4 % Al

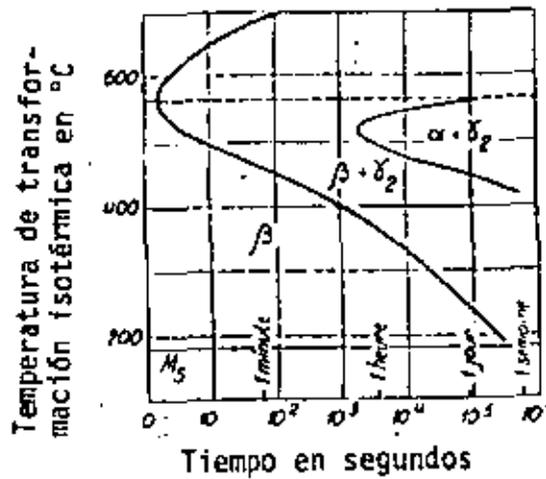


Figura 31 : Curva TTT de un cobre-aluminio hipereutectoide con 13.5 % Al

La acción de elementos especiales sobre las curvas TTT todavía se estudió poco. Sin embargo, se demostró que el níquel tiene poco efecto sobre la velocidad de transformación (Fig. 32) pero, como para los aceros, aparece una nariz doble sobre la curva de inicio de transformación para un contenido de 3% de níquel.

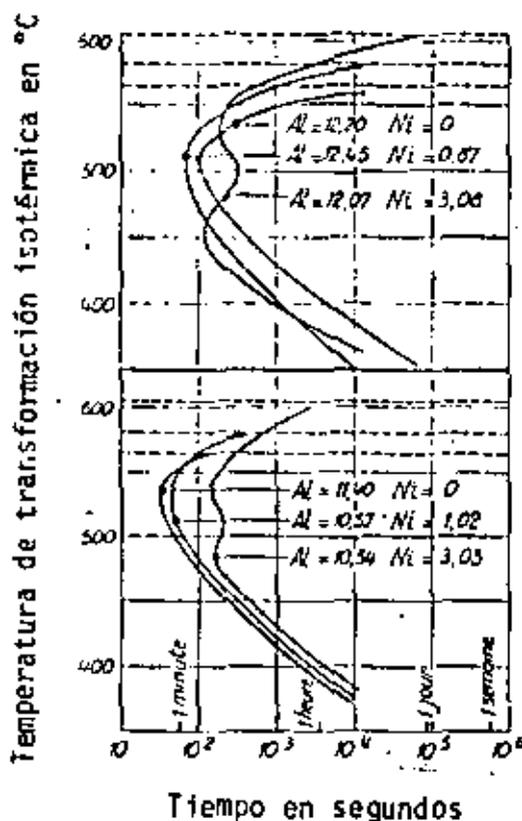


Figura 32 : Influencia del níquel sobre las curvas TTT del cobre-aluminio

Cobre-aluminio hipoeutectoide con 1 y 3 % Ni
Cobre-aluminio eutectoide con 0.9 y 3 % Ni

Las aleaciones hipoeutectoides con porcentajes en aluminio entre 9.4 y 11.8% experimentan transformaciones del mismo tipo como la aleación eutectoide.

Sus puntos M_s y M_f son más elevados (Fig. 33) y la velocidad de enfriamiento necesaria para obtener el estado martensítico es mayor y puede ser obtenida con aceite para una sección de 50 mm^2 desde

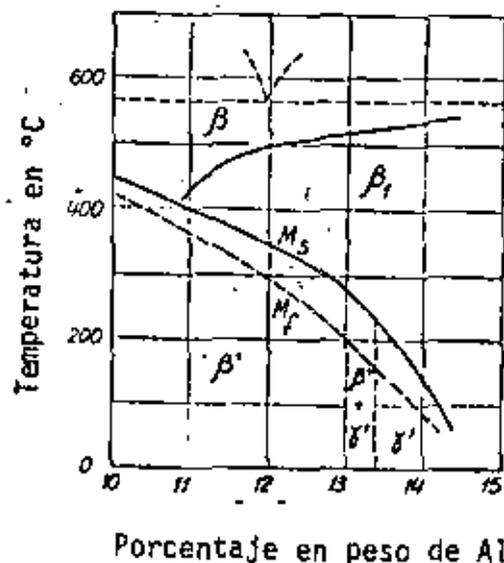


Figura 33 : Influencia del contenido en aluminio sobre la variación de las temperaturas M_s y M_f de la transformación martensítica del cobre aluminio; dominio de existencia de las fases metaestables

que el porcentaje en aluminio queda debajo de 11.4%, y con agua para mayores secciones. Es probable que la velocidad crítica de templado dependa del tamaño de grano de la fase β , pero todavía no se hicieron investigaciones sistemáticas a este respecto. Los valores dados son relativos y se refieren a aleaciones con 10 a 12 granos por mm^2 , número difícil de rebasar para las secciones indicadas en estado moldeado de 11.4 a 12% de aluminio.

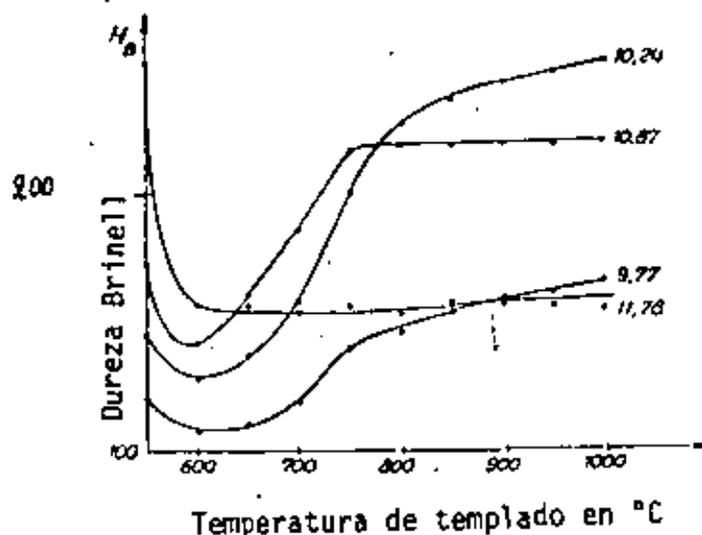


Figura 34 : Influencia de la temperatura de templado sobre la dureza Brinell a 20 °C de cuatro aleaciones Cu-Al con respectivamente : 9.77, 10.24, 10.80 y 11.78 % Al

Estas aleaciones hipoeutectoides se forman arriba de 565°C con una mezcla de fases α y β , en proporciones variables según la temperatura. La Fig. 34 indica las variaciones de dureza medidas a 20°C después de templado en agua, en función de la temperatura de calentamiento antes del templado para tres aleaciones con respectivamente 9.77, 10.24 y 10.80% Al. Estas variaciones se explican por las durezas relativas de las fases α , β' y del eutectoide mencionado anteriormente.

En efecto, el templado desde 600°C reduce la dureza ya que la fase β' reemplaza el eutectoide (sin modificación de la proporción de fase α). Cuando aumenta la temperatura de templado, la fase α se transforma en β (y, durante el enfriamiento, en β'), la dureza aumenta después del templado. Como consecuencia de esto, las aleaciones con un contenido en aluminio entre 9.5 y 11% pueden ser ablandecidas o endurecidas por un templado según la temperatura elegida.

En lo que se refiere a la resistividad eléctrica, las curvas tendrían una forma análoga, porque el eutectoide es más resistente que la martensita a 11.8% aluminio, pero la martensita de 20% aluminio es más resistente que la solución alfa saturada. La figura 35 muestra que el templado a 850°C de las aleaciones cobre-aluminio, cuyo contenido en aluminio es inferior a 10.5%, aumenta su resistividad (expresada $\mu\Omega\text{cm}^2/\text{cm.}$) y que disminuye aquella de aleaciones con un contenido superior a este límite.

Las aleaciones conteniendo más de 10% aluminio se usan actualmente en la industria norteamericana sobre todo en forma moldeada y recocida debido a su alta dureza para resistir al desgaste en casos de fricción contra acero (por ejemplo: cojinetes), pero su empleo obliga a cuidar las composiciones de manera muy estricta, ya que una desviación muy ligera de la composición química lleva como consecuencia variaciones considerables de las propiedades obtenidas.

El bronce de aluminio más común contiene solamente 10% aluminio y se trata a veces térmicamente. En general se temple en agua caliente después de calentamiento a 850°C. Se efectúa un revenido durante el cual la fase β' se descompone produciendo un agregado muy fino de las fases $\alpha + \beta_2$ duro y resistente, el cual permite obtener en esta aleación forjada las siguientes propiedades globales:

Límite elástico = 40 Kg./mm.², resistencia a la tracción = 70 Kg./mm.², alargamiento = 10%, dureza = 150. Estas propiedades son comparables a aquellas de los aceros pero con mucho mayor resistencia a la corrosión.

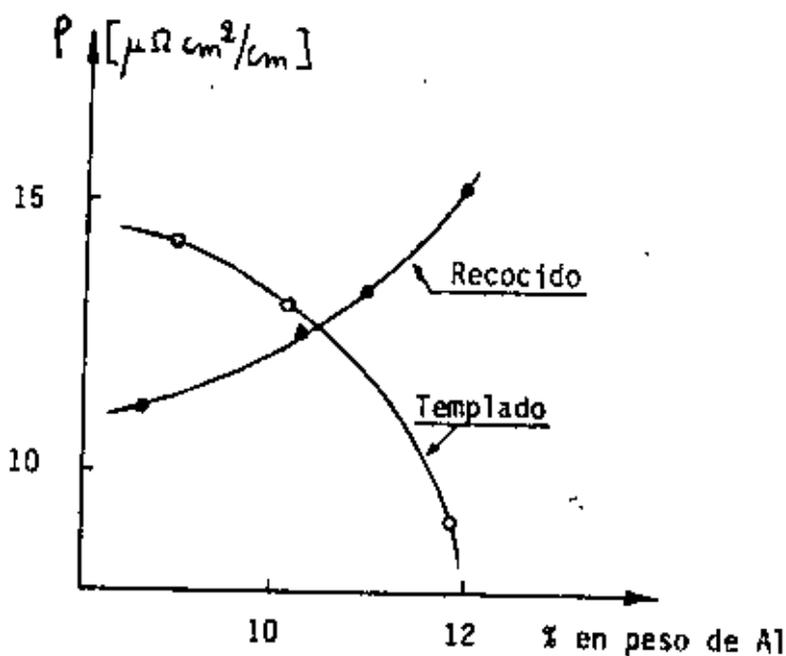


Figura 35 : Influencia del contenido en aluminio sobre la resistividad eléctrica de las aleaciones Cu-Al en estado recocido y templado

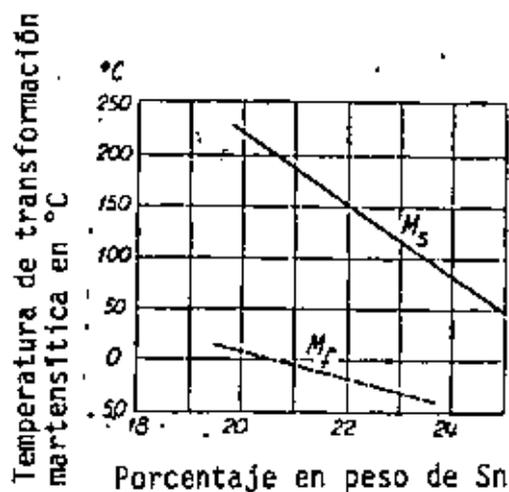


Figura 36 : Influencia del contenido en estaño sobre la variación de la temperatura de transformación martensítica de los bronzes

2.5.3.2.2 Caso de los Bronces.

Se encuentran transformaciones análogas para el caso de los bronce, aleaciones de cobre y estaño, cuyo contenido se encuentra entre 15 y 25% Sn.

Así, la aleación con 20% Sn, templada en agua fría a partir de 750°C forma una mezcla de las fases α y β' (El punto M_s de inicio de transformación martensítica durante el enfriamiento se encuentra entonces arriba de la temperatura ambiente) (Fig. 36).

2.5.3.2.3 Caso de los latones.

En fin, los latones 60/40 también pueden sufrir una transformación martensítica. El punto M_f se encuentra a temperatura ambiente para las aleaciones con aproximadamente 38% Zn (fig. 37). Una transformación parecida a la transformación bainítica de los aceros se observó recientemente y la velocidad crítica de templado es de 1000°C / seg.

2.5.3.3 Templado por variación de solubilidad de un constituyente en estado sólido.

Este fenómeno bien conocido y utilizado en las aleaciones ligeras se denomina con unas expresiones más o menos correctas:

endurecimiento estructural ó fisico-químico, templado estructural, envejecimiento, endurecimiento por precipitación, etc.

Se aplican a las aleaciones constituidas en estado recocido de dos fases (Solución sólida de primer tipo y compuesto definido o solución sólida intermedia) y cuya solubilidad de la 2a. fase disminuye cuando baja la temperatura.

El orden de operaciones para realizar este tipo de tratamiento es el siguiente:

Calentamiento a alta temperatura con el fin de permitir

la disolución del compuesto definido en la solución sólida del primer elemento.

- Templado, generalmente en agua, para mantener a temperatura ambiente la solución sólida así sobresaturada en elemento de adición. En este estado templado, la aleación es maleable y puede entonces ser deformado (baja dureza, resistencia a la fractura, límite elástico y grandes alargamientos).

- Revenido por calentamiento a una temperatura moderada inferior a la temperatura de puesta en solución del compuesto definido, desarrollando modificaciones estructurales que, posibilitan la obtención de interesantes propiedades mecánicas.

El proceso estructural a escala cristalina y escala micrográfica es comparado a aquél del envejecimiento de aleaciones ligeras (ver más adelante) y su teoría se describió en unos párrafos anteriores. En función de la temperatura de revenido y del tiempo de permanencia a esa temperatura se modifican las propiedades mecánicas, la resistencia a la deformación permanente aumenta mientras que la capacidad de deformación disminuye. La conductividad eléctrica se mejora ya que, para esta propiedad, la perturbación creada por esta precipitación del compuesto es menos importante que la fase disuelta.

Si el revenido se prolonga anormalmente (elevación de la temperatura y alargamiento del tiempo), el compuesto se precipita en forma más gruesa y lleva consigo una modificación de las propiedades: reducción limitada de dureza y de resistencia y ligero aumento del alargamiento y de la conductividad eléctrica. De esta manera es posible obtener un conjunto interesante de propiedades generalmente opuestas.

El tratamiento de estas aleaciones para endurecimiento por revenido presenta determinadas particularidades cuando una deformación mecánica se impone para el conformado. Así pues, después de un laminado en caliente, un laminado o estirado en frío tiene que efectuarse sobre la aleación templada. Para mantener la maleabilidad suficiente en el caso de fuertes deformaciones, es necesario efectuar un templado intermedio entre los pasos de

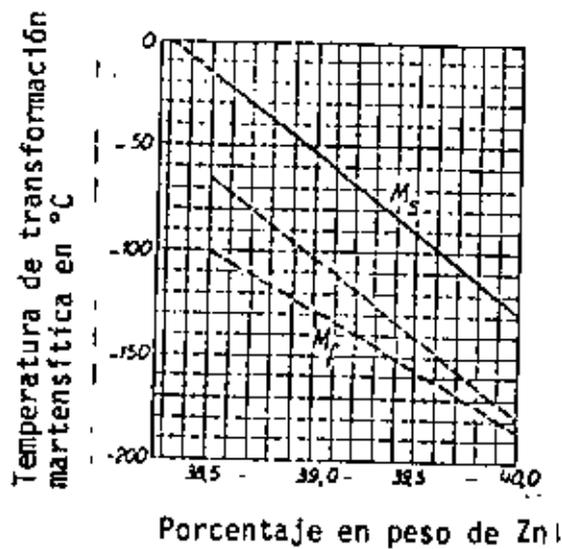


Figura 37 : Influencia del contenido en Zn sobre la variación de la temperatura de transformación martensítica de los latones

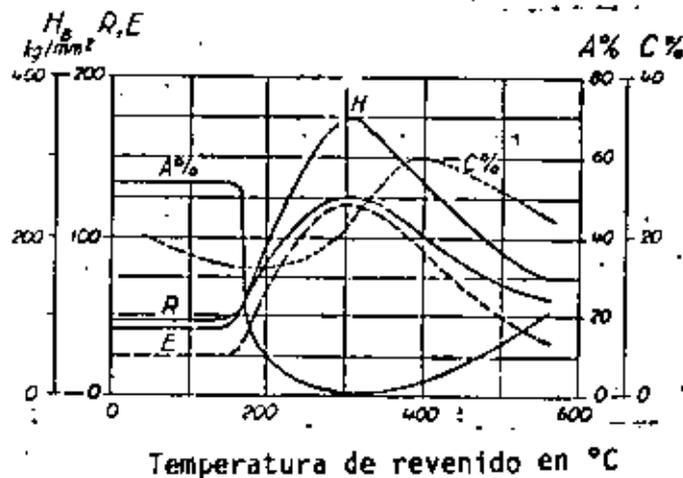


Figura 38 : Variación de las propiedades (dureza Brinell H, resistencia a la ruptura R, límite elástico E, alargamiento A % y conductividad eléctrica C %) de un cobre-berilio con 2.2 % Be, laminado y templado desde 750 °C, en función de la temperatura de revenido para una permanencia de 4 horas a la temperatura

deformación en frío.

A menudo, la influencia de esta deformación producida por el último paso de deformación en frío es favorable para las propiedades mecánicas deseadas. Cuando la temperatura de revenido es inferior a aquella de la desaparición de la deformación se mejoran la resistencia a la ruptura y la dureza, y, además, la presencia de deformación acelera la precipitación durante el revenido, lo que permite reducir el tiempo y el tratamiento. Para deformaciones demasiado fuertes, los esfuerzos a veces heterogéneos, presentes en la aplicación, se añaden a los esfuerzos normales de endurecimiento por revenido, llevando a un peligro de agrietamiento.

También es posible practicar deformaciones en frío sobre el material recocido, con recocidos intermedios de recristalización, si es necesario, pero esto no aumenta el número de operaciones de tratamiento global.

El cobre con berilio 2-2.5% no tratado puede ser maquinado mientras que, después de endurecimiento, sus propiedades mecánicas alcanzan valores muy elevados (resistencia a la ruptura = 125 Kg./mm^2) y su conductividad eléctrica en estado endurecido es igual a 35% de aquella del cobre puro.

La figura 38 representa la variación de ciertas propiedades en función de la temperatura de revenido. Aparece en la zona entre 300 y 400°C es particularmente favorecida para la elección que ofrece de combinaciones de propiedades deseadas.

Los cobres con 0.4-1% de cromo también son susceptibles de endurecerse por precipitación. Así, para la aleación de 0.5% de cromo, todo el cromo se encuentra disuelto a 1050°C por lo tanto la aleación es maleable después de un templado, mientras que un revenido a 500°C durante 1/2 hora provoca la precipitación del cromo y endurece el metal (la dureza Brinell pasa de 55 a 130). Las curvas de variación de la dureza en función del tiempo de permanencia a diferentes temperaturas de revenido (Fig. 39) muestra que a 500°C, en menos de 1 hora, se alcanza la máxima dureza. Algunas veces se añade silicio a esta aleación (silicio/cromo inferior 1/10) para favorecer la precipitación que se efectúa entonces en forma de siliciuro de cromo.

Finalmente mencionemos que en este grupo la aleación cobre-níquel-fósforo con un porcentaje de níquel y 0.2% de fósforo es más suave cuando se obtiene por templado a partir de 930°C y puede ser endurecida por calentamiento a 500°C durante 1/2 hora (la dureza Brinell pasa de 50 a 150 y, en estado de laminación en frío, la resistencia a la fractura pasa de 35-50 Kg./mm² a 50-70 Kg./mm²).

Otras aleaciones de endurecimiento físico-químico se desarrollaron en los últimos años y sus campos de aplicación parecen extenderse constantemente. Así como entre los cupro-níqueles completos, hay que indicar algunas aleaciones:

Cu = 30%, Níquel = 69%, Berilio = 1%, obteniéndose después de templado a 1025°C y revenido a 425°C una hora: resistencia a la fractura = 89 Kg/mm² y alargamiento = 16%.

Cu = 84%, Ni = 8%, Sn. = 8% en el cual el compuesto definido Ni₂Sn₃ precipita durante el revenido a 325°C (5 horas).

Cu = 80%, Ni = 15%, Cr = 2%, Al = 3% experimenta un endurecimiento físico-químico con precipitación de compuestos complejos de níquel y de aluminio, además del cromo.

Los tratamientos, propiedades, y aplicaciones de estas aleaciones pueden estudiarse en la temperatura correspondiente.

2.5.4 Tratamientos térmicos de las aleaciones de magnesio.

2.5.4.1 Principales aleaciones industriales del magnesio.

El magnesio puro tiene una resistencia mecánica demasiado baja para que pueda ser utilizado industrialmente, pero adiciones de elementos de aleación en pequeña cantidad, permiten obtener características aceptables. Prácticamente, las aleaciones conteniendo aluminio, Zinc o ambos, se utilizan mucho más en la industria. El contenido total en elementos principales de aleación nunca sobrepasa los 12%.

El manganeso, con baja solubilidad en el magnesio en presen-

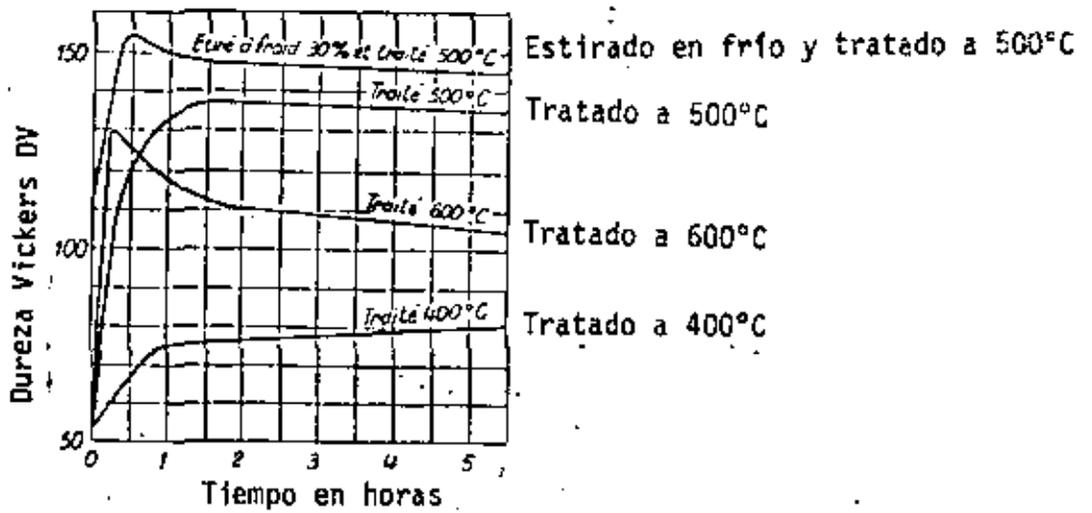


Figura 39 : Variación de dureza Vickers DV en función del tiempo de permanencia a la temperatura, para diferentes temperaturas de revenido, sobre un cobre-cromo con 1 % Cr templado desde 1050 °C.

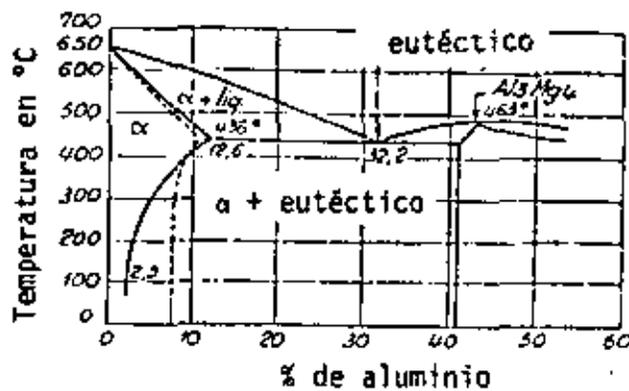


Figura 40 : Diagrama Mg-Al : ---- trazado anterior
 ——— trazado rectificado
 (examen por rayos X)

cia de aluminio, tiene por efecto el mejoramiento de la resistencia a la corrosión de la aleación eliminando el hierro (tampoco soluble) en forma de compuestos intermetálicos que se eliminan en la escoria. La tabla de la página siguiente representa una lista de las composiciones químicas de las principales aleaciones clásicas de magnesio.

2.5.4.2 Tratamientos de Homogeneización.

Estos tratamientos se aplican en general a aleaciones con más de 6% de aluminio en las cuales el contenido en sí no sobrepasa los 15% del contenido de aluminio. Con valores superiores a estos, la presencia del compuesto pernatario $Mg_3Al_2Zn_3$ (Temperatura de fusión: $363^{\circ}C$) favorece el inicio de una fusión intercristalina en detrimento al conformado del metal. Debido a su comportamiento durante el tratamiento térmico, estas aleaciones son similares a las aleaciones binarias Magnesio-aluminio (Fig. 40).

El objetivo del tratamiento de homogeneización es de disolver y de mantener a temperatura ambiente los elementos del eutéctico y como particularmente, Al_3Mg_4 , factor de fragilidad. El tratamiento se hace por calentamiento progresivo. Debido a los riesgos de corrosión por oxidación, con penetración intergranular, se opera en atmósfera pasiva (CO_2 ó SO_2). El enfriamiento debe ser relativamente rápido.

Efecto del tratamiento.

Piezas moldeadas: Amelioración de las características mecánicas.

Piezas destinadas al conformado: Mejoramiento de la plasticidad en caliente.

Homogeneización de aleaciones coladas.

Los ciclos de tratamientos se describen abajo. (Ver tabla en página siguiente).

Control del Tratamiento.

Tabla : Principales aleaciones de magnesio

	Símbolo	Composición teórica			
		Al %	Zn %	Mn %	Mg %
Aleaciones de colada	G-A6Z ₃	6	3	0.35	balanza
	G-A9	8.3	0.5	0.35	balanza
	G-A9Z ₁	9	1	0.35	balanza
Aleaciones de conformado	G-M2	-	-	1.8	balanza
	G-A3Z1	3	1	0.25	balanza
	G-A6Z1	6	1	0.25	balanza
	G-A7Z1	7	1	0.25	balanza

Tabla : Tratamientos de homogeneización para aleaciones de colada

Al % < 8	8 ≤ Al % ≤ 10	10 < Al % < 12
Templado al aire ambiente : 2 horas subida de 300 a 390°C 8 horas permanencia a 390°C 8 horas permanencia a 400°C 6 horas permanencia a 410°C	Templado acelerado con aire soplado o en agua : 2 horas subida de 340 a 390°C 8 horas permanencia a 390°C 8 horas permanencia a 400°C 10 horas permanencia a 410°C 20 horas permanencia a 420°C	Templado en agua : 2 horas subida de 340 a 390°C 8 horas permanencia a 390°C 10 horas permanencia a 400°C 12 horas permanencia a 410°C 40 horas permanencia a 420°C
24 horas (atmósfera SO ₂ o CO ₂)	48 horas (atmósfera SO ₂)	72 horas (atm. SO ₂)

Nota : Con tratamientos de más de 48 horas, el grano empieza a crecer; después de 72 horas, el crecimiento es muy apreciable

El control del tratamiento se efectúa por medio de 2 ensayos de tracción sobre muestras standard (diámetro = 13.8 mm.) coladas y tratadas al mismo tiempo que las piezas. Este control se completa en general con un examen micrográfico.

Ejemplo : aleación G-A9

a) Estructura bruta de colado: aparecen en los límites de grandes cristales de Al_3Mg_4 , blancos, envueltos de eutéctico gris oscuro.

b) Homogeneización incompleta: Cuando la duración o la temperatura del tratamiento son insuficientes los elementos del eutéctico solo se disuelven parcialmente, y quedan visibles cristales de Al_3Mg_4 . En consecuencia, no se obtienen las características mecánicas óptimas de esta aleación.

c) Homogeneización correcta.

d) Accidentes.

Fusión intergranular:

Este accidente se provoca por un calentamiento demasiado rápido o por una temperatura final excesiva. Afecta en general las zonas presentando microporosidades antes de tratamiento. Se registra una caída brusca de las características.

Reprecipitación gruesa: Cuando el enfriamiento que sigue a la homogeneización es demasiado lento, los constituyentes pueden reprecipitar según un aspecto perlítico. Este defecto conduce a una sensible reducción de alargamiento a la fractura.

Caso de las aleaciones con contenido en Zinc superior al 15% del contenido en aluminio.

Excepcionalmente, este tratamiento se aplica en el caso de aleaciones en las cuales el contenido en Zinc es superior al 15% del contenido en aluminio.

Ejemplo: La aleación G-A6Z₃ se utiliza normalmente en estado de colado, pero es posible mejorar sus características por homogeneización. El tratamiento es muy delicado debido al riesgo de fusión del compuesto ternario Mg₃Al₂Zn₃ si el calentamiento es demasiado brusco: este consiste en un calentamiento progresivo en 24 horas, de 335 a 385°C bajo una atmósfera de CO₂, seguido por un templado al aire o en agua.

Resultados.

La siguiente tabla da unos resultados.

Homogeneización de aleaciones para conformado.

Este tratamiento se aplica a billets antes de forjado para mejorar su plasticidad en caliente. Debido a su gran sección y a su tamaño de grano relativamente grueso, estas piezas tienen que sufrir un tratamiento más largo que las piezas de fundición.

Ejemplo: Aleación G-A₂Z₁ billet diámetro superior 300 mm.
24 horas a 380°C, 24 horas a 400°C, 24 horas a 410°C.

Aunque recomendado, el tratamiento bajo atmósfera (CO₂ ó SO₂) no es indispensable, ya que la penetración de la oxidación intercrystalina es muy ligera, debido a la sección del billet.

Tratamientos de precipitación o revenido.

En general, estos tratamientos son posteriores al tratamiento de homogeneización. Su efecto es de provocar un endurecimiento estructural: Mejoramiento de la resistencia R y sobre todo del límite elástico y, sin embargo, con disminución del alargamiento A % y de la resistencia a la fatiga.

El principio del revenido es de provocar una reprecipitación tan fina como posible de los elementos del eutéctico por medio de una permanencia prolongada a una temperatura tal que el equilibrio inestable de la solución sólida se destruya parcialmente (En general entre 130 y 200°C).

Tabla : Resultados de unos tratamientos de homogeneización de aleaciones de magnesio para colada

Aleación	Estado	R kg/mm ²	E _{0,2} ² kg/mm ²	A %	DB	Límite de fatiga kg/mm ²
G-A9 colada en arena	colada, en bruto	16 a 18	8 a 10	3 a 5	50 a 60	6 a 8
	homogeneizado	23 a 27	10 a 11	7 a 11	50 a 60	9 a 11
G-A6Z ₃ , cola- da en arena	colada, en bruto	16 a 20	9 a 10	3 a 6	50 a 60	7 a 8
	homogeneizado	22 a 25	10.5/11.5	5 a 9	50 a 60	8 a 9

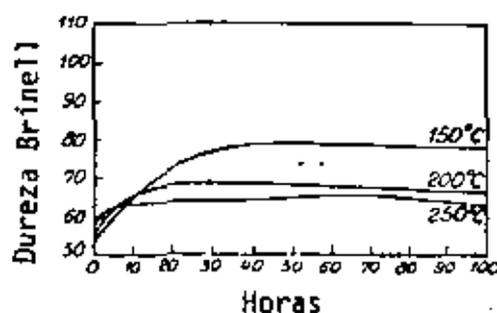


Figura 41 : Variación en función del tiempo de revenido de la dureza de la aleación G-A9 para temperaturas de 150, 200 y 250°C

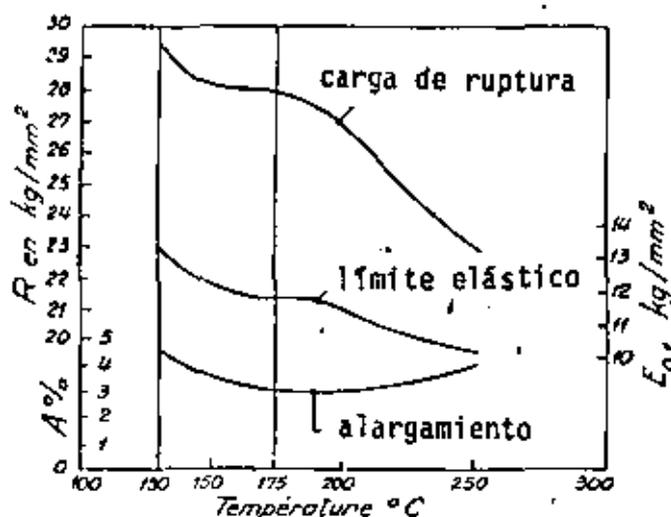


Figura 42 : Variación de R, E (kg/mm²) para la aleación G-A9 en función de la temperatura de revenido (tiempos de revenido correspondiendo a la dureza máxima)

Los mecanismos de esta transformación ya se estudiaron en párrafos anteriores.

Influencia del revenido sobre las características de la aleación.

Dureza.

a. El endurecimiento es ligero para contenidos en aluminio inferiores a 8%.

b. La velocidad y el valor del endurecimiento aumentan con el contenido en aluminio.

c. Las durezas más elevadas corresponden a las temperaturas de revenido más bajas, pero necesitan tiempo de revenido mayores.

d. Una prolongación excesiva del tratamiento reduce la dureza, pero solo ligeramente. (Fig. 41).

Características de tracción.

Ejemplo: G-A₉ (Fig. 42).

a. Las características mecánicas finales son tanto más elevadas como más fina y más dispersa es la estructura, o sea para temperaturas de revenido más bajas (130°C).

b. Con temperaturas en aumento de 130 a 150°C, R y E experimentan una ligera reducción. Después de un alto entre 150 a 200°C, los valores disminuyen rápidamente, sobre todo R.

El alargamiento parece pasar por un mínimo para 175°C y luego se mejora ligeramente para temperaturas de tratamiento superiores. Así se obtienen las mejores características en tracción y la mayor dureza por un tratamiento de precipitación a bajas temperaturas. Desafortunadamente esto

implica duraciones de tratamiento bastante considerables y entonces poco económicas. El valor de las propiedades varía muy progresivamente en la práctica, y se elige un promedio: Temperatura algo más elevada (150 a - 170°C), duración algo más corta (36 a 24 horas).

Resultados : ver tabla de la página siguiente

Tratamientos de alivio de esfuerzos para piezas moldeadas.

Las piezas moldeadas con formas algo complicadas presentan en general tensiones internas. Estas pueden ser eliminadas por medio de un calentamiento de 2 a 4 horas a 300°C aproximadamente, por un enfriamiento lento en el horno de recocido. Este tratamiento se efectúa bajo atmósfera controlada.

Tratamientos de estabilización de piezas deformadas.

Estos tratamientos se aplican en general a piezas forjadas o estampadas de aleaciones ricas en elementos de adición. (G-A₇Zl). Las piezas se templean en agua fría inmediatamente después de la última operación de deformación. Luego son estabilizadas a 150°C durante 4 a 6 horas en un baño de aceite.

Equipò y práctica de los tratamientos.

Las bajas temperaturas de tratamiento utilizados para estas aleaciones hacen necesario el uso de hornos con convección forzada. Se trata en general de hornos eléctricos de resistencia.

La necesidad de operar bajo atmósfera protectora requiere el uso de hornos sellados. En el tipo clásico horizontal, es difícil asegurar el sellamiento de la puerta de carga. Actualmente, parece generalizarse - el uso del horno tipo vertical o de campana o de base elevadora: El sellamiento está asegurado por un doble sello de arena y agua.

Las botellas de CO₂ ó SO₂ líquido se conectan al laboratorio

Tabla : Resultados del revenido de precipitación

Aleación	Estado	R kg/mm ²	E _{0.2} kg/mm ²	A %	Dureza Brinell	Límite de fatiga kg/mm ²
G-A9 colada en arena	homogeneizado y revenido de 36 horas a 150°C	26 a 29	12 a 15	3 a 5	65 a 75	6 a 8

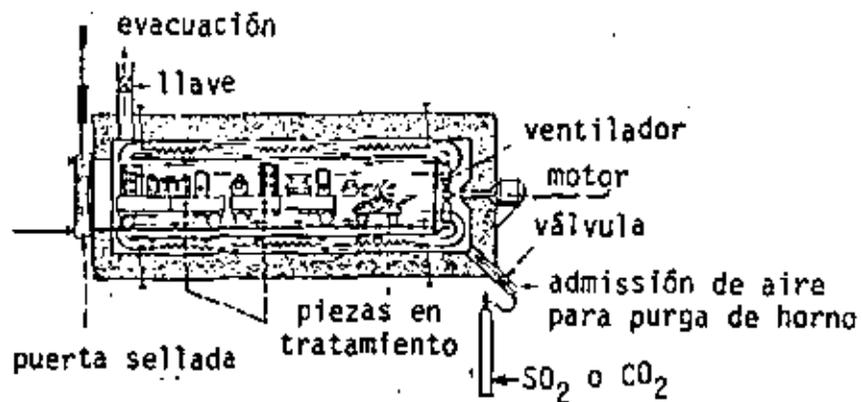


Figura 43 : Horno horizontal de resistencia eléctrica y de convección forzada para el tratamiento en atmósfera inerte de aleaciones de magnesio

del horno por una tubería provista de una llave de tres vías que permite eventualmente (hornos horizontales) la admisión del aire para eliminar la atmósfera del horno antes de abrir la puerta cuando el tratamiento terminó.

También es posible producir el SO_2 directamente en el horno por combustión lenta de pirita depositada sobre un carrito. Se necesitan aproximadamente de 5 a 10 Kg de pirita por m^3 de capacidad utilizada.

Los hornos se completan con un equipo de regulación de temperatura con exactitud de 5°C y un sistema de programación de temperatura.

La utilización de una atmósfera de SO_2 lleva consigo la utilización de resistencias de ferroaleaciones al cromo con bajo contenido en aluminio o bien de níquel-cromo (Figs. 43 y 44).

Características de instalación.

- Potencia del horno: de 100 a 200 Kw. carga de 500 a 1000 kgs de piezas. 2 muros de calentamientos: conexión.
- Consumo de energía: Para la homogeneización: 200 kwh por 100 kgs. de piezas. Para el revenido: 250 kwh por 100 kgs. de piezas.
- Consumo de gas CO_2 ó SO_2 : 40 kgs. en total por tratamiento, incluyendo la evacuación, para un horno de capacidad útil de 2.6 m^3 con cargas de 350 a 500 Kgs. de piezas.
- Sobrepresión en el horno: 5 a 10 mm. de agua.
- Concentración de la atmósfera: la inexactitud de la dosificación de la atmósfera de los hornos, efectuada durante el trabajo, no permite determinar exactamente la concentración de gas. Sin embargo, puede ser evaluada a: CO_2 : 8 a 10%. SO_2 : 10 a 40%.

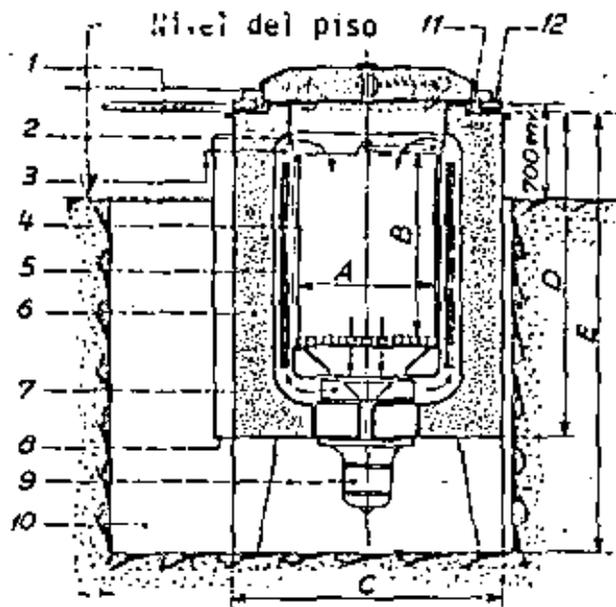


Figura 44 : Horno vertical de resistencia eléctrica y convección forzada para el tratamiento en atmósfera inerte de aleaciones de Mg

- | | |
|-------------------------------|-------------------------|
| 1. tapa corredora | 7. turbina centrífuga |
| 2. guías de centrado | 8. carter de conexiones |
| 3. termopar | 9. motor eléctrico |
| 4. canasta removible | 10. fosa |
| 5. elementos de calentamiento | 11. empaque de arena |
| 6. aislante térmico | 12. empaque de agua |

2.5.5 Endurecimiento por precipitación en acero.

El endurecimiento por precipitación en los aceros es de interés secundario comparado con el endurecimiento por temple, pero existen algunos aspectos de la precipitación en las aleaciones con base de hierro a los que merece prestar atención. Los aceros con bajo contenido de carbono, son susceptibles a un fenómeno de envejecimiento que puede tener dos efectos perjudiciales. Puede producir deformación no uniforme durante el trabajo plástico en frío, con la presencia de las líneas de Luders (Fig. 45) que perjudican la apariencia superficial. La reacción de envejecimiento puede reducir también la ductilidad del acero y hacerlo inadecuado para aplicaciones difíciles de embutido de chapas. Puesto que estas dificultades son producidas por una reacción de envejecimiento, se las puede evitar si la chapa de acero se deforma antes de que pueda producirse esta reacción. Por ejemplo, los aceros enfriado rápidamente desde 704°C (1300°F) están en condición de tratamiento por disolución con respecto a esta reacción de envejecimiento y envejecerán, durante un período de tiempo a una temperatura baja (temperatura ambiente), aproximadamente en forma indicada esquemáticamente en la figura 22. De este modo, siempre que se haya sometido un acero a la operación de deformación, dentro de unas pocas horas -- después de un tratamiento de disolución, no será afectado seriamente por el envejecimiento (conocido en este caso como envejecimiento de temple).

Hay un segundo remedio, más práctico, contra este efecto de envejecimiento de los aceros de bajo carbono. El envejecimiento se produce a causa de los átomos de carbono y de nitrógeno que forman una atmósfera de Cottrell (Fig. 45') en las dislocaciones.

Por lo tanto, si se puede provocar en el acero incluso el movimiento más ligero a lo largo de los planos de deslizamiento, los átomos de carbono y de nitrógeno quedarán separados de las dislocaciones y el acero se comportará en la misma forma que después del tratamiento de disolución. Para este fin se da unapasada de laminación en frío con 1/2 a 1 1/2 % de reducción ('skinpass'). Durante varias semanas después de este laminado, el acero se conformará satisfactoriamente, pero con el transcurso del tiempo la reacción de envejecimiento (denominada envejecimiento de deformación) producirá una regresión a la indeseable condición de enve-



Figura 45 : Representación esquemática de la aparición de Bandas de Lüders en una probeta deformada por prueba de tracción

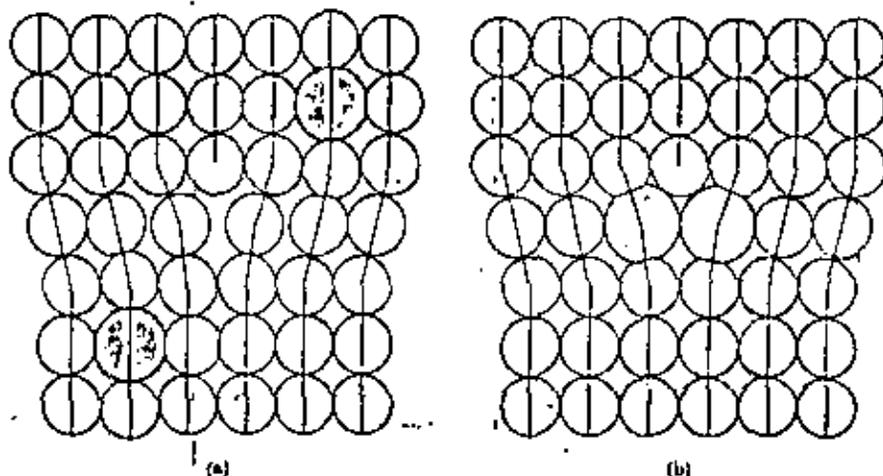


Figura 45' : Formación de una atmósfera de Cottrell cerca de una dislocación de borde : a. átomos disueltos grandes causan energía de deformación, b. en esta posición, se reduce la energía de deformación

jecido. La eliminación permanente de los efectos de envejecimiento se obtiene si, en lugar de aceros efervescentes ordinarios, se emplean aceros calmados de costo más elevado.

Los trese ejemplos siguientes de endurecimiento beneficioso del acero por precipitación, son considerables de importancia industrial.- Los aceros con contenidos aproximados de un 1% de cobre, pueden experimentar un aumento de 17.5 Kg./mm^2 ($25,000 \text{ lb/pulg.}^2$) en su límite de fluencia por un tratamiento de precipitación, con solo un descenso moderado de la ductilidad. Una ventaja adicional de estos aceros con contenido de cobre es su

resistencia a la corrosión atmosférica significativamente mayor. El endurecimiento por precipitación del acero de herramienta y del acero inoxidable por medio del empleo de aluminio, es un segundo ejemplo. Con anterioridad al desarrollo de esta técnica, el popular acero inoxidable 18-8 solamente podía ser endurecido por medio de la deformación en frío. El tercer ejemplo, uno de los peor comprendidos de esta reacción en los aceros, es el endurecimiento secundario de los aceros rápidos de herramientas que ha sido atribuido a la precipitación de un carburo complejo.

Capítulo 3 : Transformaciones en el acero

3.1 El hierro puro

Desde luego, la denominación "hierro puro" es relativa. Las propiedades del hierro absolutamente puro no se conocen más que aproximadamente por extrapolación, ya que el grado de pureza absoluta no puede ser obtenido y además no tiene importancia práctica. Sin embargo, la expresión "hierro puro" tiene un sentido especial cuando se utiliza en contraposición al término "acero" con que se denomina siempre a una aleación de hierro con carbono, y sobre todo, cuando el verdadero grado de pureza del "hierro" es disponible.

Durante los últimos años se hicieron progresos muy importantes en la producción de hierro con muy alto grado de pureza. Los procesos técnicos usuales de producción se basan en la purificación del hierro puro después de la reducción de los óxidos, para lo cual existen métodos muy diversos como electrólisis, la oxidación selectiva en estado líquido, recocido o fundición en alto vacío y repetición de cristalizaciones controladas en el proceso de la fusión fraccionada o fusión en zonas.

En la tabla 9 se dan las composiciones de algunas variedades usuales de hierro técnicamente puro.

TABLA 9 : VARIEDADES TECNICAS DE HIERRO PURO

DENOMINACION	C %	Si %	Mn %	P %	S %	O %
HIERRO ARMCO	0.015	0.01	0.02	0.01	0.02	0.15
HIERRO CARBONIL	0.01	TRAZAS	--	TRAZAS	0.004	0.5
HIERRO ELECTROLITICO	0.008	0.007	0.002	0.006	0.003	--
HIERRO DE ALTO VACIO	0.001	0.003	--	0.0005	0.0026	0.0004

El nombre "hierro ARMCO" es un nombre comercial derivado del fabricante inicial, la "American Rolling Mill Co".

En realidad, el hierro ARMC0 es un acero producido en el horno Siemens-Martin, en el cual el carbono y los elementos de elaboración Si y Mn son reducidos hasta un mínimo por oxidaci3n. Este material se utiliza sobre todo por sus propiedades magnéticas y como material de base para la producci3n de aceros aleados.

El "Hierro Carbonil" se utiliza sobre todo en la metalurgia de polvo, por su alto grado de pureza y porque es producido precisamente en forma de polvo. Durante la sinterizaci3n en vacío o en atm3sfera de hidr3geno, se bajan aún más los contenidos de C, S y N.

El hierro electrolítico es producido en una proporci3n relativamente pequeña. Con frecuencia es purificado además por fundici3n en alto vacío o por cristalizaci3n múltiple en fusi3n de zonas. De esta manera es posible elevar tanto el grado de pureza que la suma de las impurezas no es superior a unas cuantas partes por mill3n.

3.1.1 Propiedades físicas y mecánicas del hierro puro.

Constantes físicas

Peso at3mico	:	55.85 g/mol
Estructura cristalina	:	CCuC α : parámetro a {910�C} = 2.866 $\overset{\circ}{\text{A}}$ CCuC δ : parámetro a {1425�C} = 2.94 $\overset{\circ}{\text{A}}$ CCaC γ : parámetro a {950�C} = 3.656 $\overset{\circ}{\text{A}}$
Densidad relativa (20�C):	:	7.87
Punto de fusi3n	:	1539�C
Calor específico	:	α (20�C-700�C) 0.1075-0.230 $\frac{\text{cal}}{\text{gr}\cdot\text{�C}}$ γ (25�C-1500�C) 0.1220-0.171 $\frac{\text{cal}}{\text{gr}\cdot\text{�C}}$
Calor latente de fusi3n	:	64.9 cal/mol
Coefficiente de dilataci3n térmica	:	α (100-600�C) : (12.6-16) $\times 10^{-6}$ / �C γ (900-1110�C) : promedio (23.4) $\times 10^{-6}$ / �C
Resistividad eléctrica (0-900�C)	:	9.8-114 $\mu\Omega \cdot \text{cm}$.
Coefficiente de conductividad térmica (0-800�C)	:	0.18-0.07 cal/cm ³ seg �C
Punto de Curie	:	768�C

Propiedades Mecánicas

Resistencia máxima (última)	: 18-29 Kg/mm ²	= σ_R
Límite elástico	: 10-17 Kg/mm ²	= σ_E
Porcentaje de elongación	: 40-50%	
Estricción (reducción de área)	: 80-93%	
Dureza (Brinell)	: 45-55 DB	
Módulo de elasticidad	: 21000 Kg/mm ²	

Con excepción del módulo de elasticidad, las propiedades mecánicas dependen mucho de la estructura.

3.1.2 Estructura cristalina y transformaciones del hierro puro

Varios metales como el hierro, el estaño, el cobalto, el manganeso, el plutonio, etc., son polimorfos, es decir, a una temperatura determinada la red cristalina cambia de un tipo a otro. Esta transición es una recristalización y por lo tanto un fenómeno de nucleación y de crecimiento de los núcleos. (polimorfismo, transformación alotrópica).

Una vez que la temperatura termodinámica real de la transición está excedida en sentido ascendente o en sentido descendente, se forman núcleos de la nueva fase.

Este tipo de recristalización tiene mucho más semejanza con la solidificación que con la recristalización de un metal deformado en frío, ya que encontramos aquí una transición de fase, es decir, una reconstrucción total de la estructura cristalina durante la cual los límites de grano no se conservan de ninguna manera. En general el nuevo grano va a distinguirse en tamaño, forma y límites, de los demás (existen algunas excepciones).

Los cambios en las propiedades del metal que acompañan a tal transformación, son principalmente la consecuencia de la modificación de la red cristalina que determina las propiedades intrínsecas del metal y mucho menos la consecuencia de los cambios de distribución, es decir, del nuevo grano de la masa policristalina. En general, es por el cambio súbito de una prop

riedad intrínseca (p. ej. volumen específico) que se determina el punto de transformación alotrópica.

De todas las transformaciones alotrópicas de metales, las más importantes son las del hierro. Estas transformaciones son aparentes en la curva de calentamiento (diagrama de fundición) y de enfriamiento (diagrama de solidificación) en la figura 46. La curva de la izquierda (de enfriamiento muestra de arriba hacia abajo en primer lugar el importante alto de temperatura que se manifiesta en el punto de solidificación. El hierro cristaliza en una red cúbica centrada en el cuerpo; esta fase es estable desde la temperatura de solidificación de 1539°C hasta 1400°C y se llama hierro δ .

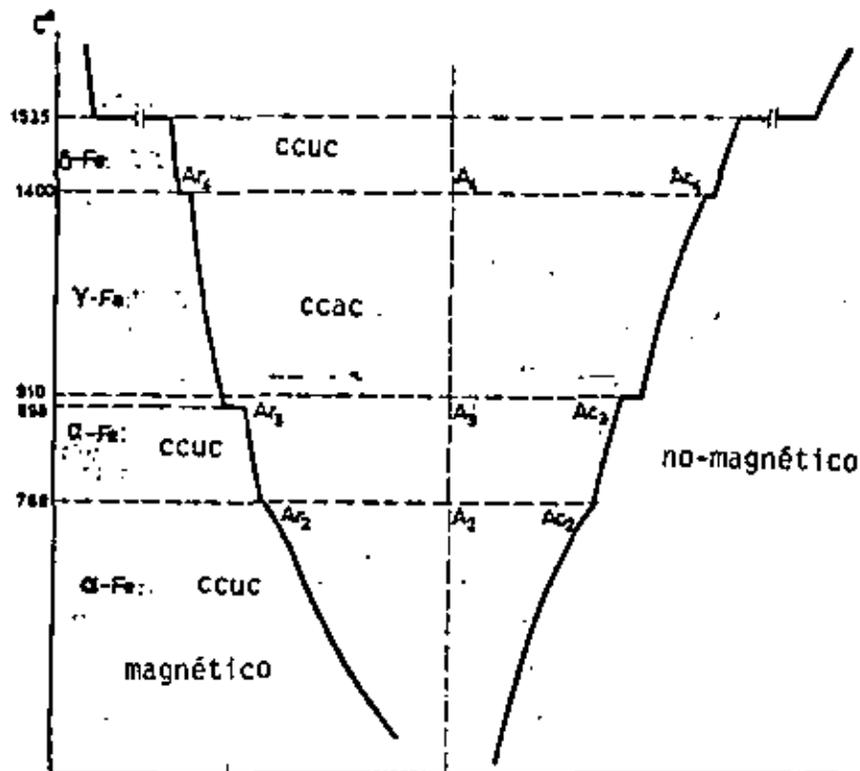


Figura 46 : Transformaciones alotrópicas del hierro puro.

A la temperatura de 1400°C se produce la primera recristalización: la red cúbica centrada en el cuerpo se transforma en una red cúbica de caras centradas (hierro γ).

Como se observa por el alto de temperatura durante la transformación y según la regla de las fases de Gibbs ($V = 1 + 1 - 2 = 0$), la transformación ocurre a temperatura constante. La nueva red cristalina se llama red γ y tampoco se conserva hasta la temperatura ambiente, ya que a los 898°C se transforma otra vez en una red cúbica centrada en el cuerpo, la que ahora llamamos red α . Lo anterior también ocurre a una temperatura constante. Las temperaturas de transformación de la figura

46 corresponden a un calentamiento o enfriamiento muy lento y pueden entonces ser aceptadas como temperaturas de equilibrio. La posición del punto Ar_3 es muy sensible a la velocidad de enfriamiento o de calentamiento. Para una velocidad de enfriamiento de $2^\circ\text{C}/\text{minuto}$ el punto Ar_3 se localiza a 898°C y para una velocidad de enfriamiento de $12^\circ\text{C}/\text{minuto}$ se localiza a 892°C .

Estas transformaciones, en principio reversibles, no ocurren a las temperaturas de equilibrio, sino con un subenfriamiento o un sobre-calentamiento que depende de la velocidad de enfriamiento o calentamiento.

La diferencia entre Ar_3 y Ac_3 se llama histéresis térmica. Es sobre todo la transformación en enfriamiento que está retardada y ocurre siempre con un sub-enfriamiento.

Los calores de transformación de los diferentes niveles son:

solidificación	:	65 cal/gramo
$\delta \longrightarrow \gamma$:	1.7 cal/gramo
$\gamma \longrightarrow \alpha$:	3.68 cal/gramo

Tiene lugar además otra anomalía a los 768°C . Aquí no se trata como se pensaba anteriormente, de una transformación alotrópica, sino solamente de un cambio a nivel atómico acompañado de un cambio en las propiedades magnéticas.

El punto A_2 (r y c) no corresponde a un verdadero escalón en la curva temperatura-tiempo, sino solamente es un codo representativo de la variación del calor específico. Este sube rápidamente desde 0.23 a 700°C has

de 0.32 a 768°C y recae en seguida para llegar a 0.21 a los 800°C.
(Figura 52).

El punto A_2 se llama punto de Curie o temperatura de Curie; por debajo de este punto el hierro es ferromagnético, por arriba de este punto el hierro es paramagnético. También se habla de hierro α magnético y no magnético. La transición de una variedad a otra muestra una discontinuidad pronunciada a los 768°C, pero en realidad se extiende sobre una cierta zona de temperatura.

Una verdadera recristalización ocurre únicamente en los puntos A_4 y A_3 . En relación con las letras universalmente utilizadas para indicar las transformaciones alotrópicas del hierro, es conveniente mencionar el origen de éstas.

A = inicial de la palabra francesa "Arrêt"	= parada, alto.
r = inicial de la palabra "refroidissement"	= enfriamiento.
c = inicial de la palabra "chauffage"	= calentamiento.

La primera discontinuidad de la curva temperatura-tiempo fué descubierta en los aceros y nombrada A_1 ; de ahí la serie de símbolos A_1, A_2, A_3, A_4 cuando no se especifica, y Ac_1, Ac_2, Ac_3, Ac_4 en calentamiento, Ar_1, Ar_2, Ar_3, Ar_4 en enfriamiento. Más adelante se explicará porqué A_1 no aparece en la curva de enfriamiento/calentamiento del hierro puro.

Las denominaciones de hierro α , hierro γ , hierro δ , fueron introducidas hace mucho tiempo y son utilizadas en forma general, derivadas del análisis térmico como aparece en la figura 46. Esto sucedió mucho antes de que se supiera que a las diferentes variedades del hierro correspondían diferentes redes cristalinas, lo cual se descubrió en 1921 mediante el análisis con rayos X. En estos experimentos apareció también que en realidad no había más que dos variedades de hierro, es decir, el hierro α y el hierro γ , ya que el hierro α y el hierro δ son idénticos en estructura. El parámetro de la red del hierro α extrapolado hasta la zona δ concuerda con el valor encontrado experimentalmente para el hierro δ . (Ver figura 47).

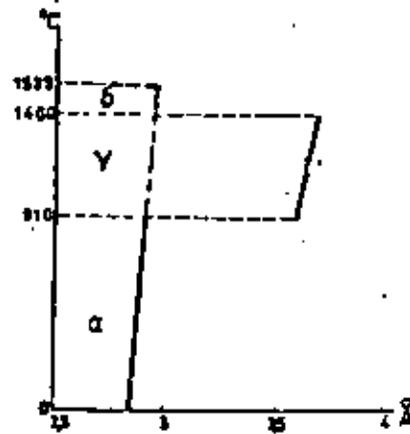


Figura 47 : Parámetro de las redes cristalinas del hierro puro en función de la temperatura.

Las transformaciones alotrópicas del hierro están acompañadas de un cambio súbito de volumen. Debido a eso, el hierro γ tiene a la misma temperatura que el hierro α una densidad más grande: Fig. 48 .

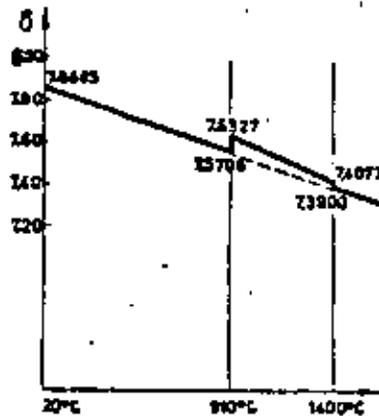


Figura 48 : Densidad del hierro en función de la temperatura.

Los puntos de transformación del hierro y del acero se determinan a menudo por dilatometría. Actualmente, los métodos dilatométricos se utilizan aún más que los térmicos, o sea, que los métodos basados sobre el cambio súbito del contenido total de calor.

Se supuso mucho tiempo que los fenómenos de histéresis térmica en el hierro dependían solamente del grado de pureza y de la velocidad de enfriamiento o calentamiento, y se pensó poder concluir que ésta histéresis desaparecería en el hierro muy puro y con cambios de temperatura muy lentos. Como no es el caso, se acepta ahora que en éstas transformaciones los niveles de energía de los últimos electrones de la capa del átomo de hierro, los cuales son responsables de las fuerzas de atracción y por tanto de la red cristalina, se cambian de repente, y que por ésto se necesita una energía de activación. Esto se confirma por mediciones del calor específico.

La posición de los puntos de transformación A_C y A_T depende de varios factores. Una compresión muy alta, baja los puntos A_3 aproximadamente 5°C por cada 1000 Kg/cm^2 . Sin embargo, la influencia principal se debe a los elementos de aleación como se analizará posteriormente.

Durante las diferentes transformaciones, la mayoría de las propiedades físicas como densidad, coeficiente de dilatación térmica, capacidad de conducción, etc., experimentan un cambio brusco. El cambio más importante es el de la solubilidad de los mayores elementos de aleación, principalmente del carbono. Esto es la base de la técnica de los tratamientos térmicos del acero.

Otro aspecto interesante de la relación que existe entre las fases α y δ aparece cuando se examina la mayoría de las propiedades físicas del hierro, especialmente de las constantes de la red, en función de la temperatura. La curva para la fase δ se encuentra exactamente sobre la prolongación de la curva para la fase α , como si la variación de una constante física en el trayecto de temperatura solamente se hubiera interrumpido temporalmente durante la aparición de la fase γ . Esto es visible en la curva de los parámetros de la red del hierro en la figura 47.

Esta continuidad aparece aún mejor en muchas aleaciones binarias del hierro con otros elementos, ya que muchos elementos pueden reducir la zona γ (véase más adelante).

3.1.3 Propiedades mecánicas del hierro puro y de monocristales de hierro

Las propiedades mecánicas de monocristales son claramente anisotrópicas. Incluso en un material policristalino con orientación de granos totalmente arbitraria, las propiedades mecánicas del material no serán el promedio aritmético de aquellas medidas en un monocristal en diferentes direcciones cristalográficas. Esto aparece por ejemplo en la relación de Hall-Petch sobre la influencia del tamaño del grano sobre las propiedades mecánicas: $\sigma_E = \sigma_0 + K d^{-1/2}$, en donde

σ_E = límite elástico

σ_0 = constante

k = constante de Hall-Petch

d = diámetro del grano

Muchas veces, durante la deformación de un metal, los granos se orientan más o menos según ciertas direcciones preferidas. Debido a esto, la anisotropía de las propiedades mecánicas de los granos aislados puede también aparecer en la masa policristalina.

Es posible medir muy precisamente la anisotropía de cristales de hierro por medio del módulo de elasticidad en diferentes direcciones cristalográficas. En cristales muy puros se determinaron los valores siguientes:

en la dirección [100] (arista de la celda) 13500 Kg/mm²

en la dirección [111] (diagonal en el espacio) 29000 Kg/mm²

en la dirección [110] (diagonales de cara) 21600 Kg/mm²

Es claro que la mayor resistencia a la deformación elástica se produce en la dirección de mayor empaquetamiento.

La deformación plástica tiene lugar principalmente por deslizamiento en la dirección de la diagonal espacial, sobre los planos de mayor empaquetamiento, como el (110). Sin embargo, hay deslizamiento también en diferentes direcciones cristalinicas no precisas.

El esfuerzo cortante crítico depende mucho del grado de pureza y aumenta con una reducción de temperatura porque hay menos posibilidades de deslizamiento. Por éso, los valores medidos demuestran una dispersión importante. Para hierro Armco a temperatura ambiente se encontraron los siguientes valores extremos:

- límite elástico ——— $\sigma_E = 8.2 - 13.2 \text{ Kg/mm}^2$
- resistencia a la ruptura ——— $\sigma_R = 15.6 - 22.8 \text{ Kg/mm}^2$
- porcentaje de elongación ——— $\epsilon = 84 - 17 \%$

3.1.4 Propiedades físicas del hierro puro

1) Ya que la magnetización se debe a una orientación de pequeños dominios dentro de la red cristalina, la fuerza para ésto dependerá mucho de su dirección con referencia a la red cristalina. Por éso se distinguen en los monocristales direcciones de magnetización fáciles y difíciles. Esta sensibilidad a la dirección es menos pronunciada para la red cúbica centrada del hierro que para la red hexagonal del cobalto (Figura 49a y 49b).

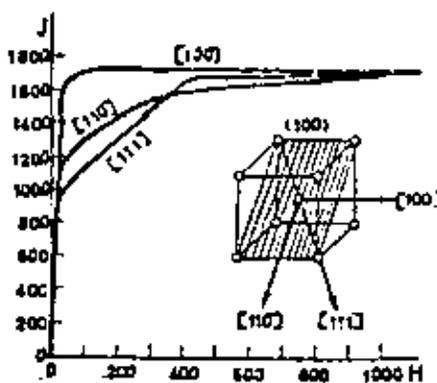


Figura 49a : Curvas de magnetización del cristal de hierro puro.

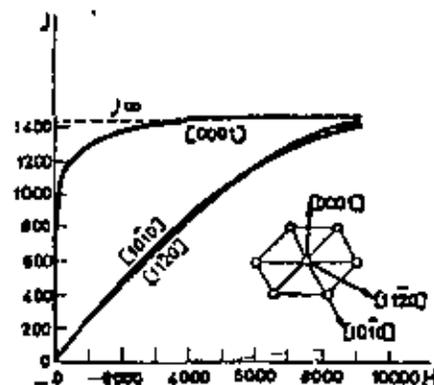
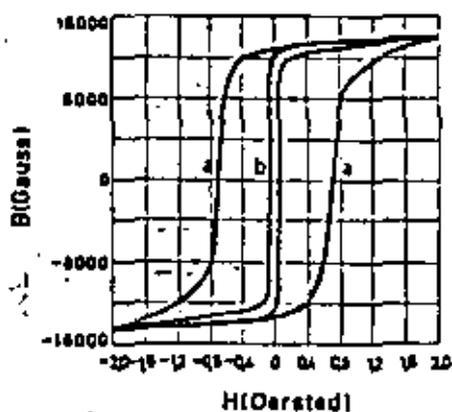


Figura 49b : Curvas de magnetización del cristal de cobalto puro.

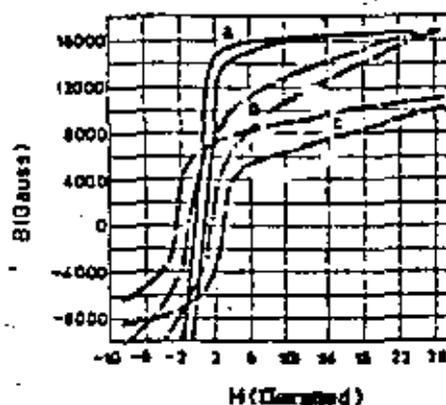
En un material magnético blando, se busca el mínimo de obstáculos al movimiento de las paredes entre los dominios magnéticos. Queda por tanto claro que las propiedades magnéticas del hierro dependen mucho del grado de pureza y del tamaño del grano. Esto está ilustrado en las figuras 50 y 51 por la influencia de un proceso de purificación con hidrógeno y del grado de deformación en frío sobre la curva de histéresis del hierro.

Figura 50 : Curva de histéresis de hierro Armco.



- a. recocido
- b. recocido en hidrógeno

Figura 51 : Curvas de histéresis de hierro electrolítico.



- a. recocido
- b. deformación en frío: 18%
- c. deformación en frío: 75%

En contraposición a ésto, la posición del punto de Curie depende sólo ligeramente de los pequeños contenidos de impurezas.

2) El calor específico del hierro depende mucho menos del grado de pureza que las propiedades magnéticas.

La variación del calor específico es sobre todo importante en los puntos de transformación, como se puede apreciar en la figura 52. Como ya se dijo anteriormente, el calor específico presenta una variación fuerte cerca del punto de Curie (A_2). En la gráfica de enfriamiento (Figura 46) aparece por eso un cambio en la pendiente en forma de codo. En el punto A_3 , la curva tiene un valor mayor para el hierro α y un valor menor para el hierro γ (Figura 52). En el punto A_4 se produce lo contrario y la extrapolación de la curva de la zona α coincide con la curva del hierro δ .

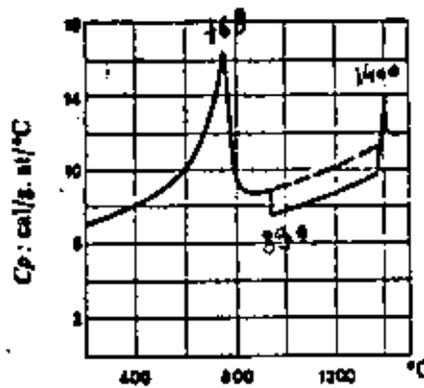


Figura 52 : Calor específico c_p del hierro en función de la temperatura.

3) Como para la mayoría de los sólidos, el coeficiente de expansión o dilatación térmica del hierro sube con la temperatura. Esto es válido igualmente en las zonas α , γ y δ . Sin embargo, ocurre una anomalía en la zona α para el punto A_2 , como se aprecia en la figura 53.

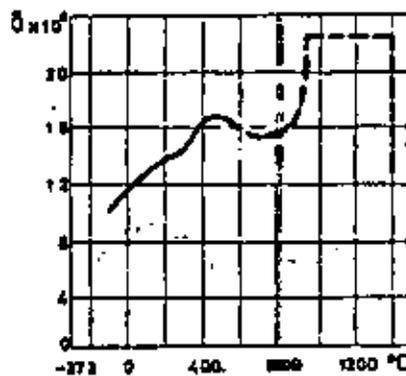


Figura 53 : Coeficiente de dilatación térmica lineal δ del hierro en función de la temperatura.

Durante la transición del estado ferromagnético al estado paramagnético, desapareciendo poco a poco el magnetismo espontáneo, ocurre un efecto de "magnetostricción" que reduciría el volumen hasta en un 1.6% aproximadamente si no fuera que existe una compensación por la dilatación térmica.

Entonces, la trayectoria del coeficiente de extensión como se representa en la figura 53, está definida por debajo del punto A_2 por la suma algebraica de la reducción de volumen por magnetostricción y del aumento de volumen por dilatación térmica. Esto explica el aumento brusco del coeficiente de extensión arriba del punto A_2 .

Entre temperatura ambiente y 100°C , el coeficiente de dilatación del hierro α es de 10×10^{-6} a 12×10^{-6} / $^\circ\text{C}$, del hierro γ de 900 a 1000°C 21×10^{-6} a 23.5×10^{-6} . Los valores para el hierro δ , o sea 16×10^{-6} a 19.5×10^{-6} / $^\circ\text{C}$ a 1400°C , corresponden con los valores del hierro extrapolados hasta esa temperatura.

4) Como la conductividad térmica y eléctrica del hierro puro es industrialmente menos importante que la de los metales cobre y aluminio, se conocen menos datos sobre la influencia de pequeños contenidos de impurezas. Sin embargo, aquí también es válida la regla de que la conductividad eléctrica y térmica disminuye por la adición de pequeñas cantidades de elementos ajenos y que el efecto depende del alejamiento en el sistema periódico entre el elemento aleado y el elemento de base, (regla de Norbury).

El aumento de la resistividad eléctrica del hierro puro con la añadidura de varios elementos, está ilustrada por los siguientes datos (en micro-ohm para un por ciento atómico del elemento ajeno).

Elemento	Co	Ni	Cu	Au	Cr	Al	P	C
Aumento	1.0	1.5	4.5	4.9	5.0	5.8	6.1	7.3

5) En la serie electroquímica de los elementos, el hierro tiene un potencial estándar de 0.42V anódico comparado con hidrógeno, o sea el hierro es menos noble que el hidrógeno, entonces, activo. También es menos noble que el Cu (0.34V catódico), pero más noble que el cinc (0.76V anódico). Por tanto, el hierro es atacado por el agua y por ácidos rápidamente. Sin embargo, la resistencia a la corrosión depende mucho del grado de pureza del metal.

Puede ocurrir en el hierro el fenómeno de la "pasivación" en un medio oxidante (por ejemplo ácido nítrico concentrado) por la formación de una capa de óxido que impide la continuación de la oxidación. Además, debido a la presencia de determinados elementos de aleación como el cromo, ya ocurre pasivación con contenidos muy bajos en oxígeno del medio oxidable.

Las aplicaciones muy importantes de los aceros inoxidable se basan sobre este comportamiento, el cual será discutido más adelante.

3.2 Aleaciones hierro-carbono

El carbono puede encontrarse en aleaciones Fe-C, en tres formas diferentes:

- en solución intersticial.
- en forma elemental, como grafito.
- en forma del compuesto carburo de hierro: Fe_3C

El carbono en su forma elemental solamente ocurre en fundición (véase más adelante). El único carburo de hierro que puede existir aunque en forma inestable, o sea no-termodinámico, al lado de soluciones sólidas de carbono en hierro, es el Fe_3C romboédrico, llamado cementita, por lo cual en el diagrama de fases Fe-C, solamente se refiere al carburo de hierro Fe_3C . Sin embargo pueden existir en aleaciones Fe-C, carburos de composiciones diferentes, pero estos carburos solamente se forman y existen a temperaturas debajo de $300^{\circ}C$. Durante el revenido de la martensita a baja temperatura se forma el carburo hexagonal Fe_2C , con frecuencia llamado carburo- ϵ en analogía con el nitruro- ϵ de hierro que tiene una red cristalina muy semejante. La composición de ese carburo depende de las condiciones de formación y sobre todo de la temperatura. Como se desvía mucho de la fórmula Fe_2C , se puede considerar ese carburo como una fase intermedia con zona de solución muy larga. Sólo se puede identificar en esa zona el "Percarburo" $Fe_{20}C_9$, que se forma durante el revenido de la martensita a los $300^{\circ}C$, pero no se conoce exactamente la estructura cristalina. El mecanismo según el cual estos carburos se convierten en cementita arriba de los $300^{\circ}C$, tampoco está completamente conocido hasta ahora.

Las aleaciones industriales de Fe-C se clasifican independientemente de los demás elementos de aleación, según el contenido en carbono, con clasificación principal:

- . acero : menos de 1.7 %
- . fundición : más de 1.7 %

Nota: la concentración límite entre el acero y fundición corresponde a un determinado punto del diagrama Fe-C cuyos datos de concentración y temperatura varían según la literatura utilizada.

En los aceros el nombre se refiere a la relación que existe entre el contenido en carbono y la dureza, o sea:

- . muy suave : C < 0.1 % también se usa "dulce"
- . suave : 0.1 - 0.25 % en lugar de "suave"
- . medio-suave : 0.25 - 0.40 %
- . medio-duro : 0.40 - 0.60 %
- . duro : 0.60 - 1.0 %
- . extra-duro : > 1 %

Además se consideran, en relación directa con el diagrama de fases, los aceros:

- . Eutectoides con C = 0.87 % (el dato varía según la literatura utilizada)
- . Hipo e Híperautectoides
- . Ledeburíticos o sea conteniendo el eutéctico ledeburita, y perteneciendo entonces ya a las fundiciones. Sin embargo este nombre solamente se utiliza para calidades de aceros muy altamente aleados donde ya se forman carburos complejos a concentraciones de carbono inferiores al 1.7%.

Aunque el acero se define como aleación de hierro con carbono, es inevitable que tenga también otros elementos, clasificados en la clase de impurezas como S, P, O, N, ... y en la clase de elementos de elaboración como Si y Mn; necesarios para la producción del acero.

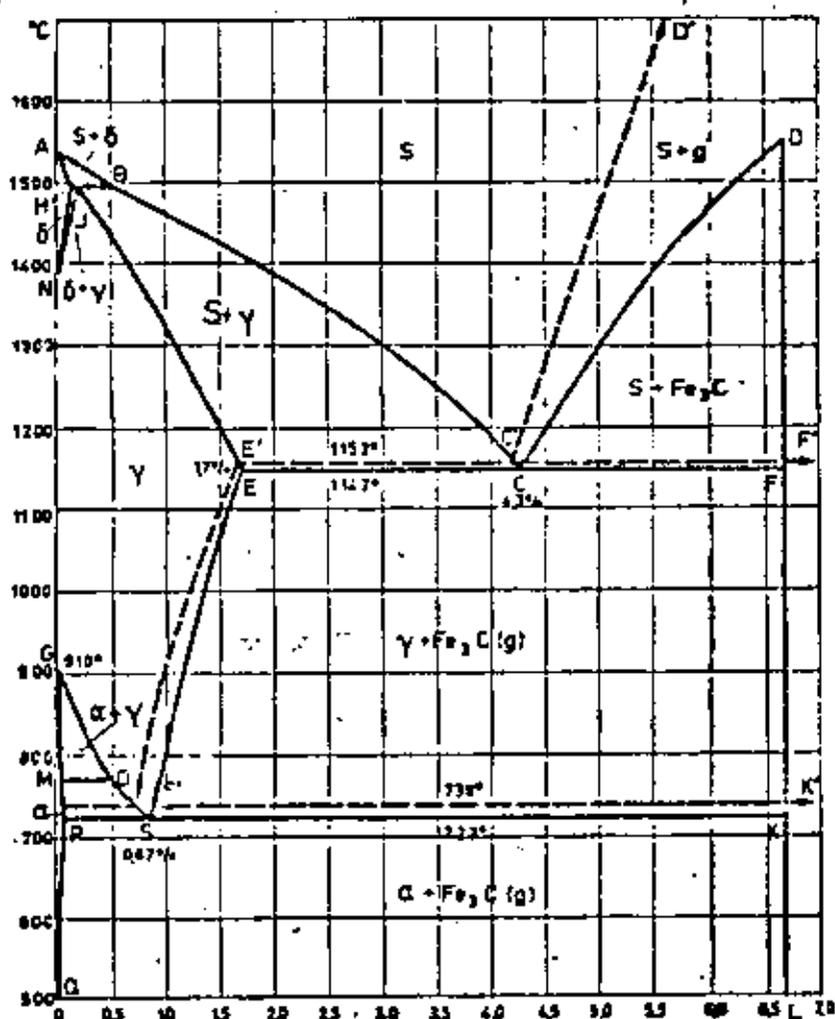
Su influencia no se tomará en cuenta en la siguiente discusión de la estructura de los aceros con el diagrama de fases Fe-C, pero se discutirá más adelante (aceros aleados).

3.2.1 El sistema Fe-C

La característica más extraña del diagrama Fe-C es la existencia (casi) simultánea de dos sistemas: un sistema estable y un sistema metaestable.

Figura 54 :
Diagrama de estado
Fe-C.

— Sistema metaestable.
- - - Sistema estable.



El sistema estable puede ser considerado en gran parte como un sistema binario hierro-grafito, del tipo de solubilidad total en el estado líquido, en el cual se presenta un eutéctico con una solubilidad reducida en el estado sólido al lado del hierro y una insolubilidad total al lado del grafito (Figura 54). El carbono baja el punto de fusión del hierro de 1539°C hasta 1153°C en el punto eutéctico C (ledeburita). La línea de líquidus hacia el grafito tiene una pendiente muy pronunciada

da' desde el punto C' hasta el punto de fusión del carbono ($\pm 3500^{\circ}\text{C}$). Es preciso notar en este contexto que para las temperaturas usuales, debido a lo pronunciado de la línea de líquido C'D', el límite de solubilidad ya se alcanza con un carbono de 5%.

El sistema metaestable Fe-Fe₃C es completamente análogo al estable de hierro-grafito. En el diagrama Fe-Fe₃C la línea vertical DL representa su límite hacia la derecha. No se sabe si el punto D es un máximo o un codo en la línea de líquido, como sería normal para un producto intermetálico. La existencia de límites de solubilidad cerca de la vertical de concentración DL solamente está conocida para temperaturas bajas en condiciones muy inestables (véase el carburo-ε).

La diferencia entre el sistema estable y el metaestable es muy relativa: el grado de estabilidad depende de muchos factores, principalmente de la temperatura y de los elementos de aleación adicionales. En aceros, solamente existe el sistema metaestable, mientras que en la fundición pueden coexistir los dos sistemas en proporciones que dependen mucho de la velocidad de enfriamiento y de la presencia de ciertos elementos de aleación. Aunque en la zona del acero (o sea C < 2.0%) el carburo de hierro Fe₃C tampoco se encuentra en estado de equilibrio termodinámico, la velocidad de la descomposición según:



es tan pequeña que se puede aceptar que el hierro se queda en condiciones de equilibrio "metaestable". Podemos considerar el diagrama binario Fe-Fe₃C en esta zona de acero como un diagrama de equilibrio y para la discusión de los aceros, solamente se utilizará este diagrama metaestable.

En primer lugar tenemos que llamar la atención sobre los datos de concentración y temperatura, dados en los diagramas de este texto, ya que pueden desviarse bastante de otros valores que aparecen en la literatura específica.

Hansen, por ejemplo da los puntos siguientes para elementos muy puros y en condiciones de equilibrio:

P:0.02%C; S:0.50%C; E:2.06%C; H:0.10%C; J:0.16%C; B:0.51%C.

Hace poco tiempo, se encontraron en condiciones experimentales óptimas los valores:

C:1158°C; C:1150°C; E:2,1%C; S:727°C y 0.76% C.

Debido a las 3 variedades alotrópicas del hierro (α , γ y δ) y a las diferencias con respecto a la solubilidad del carbono en estas formas alotrópicas, aparecen en el diagrama de equilibrio las zonas de solubilidad sólida homogénea y las zonas bifásicas correspondientes.

La pequeña zona de existencia de la fase δ homogénea está separada del metal fundido y de la fase γ respectivamente por las zonas bifásicas AHB (líquido + δ) y HNJ (γ + δ): la zona homogénea de solución sólida α está limitada por las zonas bifásicas GPS (α + γ) y PQLK (α + Fe_3C). Por otro lado, la zona de solución sólida γ , la cual es mucho más extendida debido a la gran solubilidad del carbono en la red ccac, está limitada por una primera zona bifásica donde γ está en equilibrio con el metal fundido, por una segunda zona en donde está en equilibrio con δ y por una tercera donde está en equilibrio con Fe_3C .

En realidad, las líneas que delimitan las diferentes zonas del diagrama representan las variaciones de las transformaciones en el acero en función del contenido en carbono y de la temperatura. Conviene observar aquí que con excepción de la transformación magnética A_2 (línea MO), todos los cambios de fase están afectados mucho por variaciones relativamente ligeras de la concentración en carbono, como se describe a continuación.

El punto de fusión del hierro disminuye con mayor contenido en carbono y esto en mayor grado durante la formación de la fase δ , donde se alcanza más rápidamente la saturación, que durante la formación de la fase γ . Por otro lado, el punto de la transformación A_4 sube y aquel de

la transformación A_3 baja con mayor contenido en carbono. Además, debido a la ocurrencia de zonas bifásicas, se extiende sobre una zona de temperatura más larga. La temperatura de la transformación magnética únicamente baja muy poco con aumento de carbono. Desde el punto O la temperatura de transformación magnética en función de la concentración sigue la línea OS, o sea coincide con la temperatura de la transformación ($\gamma + \alpha$).

Desde una concentración de carbono de 0.87%, coincidiendo con el punto eutectoide S, las transformaciones magnéticas y de fase $\gamma + \alpha$ se quedan a la temperatura fija de 723°C, los puntos A_3 y A_2 coinciden con el punto A_1 . También el carburo de hierro Fe_3C experimenta una transformación magnética, pero de poca importancia, situada a unos 210 - 220°C. El punto de Curie de los per-carburos (Fe_2C) es superior, lo que permite una identificación de los carburos.

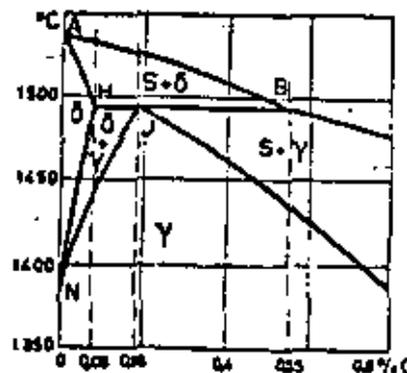


Figura 55 : Detalle del diagrama Fe-C, fase - δ .

En el estudio de la solidificación y de las diferentes transformaciones del acero, se diferencia entre los aceros con menos de 0.55% C, los cuales forman la fase δ durante la solidificación, y los que tienen más carbono, solidificando directamente en la red cúbica a caras centradas de la fase γ (Figura 55). A su vez, éste último grupo puede dividirse en los aceros hipoeutectoides e hipereutectoides, depen-

diendo de si tienen menos o más de 0.87 de carbono.

Transformaciones de equilibrio durante el enfriamiento lento:

1º. A partir de un acero líquido con menos de 0.08% de carbono (Fig. III-2-2), se precipita durante el enfriamiento, pasando la línea de líquido AB, una solución sólida de carbono de hierro cúbico centrado en el cuerpo, llamada fase δ , cuya concentración en carbono varía según la línea de sólidos AH. Cuando esta solución insaturada llega a la línea HN, se forma desde ésta la fase γ , correspondiendo a la línea JN, hasta que la transformación $\delta \rightarrow \gamma$ sea completa y no quede más que solución sólida γ .

Con un contenido entre 0.08 y 0.18% de carbono, se forma en primer lugar la fase δ , mientras que el metal líquido se enriquece en carbono hasta el punto B, de modo que a partir de este momento se formará también la fase γ según la reacción peritética:



hasta que el líquido B esté agotado. Durante el enfriamiento ulterior, la composición de las dos fases evoluciona según las líneas HN y JN: ambas fases disminuyen en contenido en carbono, pero la cantidad relativa de la fase γ aumenta hasta que la fase δ desaparezca totalmente, quedando solamente cristales γ .

También aceros con contenido entre 0.18 y 0.55% de carbono forman en primer lugar la fase δ , hasta que el metal líquido logre la composición B. A esta temperatura transcurre la reacción peritética con la formación de γ_J , ahora hasta el consumo total de fase δ . Durante el enfriamiento ulterior, la composición de la fase γ evoluciona según JE hasta que el líquido sea consumido y quede solamente la fase γ .

2º. De un acero líquido con contenido en carbono entre 0.55 y 1.7% cristalizan durante la solidificación directamente cristales de la fase γ . La zona bifásica muy larga ($S + \gamma$) y el intervalo de so-

olidificación, son dos factores importantes que favorecen una segregación de solidificación.

A pesar de la gran velocidad de difusión del carbono disuelto intersticialmente, pueden ocurrir importantes diferencias de concentración en los casos de enfriamiento relativamente rápido cuyas consecuencias se observan sobre todo durante las transformaciones posteriores de la fase γ . Sin embargo, los diferentes tratamientos a los cuales está sometido la mayoría de los aceros, como recocido, laminado, forjado, etc., los cuales se efectúan a temperaturas de existencia de la fase γ , bastan generalmente para asegurar la homogeneización de la concentración de carbono.

3.2.2 Impurezas e inclusiones

Incluso impurezas disueltas en el metal líquido pueden ocasionar fenómenos de segregación muy importantes en el metal solidificado. Sobre todo los elementos S y P pueden ser comparados con el carbono a este respecto, pero las consecuencias de estas segregaciones son mucho más graves y peligrosas, porque es casi imposible eliminarlas por un recocido de homogeneización.

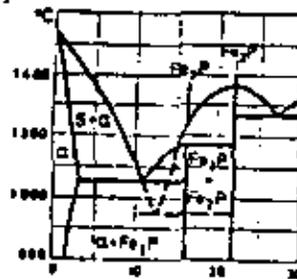


Figura 56 : Diagrama de equilibrio Fe-P.

El sistema binario Fe-P (Figura 56), presenta al lado rico en hierro una zona de solución sólida, así como una importante zona bifásica de separación de fases que termina con un eutéctico Fe-Fe₃P. A pesar de que el contenido en fósforo de un acero sea generalmente mucho menor que el contenido en carbono, la segregación en el caso del fósforo es mucho más importante porque la difusión de sus átomos muy grandes es mucho más lenta, y también mucho más peligrosa porque se trata de una impureza que puede empeorar mucho las propiedades mecánicas del acero cuando los límites de grano se enriquecen de fósforo.

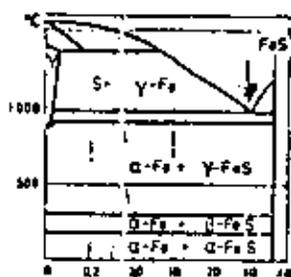


Figura 57 : Diagrama de equilibrio Fe - S.

Al contrario del fósforo, cuya solubilidad en el estado sólido puede compararse con la del carbono, el azufre casi es insoluble en el estado sólido del hierro (Figura 57). Como se muestra en el diagrama de equilibrio Fe-S, aún pequeñas concentraciones de azufre formarán en los límites de grano el eutéctico Fe-FeS, con bajo punto de fusión, especialmente durante el fin de la solidificación. Este aparece generalmente en la conocida "segregación en bloque" de azufre en lingotes de acero.

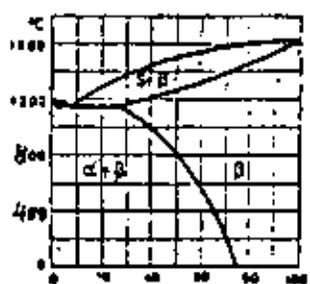


Figura 58 : Diagrama de equilibrio
FeS - MnS.

Por suerte existe la posibilidad de reducir esta segregación de azufre por la adición de Mn (manganeso). El sulfuro de manganeso MnS tiene un punto de fusión más alto que el acero, de modo que los cristales de MnS se cristalizan primero, lo que evita en gran parte una segregación nefasta de azufre en los límites de grano y reduce también la segregación en bloque (Figura 58).

Muchas otras impurezas producen inclusiones en el acero en forma de óxidos, silicatos, aluminatos, etc... Generalmente, estas inclusiones tienen un punto de fusión más alto que el acero y por eso su distribución será arbitraria con referencia a la estructura primaria del acero. Una excepción es el óxido de hierro FeO que tiene un punto de fusión de 1388°C. Este óxido aparece solamente en aceros no desoxidados o insuficientemente desoxidados, donde el óxido segrega en los límites de grano y provoca junto con el FeS la fragilidad en caliente que lleva a la formación de grietas.

La forma y localización de estas inclusiones depende fundamentalmente de la interacción entre los diferentes elementos, de modo que su influencia sobre las propiedades mecánicas del acero puede ser reducida al elegir cuidadosamente la concentración y la proporción de los elementos de elaboración y de las impurezas.

El estudio de las inclusiones en el acero puede dar indicaciones importantes sobre las posibilidades de utilización y sobre la elaboración anterior de un determinado acero, ya que se puede deducir del tipo de inclusión, de su forma, tamaño y cantidad no solamente el grado de pureza y unas propiedades mecánicas, sino también a menudo el método de elaboración, el tipo de adiciones y el tipo de conformado (laminado, forjado, etc.,) al cual fué sometido el acero.

Las inclusiones se clasifican según su composición en inclusiones metálicas (MnS, FeS) e inclusiones no metálicas (óxidos, silicatos, etc.), según su tipo de formación en inclusiones endógenas y exógenas.

Las inclusiones endógenas se forman durante la solidificación del metal fundido, o bien por cristalización, o bien por reacción química. Las inclusiones exógenas constan en gran parte de escorias y partes del material refractario que se incluyen durante la solidificación.

1º.- Inclusiones Endógenas.

Este grupo se refiere principalmente a los sulfuros, óxidos, silicatos, aluminatos y nitratos de hierro y de los principales elementos acompañándole, que se formaron por reacciones en el metal fundido o durante la solidificación. De este grupo importante solamente trataremos los más sobresalientes.

- FeS

En el diagrama de equilibrio (Fe-FeS (Figura 57); se observa que la solubilidad máxima del azufre en el hierro y es de unos 0.05%. Esta solubilidad se reduce aún más con reducción de temperatura y llega casi hasta cero para el hierro - α . Se podría esperar entonces que el azufre se encontrara como eutéctico en los límites de grano. Sin embargo, Fe y FeS forman un eutéctico anormal en presencia de grandes cantidades de cristales primarios de Fe durante el cual el Fe eutéctico crece sobre los cristales γ existentes, de modo que los límites de grano sólo contiene FeS puro.

En la metalografía se puede reconocer el FeS en el acero por su color amarillo marrón, su forma oblonga y su localización en los límites de grano.

La segregación en bloque del azufre puede ser demostrada con el procedimiento de BAUMANN: un papel fotográfico está impregnado con una solución de 3% de ácido sulfúrico y apretado sobre la superficie pulida. En las zonas donde hay azufre, se forma el gas H_2S , el cual reacciona con la sal de plata de la emulsión fotográfica y forma una negrura local de sulfuro de plata. Un fijador fotográfico usual permite conservar la "imagen" de la distribución del azufre.

Pequeñas cantidades de FeS que no forman un contorno continuo de los granos, provocan la llamada "fragilidad roja" que fragiliza el acero y dificulta su forjado en el rango de temperatura de $800^\circ - 1000^\circ C$. Este efecto desaparece a temperaturas superiores. Cantidades mayores de FeS que contornan casi totalmente el grano, provocan la llamada "fragilidad en caliente" por arriba de $1000^\circ C$, provocado por un comienzo de fusión en los límites de grano.

- MnS

Se podría esperar del diagrama de la Figura 58 que cristales de solución sólida FeS-MnS aparecieran en todos los aceros. En realidad, se encuentran casi solamente inclusiones de MnS, los cuales, por consecuencia de su formación primaria, pueden crecer libremente en el metal fundido hasta formar cristales poliédricos y se encuentran siempre fuera de los límites de grano del hierro - γ . Sin embargo, los límites de grano del hierro - α , después de la transformación $\gamma + \alpha$, pasan a menudo a lo largo de estas inclusiones. En metalografía se reconoce el MnS a su forma poliédrica y su color gris-azul.

- Los sulfuros de los elementos de aleación Ni y Mo forman inclusiones de bajo punto de fusión análogas al FeS, mientras que los sulfuros de los elementos Cr, Be, y Zn cristalizan primero como en el caso de

MnS, debido a sus altos puntos de fusión.

Las inclusiones de sulfuros son bastante plásticas a la temperatura de laminado o de forjado del acero. Se deforman plásticamente durante estas deformaciones de amasar y los productos finales demuestran una orientación pronunciada.

- FeO

Entre los diferentes óxidos de hierro, casi solamente aparece el FeO como inclusión, debido a las bajas concentraciones de oxígeno en el acero. Este óxido, llamado "wustita", es una fase intermedia entre Fe y O con amplios límites de solubilidad, que funde a una temperatura entre 1370 y 1424°C y pertenece entonces a los componentes de última solidificación. El óxido aparece generalmente en forma de bolitas de aspecto vidrioso, cuyo color puede variar desde amarillo-verde hasta rojo. Como FeO y FeS pueden formar un eutéctico, ambas formas de inclusión se encuentran generalmente en unión: en el centro de la inclusión compleja está el compuesto que está en exceso, envuelto con el eutéctico de los dos compuestos.

- MnO.

Debido a su alto punto de fusión (1700°C), el MnO cristaliza primariamente y se encuentra generalmente en el centro de los granos de hierro - γ . Su forma es menos poliédrica que aquella del MnS y con contenidos altos de Mn se forman pequeñas dendritas de color marrón oscuro hasta negro, dentro de los granos.

- SiO₂ y silicatos.

El silicio, utilizado como desoxidante, forma SiO₂ durante el procedimiento de afinado del acero o con el oxígeno disuelto, el cual puede ocurrir como inclusión libre o formar silicatos con otros óxidos metálicos. SiO₂ forma inclusiones redondas, de aspecto vidrioso, que pueden identificarse fácilmente por medio de la luz polarizada. Los silicatos

endógenos son generalmente inclusiones redondeadas y vidriosas de color muy variable, a menudo asociadas con óxidos y sulfuros. Son constituyentes muy duros que casi no se deforman en el laminado y forjado y pueden distinguirse por ésto de los óxidos y sulfuros.

- Al_2O_3

El aluminio, que también se utiliza en la desoxidación, forma pequeños cristales duros de Al_2O_3 con punto de fusión de $2050^\circ C$. Estos cristallitos se encuentran a menudo en dispersión irregular como aglomeraciones o bandas.

2º.- Inclusiones exógenas.

Estas se introducen al acero durante la colada y constan principalmente de silicatos en general, provenientes de la erosión del material refractario del equipo de colada o de adiciones no disueltas de elementos o aleaciones de alto punto de fusión. Inclusiones grandes de silicatos se reconocen generalmente por su estructura vidriosa y la forma redondeada; su color puede variar mucho según la composición.

3.2.3 Macroestructura del acero

Cuando se examina una probeta metalográfica de acero con pequeña ampliación, de modo que las diferentes fases no aparecen, se observa que en general y especialmente después de un ataque adecuado, una estructura homogénea solamente ocurre en casos excepcionales. Esta macroestructura (o sea el aspecto, macroscópico de la heterogeneidad) es la consecuencia de heterogeneidades cristalográficas y químicas, de distribuciones irregulares de inclusiones y fases, lo que aparece después del ataque como zonas con diferentes grados de corrosión. Además, heterogeneidades físicas como diferencias en tamaño de grano u orientaciones locales preferidas pueden aparecer de este modo.

Con excepción de las estructuras que se forman durante los tratamientos térmicos o por diferencias locales en la velocidad de enfriamiento, la macroestructura está ocasionada por fenómenos que ocurren durante la solidificación. Los tratamientos ulteriores que el acero experimenta, como forjado y laminado, pueden modificar totalmente la estructura primaria, pero generalmente estos procesos no tienen la posibilidad de hacer desaparecer las heterogeneidades químicas. Como la cristalización primaria (es decir: la solidificación) es decisiva para la heterogeneidad final y además influye mucho en la macroestructura del producto deformado, se habla en esta relación del "carácter hereditario" que existe entre el producto acabado y la estructura primaria. Debido a eso, es posible deducir hechos referentes a la solidificación primaria y a otros tratamientos que experimentó el material a partir del examen macroscópico del acero acabado. En muchos casos es posible sacar conclusiones de este examen sobre la calidad de una determinada clase de acero o de un producto acabado.

3.2.3.1 El lingote

El acero destinado al laminado o forjado se vacía casi únicamente en forma de lingotes en moldes de fundición, llamados lingoteras. La solidificación y entonces también la estructura primaria dependen sobre todo del tamaño y de la forma del lingote.

Examinamos primero el mecanismo de la solidificación del acero líquido contra la pared fría y maciza del molde. Debido a las diferencias en condiciones de solidificación, especialmente en el alcance de la velocidad de enfriamiento, es posible discernir 3 zonas diferentes desde la pared del molde hasta el corazón del lingote: Figura 59.

1ª.- La zona de templado.

Debido a la muy alta velocidad de enfriamiento de la capa delgada de acero líquido que está en contacto directo con la pared del molde, ocurre localmente un fuerte subenfriamiento y un alto grado de nucleación, el cual produce muchísimos cristálitos muy pequeños, con una orientación casi al azar.

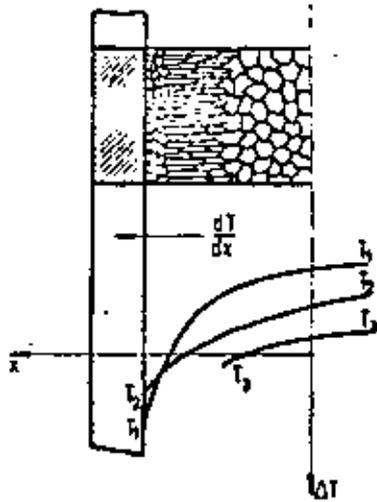


Figura 59 : Solidificación de un lingote.

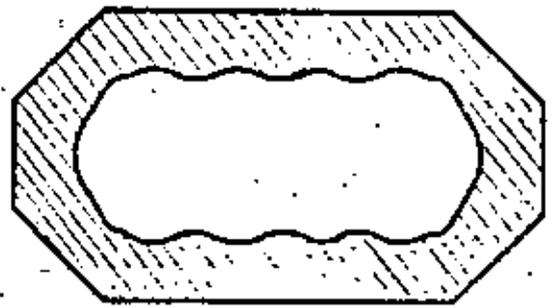
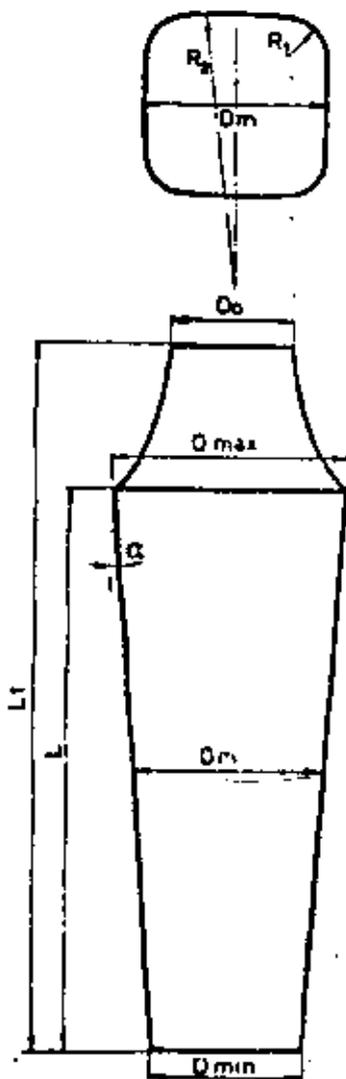


Figura 61 : Perfil transversal de molde del tipo: "corrugated mould"

Figura 60 : Forma y proporciones de lingote usual : $L_t = 1,25 L$
 $D_m : L/3$
 $0,15 D_m R_1 \quad 0,2 D_m$
 $R_2 = 1,5 D_m$
 Conicidad 7 a 8 %

2º.- La zona columnaria o de tallos.

Esta zona, representa el mayor volumen del lingote. La velocidad de crecimiento de los cristales es máxima en la dirección del mayor gradiente de temperatura, o sea perpendicular a la pared del molde. Así se forman "cristales de tallos", o sea cristales de forma alargada o dendritas dirigidas hacia el centro del lingote.

3º.- La zona central no dirigida.

Debido a la reducción de la velocidad de enfriamiento, los cristales de la zona central del lingote pierden poco a poco su dirección de crecimiento preferencial y no forman una estructura dirigida. Además se segregan en esta zona la mayoría de las impurezas.

Desde luego la transición entre estas zonas es paulatina y el volumen relativo de cada zona está determinado por varios factores, como la masa relativa del lingote y del molde, la temperatura de colada, las condiciones de enfriamiento, etc...

Un molde con pared completamente plana dirige las dendritas primarias de modo paralelo en una sola dirección, o sea perpendicularmente a la pared del lingote. Esto significa que la orientación preferencial, y entonces también la dependencia de la dirección (anisotropía) de las propiedades mecánicas, la cual es muy nefasta para el laminado y forjado, será tanto más grande cuanto más grande sea la superficie plana de la pared del lingote.

La superficie en la dirección longitudinal del lingote, tiene que ser plana para posibilitar la salida del lingote de su molde. Sin embargo, en la dirección transversal, se puede modificar la cristalización primaria por la opción de un determinado perfil de lingote.

El perfil transversal más sencillo es el circular. Sin embargo, el perfil circular tiene desventajas importantes, por las cuales casi nunca se utiliza: las dendritas primarias convergen hacia un solo punto y la segregación en el corazón del lingote es tan favorecida que la acumulación de impurezas haría inutilizable el lingote. Además en un lingote de forma circular, aparecen dendritas del mismo tamaño por toda el área lo que es desfavorable para la deformabilidad. Finalmente la forma redonda es muy poco práctica para el taller de laminado y forjado.

En la práctica, se trata no sólo de modificar la dirección de crecimiento de las dendritas utilizando superficies curvadas, sino además de variar la longitud de las dendritas impidiendo su crecimiento y disminuyendo de esta manera lo más posible la segregación de los elementos de última solidificación. Sin embargo, el criterio final para la forma de un lingote será la facilidad del laminado, que depende en gran parte de la estructura primaria.

Los perfiles de lingote utilizados en la práctica representan inevitablemente un compromiso entre las exigencias en relación a la homogeneidad y laminabilidad de los lingotes y el rendimiento en la colada y en el laminado. Es comprensible que tanto la forma como el tamaño de los lingotes depende mucho de la clase de acero. En general se pueden distinguir 3 categorías principales de lingotes:

1º.- Para aceros finos y aleados, que se vacían en lingotes relativamente pequeños (máximo 2000 Kg.) se utilizan casi únicamente moldes de forma cuadrada con "hot top", representado en la Figura 59. El "hot top" o "cabeza perdida" se obtiene con un molde separado de conicidad contraria, colocado sobre el molde principal, recubierto interiormente con material refractario para conservar la parte superior del molde durante un tiempo lo más grande posible en el estado líquido, y localizar así el rechupe y la segregación en la parte superior, la cual se elimina después. A menudo, la superficie libre del lingote se cubre inmediatamente después de la colada con una capa de polvo alúmino-térmico ($FeO + Al$).

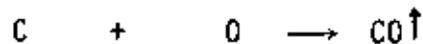
Con la representación esquemática de la Figura 60, la cual indica las dimensiones estandar de moldes para aceros especiales, se puede llegar a una vista general de los factores que determinan finalmente la forma de un molde. La conicidad del lingote, necesaria para poder sacar el lingote de su molde, se reduce lo más posible para evitar diferencias estructurales en la dirección longitudinal. El centro de curvatura de los planos curvados (R_2) y de las esquinas (R_1) se sitúa fuera del centro del lingote, de modo que las dendritas crecen hacia puntos diferentes. Además se eligen forma y tamaño del "hot top" para obtener una pérdida pequeña, pero lo suficiente para incluir totalmente el rechupe.

Para lingotes más grandes (superiores a 2 toneladas) la influencia de los planos en este tipo de molde se vuelve demasiado importante y se utiliza de preferencia una superficie ondulada ("corrugated mould"), de modo que la dirección de las dendritas varíe más, mientras que en unos casos se aumenta aún más la superficie relativa de las paredes, utilizando una sección de tipo rectangular (Figura 61).

2º.- Este último tipo, y también el tipo cuadrado no ondulado se usa sobre todo para la producción en masa de acero corriente, el llamado "tonnage steel". La sección es cuadrada o rectangular, según el tipo de laminado (perfiles, productos planos), y los lingotes se cueñan sin "cabeza perdida", sea en colada por abajo, o en colada por arriba. La colada por abajo se usa en general para lingotes bastante pequeños que se cueñan en grupos por un canal central de colada con las ramificaciones necesarias. Los lingotes más pesados se cueñan únicamente por arriba, y a menudo en moldes de conicidad invertida (apertura grande por abajo).

3º.- La colada de acero no-calmando, o sea "acero efervescente" ocupa una posición especial, no tanto por el tipo de molde en cual es totalmente análogo a aquel para la colada de arriba de "tonnage steel", sino por la macroestructura muy especial. Como se sabe, la desoxidación de un acero efervescente es incompleta, de modo que durante la solidificación la desoxidación por medio del carbono tiene lugar según la

reacción:



El grado de desoxidación se elige para que la reacción sólo empiece cuando una capa de espesor determinado ya está solidificada contra la pared, de modo que el contenido en oxígeno de la zona líquida aumenta y la producción de gas comienza de repente. Ya que la producción del gas CO sigue durante toda la solidificación, se forman varios huecos. Sin embargo, esa porosidad no es inconveniente en el laminado, a condición de no llegar a la superficie, donde podrían producirse grietas. Las paredes de los huecos internos no son oxidadas (contacto con el gas CO), y se sueldan perfectamente cuando se aplanan durante el laminado.

El acero efervescente tiene unas propiedades interesantes. Por la producción de gas, el crecimiento y la dirección de las dendritas está perturbado, y la masa en solidificación se queda en movimiento. Por eso, la segregación es menos pronunciada: se encuentra siempre una primera zona de segregación en contacto con la zona exterior sin porosidad, llamada "capa de tocino" y una segunda zona en el centro. La "capa de tocino" tiene una pureza bastante alta y buena deformabilidad, lo que es especialmente importante para el laminado de productos planos que tienen generalmente criterios severos en relación a defectos de la superficie.

La macroestructura de un lingote proporciona información importante en relación con la forma del bloque, la temperatura de colada, la nucleación, la segregación de impurezas y la laminabilidad.

3.2-3.2 la macroestructura del producto deformado en caliente

Los tratamientos mecánicos como laminado y forjado cambian totalmente la estructura primaria: los ejes de las dendritas se rompen y se orientan en el sentido de la elongación del metal. Así se originan las lla

madas "fibras" del metal. Esta estructura fibrosa es una medida de la heterogeneidad que apareció durante la solidificación y además es determinante para el grado de deformación. La importante orientación preferencial provocada por las deformaciones mecánicas, y la elongación de las inclusiones acompañándola, son la causa de la diferencia de propiedades según la dirección en un producto laminado o forjado. Esta diferencia en propiedades se llama "el través" y las propiedades de resistencia mecánica y de ductilidad pueden ser bastante superiores en la dirección longitudinal que transversal.

3.2.4 Microestructura del acero

3.2.4.1 La transformación de la austenita

Todas las aleaciones con menos de 1.7% recorren durante su enfriamiento después de la solidificación total la zona homogénea γ . En este intervalo de tiempo y de temperatura, el acero se compone de un solo componente, llamado "austenita" (según Sir Robert Austin). Todos los constituyentes que pueden ser observados a temperatura ambiente con el microscopio y formados en condiciones de equilibrio o con enfriamiento relativamente lento, se forman entonces a partir de la austenita. Según el diagrama de equilibrio Fe-C (Figura 54) hay que distinguir dos transformaciones diferentes: la determinada por la disminución de la solubilidad del carbono con baja de temperatura según la línea ES, y aquella provocada por la transformación alotrópica de $\gamma \rightarrow \alpha$ según la línea GS.

La formación de fases, a partir de una solución sólida, como p. ej. la austenita, es totalmente análoga a la cristalización a partir de una solución líquida. Sin embargo, hay que tener en cuenta dos factores importantes: en las transformaciones en estado sólido el establecimiento del equilibrio es en general mucho más lento y la difusión juega un papel mucho más importante que en estado líquido. Por otro lado,

la solución sólida es menos homogénea que la solución sólida (desde el punto de vista químico) y cristalográficamente totalmente heterogénea. Esto significa sobre todo que la estructura cristalográfica de la austenita influirá inevitablemente en los constituyentes futuros, no sólo en lo que se refiere a su nucleación, sino también a su forma ulterior.

- Cuando la austenita contiene más de 0.87% C, se precipita Fe_3C durante el enfriamiento según la línea de saturación ES. Esta cementita contiene 1 átomo de carbono y 3 de hierro por "molécula", o sea 25% atómico de carbono. En porcentaje de peso obtenemos:

$$\frac{12}{12 + (3 \times 56)} \times 100 = 6.67\% C$$

Como para la mayoría de los carburos, se trata de un compuesto muy duro, el cual se sitúa en la escala de dureza Mohs entre feldespato (6) y cuarzo (7). En un acero normal, la cementita contiene siempre Mn_3C , pero estas pequeñas cantidades de Mn (manganeso) modifican muy poco la estructura cristalina y tampoco varía el contenido en carbono, porque los pesos atómicos de Fe (56) y Mn (55) se diferencian poco.

La precipitación de cementita empieza siempre en los límites de grano de la austenita, de modo que alrededor de los granos originales de austenita se forma una red de cementita, tanto más gruesa cuanto más alto es el contenido de carbono. La cantidad de cementita que se forma de este modo, es proporcional al contenido en carbono superior al punto eutectoide, y esta dada por:

$$C_m (\%) = \frac{C\% - 0.87}{6.67 - 0.87} \times 100 \text{ y tiene entonces el valor}$$

máximo de $\frac{1.7\% - 0.87}{6.67 - 0.87} \times 100 = 14.3\%$

- Cuando la austenita tiene menos de 0.87% C, la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ empieza cuando se llega a la línea GS. La fase α precipitada se llama "ferrita". Como la solubilidad de carbono en ferrita es muy pequeña, la concentración de la austenita residual aumenta según GS.

- El punto eutectoide pertenece a ambas curvas de saturación GS y ES. Esto significa que durante la formación de la ferrita según GS, la austenita no puede disolver más carbono cuando llega al punto S, ya que alcanzó la saturación total. Para una composición hipereutectoide, ($C > .87\%$) la fase austenítica llega al mismo punto S después de la precipitación de "cementita" secundaria según ES. En S tiene que ocurrir la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$: en este punto se forman simultáneamente ferrita y cementita, casi siempre como mezcla eutectoide normal, llamada "perlita".

El mecanismo de esa transformación se discutirá en detalle más adelante. Por ahora se puede decir que la perlita se forma por la división de la fase austenita en las fases ferrita y cementita. Ambas fases crecen como laminillas alternadas con un frente de crecimiento común, saliendo del límite de un grano de austenita y avanzando hacia el interior de dichos granos.

Además observamos en el diagrama de equilibrio que ni la ferrita primaria (formándose desde γ según GS), ni la ferrita que es parte de la perlita, es puro hierro- α . A la temperatura del punto eutectoide la ferrita puede disolver 0.025% C, lo que entonces representa el contenido teórico mínimo de la ferrita formada como uno de los constituyentes de la perlita. Además, los elementos de elaboración Mn y Si, así que las impurezas P y S se distribuyen con determinados coeficientes de distribución entre el hierro - α y la cementita Fe_3C , de modo que la ferrita de hecho se compone de una solución sólida compleja de pequeñas cantidades de estos elementos en hierro - α .

La solubilidad de C en hierro- α , que a $723^\circ C$ es de 0.025 %, disminuye con baja de temperatura según la línea PQ (Figura 54). Durante un enfriamiento en condiciones de equilibrio a partir de la temperatura eutectoide, el exceso en carbono se precipita en forma de películas delgadas de cementita alrededor de los granos de ferrita. La formación de esa "cementita de límite de grano" se reprime en un acero conteniendo perlita, ya que la cementita saliendo de la ferrita en el enfriamiento crece de preferencia sobre las laminillas ya existentes de cementita.

Un fenómeno análogo se produce en la formación de cantidades muy pequeñas de perlita en el punto eutecticoide. Según el diagrama se espera la formación de perlita en el punto S para cada acero con un contenido en carbono de más de 0.025%. Sin embargo, se observa la perlita a partir de un contenido en carbono de 0.06%. Para contenidos en carbono entre esos dos valores no se forma un eutéctico normal en el punto S, sino que la ferrita crece sobre los cristales primarios de ferrita, mientras que la cementita Fe_3C se precipita en forma de cementita de límites de grano.

3.2.4.2 Apariencia cristalográfica de los constituyentes

La microestructura del acero se deduce de las observaciones anteriores relacionadas con la transformación de la austenita y se presenta en gráfica en la Figura 62 en la cual se observa que un acero hipoeutectoide se compone de ferrita + perlita, un acero eutectoide únicamente de perlita y un acero hipereutectoide de perlita + cementita.

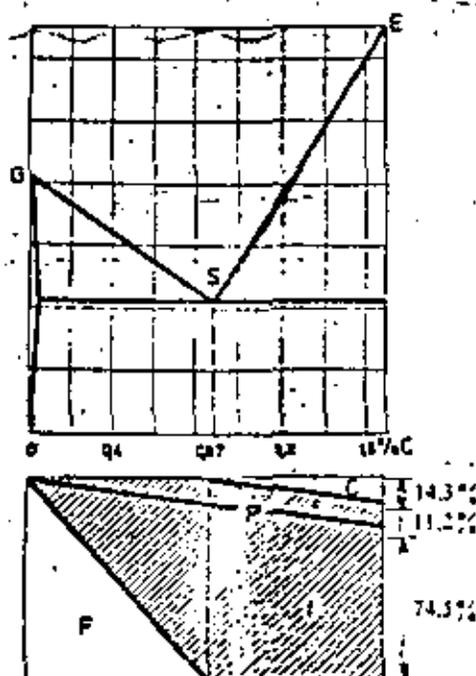


Figura 62 : Diagrama estructural de acero:

- F = % ferrita libre
- c = cementita en perlita
- P = % perlita
- f = ferrita en perlita
- C = % cementita libre

En la denominación de los constituyentes se hace una diferenciación según el momento de formación:

se distingue para ferrita (Figura 62).

- ferrita proeutectoide : formada sobre GS.
- ferrita eutectoide : formada en el punto S.

para cementita:

- cementita primaria (en fundición) : formada sobre DC.
- cementita eutéctica (en fundición) : formada en C.
- cementita secundaria o proeutectoide : formada sobre ES.
- cementita eutectoide : formada en S.
- cementita terciaria (en general cementita de límite de grano): formada sobre PQ.

La apariencia metalográfica de los constituyentes de una serie de aceros con contenido en carbono aumentando se ilustra en varias micrograffas. En relación con la forma y el tamaño de los granos, hay que observar que esos no tienen ninguna relación con el tamaño original de la austenita, ya que la transformación de la austenita empieza en los límites de grano de la austenita (nucleación), de modo que el centro de los granos de ferrita corresponde más o menos con los límites primarios originales de la austenita. En general, el número de granos de ferrita será más grande que el número original de granos de austenita. La perlita se forma en principio como pequeñas islas entre los granos de ferrita, y con contenidos más altos en carbono está rodeada por una red de ferrita. El acero eutectoide es totalmente perlítico, los granos se pueden distinguir únicamente por la orientación diferente de la perlita.

En el acero hipereutectoide aparece una red continua de cementita secundaria o proeutectoide. Esta se forma en los límites de grano de la austenita, mientras que los granos de perlita crecen desde las líneas de cementita hacia el interior de los granos originales de austenita.

En las micrograffas se observa que durante el ataque normal con nital (3% HNO_3 en alcohol) ni la ferrita, ni la cemntita proeutectoide se

coloran. Sin embargo, el constituyente perlita, que es la mezcla eutectoide de las fases ferrita y cementita, tiene un color obscuro. Con ampliaciones pequeñas hasta medias, el constituyente perlita aparece de color gris. Estas mismas zonas observadas en ampliaciones superiores (p. ej. 1300), se convierten claramente en zonas de líneas alternadas blancas y negras. Entonces surge la pregunta: ¿qué fase de la perlita tiene el color obscuro?. Además, es extraño que aún en ampliaciones ópticas muy fuertes, la anchura de las líneas blancas y negras en perlita es casi igual, a pesar de que se sabe que la perlita contiene 13 % de cementita y 87 % de ferrita. La proporción en volumen entre cementita y ferrita es entonces de 1/6.5.

En fotografías con el microscopio electrónico aparece claramente que el contraste en la imagen se forma en realidad por una desnivelación formada por el ataque, durante el cual la cementita es menos atacada, y su aparición en relieve es aún aumentada (como es la fase más dura, ya tenía un relieve después del pulido). En un ataque ligero, son en primer lugar los límites entre ferrita y cementita que se disuelven, en un ataque más fuerte, se excava la ferrita entre las laminitas de cementita.

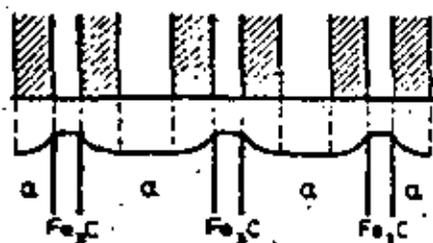


Figura 63 : Representación esquemática del relieve de perlita atacada y de la imagen óptica.

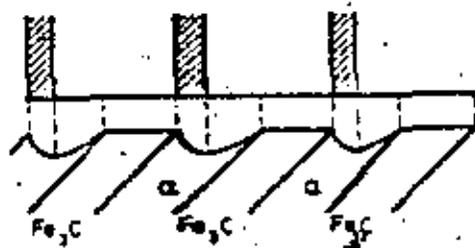


Figura 64 : Reducción del número de líneas en corte inclinado.

Las líneas oscuras de la perlita en el microscopio óptico se deben a la dispersión de la luz en las paredes inclinadas de la ferrita (Figura 63). Eso explica también porqué en la imagen óptica de la perlita, la distancia aparente entre las laminillas varía mucho con la inclinación de éstas en relación con el plano de pulido (Figura 64). Cuando las laminillas de cementita forman un ángulo pequeño con el plano de pulido, la excavación se vuelve asimétrica, de modo que el número de líneas oscuras disminuye a la mitad.

3.2.4.3 Propiedades mecánicas de los constituyentes

Las propiedades mecánicas de los constituyentes en forma de monocristales o de granos separados tienen sobre todo un valor teórico. Sin embargo, si se dan como valores promedio de una masa policristalina de un solo constituyente, es posible calcular con esos las propiedades mecánicas de un acero en función de su estructura (Fig. III-2-9 y III-2-12). En relación con ésta, queda claro que no existe una resistencia real a la ruptura para cementita, mientras que el valor hipotético de 3.5 Kg/mm^2 tiene poca importancia en la práctica.

Como valores aproximados se utilizan:

	ruptura	A	D. Brinell
ferrita	28 Kg/mm^2	50 %	80
perlita	80 Kg/mm^2	10 %	200
cementita	- - -	0 %	700

Estas propiedades dependen de la estructura, por ejemplo del tamaño del grano y de la composición, los valores indicados valen para la composición de un acero normal y para la estructura perlítica normal. Con estos valores se puede calcular la resistencia a la ruptura para aceros hipoeutectoides en estado normal, con contenidos normales en impurezas, en función del porcentaje en ferrita (F), perlita (P) y del contenido en carbono (C).

$$\sigma_r = \frac{28 F + 80 P}{100} = 0.28 F + 0.80 P$$

$$\sigma_r = 0.28 + 0.52 P \quad (\text{ya que } F=100-P)$$

$$\sigma_r = 28 + \frac{0.52 C}{0.87} \times 100 = 28 + 59.77 C = 28 + 60 C$$

La Figura 65 da las propiedades mecánicas de un acero normal con estructura normal en función del contenido de carbono.

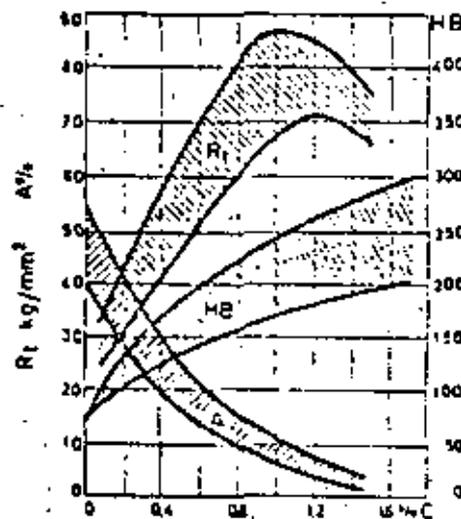


Figura 65: Propiedades mecánicas de acero en función del contenido en carbono.

3.3 Transformaciones de las aleaciones Fe-C

3.3.1 Austenitización

Se entiende con el término "austenitización del acero" la formación de la fase austenita, más o menos homogénea, a partir de la mezcla de las fases ferrita más cementita. De hecho, aún si se empieza con martensita, este constituyente se descompone en ferrita y cementita durante el calentamiento, y esto ocurre además antes de alcanzar el punto figurativo de la composición en la zona austenítica homogénea.

En este caso, se trataría de una dispersión muy alta de las partículas de cementita en la matriz de ferrita y la austenitización se aceleraría, pero en principio se trata igualmente de formar austenita a partir de la mezcla de las fases ferrita y cementita.

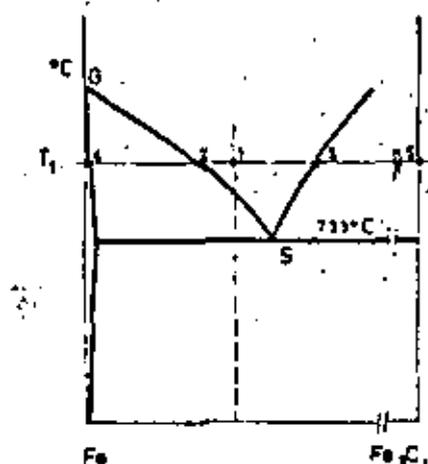


Figura 66 : Concentraciones durante el proceso de austenitización

Es muy importante estudiar el mecanismo de la formación de austenita. Para eso, tomemos un acero de composición hipoeutectoide 1 (Figura 66). Debajo de la temperatura eutectoide encontramos partículas de cementita en una matriz de ferrita. Si calentamos la probeta a la temperatura T_1 , la cementita (punto 5) en contacto con ferrita (punto 4)

ya no es estable. A la temperatura dada la cementita reacciona en seguida con la ferrita adyacente, formando una capa de austenita alrededor de la partícula de cementita. Desde que una parte de austenita se formó entre la cementita y la ferrita, aparece la configuración siguiente: cementita (punto 5), austenita en contacto con cementita (punto 3), la misma austenita en contacto con ferrita (punto 2) y ferrita (punto 4). Se observa entonces, que desde el principio, la fase austenítica tiene un gradiente de concentración en carbono (de 3 a 2). Durante el crecimiento ulterior de la zona austenítica, los valores límites 2 y 3 de la concentración en carbono permanecen constantes en la austenita hasta que la última partícula de cementita se disuelve. Mientras esto ocurre, la concentración máxima en carbono en austenita se reduce poco a poco del punto 3 al punto 1.

La concentración mínima en carbono en austenita (punto 2) también permanece constante tanto tiempo como esté presente la ferrita.

Cuando la última ferrita se transforma en austenita, esta concentración mínima evoluciona del punto 2 hacia el punto 1. Finalmente, la austenita tiende a la concentración homogénea en carbono representada por el punto 1. Para una composición hipereutectoide, el mecanismo de la austenización es análogo, sólo que la ferrita desaparece en primer lugar y la cementita después.

3.3.2 Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la transformación gama - alfa

Durante la discusión de la transformación del hierro puro se observó ya que el punto de transformación $\gamma - \alpha$ se desplaza hacia menores temperaturas cuando aumenta la velocidad de enfriamiento. El carbono en solución aumenta aún más este fenómeno, de modo que la represión de esta transformación aumenta con el contenido en carbono para una velocidad de enfriamiento constante. Mientras que esta represión en el hierro puro es principalmente un fenómeno de histéresis y relacionado con la energía de nu-

deación del hierro - α , en las aleaciones hierro - carbono ocurre además un desplazamiento del equilibrio local por la difusión lenta del carbono en la austenita.

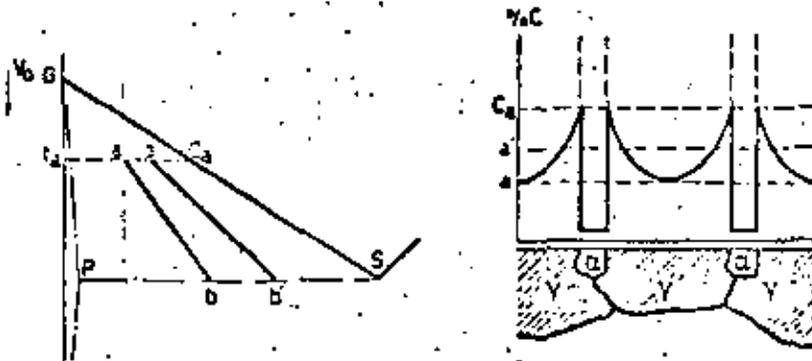


Figura 67 : Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la transformación gama-alfa

Si por ejemplo, un acero con un contenido en carbono de 0,2% se enfría desde la zona homogénea austenítica con una velocidad de enfriamiento constante, la formación de los primeros cristales de ferrita no empieza sobre la línea de equilibrio FS (Figura 67), sino en un punto "a" situado más abajo. Si en "a" se han formado los primeros cristales de ferrita, el carbono que estaba en este lugar se está desalojando hacia la austenita alrededor y ésta austenita, en contacto con la ferrita, tiene entonces una concentración representada por C_a (Figura 67), ya que ésta es la concentración de la austenita en equilibrio con ferrita a la temperatura T_a . Con el enfriamiento ulterior, la concentración en carbono de la austenita evoluciona en el límite austenita-ferrita según C_aS y en la austenita a distancia máxima de ese límite según una línea como ab . La concentración promedio del carbono en la austenita evoluciona según $a'b'$. La línea ab representa además las temperaturas de comienzo de la transformación en función del contenido en carbono para la velocidad de enfriamiento $V = V_0$. La línea ab no sólo está situada abajo de GS , sino que además tiene una mayor inclinación, ya que la estabilidad de la austenita y también el subenfriamiento, aumentan cuando el

contenido en carbono de la austenita residual aumenta. La distribución del carbono que se establece en este mecanismo está representado esquemáticamente en la Figura 67.

En las zonas de austenita con menor contenido en carbono, pueden formarse nuevos cristales de ferrita, lo que reduce la distancia de difusión y afecta el subenfriamiento de la transformación. Como se discutirá más adelante, también la forma de los cristales de ferrita depende de la velocidad de enfriamiento.

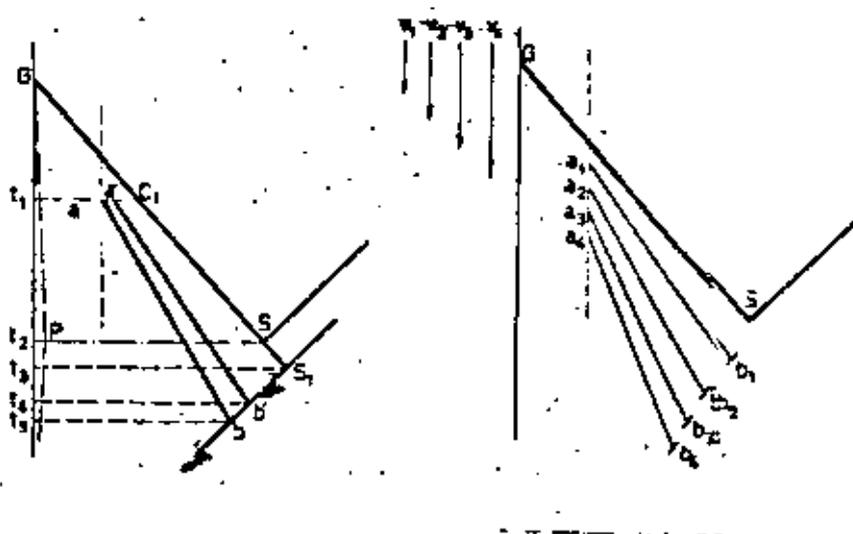


Figura 68 : Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la posición de la línea GS

La distribución heterogénea del carbono en la austenita, debido a la difusión insuficiente, tiene una influencia importante sobre la formación de perlita. Cuando la formación de ferrita, a una velocidad de enfriamiento determinada (Figura 68), comienza en "a" a la temperatura T_1 , la austenita en contacto directo con la ferrita, evoluciona durante el enfriamiento ulterior según la línea de equilibrio GS, la austenita más pobre en carbono según ab y la composición promedio según a'b'. Cuando la austenita en equilibrio llega al punto S, no se forma inmediatamente perlita a la temperatura T_2 , sino con un pequeño subenfriamiento en S_1 a la temperatura T_3 . La austenita que no está en contacto con la ferrita y que tiene un contenido en carbono menor, solamente llega al límite de saturación a una temperatura todavía más baja, por ejemplo T_4 , mientras que la austenita más pobre en carbono tan sólo llega a la satura--

ción en carbono en el punto b y precipita cementita a partir de la temperatura T_5 . La línea a'b' representa la concentración promedio de la austenita y el punto b' representa la composición promedio de la perlita.

Por lo tanto, la consecuencia es que con aumento de la velocidad de enfriamiento ($V_1 \dots V_4$) el punto eutectoide se desplaza hacia temperaturas inferiores y concentraciones en carbono inferiores (de S $b_1 \dots b_4$). La perlita se empobrece en carbono y la cantidad de perlita sobrepasa la cantidad que se puede deducir del diagrama de equilibrio.

3.3.3 Influencia de la velocidad de enfriamiento y del contenido en carbono sobre la transformación : austenita - ferrita

El mecanismo de la formación de ferrita se puede observar exactamente por medio de la metalografía. Cuando se temple una probeta desde la zona de transformación en agua, el crecimiento de los cristales de ferrita ya formados se detiene repentinamente. La austenita residual no se conserva sino que se transforma a un constituyente nuevo, llamado martensita, que discutiremos más adelante. De esa manera, a temperatura ambiente es posible distinguir exactamente entre la ferrita formada antes del enfriamiento rápido y la austenita residual; transformada en martensita durante el templeado.

Durante tal estudio de la formación de ferrita, se modifican de preferencia tres factores independientemente: el contenido en carbono de las diferentes probetas, la velocidad de enfriamiento y el grado de transformación en el momento del templeado. En estas diferentes condiciones se distinguen tres formas de cristales de ferrita, con una evolución paulatina de una forma u otra.

1º. Con velocidad de enfriamiento pequeña, contenido en carbono bajo y al comienzo de la transformación se forman en los límites de grano de la austenita cristales regulares y poliédricos de ferrita, cuyos ángulos y

aristas están más o menos redondeados por la tensión de superficie.

2º . Con un grado de deformación más avanzado, o con mayor velocidad de enfriamiento o con mayor contenido de carbono, estos cristales se forman de manera menos regular: los ángulos y las aristas aparecen más agudos.

3º . Cuando con velocidad de enfriamiento bastante grande, uno de los demás factores aumenta más, se forman cristales grandes en forma de agujas, creciendo desde los límites de grano hacia el interior de los granos de austenita y con una orientación recíproca pronunciada.

Se observa entonces que los tres factores discutidos actúan en el mismo sentido para modificar la formación de cristales desde una forma regular hasta una forma irregular de agujas. Esto se puede explicar como sigue. Durante la formación de un cristal de ferrita, el crecimiento de éste está determinado por un lado por la velocidad con la cual se transporta el calor latente de transformación y por otro lado, por la expulsión de carbono, que no puede disolverse en la ferrita formada. Cuando el calor producido y el carbono pueden ser transportados con velocidad suficiente, el cristal puede desarrollarse libremente en su forma poliédrica, con ángulos y aristas creciendo más rápidamente, pero al mismo tiempo redondeándose por la energía de superficie.

Cuando aumenta la velocidad de enfriamiento y al mismo tiempo la velocidad de transformación, es preciso transportar por unidad de tiempo más calor latente y más carbono. Esto favorece el crecimiento de las aristas y puntas de los cristales de ferrita, ya que en ellos el calor puede ser intercambiado con el medio en varias direcciones, mientras que en un plano, esto únicamente ocurre en una dirección perpendicular a éste. Lo mismo sucede para la difusión de carbono que sale de la austenita. Según sigue la transformación, el contenido en carbono de la austenita aumenta en zonas cercanas de la ferrita, o, si el contenido en carbono original era alto, la difusión se hace más difícil y los cristales de ferrita crecen en forma angulosa y finalmente como agujas creciendo hacia el centro de los granos

de austenita, donde está más bajo el contenido de carbono.

Además, durante la difusión del carbono en la austenita, la anisotropía cristalográfica juega un papel importante. En la red cúbica centrada en las caras de la austenita la velocidad de difusión del carbono es mayor en una dirección paralela a los planos más compactos, o sea los planos (111). Además existe una relación cristalográfica entre la austenita y la ferrita: los planos (111) de la austenita se transforman en los planos (110) de la ferrita centrada en el cuerpo. Esto explica porqué los cristales de ferrita en forma de placas o agujas que se forman con velocidades de enfriamiento y contenidos en carbono relativamente grandes, aparecen con ángulos constantes sobre grande superficies de la probeta metalográfica, en correspondencia con la austenita original. Esto es la estructura "Widmann-Stätten", o estructura de ferrita acicular que ocurre con frecuencia en acero de colada y de soldadura.

3.3.4 Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la formación de perlita

Se estudia la formación de la perlita en el acero de la misma manera como la formación de la ferrita. Sin embargo, existe en este caso el problema siguiente: la formación de la perlita no ocurre durante un intervalo de temperatura determinado, sino, por lo menos en condiciones de equilibrio, a temperatura constante. Sin embargo, con una velocidad de enfriamiento bastante grande, también la transformación eutectoide se extiende sobre un determinado intervalo de temperatura, lo que facilita el templado (enfriamiento rápido) en la zona de transformación.

La formación de la estructura eutectoide está determinada por dos factores: la nucleación y el crecimiento de los núcleos. La perlita siempre se nuclea por medio de la cementita: los núcleos de cementita se forman generalmente en los límites de grano de la austenita donde la energía de superficie a producir es mínima y crecen hacia la fase austenítica (Figura 69a). En la cercanía inmediata de esta primera laminilla de cemen

cia de la reducción de la distancia entre las laminillas;

2º. Con un subenfriamiento importante, el potencial de nucleación aumenta y se forman más núcleos, de modo que los granos de perlita se vuelven más pequeños y más numerosos; esto es seguramente un factor acelerante;

3º. Con una baja temperatura, la perlita tiende a desarrollarse en forma de abanico o esferoidal, lo que aumenta la superficie de contacto entre la austenita y el frente de crecimiento perlítico; este factor también aumenta la velocidad de transformación.

El efecto total de estos tres factores es un aumento de la velocidad de transformación con la disminución de temperatura de transformación cuando aumenta la velocidad de enfriamiento.

En el aspecto metalográfico, esto aparece sobre todo en una estructura eutectoide más fina; las demás consecuencias acompañando el fenómeno, o sea la reducción del tamaño de los granos de perlita y el crecimiento en forma de abanico, son mucho más difíciles de observar.

Al comienzo de la investigación científica del acero, la perlita muy fina no se podía observar como tal al microscopio óptico y se consideraba como constituyente separado, llamado entonces sorbita (según Clifton Sorby, inventor del examen microscópico en la metalografía). Sin embargo, con estudios sistemáticos de las transformaciones del acero y la utilización del microscopio electrónico en la metalografía, se demostró que no hay diferencia entre la sorbita y la perlita, ni en la formación, ni en la estructura.

Con aumento de la velocidad de enfriamiento, la formación de perlita puede ser reprimida en parte o totalmente. La velocidad de enfriamiento máxima a la cual la transformación perlítica puede ocurrir totalmente para una composición determinada de acero se llama "velocidad crítica". La Figura 71 muestra la temperatura de la formación de perlita en función de la velocidad de enfriamiento. Estos puntos de transformación dinámica se llaman A_r' . Desde la velocidad crítica V_c la temperatura de

transformación baja repentinamente: un nuevo mecanismo de transformación aparece: la formación de martensita en Ar'' .

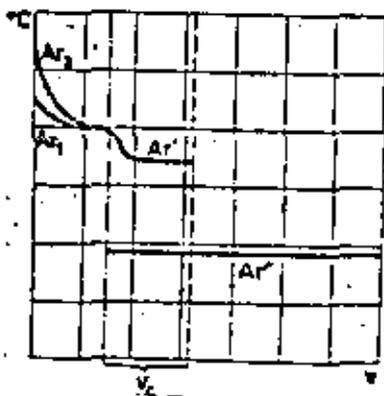


Figura 71 : Reducción de la temperatura del punto de transformación Ar_1 en función de la velocidad de enfriamiento

3.3.5 Martensita

La transformación perlítica es una reacción cuyo mecanismo está determinado por nucleación y crecimiento de los núcleos; la fase perlítica se desarrolla por el movimiento paulatino del frente de transformación, con una velocidad determinada principalmente por la difusión. El mecanismo de la formación de martensita (llamada según del metalurgista alemán Martens) es totalmente diferente: debido a la importante reducción de la temperatura de transformación, la difusión del carbono disminuye y al mismo tiempo aumenta la tendencia a la transformación, de modo que la transformación $\gamma - \alpha$ ocurre de una vez sin ninguna difusión de carbono, con un cambio brusco de la red cristalina.

En este mecanismo no se puede hablar del movimiento de un frente de reacción: llegando a una temperatura determinada (M_s = Martensita "Start" = comienzo) la transformación empieza al mismo tiempo en lugares diferentes, donde se forman partículas de martensita con aspecto de agujas, por medio de un cambio brusco de determinadas zonas de la austenita. Este

cambio brusco ocurre con una velocidad cercana a aquella de la velocidad del sonido en el acero. Únicamente bajando más la temperatura podrán transformarse otras partes de la austenita en martensita y la transformación total ocurre llegando a una temperatura mínima llamada M_f (final).

3.3.5.1 Influencia de la velocidad de enfriamiento y del contenido en carbono sobre la transformación martensítica

La Figura 72 muestra la posición de la temperatura del comienzo (M_s) y del final (M_f) de la transformación austenita-martensita en función del contenido en carbono. En esta figura se observa que la estabilidad de la austenita aumenta con el contenido en carbono y que por eso bajan los puntos M_s y M_f . Además, el intervalo M_s - M_f aumenta. Por otro lado, M_s y M_f casi no dependen de la velocidad de enfriamiento (Figura 71). Sin embargo, es preciso tener una velocidad de enfriamiento suficiente para llegar a la transformación martensítica sin formación precedente de perlita.

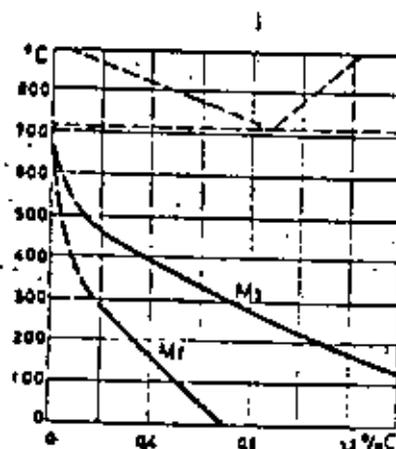


Figura 72 : Temperatura del inicio (M_s) y del fin (M_f) de la transformación martensítica en función del contenido en carbono

En relación con la Figura 72 hay que observar que la zona entre las líneas Ms y Mf no puede ser utilizada como una zona de segregación, en la cual se podría determinar con la posición de un punto, el porcentaje de cada fase según la regla de la palanca, ya que estas curvas no son líneas de equilibrio, sino que indican el comienzo y el final de un fenómeno dinámico.

3.3.5.2 La estructura de la martensita

El término "martensita" era anteriormente una denominación metalográfica para una determinada estructura de acero templado, de modo que hay que distinguir entre el término cristalográfico "martensita" que determina una solución supersaturada de carbono en hierro y el término metalográfico "estructura martensítica", ya que en dicha estructura pueden existir al mismo tiempo martensita, cementita, ferrita y sobre todo austenita residual.

Hubo muchas discusiones durante varios años en relación con la estructura cristalográfica de la martensita y su relación con el hierro - α . Mediciones exactas de los parámetros de la red por difracción de rayos X, resolvieron el problema. De la resistencia eléctrica elevada y de la densidad se pudo concluir que se trata de una solución sólida de carbono en hierro, mientras que las propiedades magnéticas demuestran una relación con el hierro - α . Se demostró en 1922 por Westgren y Phragmen, que los parámetros de aceros templados cambian mucho en función del contenido en carbono. Con aumento del contenido en carbono la red cúbica centrada en el cuerpo se transforma en una red tetragonal, con una arista (la arista "C") que aumenta linealmente con el contenido en carbono equivalente a la concentración eutectoide. Ya que la variación del parámetro "a" es relativamente pequeña, se da en general la relación c/a , la cual es una medida de la deformación de la red cúbica α (Figura 73).

En la Figura 74 se muestra la distorsión de Bain en el acero. En estos dibujos, las posiciones que ocupan los átomos de carbono se muestran por medio de puntos negros. Debe reconocerse, sin embargo, que realmen-

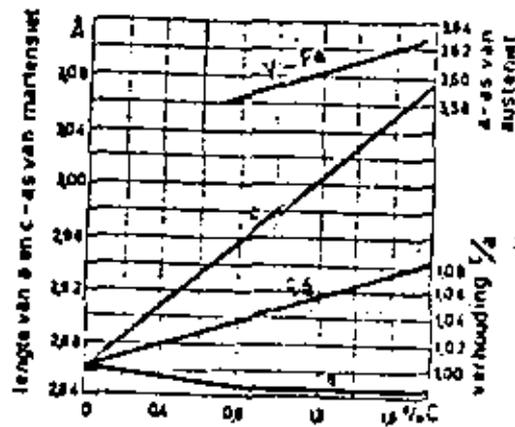


Figura 73 : Constantes de la red de la austenita y de la martensita tetragonal en función del contenido en carbono.

te en cualquier muestra de acero dada solamente está siempre lleno un pequeño porcentaje de las posiciones posibles. En la estructura cúbica centrada en las caras hay tantas posiciones posibles para los átomos de carbono como átomos de hierro. Esto significa que si se llenasen todas las posiciones, la aleación tendría una composición conteniendo 50% atómico de carbono. El máximo realmente observado es 8.9% atómico (2.06% en peso). La Figura 74A representa austenita cúbica centrada en las caras. En esta estructura, los átomos de carbono ocupan los puntos medios de las aristas del cubo y de los centros de los cubos. Estas son posiciones equivalentes, pues en cada caso un átomo de carbono se encuentra situado entre dos átomos de hierro a lo largo de una dirección $\langle 001 \rangle$. En la Figura 74B se muestran las posiciones equivalentes en la austenita, cuando se le considera una estructura tetragonal centrada en el cuerpo. Obsérvese que en esta celda las posiciones del carbono ocurren entre átomos de hierro a lo largo de las aristas de los ejes c y en los centros de las caras cuadradas en cada extremo de la celda prismática. Finalmente, en la Figura 74C se muestra la estructura martensítica. En este último caso, se reduce grandemente la tetragonalidad de la celda, pero los átomos

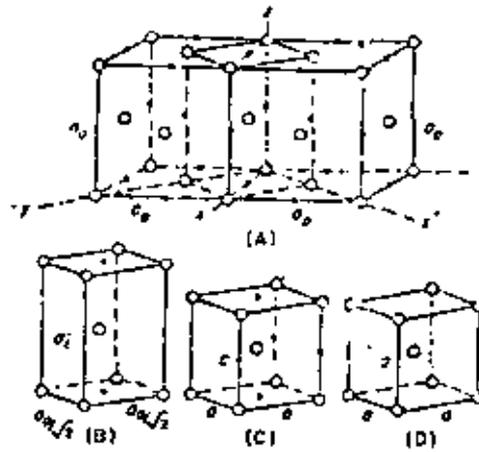


Figura 74 : Distorsión de Bain en la transformación marten-
sítica de los aceros. Los puntos negros representan
posiciones que pueden ocupar los átomos de carbo-
no. Solamente una pequeña fracción está siempre
llena. (A) Cúbica a caras centradas. (B) Representa-
ción tetragonal de la austenita. (C) Martensita
tetragonal. (D) Cúbica a cuerpo centrado.

de carbono están todavía en las mismas posiciones relativas con respec-
to a sus vecinos átomos de hierro igual que en la celda unitaria auste-
nítica. La estructura resultante es tetragonal únicamente porque los
átomos de carbono son heredados de la austenita, y la transformación
que normalmente continúa hasta la cúbica centrada en el cuerpo no es ca-
paz de completarse. Puede considerarse que los átomos de carbono defor-
man la retícula a la configuración tetragonal y la extensión de la te-
tragonalidad que ocurre puede deducirse de la Figura 73. Nótese que
los parámetros reticulares son graficados como una función del conteni-
do en carbono tanto de la austenita como de la martensita, y, en cada
caso, los parámetros varían linealmente con el contenido en carbono.

En la martensita un contenido de carbono en aumento, aumenta el parámetro del eje c, en tanto que disminuye el parámetro asociado con los dos ejes a. Al mismo tiempo, el parámetro cúbico de la austenita (a_0) crece con el aumento en el contenido de carbono. Estas relaciones se pueden expresar en términos de una simple ecuación en donde x es la concentración de carbono.

Parámetros martensíticos (Angstroms)

$$c = 2.861 + 0.116x$$

$$a = 2.861 - 0.013x$$

Parámetro de la austenita (Angstroms)

$$a_0 = 3.548 + 0.044x$$

Un simple cálculo de la relación c/a a 1.0% de carbono produce 1.045. Este número debe ser comparado a la relación correspondiente cuando se considera a la austenita cúbica centrada en las caras como una red tetragonal. Como se mencionó previamente, la relación es 1.414, de manera que en la mayoría de los aceros (con menos de 1.00% de carbono), la red martensítica es ciertamente mucho más próxima a la cúbica centrada en el cuerpo que a la cúbica centrada en las caras.

Como la martensita se forma por medio de una transformación brusca de la red austenítica, tiene que existir una relación de orientación entre ambas redes. Esto aparece claramente en la metalografía por la orientación recíproca de las agujas o laminillas de martensita: dentro de los límites de los granos de la austenita original, las agujas de martensita forman ángulos constantes, que tienen que ver con la red de la austenita. Siguiendo las investigaciones exactas con rayos X, existen dos posibilidades de orientación de la red martensítica en relación con la red original de la austenita, que están determinadas por la temperatura de formación de la martensita. Sin embargo, en la metalografía, no se puede observar esta diferencia cristalográfica.

Se puede preguntar ¿qué pasa con los átomos de carbono durante la transformación brusca de la red cristalina?. Un examen por medio de los ra-

Los X no permite determinar en qué parte de la red están ubicados los átomos de carbono. Tampoco los cálculos de los espacios disponibles ni del lugar de menor energía pudieron dar hasta ahora una solución a ese problema. Por esto, todavía no se sabe con seguridad si los átomos de carbono se encuentran en el centro de la celda unitaria como en la austenita γ , como se acepta a veces, en solución sustitucional.

El problema de saber si la formación de la martensita es un fenómeno de nucleación tampoco tiene solución hasta ahora. Tal transformación, que ocurre sin difusión y sin dependencia del tiempo, normalmente no necesita nucleación, a pesar de que a veces en casos especiales, por ejemplo en la formación isotérmica de martensita desde austenita residual (véase 3.3.5.4), la transformación está influenciada por el tiempo, por lo cual es bastante probable la nucleación.

Se acepta generalmente que la formación de martensita independiente del tiempo no empieza con núcleos, sino con heterogeneidades de la red austenítica como distribución de carbono, tensiones, dislocaciones... Esto es además una explicación para la influencia de la temperatura de austenitización y del tamaño del grano de la austenita sobre la posición del punto M_s y sobre el grado de fineza de la martensita formada.

3.3.5.3 Cambios dimensionales asociados con la formación de la martensita

Cuando la austenita se transforma a martensita, hay un cambio en volumen que puede ser calculado considerando la distorsión de Bain y los parámetros reticulares de la austenita y la martensita. Con referencia a la Figura 73 y considerando un acero con el 1% de carbono, el parámetro reticular de la austenita es

$$a_0 = 3.548 + 0.044 (1.0) = 3.592 \text{ \AA}$$

y el volumen de la celda unitaria de la austenita (forma tetragonal) es

$$V_A = a_0 \cdot \frac{a_0}{\sqrt{2}} \cdot \frac{a_0}{\sqrt{2}} = \frac{(3.592)^3}{\sqrt{4}} = 23.15 \text{ \AA}^3$$

En la martensita, los parámetros reticulares son:

$$a = 2.861 - 0.013(1.0) = 2.848 \text{ \AA}$$

$$c = 2.861 + 0.116(1.0) = 2.977 \text{ \AA}$$

El volumen de la celda unitaria de martensita es

$$V_M = c \times a \times a = 2.977(2.848)^2 = 24.14 \text{ \AA}^3$$

En consecuencia, el cambio en volumen será

$$\Delta V = V_M - V_A = 24.14 - 23.15 = 0.99 \text{ \AA}^3$$

y el cambio relativo en volumen, suponiendo que se forma la martensita desde la austenita a temperatura ambiente, es

$$\frac{\Delta V}{V_A} = \frac{0.99}{24.14} = 4.3\%$$

Cuando un acero con el 1% de carbono se transforma a martensita, hay un aumento en volumen de aproximadamente 4.3% que se puede considerar como un valor promedio, representativo de los aceros en general, que no varía mucho con el contenido en carbono. Esto es porque estamos transformando desde la austenita con una relación c/a que queda entre 1.0 y 1.090, correspondiente a la zona máxima de contenido en carbono (0. a 2% de C).

Debido a las numerosas orientaciones que las placas de martensita pueden tomar en un cristal de austenita simple, puede suponerse que la expansión en volumen es isotrópica en una muestra de tamaño suficiente. En consecuencia, se pueden utilizar los cambios en longitud para medir la deformación asociada con la reacción martensítica. A este respecto, como se muestra en los cálculos, un pequeño cambio isotrópico en la longitud es igual a un tercio del cambio en volumen correspondiente. Por tanto,

$$\frac{\Delta l}{l} = \frac{\Delta V}{3V} = \frac{4.3\%}{3} = 1.4\%$$

3.3.5.4 Austenita residual

Casi todas las aleaciones hierro-carbono contienen después del templeado, e incluso, hasta temperaturas justamente debajo de M_f , además de la martensita, siempre una parte más o menos grande de austenita residual, cu-

ya transformación a martensita sólo ocurre a temperatura mucho más baja. Esta estabilidad excepcional de la austenita se debe sobre todo a la compresión ejercida sobre la austenita por la martensita, debido al aumento de volumen acompañando la transformación martensítica (ver 3.3.5.3).

Un fenómeno que está aparentemente en contradicción con esto, es el aumento de estabilidad de la austenita, que ocurre a temperatura constante en función del tiempo. Cuando se temple un acero hasta una temperatura entre M_s y M_f , de modo que se transforma únicamente una parte de la austenita y cuando se conserva el acero a esa temperatura durante un tiempo determinado, la austenita no transformada (residual) aumenta su estabilidad y sólo se transforma a martensita a una temperatura bastante inferior a M_f . Este efecto de estabilización aumenta cuando hubo más formación de martensita en la primera fase de transformación.

Se podría encontrar una explicación a este fenómeno de estabilización a temperatura constante por medio de la desaparición o del anclaje de dislocaciones en función del tiempo bajo la influencia de tensiones mecánicas residuales.

La austenita residual tiene dos efectos importantes sobre los fenómenos de endurecimiento del acero.

En primer lugar, esta austenita puede transformarse en condiciones determinadas isotérmicamente a temperatura ambiente a martensita, de modo que en un elemento de construcción de acero templado pueden aparecer tensiones y cambios de volumen. Esto ocurre naturalmente cuando tal acero se enfría durante su uso a temperaturas bajas. Además, deformación en frío y aún choques de partes templadas pueden provocar una transformación parcial de la austenita residual.

Por otro lado, esa austenita puede transformarse durante un calentamiento en uno de los constituyentes que se discutirán en 3.3.5.5, de modo que pueden aparecer heterogeneidades importantes en propiedades y estrutura.

En aceros al carbono (no aleados) el contenido en austenita residual depende sobre todo de la concentración en carbono. Con 0.4% C, la austenita residual puede ser de un máximo de 10%, con 1.3% C más o menos 40% y con 1.7% C de 80%.

Las propiedades mecánicas de un acero con estructura martensítica dependen en primer lugar de la relación martensita/austenita residual. En la Figura 75 observamos la dureza y el volumen específico de aceros martensíticos en relación con su contenido en carbono.

Debajo de 0.3% C la estructura martensítica tiene, además de la dureza máxima muy buenas propiedades de ductilidad y tenacidad a condición de calentar el material a 150-200°C para eliminar las tensiones mecánicas provocadas por el templado anterior (recocido de alivio de esfuerzos).

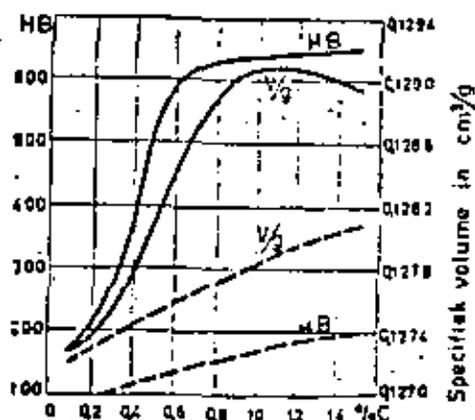


Figura 75 : Dureza y volumen específico en función del contenido en carbono para el estado martensítico (—) y el estado revenido (-----).

3.3.5.5 El revenido de la martensita

En los aceros, se usa el término "revenido" para el calentamiento de aceros templados a temperaturas entre la temperatura ambiente y la temperatura A_1 . Si la estructura no cambia por el tratamiento, como es el caso en la zona de bajas temperaturas, se habla únicamente de recocido de alivio de esfuerzos (stress relieving).

La transformación de la estructura durante el revenido es al mismo tiempo función del tiempo y de la temperatura. A temperatura ambiente, puede ocurrir una ligera modificación en la estructura martensítica después de un tiempo suficiente, a pesar de que las velocidades de difusión son muy bajas en esas condiciones. Lo que continúa sobre todo, es el aumento de estabilidad de la austenita. Sin embargo, no ocurre un cambio notable en la estructura metalográfica ni en las propiedades mecánicas.

Se distinguen cuatro pasos diferentes en el revenido de la martensita:

1°. En el primer paso, que se sitúa entre temperatura ambiente y $\pm 250^\circ\text{C}$, una precipitación de carbono elimina poco a poco la deformación tetragonal de la red cristalina, lo que puede ser observado con rayos X por la aparición de figuras de difracción de la red cúbica centrada en el cuerpo de la ferrita. La relación de los parámetros c/a resulta entonces igual a la unidad. Esa transformación se observa también metalográficamente: mientras que la martensita tetragonal no se colorea mucho en el ataque químico y forma agujas de color blanco hasta azul, la "martensita revenida" se vuelve café oscuro hasta negro, sin cambiar la forma de las agujas. Se ha llamado a menudo esa martensita revenida "martensita cúbica", porque se pensaba que en el primer paso del revenido el carbono se quedaba encerrado en la red cúbica, únicamente cambiando ligeramente su posición. Sin embargo, posteriormente se descubrió que en este primer paso de revenido, el carbono se precipita en forma de carburos de muy alta dispersión. Entonces se trata en realidad de una mezcla de ferrita y de carburos con distribución extremadamente fina.

Los primeros carburos formados son carburo- ϵ , Fe_2C , cuya composición puede diferir mucho de la composición estequiométrica debido a una gran zona de solubilidad. Se acepta que no todo el carbono se precipita, si no que la red- α parcialmente deformada puede contener cantidades relativamente grandes de carbono (hasta un máximo de 0.25%) en solución.

Durante el primer paso de revenido, la austenita residual se conserva igual, pero su estabilidad aumenta con el tiempo y la temperatura.

2°. En el segundo paso del revenido, situado entre 230 y 280°C, la transformación de la austenita residual empieza. El mecanismo de esta disociación en ferrita y cementita es totalmente análogo a la formación de constituyentes intermedios y a la transformación isotérmica que se discutirán más adelante (véase 3.3.6 y 3.4).

3°. En el tercer paso del revenido, que se sitúa entre 260 y 360°C y que se traslapa parcialmente con el segundo paso, ocurre la transformación paulatina del carburo- ϵ a cementita. A partir de los carburos- ϵ hexagonales muy finos se forma en primer lugar el carburo Fe_3C romboédrico en forma de laminillas muy finas, las cuales a temperaturas más altas, debido al efecto de la tensión de superficie, tienden a coagularse en partículas más grandes y redondas de cementita. Es obvio que para esta transformación, se requiere la difusión de átomos de carbono pero también de átomos de hierro en la red cristalina. Esto explica por qué los elementos de aleación pueden ampliar el tercer paso de revenido y sobre todo subir las temperaturas de este tercer paso.

Finalmente, el carbono que todavía se encontraba en solución supersaturada dentro de la ferrita, (primer paso), se precipita en forma de cementita.

4°. A pesar de que el cuarto paso de revenido ocurre únicamente en los aceros aleados, es preciso describirlo aquí. Cuando un acero contiene elementos carburizantes, estos forman carburos o difunden en la cementita formando carburos complejos con hierro, a temperaturas que dependen mucho del tipo de elemento. La consecuencia de esto es un endurecimien-

to por precipitación que hace aumentar otra vez la dureza después de un tiempo determinado de revenido. Esto se llama "endurecimiento secundario".

Desde luego, los cambios en las propiedades mecánicas durante el revenido dependen mucho de la estructura de templado y sobre todo de la relación martensita-austenita residual. Esto se indica en la Figura 76 para aceros con diferentes contenidos en carbono y porcentajes diferentes de austenita residual, para diferentes temperaturas de revenido y en cada ocasión con un tiempo de revenido de una hora.

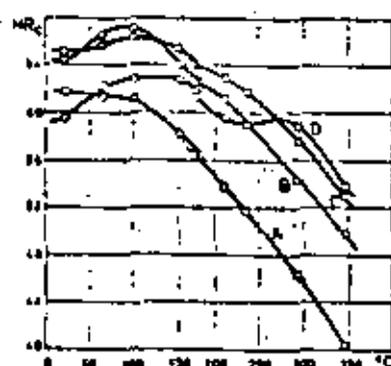


Figura 76 : Influencia del contenido en carbono y austenita residual sobre la curva de revenido :

	C %	Austenita residual
A	0.49	2
B	0.79	6
C	1.02	21 (1 h)
D	1.26	35

Además de los cambios de propiedades mecánicas por el revenido, ocurren, como en el templado, cambios importantes del volumen, que no sólo permiten la observación dilatométrica de la transformación, sino que hay que tenerlos en cuenta en el tratamiento térmico de los elementos de construcción, ya que pueden provocar agrietamientos del material y tensiones internas.

3.3.6 Constituyentes intermedios

La formación de la perlita se describió anteriormente como una transformación que ocurre casi en condiciones de equilibrio, porque las velocidades de enfriamiento en este caso son tan bajas que a pesar de que pueden ocurrir algunas desviaciones con respecto a la concentración, el mecanismo de transformación de hecho no varía. Al contrario, durante la formación de la martensita, la velocidad de enfriamiento es tan grande que la velocidad con la que la estructura cristalina cambia de la forma γ a la forma α sobrepasa la velocidad de difusión del carbono y del hierro. La diferencia principal entre la formación de la perlita y la martensita es que la perlita se forma en un procedimiento de nucleación y crecimiento, mientras que cada aguja martensítica se forma independientemente como ya se ha explicado, por un cambio brusco de la red.

Cuando se enfría un acero desde la zona austenítica con velocidades entre la velocidad máxima para la formación de la perlita y la mínima para formar martensita, se forman constituyentes intermedios cuyo mecanismo de transformación tiene semejanza con ambas transformaciones anteriores.

3.3.6.1 Trostita primaria (de templado)

Cuando la velocidad de enfriamiento es ligeramente inferior a la velocidad crítica, al principio la velocidad de difusión del carbono es suficiente para alcanzar la velocidad de transformación, mientras que la difusión del hierro ya está tan reducida, que la transformación $\gamma - \alpha$ ocurre con un cambio brusco de la red cristalina, o sea, de modo coherente con la red austenítica y no libremente como en condiciones de equilibrio. La consecuencia de esto es que en los constituyentes intermedios la ferrita se orienta según determinados planos cristalográficos de la austenita. En los constituyentes intermedios se nuclean primero la ferrita, mientras que la perlita siempre empieza con la cementita.

Por otro lado, existe una diferencia fundamental con la martensita, ya que el carbono no se queda en solución, sino que forma cementita, de modo que la red ferrítica no está deformada.

El constituyente que se forma por un templado con velocidades ligeramente inferiores a la velocidad crítica se llama trostita, según el metalurgista francés Troost. Aunque este constituyente, como los demás constituyentes intermedios, se compone de laminillas alternadas de ferrita y cementita, éstos no se pueden observar con el microscopio óptico. Debido al muy alto grado de dispersión, este constituyente se colorea rápidamente con el ataque químico después del pulido, y son muy raros los casos de probeta homogénea. En general; la trostita se presenta en forma de manchas negras de aspecto redondo o en abanico en una masa de perlita o martensita ligeramente coloreada.

3.3.6.2 Trostita secundaria (de revenido)

Este constituyente es cristalográficamente análogo al anterior, pero se forma durante el revenido de la martensita en el intervalo de temperatura correspondiendo al tercer paso de revenido. Aunque la trostita de revenido no se forma directamente de la austenita, la misma relación de orientación existe, como en la trostita de templado, ya que las agujas martensíticas tienen esa orientación con la austenita primaria.

La analogía entre la trostita de templado y de revenido consiste en la relación de orientación con la austenita y el grado de dispersión. Sin embargo, el aspecto metalográfico es totalmente diferente: durante el revenido de una aguja de martensita, la transformación empieza en el corazón de la aguja y se propaga hacia el límite.

3.3.6.3 Bainita

Una tercera posibilidad de formación de un constituyente intermedio es la transformación isotérmica de la austenita metaestable entre A_1 y M_5 . La estabilidad de esa austenita depende mucho de la temperatura, como

se demostrará más adelante en la discusión de las transformaciones isotérmicas (3.4).

La transformación isotérmica de la austenita templada es totalmente análoga a la formación de la trostita de templado: la velocidad de difusión del carbono todavía es suficiente para permitir la precipitación de la cementita, mientras que la formación de la ferrita ocurre con un fenómeno brusco de cambio según las orientaciones preferenciales de la red. El aspecto metalográfico de la bainita, llamada según E.C. Bain, tiene mucha semejanza con la martensita, debido a la presencia de agujas ferríticas.

Desde el trabajo de investigación muy importante de E.C. Bain sobre transformaciones isotérmicas, existe la tendencia (sobre todo en la literatura anglosajona) de llamar todos los constituyentes intermedios "bainita", independientemente de su modo de formación.

3.4 Los diagramas TTT y CCT

Hasta este punto, hemos tratado de las transformaciones de la austenita a perlita, martensita o constituyentes intermedios a diferentes velocidades de enfriamiento sin definirlos exactamente. En esas condiciones, sólo se puede investigar poco sobre la velocidad de transformación o sobre su desarrollo en función del tiempo. Hasta antes de 1930, la investigación sobre las transformaciones del acero se limitó de hecho a los métodos empíricos del templado del acero.

Se debe principalmente a Bain y Davenport el inicio desde 1930 de la investigación científica y sistemática de las transformaciones del acero. El trabajo se basó en la siguiente constatación: con una velocidad de enfriamiento bastante elevada, la transformación martensítica no empieza antes de una temperatura determinada (M_s). Por consiguiente, en la zona de temperatura arriba del punto M_s , la austenita puede detenerse en estado metaestable si la velocidad de enfriamiento para alcanzar esta temperatura es bastante elevada. Bain y Davenport e independientemente ellos Wever y Engel, determinaron la velocidad de transformación de esta austenita.

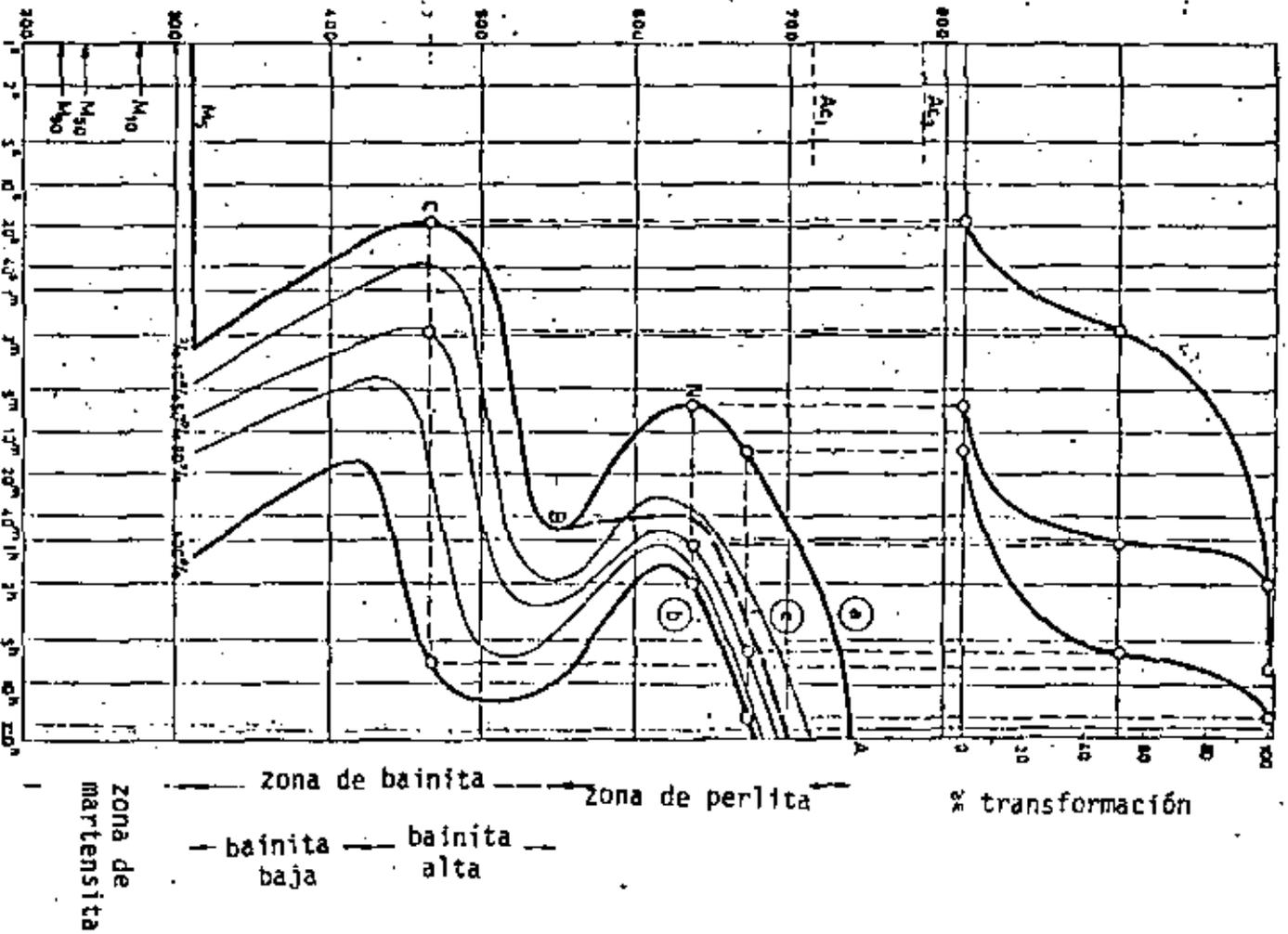


Figura 77 : Diagrama TTT o de transformación isotérmica de un acero de baja aleación (C=0.40, Mn=1.38, Ni=0.74, Cr=0.53, Mo=0.16) : a = comienzo de la transformación, c = línea de carburos, b = fin de transformación

nita metaestable a temperatura constante y además la estructura y las propiedades de los constituyentes que se forman de esta manera,

3.4.1 Diagrama TTT o de transformación isotérmica

Estas transformaciones isotérmicas se estudiaron sobre todo según los métodos diferentes: por metalografía y por dilatométrica. En el primer método se templen pequeñas probetas de acero desde la temperatura de austenitización en un baño líquido de plomo o de sal a temperatura fija y constante entre A_1 y M_s . Después de tiempos diferentes, las probetas se sacan del baño y se templen a temperatura ambiente, de modo que la austenita todavía no transformada se convierte en martensita, lo que permite evaluar metalográficamente el porcentaje de austenita transformada en función del tiempo y de la temperatura.

En el método dilatómétrico, se determina el desarrollo de la transformación después de un templado en baño de sal o de plomo a temperatura constante, en función del tiempo se observa que la velocidad de transformación aumenta al principio y disminuye más tarde para alcanzar asintóticamente la velocidad cero. Cuando se representa el grado de transformación, o sea el porcentaje de austenita transformada, en una gráfica con escala logarítmica para el tiempo, se obtiene una curva clásica en forma de "S" (parte superior de la figura 77). El resultado global de todas estas curvas en "S" para diferentes temperaturas se representa en un sólo diagrama, el diagrama T.T.T., o diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación. El tiempo se da siempre en una escala logarítmica y los puntos del comienzo y -el fin de todas las transformaciones isotérmicas determinan las curvas de comienzo (izquierda) y fin (derecha) de la transformación. Del mismo modo se pueden representar curvas intermedias que reúnen puntos del mismo grado de transformación (Fig. 77). Para esta figura se utilizó un acero aleado para el carácter demostrativo del diagrama, ya que la posición de las diferentes curvas está muy influenciada por los elementos de la aleación, y para un acero no aleado (acero al carbono) la curva para el comienzo de la transformación se ubicaría a la izquierda del eje de la ordenada (1 segundo). Además es casi imposible determinar con precisión tiempos de comienzo de transformación menores de 1 segundo.

Es sobre todo debido al desarrollo de los diagramas TTT de los aceros aleados que se logró clasificar sistemáticamente los constituyentes de endurecimiento y distinguir las diferencias que existen entre los mecanismos de transformación.

3.4.1.1 Importancia de la forma de los diagramas TTT y del mecanismo de las transformaciones

Se observa en la parte superior AN de la curva (llamada "rodilla perlítica" N figura 77) que el inicio y el fin de la formación de la perlita ocurre con tiempos cada vez menores y más rápidamente. Varios fenómenos explican este efecto:

1°. La estabilidad de la austenita disminuye y la tendencia a la precipitación de carburo aumenta porque la diferencia en entalpía libre (ΔG) entre la austenita y la perlita aumenta, lo que provoca una reducción del tiempo de incubación (formación de núcleos).

2°. Como ya se discutió para la formación de la perlita, al aumentar la velocidad de enfriamiento, el sistema reacciona aumentando la tendencia a la precipitación con un grado de nucleación superior, disminuyendo la distancia entre las laminillas de cementita.

3°. Un tercer efecto acelerante es el aumento en frente de cristalización debido al crecimiento en abanico (estado final: bulbos de trostita). Sin embargo, estos efectos que aumentan la velocidad de transformación experimentan un efecto negativo por la movilidad reducida de los átomos que dificulta cada vez más la difusión. La difusión disminuye exponencialmente con un descenso de temperatura, y a temperaturas bastante bajas la reducción de difusión sobrepasa los efectos acelerantes: el tiempo de incubación alcanza un valor mínimo y la velocidad de transformación es máxima en la rodilla perlítica (llamada a veces "nariz perlítica").

La forma de la curva de comienzo de transformación también tiene que ver con el mecanismo de la transformación. Como ya se discutió con respecto a la formación de la perlita, esta reacción se nuclea por la cementita, ya que se observa durante el crecimiento lento de la perlita que las laminillas de cementita sobresalen del frente de transformación. Durante este mecanismo, la orientación cristalográfica de la ferrita depende sobre todo de la dirección de crecimiento.

La difusión se hace cada vez más difícil cuando baja la temperatura, lo que dificulta la formación de cementita y favorece la formación de ferrita. Como se estudió en la formación de constituyentes intermedios (3.3.6), la formación de ferrita ocurre en este caso de manera coherente con la red austenítica: la reacción continúa con nucleación y crecimiento de los núcleos, pero la orientación cristalográfica está determinada por la red austenítica original.

La diferencia entre la perlita laminar (formada arriba de la rodilla perlítica) y los constituyentes más finos como trostita (entre N y B) estriba sobre todo en la orientación de la ferrita.

En el diagrama TTT, de los aceros hipoeutectoides, se cruza a menudo una línea de carburos (precipitación de carburos) en la zona de la perlita, ya que en estos casos la transformación empieza con la formación de ferrita proeutectoide. En estos casos, la curva de comienzo del diagrama TTT da el inicio de la formación de ferrita, mientras que la línea de carburo da el comienzo de la formación de perlita. La línea de carburo se desplaza hacia la izquierda con aumento en el contenido de carbono. Es obvio que esta línea se acerca más y más a la línea de comienzo de la transformación cuando baja la temperatura: de forma análoga como cuando aumenta la velocidad de enfriamiento, el punto eutectoide se desplaza hacia menores concentraciones en carbono y la perlita formada se vuelve más pobre en carbono, mientras que la cantidad de ferrita disminuye.

A partir del punto B, el tiempo de incubación disminuye nuevamente, como la velocidad de difusión disminuye siempre, este nuevo fenómeno sig-

nifica un cambio total en el mecanismo de transformación y de nucleación. Las investigaciones de Mehl y Hultgren demostraron que el producto de transformación obtenido, llamado "bainita" se nuclea por ferrita.

Esta ferrita (llamada ferrita probainítica) se forma mediante un mecanismo de cambio brusco de la red austenítica, mientras que se expulsa el carbono y la cementita se forma en segundo lugar. Debido a esto, el frente de transformación tiene una forma totalmente diferente que en la transformación perlítica: agujas de ferrita penetran según los planos octaédricos de la austenita y entre esas agujas ferríticas se precipitan pequeñas partículas de cementita. Bajando aún más la temperatura, se hace cada vez más difícil la precipitación del carbono, la ferrita se sobresatura y alcanzando la temperatura M_s el cambio brusco de la red austenítica ocurre sin difusión, formándose la red tetragonal de la martensita.

La relación entre los mecanismos de formación de la bainita y de la martensita aumenta cuando la transformación isotérmica ocurre a temperaturas más bajas. Según la teoría de Jellinghaus, basada en varios resultados experimentales, la ferrita bainítica se nuclearía por núcleos de martensita.

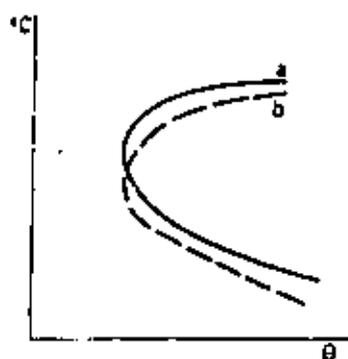


Figura 78 : Traslape de las curvas de inicio de transformación de la perlita (a) y de la bainita (b)

Como ya se mencionó la figura 77 representa un diagrama TTT de un acero aleado, porque en estos diagramas las zonas perlítica y bainítica están claramente separadas. Al contrario, en un acero no aleado (al carbono), las dos zonas se sobreponen en gran parte, ya que la rodilla bainítica sólo está ligeramente más baja que la rodilla perlítica. El resultado de la superposición de ambas transformaciones, es que el diagrama TTT muestra solamente una rodilla, que se denomina usualmente rodilla perlítica (figura 78).

3.4.1.2 Interpretación de los diagramas TTT.

a. Acero al carbono.

Consideremos como ejemplo la curva TTT de un acero al carbono, no aleado, tipo AISI 1055, correspondiendo a un XC 55 en norma francesa (figura 79).

Las líneas enteras indican el inicio y el fin de la transformación isotérmica: la de la izquierda corresponde a la aparición de los primeros granos de ferrita y/o de bainita, la de la derecha a 97-100% de austenita transformada. Tramos con líneas de puntos y trazos corresponden a zonas de determinación inexacta debido a la alta velocidad de transformación.

La línea de puntos finos corresponde aproximadamente a una transformación de 50%. Las líneas intermedias enteras representan la aparición de nuevos micro constituyentes con la siguiente abreviación:

A = austenita	F = ferrita
C = carburos	M = martensita
(p.ej. cementita)	

Estas líneas no indican necesariamente el límite de la zona de formación de algún constituyente obtenido anteriormente. Por ejemplo, en la zona de traslape de los dominios perlíticos y bainíticos, ambas reacciones pueden ocurrir simultáneamente.

Para entender mejor la utilización del diagrama TTT de la figura 79, sigamos por ejemplo la línea horizontal que corresponde a una permanencia

Composición del acero XC 55 estudiado

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	V %
0,53	0,70	0,35	0,010	0,020	0,24	0,09	< 0,10	0,52	< 0,03

Austenitización a 850 °C durante 15 min.

Tamaño de grano : 11

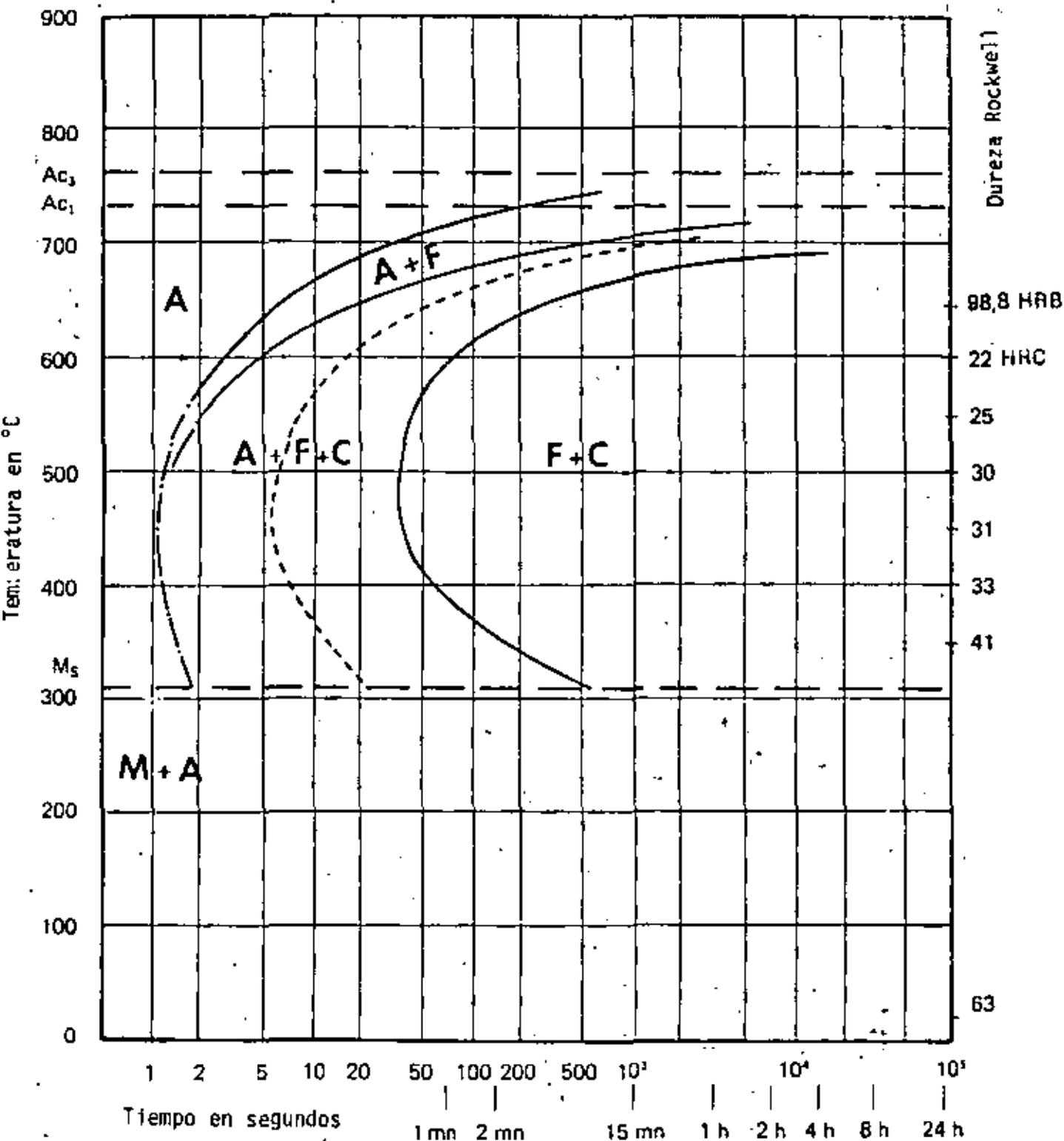


Figura 79 : Curva TTT o de transformación isotérmica de un acero XC 55 o 1055

isotérmica del material a 600°C después de una austenitización. Se observa lo siguiente:

- después de 3 segundos: aparición de los primeros granos de ferrita
- después de 5 segundos: aparición de las primeras zonas con carburos (perlita)
- después de 18 segundos: transformación de austenita superior a 50%
- después de 1 minuto: terminó la transformación; la dureza de la estructura formada, en este caso 22 DR_C, se indica a la derecha de la línea horizontal de 600°C.

Cuando disminuye la temperatura, el modo de transformación pasa progresivamente del tipo perlítico al tipo bainítico, mientras que se reduce la zona correspondiendo a la formación de la ferrita. Estos dos modos de transformación se distinguen esencialmente por el aspecto micrográfico de los constituyentes formados: los constituyentes de la zona perlítica (ferrita más perlita) tienen la forma de granos poligonales, iniciándose en los límites de grano de la austenita, mientras que en la zona bainítica se forman generalmente agujas (más o menos ramificadas según los aceros y la temperatura de reacción), las cuales aparecen en los granos de austenita con orientaciones cristalográficas determinadas. Generalmente, en el rango de temperatura comprendido entre 400 y 600°C, ambas zonas se traslapan.

La diferencia entre las características de las zonas perlítica y bainítica es mucho más pronunciada en los aceros aleados.

b. Acero aleado.

Consideremos por ejemplo la curva TTT de un acero tipo AISI 4135, correspondiendo a un 35 CD4 de la norma francesa NF (ver figura 80).

A temperatura alta, se forman únicamente constituyentes de tipo ferrita proeutectoide y después perlita.

Composición del acero estudiado

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %
0,37	0,79	0,30	0,010	0,019	< 0,17	1,00	0,18	0,10

Austenitización a 850 °C durante 15 minutos Tamaño de grano : 8 - 9

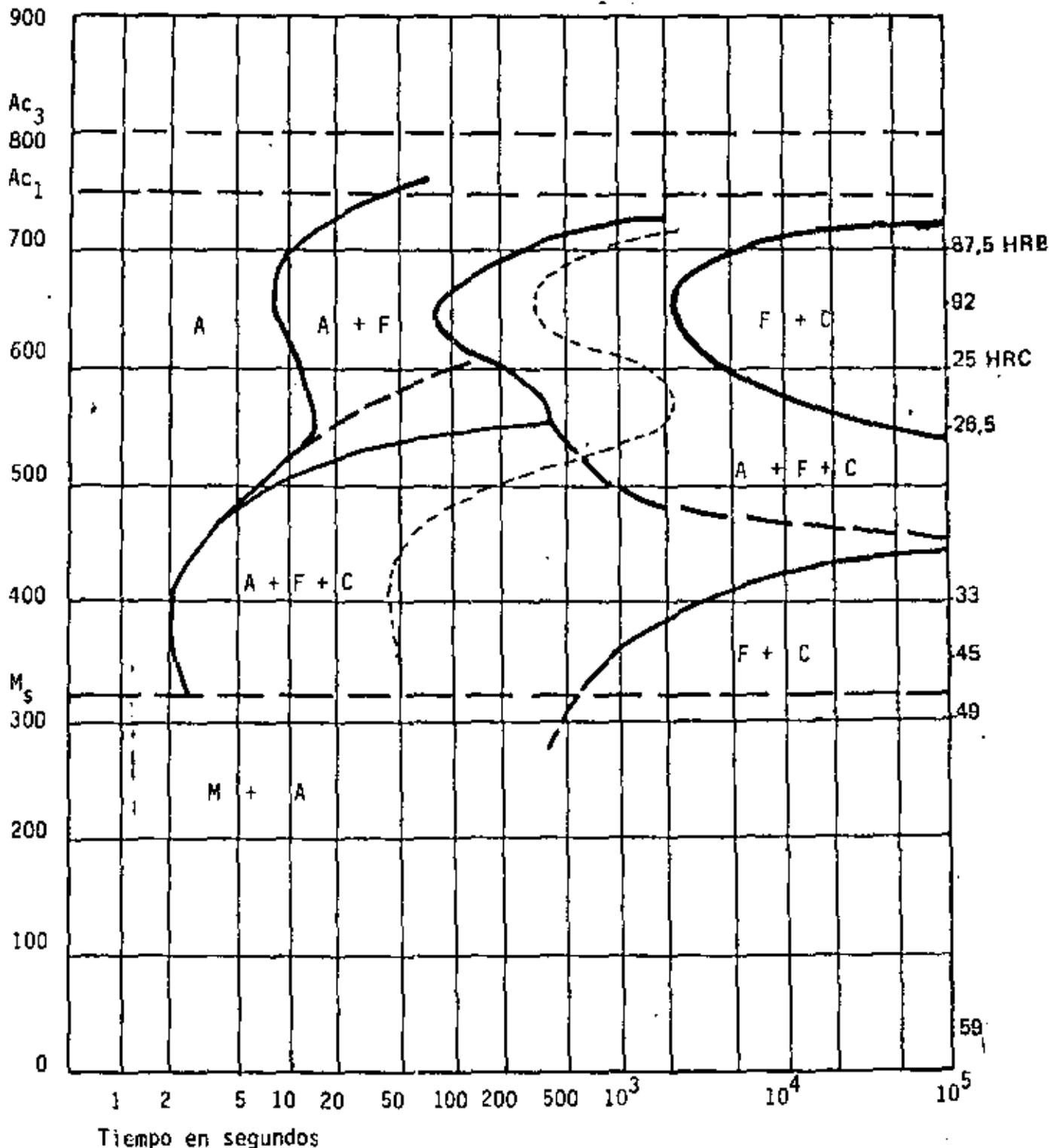


Figura 80 : Curva TTT o de transformación isotérmica de un acero 35 CD 4 o 4135

Las zonas de transformación perlítica y bainítica están separadas por una zona de estabilidad de la austenita alrededor de 550°C en donde la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ puede ocurrir según ambos modos de reacción.

Durante una permanencia isotérmica a 550°C después de una austenitización correcta, obtenemos sucesivamente:

- después de 15 segundos: inicio de la transformación con aparición de los primeros granos poligonales de ferrita pro-perlítica

- después de 20 segundos: aparición de granos con forma circular de ferrita probainítica (nota: el estudio de esta fase con microscopio electrónico, aumentando más de 10,000X, hace aparente la existencia de carburos muy finos en este constituyente probainítico de modo que algunos autores ya lo consideran como bainita)

- después de 350 segundos: aparición de las primeras zonas con carburos, tipo perlítico

- después de 2000 segundos: la cantidad de austenita transformada es superior a 50%

- después de 12 horas: fin de la transformación.

Las cantidades formadas de ferrita properlítica y de ferrita probainítica disminuyen con la reducción de temperatura. A 470°C, la transformación comienza con la formación directa de bainita y sólo después de varias horas de transformación, cuando la cantidad de austenita transformada ya sobrepasa claramente 50%, aparecen las primeras zonas con carburos de tipo perlítico. Debajo de 450°C, la transformación consiste únicamente en la formación de constituyentes de tipo bainítico.

c. Comparación esquemática entre diagramas TTT de aceros AISI 1040, 1080 y 10100.

La figura 81 representa esquemáticamente las diferencias entre los diagramas TTT de los siguientes aceros:

- AISI 1040: acero al carbono con aproximadamente 0.40% C, composición hipoeutectoide, estructura recocida: 50% ferrita proeutectoide y 50% perlita, aproximadamente

- AISI 1080: acero al carbono con aproximadamente 0.80% C, composición eutectoide, estructura recocida 100% perlita aproximadamente.

- AISI 10100: acero al carbono con aproximadamente 1.00% C, composición hipereutectoide, estructura recocida: 3.4% cementita properlítica y 96.6% perlita (según cálculo teórico).

Observando la figura 81, se notan 3 diferencias importantes entre los diagramas:

a. temperaturas críticas

- para 1040: las temperaturas A_3 y A_1 son de 815 y 723°C, respectivamente; entre estas dos temperaturas, la austenita se transforma parcialmente en ferrita properlítica, hasta alcanzar la relación γ/α de equilibrio para la temperatura de transformación isotérmica T, con $T_{A1} < T < T_{A3}$

- para 1080: las temperaturas A_3 y A_1 coinciden, ya que el acero es eutectoide: $T_{A3} = T_{A1} = 723^\circ\text{C}$; la austenita se transforma en ferrita + carburo desde el inicio de la transformación; la línea de los carburos coincide con la de inicio de transformación

- para 10100: existen las temperaturas A_{cm} (desaparición de los carburos) y $A_{3,1}$ (transformación $\gamma \rightarrow \alpha$), con valores de 800°C y 723°C, respectivamente; entre estas dos temperaturas, la austenita se transforma parcialmente en cementita proeutectoide, hasta alcanzar la relación γ/cm de equilibrio para la temperatura de transformación isotérmica T, con $A_{cm} < T < A_{3,1}$; en todos los casos, la cementita se forma primero ó, a baja temperatura, simultáneamente con la ferrita.

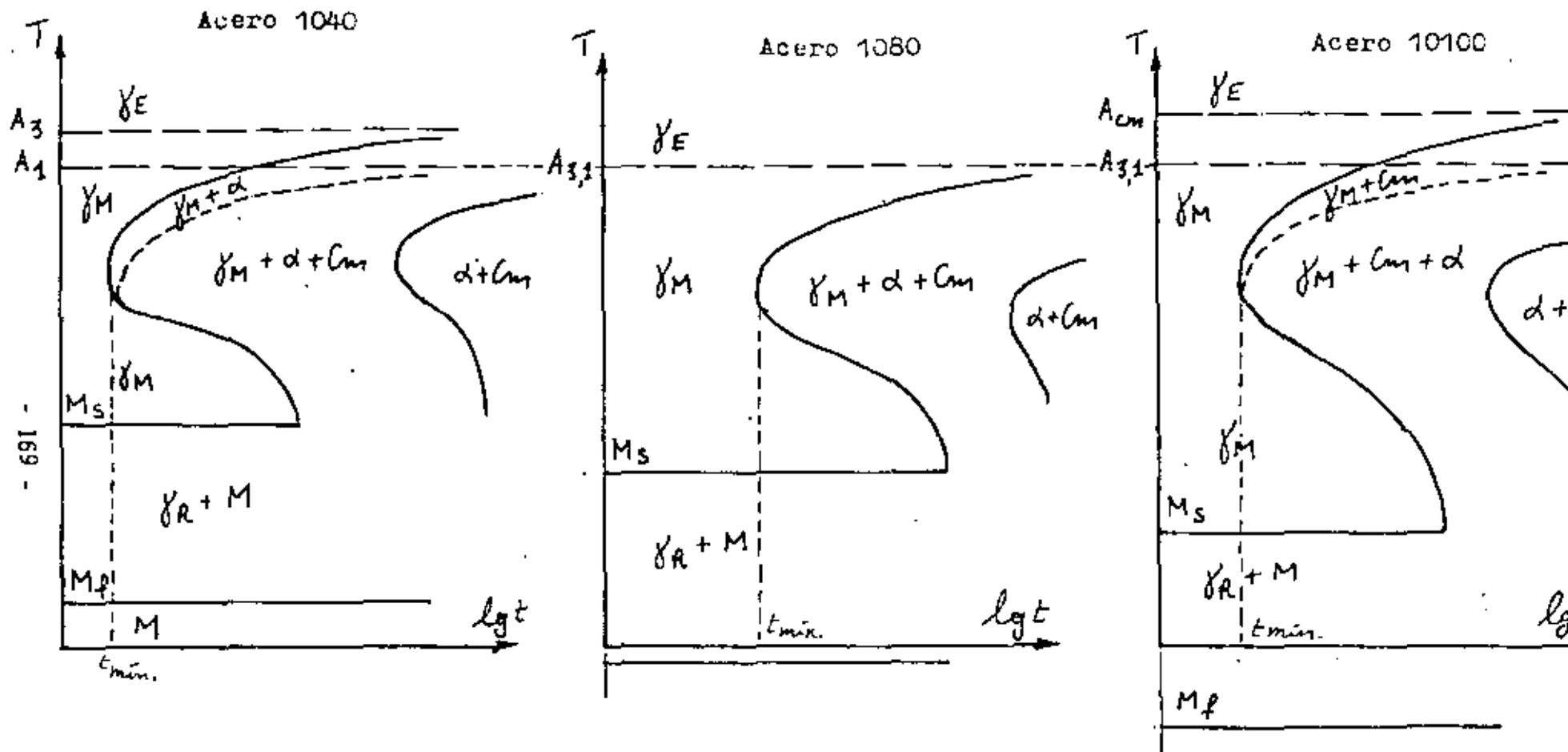


Figura 81 : Representación esquemática para fines de comparación de los diagramas TTT de los aceros 1040, 1080 y 10100

b. posición de la nariz perlítica.

El acero 1080 presenta la transformación más lenta (t_{\min} de varios segundos), mientras que tanto el acero 1040 como el 10100 se transforman más rápidamente ($t_{\min} < 1$ segundo). Explicación: el acero hipoeutectoide se transforma más rápidamente debido a la baja cantidad de carbono disuelto y el acero hipereutectoide por el alto potencial de nucleación debido a la gran cantidad de carbono disuelto y eventualmente por la precipitación previa de carburos.

c. temperaturas Ms y Mf de la transformación martensítica.

Como se representó en la figura 72, estas temperaturas dependen mucho del contenido en carbono y son, para los aceros mencionados:

Acero	Ms	Mf
1040	400°C	160°C
1080	280°C	-50°C
10100	220°C	-150°C

3.4.2 Curvas CCT o de enfriamiento continuo.

3.4.2.1. Introducción.

Como se discutirá más adelante referente a las aplicaciones de las curvas TTT, éstas solamente pueden ser utilizadas para el estudio de las transformaciones isotérmicas de los aceros, pero no proporcionan información correcta en el caso de enfriamiento continuo, como por ejemplo durante el enfriamiento al aire tranquilo cuando una muestra se saca del horno de recocido. Los tratamientos de enfriamiento continuo son mucho más usuales que los tratamientos isotérmicos y se plantea la necesidad de diagramas de transformación con enfriamiento continuo o curvas CCT (del inglés: continuous cooling transformation).

Se propusieron diferentes métodos para trazar estas curvas: algunos autores por ejemplo calcularon las curvas CCT a partir de los datos de las curvas TTT. Sin embargo, el método más usual y más directo para obtener

las curvas CCT, es por dilatometría.

La representación gráfica de las transformaciones en condición de enfriamiento continuo se hace en un diagrama temperatura/logaritmo del tiempo (análogo al diagrama TTT) en el cual aparece para cada velocidad de enfriamiento:

- la representación gráfica de la velocidad de enfriamiento de la muestra
- la indicación, sobre esta curva, de los puntos de inicio y fin de la transformación.

La curva CCT se obtiene por la unión de los puntos correspondientes de inicio, fin y eventualmente 50% de transformación. En general, un estudio metalográfico sirve de complemento al estudio dilatométrico para obtención de un diagrama CCT. Finalmente es usual determinar la dureza de la muestra al terminar su enfriamiento (temperatura ambiente) e indicar esta en el diagrama.

3.4.2.2. Interpretación de los diagramas CCT.

La figura 82 representa las diferentes velocidades de enfriamiento según las cuales se enfriaron muestras para obtener los diagramas CCT que discutiremos a continuación. En esta figura, las anotaciones corresponden a lo que sigue:

ATM análisis térmico y magnético

- 1 templado en agua
- 2 templado en aceite
- 3 enfriamiento en aire comprimido 1 kg/cm²
- 4 enfriamiento en aire comprimido 0.5 kg/cm²
- 5 enfriamiento al aire libre
- 6 enfriamiento en mufla # 2
- 7 enfriamiento en mufla # 3
- 8 enfriamiento en mufla # 5
- 9 enfriamiento en horno abierto con mufla # 2

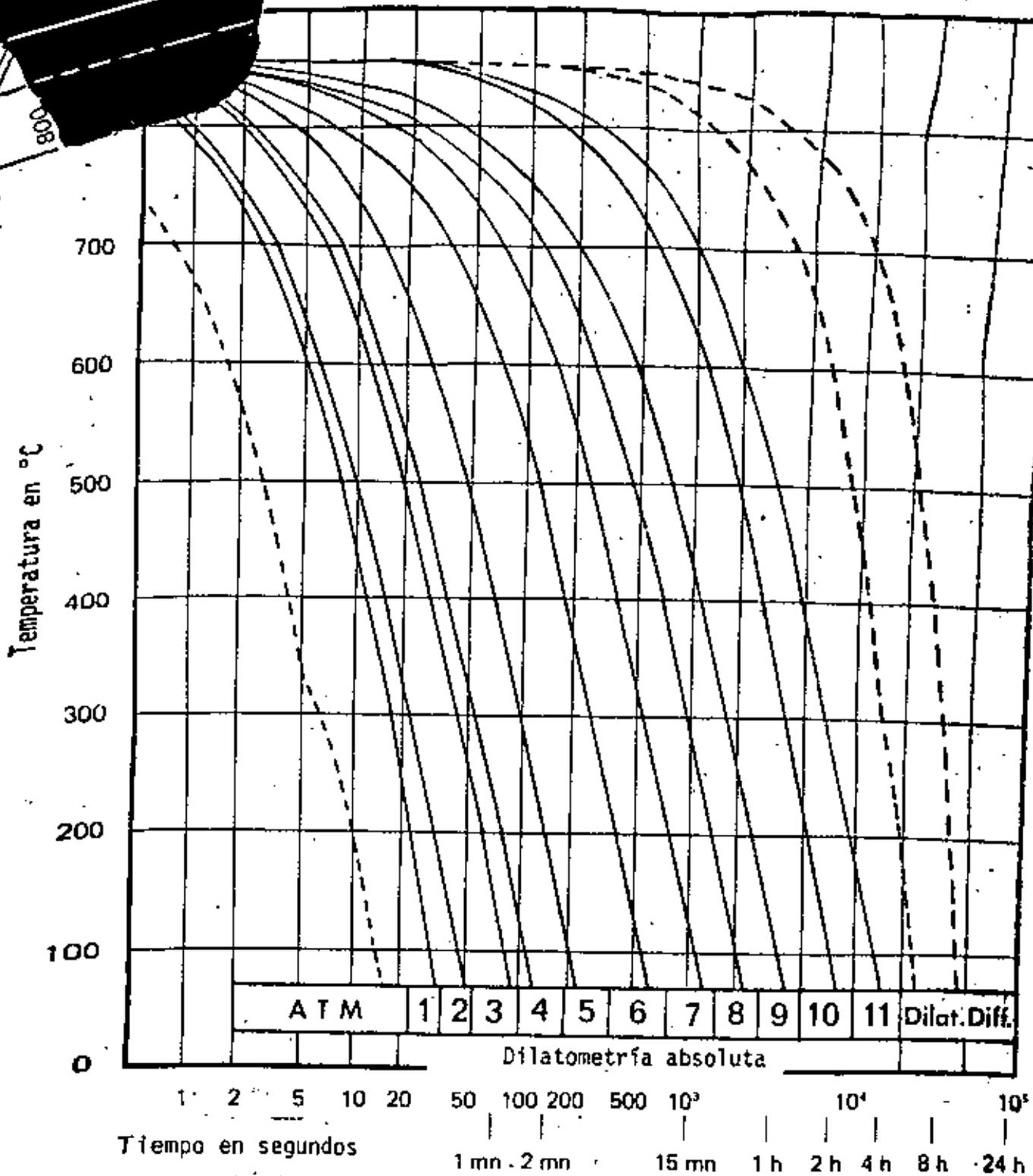


Figura 82 : Curvas de enfriamiento de las muestras utilizadas en IRSID para obtener las curvas CCT o de enfriamiento continuo (ver texto)

10 enfriamiento en horno medio abierto

11 enfriamiento en horno cerrado + mufla # 5

Dilat. Diff. enfriamiento con ciclo térmico impuesto.

Durante la determinación del diagrama CCT por medio de dilatometría, se registran los cambios volumétricos de la muestra y se indican luego las fases formadas y su cantidad sobre las curvas de enfriamiento representadas en la figura 82.

Ejemplo detallado: curva CCT de un acero AISI 4134, norma francesa 35 CD 4.

La curva CCT del acero mencionado se representa en la figura 83 y se obtuvo por medio de una serie de pruebas dilatómetricas. No cabe dentro del presente texto el estudio de los métodos de interpretación de las curvas de cambio volumétrico en función de la temperatura (ver referencias al fin de este texto).

Observemos ahora la curva CCT del acero 4135 representado en la figura 83. Las líneas enteras gruesas delimitan las zonas: A = austenita metaestable y eventualmente residual; F = ferrita properlítica o probainfinita (sin distinción); C = carburos, en general cementita pura o aleada (en aceros aleados); M = martensita. Líneas gruesas en trazos corresponden a zonas de incertidumbre en la ubicación exacta de las áreas de microconstituyentes mencionados, debido a dificultades experimentales. La línea delgada en trazos corresponde a una transformación de 50% de austenita. Los valores numéricos indicados en el diagrama corresponden a los porcentajes de formación de las fases de cada área, en función de la velocidad de enfriamiento y del tiempo transcurrido. El cuadro en la parte inferior del diagrama contiene los valores de dureza que se obtienen después de un enfriamiento hasta temperatura ambiente con la velocidad de enfriamiento cuya curva T-t termina arriba del valor indicado.

Ejemplo # 1: enfriamiento según curva # 1

- estructura final: aprox. 100% martensita

(para determinar la cantidad de austenita residual, ver aplicaciones más adelante).

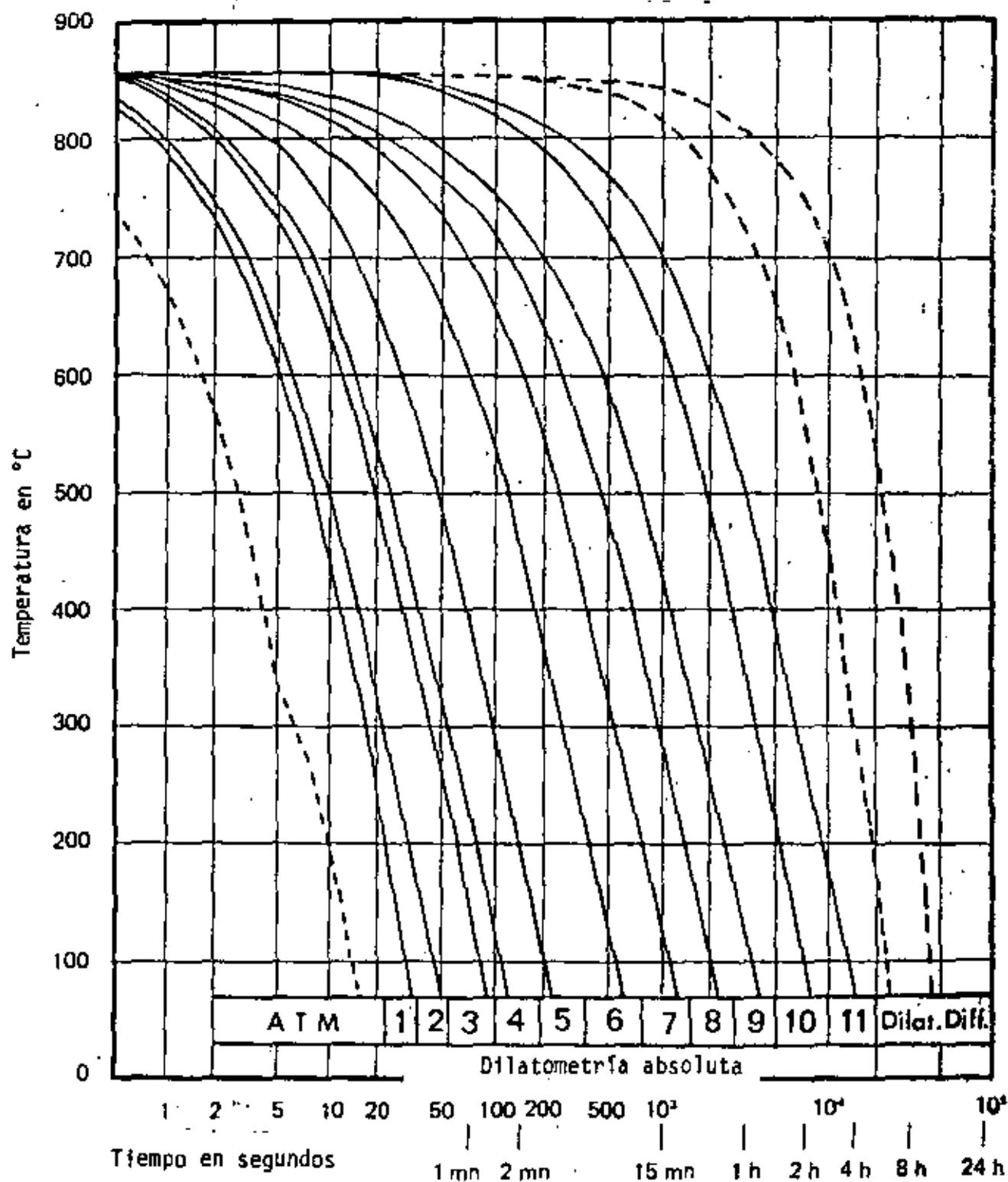


Figura 82 : Curvas de enfriamiento de las muestras utilizadas en IRSID para obtener las curvas CCT o de enfriamiento continuo (ver texto)

- 10 enfriamiento en horno medio abierto
- 11 enfriamiento en horno cerrado + mufia # 5

Dilat. Diff. enfriamiento con ciclo térmico impuesto.

Durante la determinación del diagrama CCT por medio de dilatomertría, se registran los cambios volumétricos de la muestra y se indican luego las fases formadas y su cantidad sobre las curvas de enfriamiento representadas en la figura 82.

Ejemplo detallado: curva CCT de un acero AISI 4134, norma francesa 35 CD 4.

La curva CCT del acero mencionado se representa en la figura 83 y se obtuvo por medio de una serie de pruebas dilatométricas. No cabe dentro del presente texto el estudio de los métodos de interpretación de las curvas de cambio volumétrico en función de la temperatura (ver referencias al fin de este texto).

Observemos ahora la curva CCT del acero 4135 representado en la figura 83. Las líneas enteras gruesas delimitan las zonas: A = austenita metaestable y eventualmente residual; F = ferrita properlítica o probainfítica (sin distinción); C = carburos, en general cementita pura o aleada (en aceros aleados); M = martensita. Líneas gruesas en trazos corresponden a zonas de incertidumbre en la ubicación exacta de las áreas de microconstituyentes mencionados, debido a dificultades experimentales. La línea delgada en trazos corresponde a una transformación de 50% de austenita. Los valores numéricos indicados en el diagrama corresponden a los porcentajes de formación de las fases de cada área, en función de la velocidad de enfriamiento y del tiempo transcurrido. El cuadro en la parte inferior del diagrama contiene los valores de dureza que se obtienen después de un enfriamiento hasta temperatura ambiente con la velocidad de enfriamiento cuya curva T-t termina arriba del valor indicado.

Ejemplo # 1: enfriamiento según curva # 1

- estructura final: aprox. 100% martensita
(para determinar la cantidad de austenita residual, ver aplicaciones más adelante).

Composición química del acero estudiado

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %
0,36	0,77	0,28	0,010	0,019	0,16	0,96	0,28

Austenitizado a 850 °C durante 30 minutos

Tamaño de grano : 9

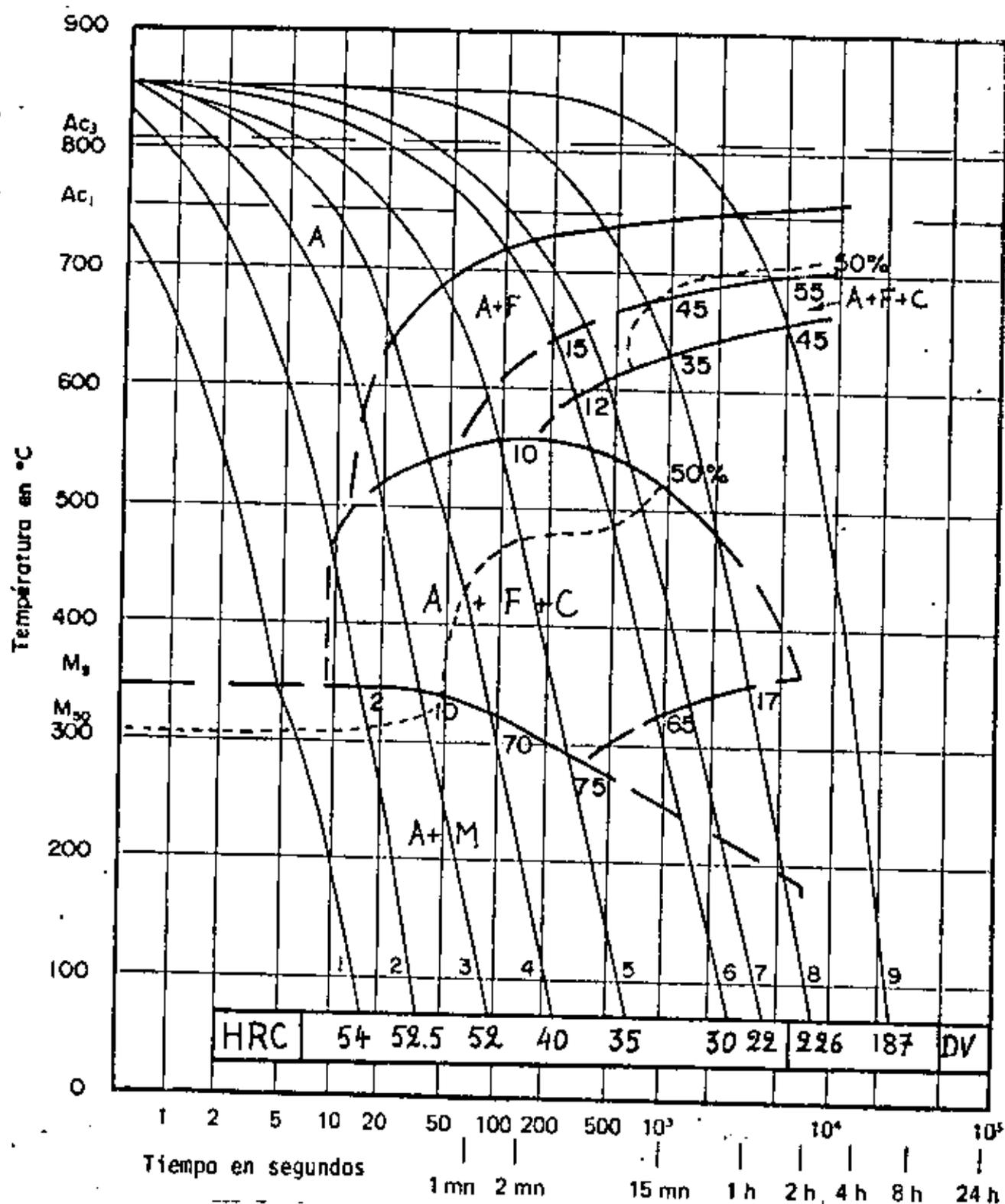


Figura 83 : Curva CCT o de enfriamiento continuo de un acero 35 CD 4, correspondiendo al 4135

- dureza alcanzada: 54 DR_C
- temperatura de inicio de transformación
 $M_s = 350^\circ\text{C}$
 $M_{50} = 310^\circ\text{C}$ (50% martensita, 50% austenita residual).

Ejemplo # 2: enfriamiento según curva # 4

- relación de estructuras formadas durante el enfriamiento:
- entre 850 y 640°C: la muestra no experimenta ninguna transformación
- entre 640 y 540°C: la muestra se encuentra en la zona marcada "A + F": se forma ferrita properlítica en una cantidad de aproximadamente 5% (estimación)
- entre 540 y 330°C: se atraviesa la zona marcada "A + F + C", correspondiendo a la formación de bainita; a la temperatura de 430°C, el porcentaje de transformación es de 50% y la estructura se compone de: 50% bainita, 50% austenita metaestable; a la temperatura de 330°C el material entra en la zona de transformación martensítica: en este momento, la formación de bainita alcanzó 70% (ver diagrama) y la estructura es: 70% bainita, 30% austenita metaestable
- entre 330°C y temperatura ambiente: zona de transformación martensítica "A + M", estructura final: 70% bainita y hasta un máximo de 30% martensita; la cantidad de austenita residual se calcula según el procedimiento explicado más adelante.
- dureza alcanzada al fin del enfriamiento: 40 DR_C

Ejemplo # 3: enfriamiento según curva # 8

- relación de estructuras formadas durante el enfriamiento:
- entre 850 y 740°C: el material no experimenta ninguna transformación
- entre 740 y 675°C: el material se encuentra en la zona marcada "A + F": se forma ferrita properlítica hasta un valor de 45% (ver diagrama) cuando se alcanza la temperatura de 675°C.
- entre 675 y 630°C: el material atraviesa la zona perlítica "A+F+C", unos grados debajo de 675°C, se corta la línea delgada de trazos (50% transformación), obteniéndose una estructura con 45% ferrita pro

perlítica, 5% perlita y 50% austenita metaestable; una vez alcanza da la temperatura de 630°C, el diagrama indica la formación de 35% de perlita; el material presenta entonces la siguiente estructura: 45% ferrita properlítica, 35% perlita y 20% de austenita metaestable;

- entre 630 y 480°C: el 20% de austenita metaestable existente en este momento en la muestra se conserva hasta 480°C sin ninguna transformación
- entre 480 y 360°C: el material pasa por la zona "A + F + C" de bainita: alcanzando los 360°C, se formó 17% (ver diagrama) de bainita, siendo la estructura ahora: 45% ferrita, 35% perlita, 17% bainita y 3% austenita metaestable
- entre 360 y 200°C (aproximadamente): no ocurre ninguna transformación del 3% de austenita metaestable presente en la muestra
- entre 200°C y temperatura ambiente: el 3% de austenita se transforma en martensita.
- Estructura final: 45% ferrita properlítica, 35% perlita, 17% baini ta y 3% martensita (eventualmente una ligera cantidad de austenita residual)
- dureza alcanzada: 226 DV (Vickers)

Ejemplo # 4: curva de enfriamiento # 9

- relación de estructuras formadas durante el enfriamiento:
- entre 750 y 700°C: desde una temperatura ligeramente superior a A_1 empieza la formación de ferrita properlítica, alcanzando 50% a 710°C y 55% a 700°C, cuando empieza a formarse la perlita.
- entre 700 y 660°C: formación de perlita, cantidad alcanzada a 660°C: 45%, de modo que se transformó ya la austenita en 100% y no ocurre ninguna otra transformación cuando sigue bajando la temperatura
- Estructura final: 55% ferrita properlítica y 45% perlita
- dureza alcanzada: 187-DV-(Vickers)

3.5 La aplicación de los diagramas TTT y CCT.

3.5.1. Curvas de transformación isotérmica o diagrama TTT.

Se discutió en párrafos anteriores que la curva TTT de un acero permite tener una idea de la estabilidad de la austenita y de su cinética de descomposición en cada una de las zonas de descomposición. Además con excepción de los problemas ligados con la puesta a temperatura de la pieza (calentamiento o enfriamiento), los resultados obtenidos sobre muestras pequeñas de laboratorio son aproximadamente transferibles a los tratamientos isotérmicos de piezas grandes. Como se conoce muy bien la influencia de la micro-estructura sobre las propiedades mecánicas en frío y en caliente, las curvas TTT podrían servir de guía al usuario para los tratamientos térmicos.

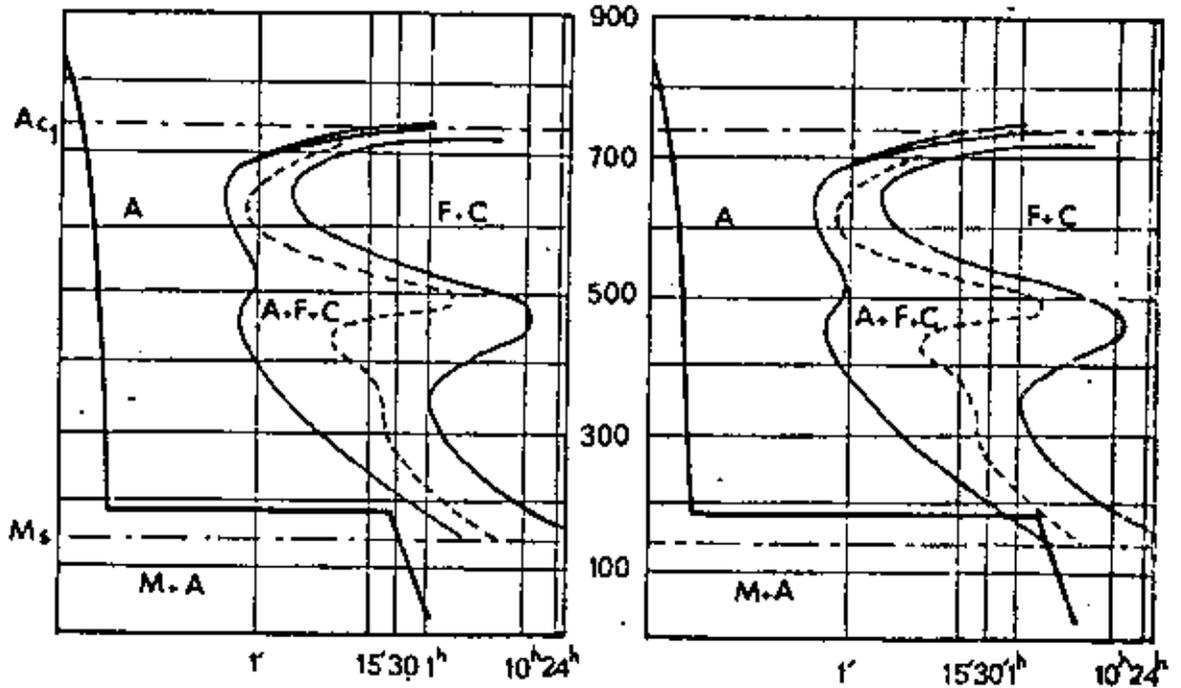
Desafortunadamente, los tratamientos térmicos industriales más clásicos consisten principalmente, por razones técnicas y económicas, de tratamientos con transformación en enfriamiento continuo. Conociendo la ley de enfriamiento del tratamiento, la curva TTT del acero considerado no puede entonces proporcionar más que indicaciones aproximadas, en la medida en la cual la curva de transformación con enfriamiento continuo se desplaza hacia la derecha y hacia abajo en relación con el diagrama CCT.

A pesar de estas restricciones, las aplicaciones industriales inmediatas de las curvas TTT a los tratamientos de tipo isotérmico pueden ser interesantes. Recordemos que los tratamientos térmicos industriales basados principalmente en un período isotérmico son esencialmente el templeo interrumpido o martempering, el templeo isotérmico bainítico o austempering y el recocido isotérmico (inglés: isothermal annealing) - de los cuales se representan los ciclos térmicos respectivos en la figura-84 en forma esquemática.

En lo que se refiere a los tratamientos de templeo interrumpidos, la presencia eventual en el diagrama TTT del acero considerado de una zona de estabilidad suficientemente larga de la austenita para temperaturas superiores a M_s , se garantiza la posibilidad de efectuar dicho tratamiento.

El templeo isotérmico bainítico supone que la curva TTT -

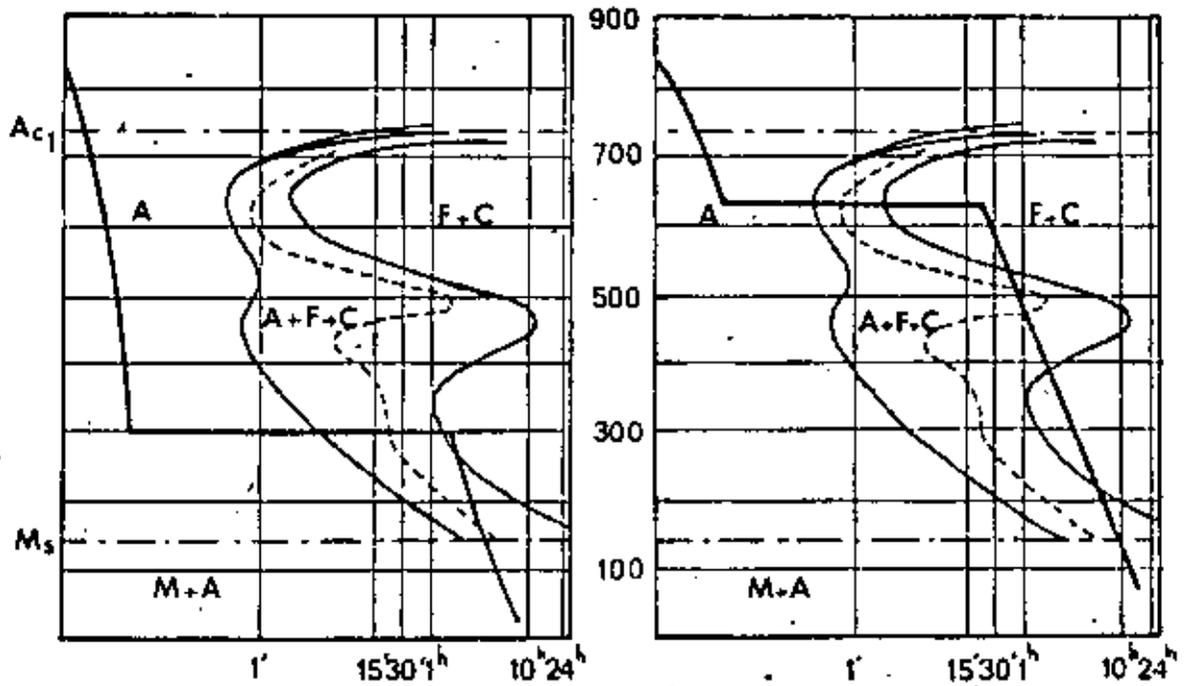
Temperatura en °C



a. martempering o templado interrumpido

b. templado interrumpido mixto

Temperatura en °C



c. austempering o templado isotérmico bainítico

d. recocido isotérmico

Figura 84 : Representación esquemática de diferentes ciclos aproximadamente isotérmicos, en los cuales se observa la utilización de las curvas TTT o de transformación isotérmica

presenta una zona bainítica bastante pronunciada. En general, será suficiente tener una temperatura de permanencia isotérmica suficientemente baja determinanda en el diagrama TTT para asegurar una transformación elevada de austenita a bainita.

Un caso particular interesante es el templado interrumpido de piezas cementadas o carbonitruradas. Por la consideración de las posiciones respectivas de las curvas TTT relativas, una para el corazón de la pieza, la otra para la capa superficial, es posible obtener una transformación total (principalmente a bainita) del corazón de la pieza y transformación de la capa cementada durante la permanencia a temperatura ya que esta última se transforma únicamente durante el enfriamiento posterior. Por medio de este procedimiento se obtienen características elevadas y esfuerzos residuales favorables, los cuales evitan deformaciones y grietas.

Por otra parte, la utilización del recocido isotérmico -- para aumentar la maquinabilidad supone que la curva TTT del acero presenta una nariz perlítica bastante pronunciada hacia la izquierda: Interesante para los aceros de baja aleación, este procedimiento no lo es, por ejemplo, en el caso de los aceros alto templeables.

El desarrollo de aceros soldables con características mecánicas elevadas también puede ser guiada por el aspecto de las curvas TTT: un dominio perlítico fuertemente desplazado hacia la derecha y un dominio bainítico fuertemente desplazado hacia la izquierda. Desde luego la curva TTT es esencial para el estudio de las condiciones de precipitación isotérmica de los carburos, carbonitruros, etc.

Finalmente una aplicación interesante del trazado de los diagramas TTT reside en el establecimiento de condiciones de elaboración de tratamientos termomecánicos (tratamientos termomecánicos a alta temperatura, formados por la austenita o ausforming, formado en la perlita o perlitforming, etc.) aunque estos tratamientos son bastante distintos de los tratamientos isotérmicos.

En conclusión se puede decir que si las curvas TTT propor-

cionan una representación de la estabilidad de un acero en estado austenítico en las diferentes zonas de temperatura y permiten así un análisis detallado de las estructuras de descomposición de este estado austenítico. Sin embargo, las curvas, sin embargo, no son válidas, en sentido exacto, más que en las condiciones en las cuales fueron establecidas. Entonces, el conocimiento de las curvas de transformación con enfriamiento continuo es mucho más interesante para todos los tratamientos industriales que no se efectúan en condiciones isotérmicas.

3.5.2. Utilización práctica de los diagramas CCT.

3.5.2.1. Apreciación de la templabilidad de un acero.

Es difícil caracterizar por un solo parámetro las condiciones de enfriamiento de una grieta grande. El enfriamiento en el corazón tiene un retraso con respecto a aquel de la superficie: los diferentes puntos de la pieza no siguen la misma ley de enfriamiento y aun pueden tener una temperatura inicial diferente (cuando no se logró homogeneidad térmica antes del enfriamiento). Para piezas grandes, es entonces necesario, en la práctica, considerar por lo menos leyes de enfriamiento extrema correspondiendo al corazón y a la superficie de la pieza.

Aún en un punto determinado, no es fácil caracterizar una ley de enfriamiento. Es posible hacer intervenir una rapidez de enfriamiento promedio durante un intervalo de temperatura determinado, suficientemente largo, de una parte, para reducir la fracción de anomalías durante el recalentamiento propio que acompaña la transformación isotérmica y por otra parte, para considerar aproximadamente los mecanismos de difusión entre A_1 y M_s . Para conservar su generalidad, este intervalo de temperatura tiene que considerar las temperaturas de austenitización más bajas y solo empezar cuando se hace posible definir una temperatura promedio de la pieza. Los dos criterios más frecuentemente utilizados son la duración del enfriamiento entre 800 y 500°C o bien entre 700 y 300°C (parámetro Δt_{300}^{700} utilizado en lo que sigue).

En algunos casos, en los cuales el valor en el corazón de -

tal parámetro Δt es suficiente para las aplicaciones de caracterizar el enfriamiento de una pieza determinada, se verificó que dicho parámetro -- podría ser relacionado a la relación volumen entre superficie de la pieza por medio de una ley de tipo:

$$\lg \Delta t = a + b \lg \frac{V}{S}$$

en donde a y b son constantes.

En general, se prefiere aproximar las leyes de enfriamiento de algunos puntos características de la pieza estudiada por medio de unas muestras suficientemente pequeñas (temperatura homogénea) las cuales sirvieron para establecer el diagrama con enfriamiento continuo.

Una vez aclarada la noción de velocidad de enfriamiento, es posible caracterizar la templabilidad de un acero por medio de un determinado número de velocidades críticas correspondiendo a los límites de aparición de determinadas estructuras:

- Velocidad de enfriamiento más baja permitiendo obtener únicamente martensita (generalmente: velocidad crítica de templeado).
- Velocidad de enfriamiento más baja por la cual no existe formación de ferrita (valor inferior o igual al anterior).
- Velocidad de enfriamiento más elevada por la cual ocurre una transformación total de austenita en ferrita o perlita.

Para comparar la estabilidad de la austenita y apreciar la rapidez de la transformación en las diferentes zonas de temperatura, puede también ser interesante seguir en el diagrama CCT la curva de puntos correspondiendo a 50% de austenita transformada.

3.5.2.2. Aplicación a los tratamientos térmicos.

En la práctica el problema se puede poner de 2 maneras di-

ferentes.

- Selección de un tipo de acero permitiendo la obtención de una pieza con dimensiones determinadas, enfriada de manera determinada, con características mecánicas determinadas.

- Una pieza siendo fabricada con un tipo de acero determinado, estimar el tratamiento térmico necesario para obtener algunas características especiales.

La Curva CCT permite contestar estas preguntas a condición de conocer con suficientemente exactitud la curva de enfriamiento de la pieza (con eventualmente, para una pieza grande, las leyes de enfriamiento de algunos puntos característicos), durante cada uno de los tratamientos considerados y que esta curva se encuentre cercana a aquéllas de las muestras dilatómétricas que sirvieron para establecer el diagrama.

Para resolver el primer problema puesto anteriormente, es suficiente superponer la curva de enfriamiento de la pieza sobre los diagramas CCT de diferentes tipos de acero hasta obtener en la parte inferior de esta curva la dureza deseada, o, eventualmente la estructura deseada.

Para el 2º problema, es suficiente determinar en el diagrama de transformación del tipo de acero considerado la curva de enfriamiento que permite obtener la estructura y las características deseadas: el tratamiento térmico elegido deberá someter el metal a una ley de enfriamiento cercana.

Más a menudo, se ponen sobre el diagrama CCT del tipo de acero en cuestión las curvas de enfriamiento que corresponden a las diferentes posibilidades de tratamiento térmico para seguir los efectos sobre la dureza que se lee debajo de cada una de estas curvas.

Desde luego, en ambos casos, hay que tomar en cuenta la evolución de las Propiedades de la estructura considerada durante el reve-

nido que se lleva generalmente a cabo después del primer tratamiento térmico de templado. Esta evolución se puede estimar con la ayuda de gráficas disponibles en la literatura.

De todos modos, no hay que esperar más que resultados aproximados, ya que en primer lugar, el diagrama CCT de determinado acero solo - representa aproximadamente su comportamiento (debido por ejemplo a ligeras variaciones en la composición química) sobre todo si la pieza fabricada, - es colada, grande y complicada, y, segundo, la ley de enfriamiento de las piezas estudiadas muchas veces no se conoce con mucha exactitud y puede -- ser notablemente diferente de aquélla de las muestras dilatómetricas. Por ejemplo, el fuerte recalentamiento observado durante la aparición de la -- perlita fina en las muestras pequeñas puede provocar perturbaciones en pie- zas grandes por la evolución calorífica en zonas cercanas de metal que no experimentan el mismo enfriamiento.

Es interesante comparar las curvas de enfriamiento de mues- tras metalográficas con aquéllas de productos con forma sencilla tomados - como referencia en la práctica, o sea barras. Esta comparación, llevado - a cabo sobre un acero 35CD4 (AISI 4135), permitió por un lado, determinar la curva CCT a partir de probetas dilatómetricas obtenidas desde barras de 10 mm. \varnothing , y por otro lado, de determinar las curvas en enfriamiento y - -- las durezas en el corazón de barras de \varnothing 20,40,60,80, 120 mm. después de una austenitización idéntica y cada uno de los siguientes tratamientos: -- templado en agua, templado en aceite y enfriamiento al aire libre. Luego, estas diferentes curvas de enfriamiento se representaron sobre la curva -- CCT (figura 85, para templado en aceite) y las durezas fueron leídas o - - interpoladas en la parte inferior de la gráfica. La figura 86 representa, en función del diámetro del redondo, la comparación entre las durezas medi- das directamente sobre los redondos y aquéllas leídas sobre el diagrama -- CCT: en este caso, la exactitud es muy satisfactoria. Esta exactitud es menor para el enfriamiento al aire y relativamente burda para el tem- plado en agua. Como previsto, en este último caso (templado en agua) las curvas de enfriamiento de los redondos difieren más claramente de aquéllas de las muestras dilatómetricas.

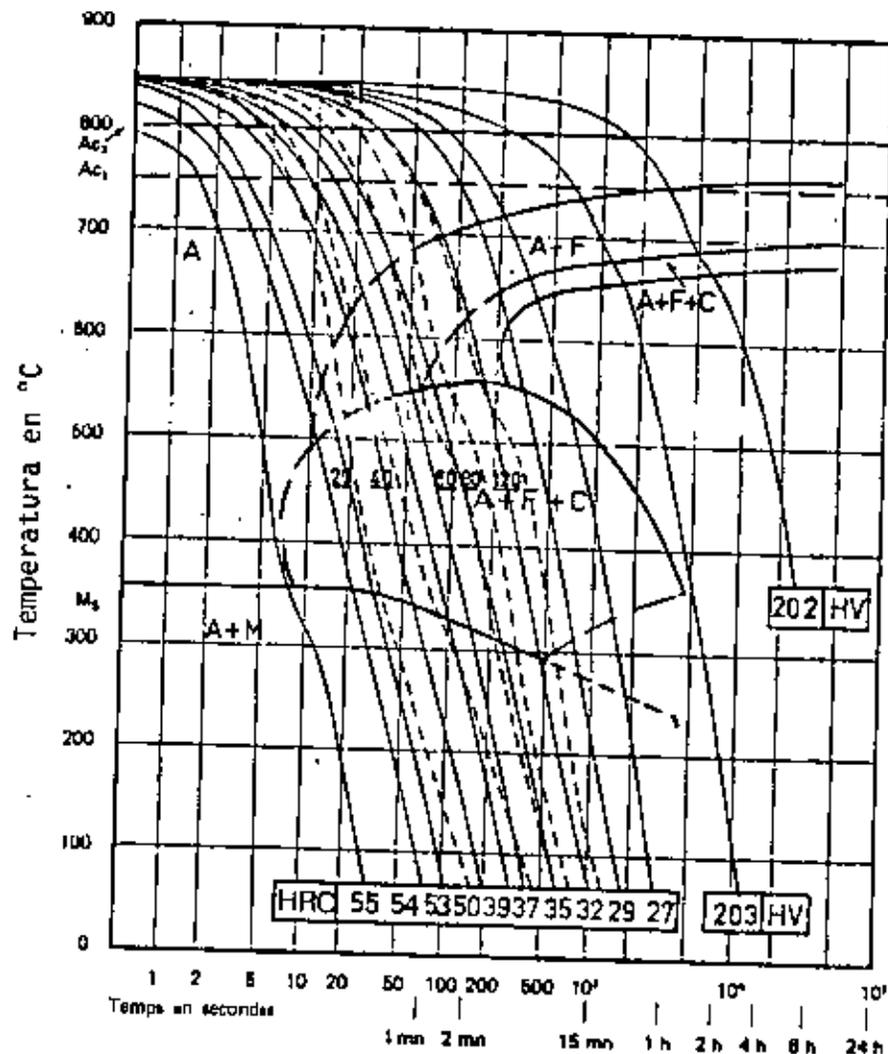


Figura 85 : Acero 35 CD 4 (4135) con : 0.34 % C, 0.76 % Mn, 0.92 % Cr y 0.22 % Mo. Curva CCT sobre la cual se reportaron las curvas de enfriamiento en el centro de barras redondas de diámetros de 20, 40, 60, 80 y 120 mm, templadas en aceite después de austenitización a 850 °C.

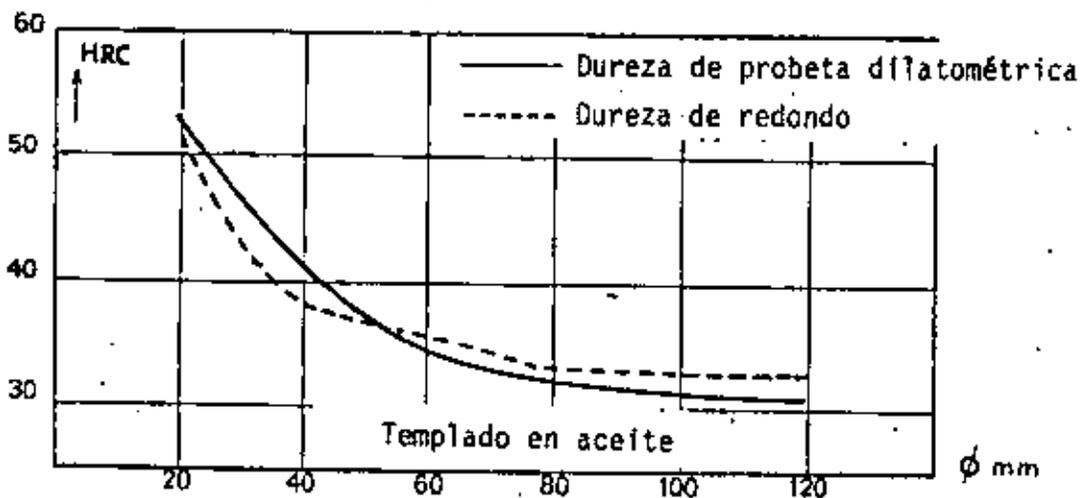


Figura 86 : Acero 35 CD 4 : comparación entre las durezas en el centro de redondos templados en aceite y valores obtenidos para muestras dilatométricas con enfriamientos parecidos

3.5.2.3 Utilización de curvas de enfriamiento trazadas sobre lámina transparente.

En el atlas de las curvas CCT y TTT elaborado por IRSID (Francia), se encuentran curvas de enfriamiento en el corazón y en la superficie de redondos con diferentes diámetros templados desde 850°C en agua, aceite o aire libre, respectivamente. Estas curvas se reproducen sobre láminas - transparentes a la misma escala como los diagramas CCT del atlas.

Para evaluar la dureza final obtenida y la naturaleza de los constituyentes formados durante el enfriamiento desde 850°C de un redondo - con un diámetro determinado se coloca la lámina transparente correspondiente al tratamiento sobre el diagrama CCT del acero en cuestión: las diferentes zonas por las cuales pasa la curva promedio de enfriamiento indican cuales constituyentes se formaron durante el tratamiento y su proporción final (como se explicó en párrafos anteriores, mientras que la dureza final de la estructura resultante se obtiene fácilmente en la parte inferior del diagrama.

Si la temperatura de austenitización del acero estudiado no coincide exactamente con la de 850°C, es suficiente desplazar la lámina transparente para que coincida la temperatura de inicio de enfriamiento con la verdadera temperatura de austenitización.

Desde luego, el mismo procedimiento puede ser utilizado para un producto de forma cualquiera, a condición de conocer su ley de enfriamiento. Además, las curvas de enfriamiento en el corazón, trazadas sobre transparentes y representadas a escala reducida en las figuras 87, 88 y 89, permiten establecer curvas como la de la figura 90, representando la variación del parámetro Δt_{700} en función del diámetro de redondos templados desde 850°C en diferentes medios. Estos valores pueden ser interesantes para establecer comparaciones, o fijar ordenes de tamaño.

3.5.2.4 Aplicación de las curvas CCT para prever el contenido en austenita residual de piezas templadas.

Como se discutió anteriormente, algunas variedades de acero pueden contener cantidades a veces considerables de austenita residual después de haber sido templado. Esta austenita puede afectar algunas propiedades

Modo de enfriamiento : AGUA

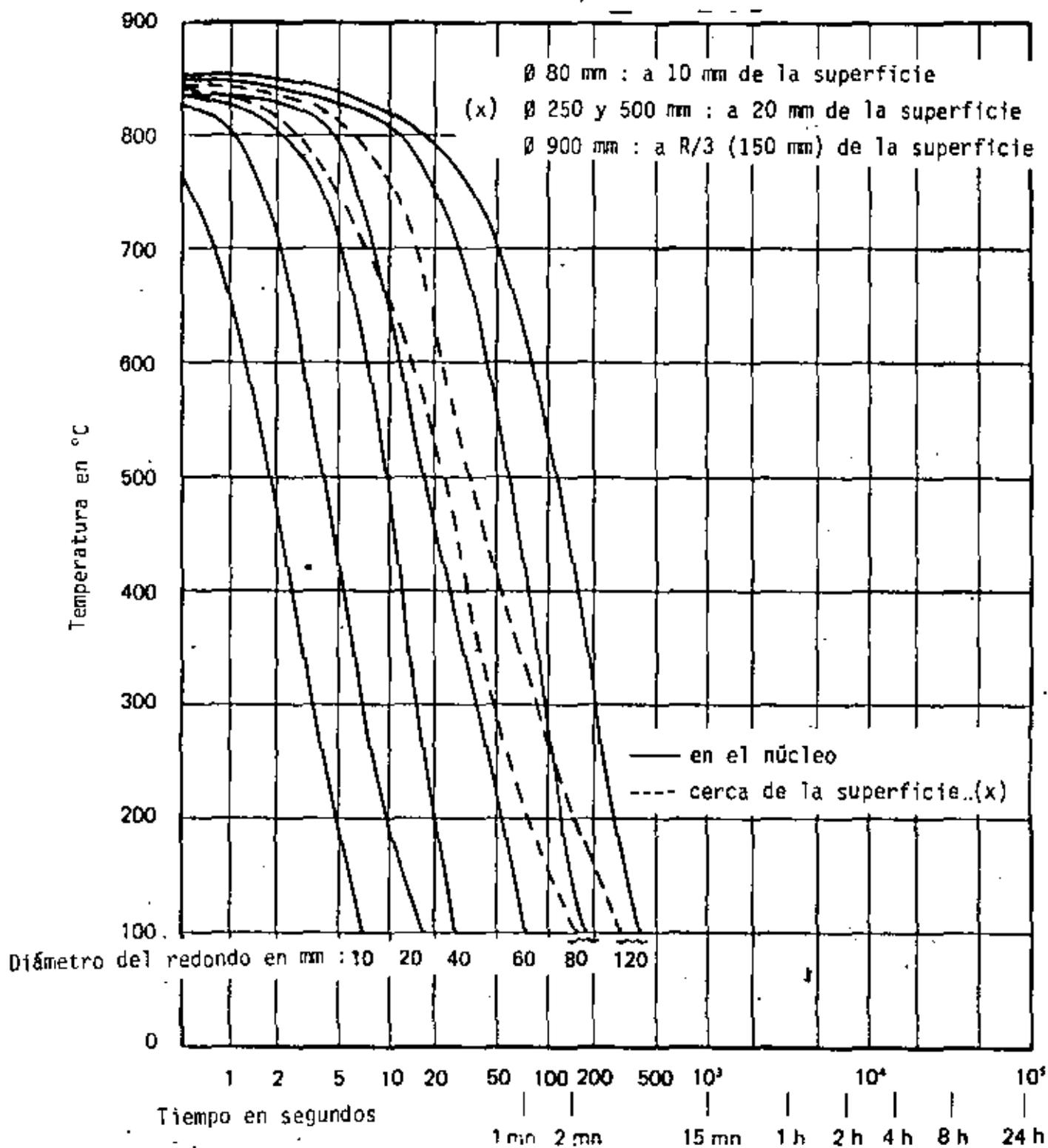


Figura 87 : Copia de las curvas de enfriamiento para templado en agua de redondos con diámetro variable, para determinación de dureza de templado y estructura final

Modo de enfriamiento : ACEITE

Ø 80 mm : a 10 mm de la superficie

(x) Ø 250 y 500 mm : a 20 mm de la superficie

Ø 900 mm : a R/3 (150 mm) de la superficie

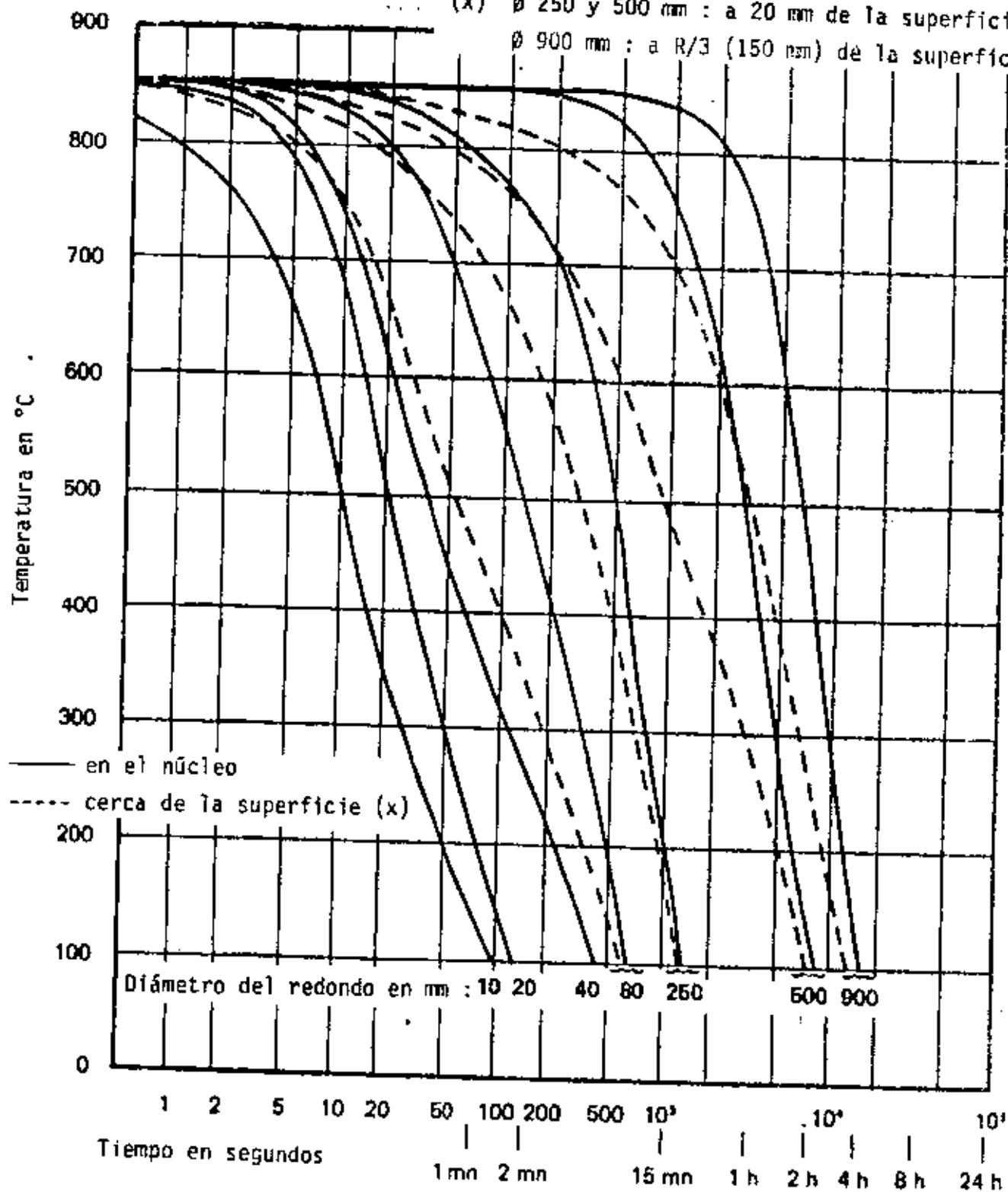


Figura 88 : Copia de las curvas de enfriamiento para el templeado en aceite de redondos con diámetro variable, para determinación de datos de templeado

\varnothing 80 mm : a 10 mm de la superficie
 Modo de enfriamiento : AIRE (x) \varnothing 250 y 500 mm : a 20 mm de la superficie
 \varnothing 900 mm : a R/3 (150 mm) de la superficie

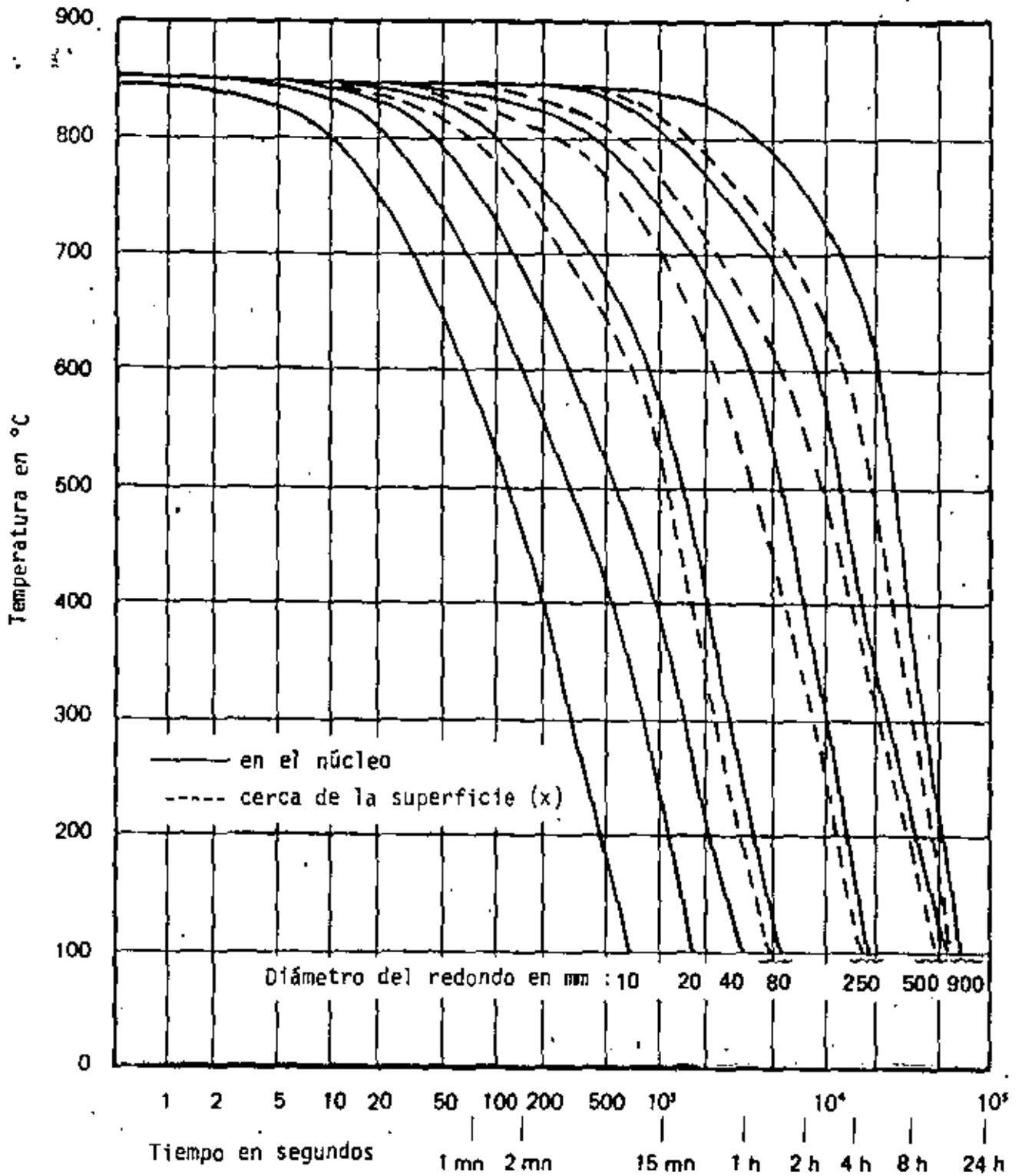


Figura 89 : Copia de las curvas de enfriamiento para el templado en aire de redondos con diámetro variable, para determinación de datos de templado

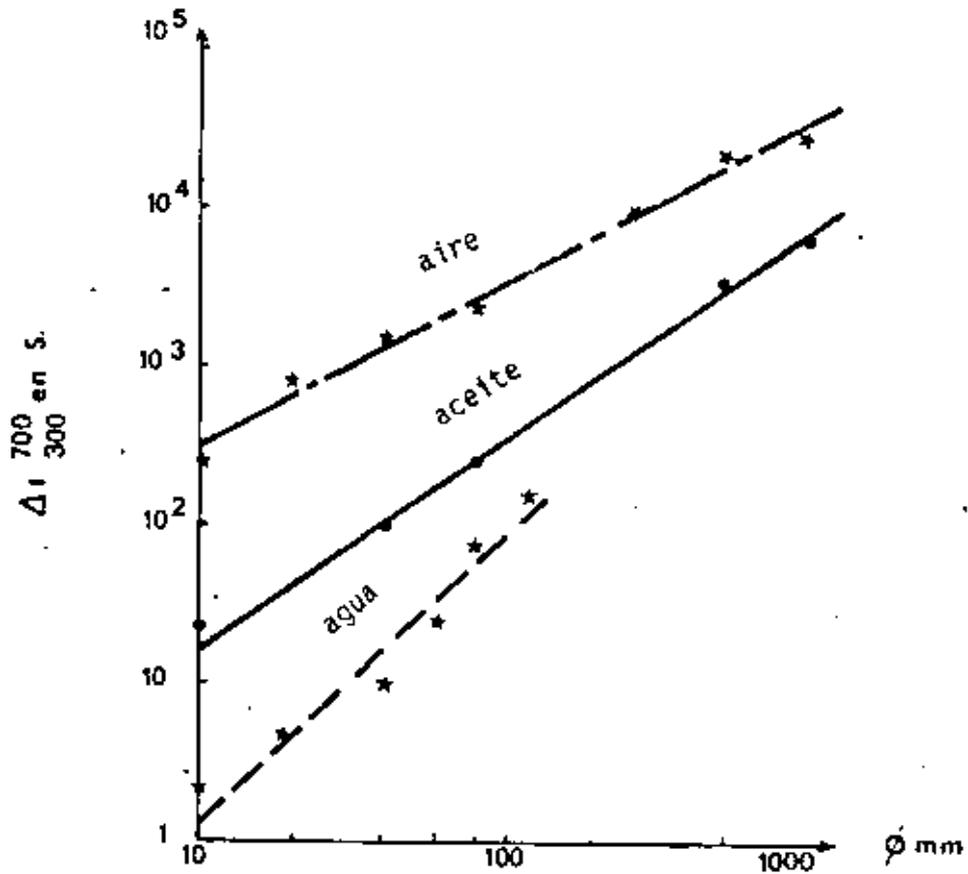


Figura 90 : Variación del parámetro $\Delta t_{700/300}$ en función del diámetro de redondos templados en diferentes medios de temple desde 850 °C.

del acero considerado, como por ejemplo:

- Características mecánicas
- Comportamiento en fatiga.
- Estabilidad dimensional.

La posibilidad de prever la cantidad de austenita residual - - después de un determinado tratamiento térmico puede ayudar a los usuarios, sobre todo a aquéllos que no poseen métodos de determinación, como rayos X, micrografía cuantitativa, dilatométrica diferencial, etc. ...

La organización IRSID estableció un diagrama en base a una relación empírica determinada por los investigadores Koistinen y Marburger, la cual representa la cinética de la transformación martensítica de aceros al carbono, para el temple rápido de acero de baja o media aleación y también válida para acero de herramientas. Para todos estos aceros, el contenido en austenita residual χ_R después de un temple rápido hasta la temperatura final T de un acero caracterizado por una temperatura M_s se acerca a:

$$\chi_R = \exp[-0.011 (M_s - T)]$$

Para estos mismos aceros, es posible prever el efecto de un enfriamiento continuo más lento hasta la temperatura ambiente en la zona martensítica, introduciendo el tiempo de enfriamiento Δt de 700°C a 300°C en la relación anterior.

Incluso es posible generalizar la relación en el caso de la formación de una fracción X de otro constituyente (como perlita, bainita, ...) antes del inicio de la transformación martensítica. Si M'_s es la temperatura del inicio de la transformación de la austenita todavía no disociada, la cantidad de austenita residual a 20°C se da aproximadamente por la siguiente relación:

$$\chi_R = (1-X) \exp. \left[- 0.011 (M'_s - 20) (1 - \mu) \right]$$

en donde μ depende del criterio de enfriamiento Δt $\frac{700}{300}$ ó Δt según la relación empírica:

$$\mu = 0.41 [1 - \exp. (- 0.03 \Delta t^{0.6})].$$

El diagrama de la fig. 91 fue establecido para templados martensíticos hasta 20°C. Los datos necesarios para utilizar la gráfica son:

- En abscisa el criterio Δt de enfriamiento de la pieza.
- En ordenada la temperatura M_s del acero considerado.

En el caso de redondos, es posible utilizar la parte inferior de la gráfica para obtener el criterio de enfriamiento Δt , directamente en el abscisa correspondiente.

Si se formó bainita u otro constituyente antes de la transformación martensítica, será necesario determinar X y M'_s en el diagrama CCT correspondiente y efectuar las correcciones correspondientes como se indica en los ejemplos siguientes.

Ejemplos:

Consideremos el acero 50NCD6 (aproximadamente equivalente a un 9850) cuya curva CCT se representa en la figura 92. Examinemos los siguientes enfriamientos:

- Pura transformación martensítica.
- Formación de 12% de bainita antes de la transformación martensítica.
- Formación de 91% de bainita antes de la transformación martensítica ($M'_s = 190^\circ\text{C}$)

El problema a resolver es el siguiente: ¿Cuál es el porcentaje de austenita residual probable en una barra cilíndrica de 80 mm. de diámetro templada en aceite desde 850°C. Frente al punto M de la gráfica de la figura 91 leemos un criterio de enfriamiento $\Delta t = 250$ seg. (enfriamiento # 2 de la figura 92) y frente al punto P, correspondiente a la -

temperatura M_s del acero 50 NCD 6, una cantidad ficticia $\gamma_R = 13\%$. Como la de austenita en bainita, la cantidad de austenita residual final en la barra de 80 mm. es de aproximadamente, $(\frac{100 - 12}{100}) \times 13 = 0.88 \times 13 = 11.5\%$.

La siguiente tabla indica las cantidades probables de austenita residual para los enfriamientos mencionados antes de un acero 50 CND 6 austenitizado a 850°C.

Número de referencia del enfriamiento	1	2	3
M_s o M'_s en °C	260	260	190
Δt en segundos	20	263	3500
Fracción y de austenita no transformada a M_s o M'_s	1	0.88	0.09
γ_R según el nomograma de la figura 91 (%)	8	13	33
Porcentaje de austenita residual a 20 °C $\gamma_R = \gamma'_R$	8	12	3

3.6. La influencia de los elementos de aleación.

3.6.1. Influencia de diferentes factores sobre la forma del diagrama-
TTT.

3.6.1.1. Influencia de la composición química.

A reserva de estudiar con mayores detalles en párrafos posteriores la influencia de la composición química, discutiremos aquí algunos factores de primera importancia.

Uno de los papeles más esenciales que juegan los elementos de aleación es el de aumentar la templabilidad de los aceros, ya que todos, con excepción del cobalto, desplazan la curva TTT hacia la derecha. En general, su acción es tanto más pronunciada como el contenido de elementos en solución sólida austenítica es más elevado y depende -- entre otros del contenido en carbono.

Para el carbono, un aumento del contenido en carbono superior al valor eutectoide tiene en general un efecto inverso debido a la precipitación de carburos "secundarios" o "properlíticos" antes de la propia transformación $\gamma \rightarrow \alpha$. Además, los carburos primarios, no disueltos durante la austenitización reducen el efecto del contenido total de carbono.

Por su lado, el boro, sobre todo en presencia de molibdeno, desplaza claramente hacia la derecha la zona superior de los aceros de baja aleación con un contenido en boro de solo unas decenas de p.p.m. la profundidad de temple puede aumentar considerablemente.

También el fósforo puede aportar una contribución importante a la templabilidad (ver concepto más adelante) del acero, a pesar de su baja cantidad en el material.

Finalmente el azufre, ligado por el manganeso en forma de Sulfuro de manganeso (MnS) en los aceros con alto contenido en azu-

fre, reduce la cantidad de Mn en solución sólida y así la templabilidad del acero.

Los elementos de aleación que no tienden a formar carburos especiales y se disuelven principalmente en la ferrita (Si, Cu, Ni, Mn, ...) desplazan la curva TTT hacia la derecha sin modificar su forma de modo apreciable (aumento del tiempo de incubación y reducción de la velocidad de reacción bastante parecido en las zonas perlíticas y bainíticas).

Los elementos gamágenos, tales como el Ni y Mn, reducen las temperaturas Ac_1 y Ac_3 , mientras que el silicio, alfégeno, tiene el efecto inverso. El cobalto, aunque también gamágeno y sin tendencia a formar carburos, es una excepción, ya que desplaza la curva TTT hacia la izquierda.

Los elementos carburígenos son susceptibles según su afinidad para el carbono, la concentración de carbono en el acero y su propia concentración, de formar:

- o bien, cementita aleada, constituida de carburo Fe_3C en el cual una parte del hierro es reemplazada por el elemento de adición, conservándose la estructura ortorómbica de la cementita.

- o bien, carburos especiales.

El manganeso, solamente algo más carburígeno que el hierro, forma casi exclusivamente cementita aleada.

Los principales elementos carburígenos, pueden ser clasificados, en primera aproximación, según la estabilidad de sus carburos: - Cr, W, Mo, V, Ti, Zr, Ta, Nb (Cr menos y Nb más estable) y la tendencia a formar carburos especiales en los aceros se acentúa del cromo al niobio, aunque algunos autores prefieren dar el orden siguiente: Cr, Mo, W, Ta, V, Nb, Zr, Ti.

Estos elementos alógenos en general aumentan las temperaturas Ac_1 y Ac_3 , desplazan la curva TTT hacia la derecha y hacen aparecer dos narices de la perlita y de la bainita, separadas por una zona de estabilidad de la austenita.

El cromo, hasta un valor de 1% aproximadamente, desplaza la curva TTT hacia la derecha tan activamente como el manganeso. -- Para mayores contenidos y para aceros de bajo carbono, el cromo desplaza principalmente el dominio bainítico hacia la derecha y hacia bajas temperaturas. Para los aceros de 13% Cr y 0.12-0.30% C, por ejemplo, el dominio bainítico ya no puede ser observado después de una permanencia isotérmica de 28 horas, de modo que la curva TTT se reduce entonces en el diagrama usual a sólo la zona perlítica.

El molibdeno, por otro lado, tiene como principal efecto el de desplazar fuertemente hacia la derecha el dominio ferrítico-perlítico, afectando poco la posición del dominio bainítico. Para un contenido del orden de 1%, su contribución a la templabilidad es más fuerte que aquélla del cromo o del Tungsteno. En los aceros de bajo carbono (sobre todo con menos de 0.1% C) la acción del molibdeno (para contenidos tan bajos como 0.3 - 0.5%) sobre el retraso en la aparición de ferrita poligonal es particularmente exaltada en presencia del boro (30-50 ppm.).

En la zona ferrítica-perlítica, la adición de un elemento carburífero (Mo, V, por ejemplo), no solo modifica la cinética de descomposición isotérmica de la austenita, sino que también puede llevar a la formación, no de cementita, sino de un carburo aleado más estable (M_6C , Mo_2C ó V_4C_3 ...). Las morfologías de precipitación encontradas en microscopía electrónica se clasifican en dos categorías principales:

- Estructura de tipo fibroso (laminillas alternadas de ferrita y de carburo aleado), probablemente formada de la misma manera como la perlita de los aceros al carbono pero mucho más fina que esta-

última (velocidad de difusión muy baja de átomos en sustitución en la austenita) y en zonas que pueden ser extremadamente pequeñas y dispersas.

- Estructura en zonas paralelas de carburos muy finos (unas decenas de Å, por ejemplo), apareciendo en forma de hileras por un corte transversal, a menudo con mayor espacio según aumenta la temperatura de transformación y solamente visible en el microscopio electrónico en láminas delgadas con determinada orientación.

Finalmente, puede ser de gran interés conocer la influencia de los diversos elementos de aleación corriente sobre la temperatura eutectoide (temperatura mínima de formación de la austenita) y del contenido en carbono correspondiente. La figura 93 representa esta influencia en función del contenido en elemento de adición.

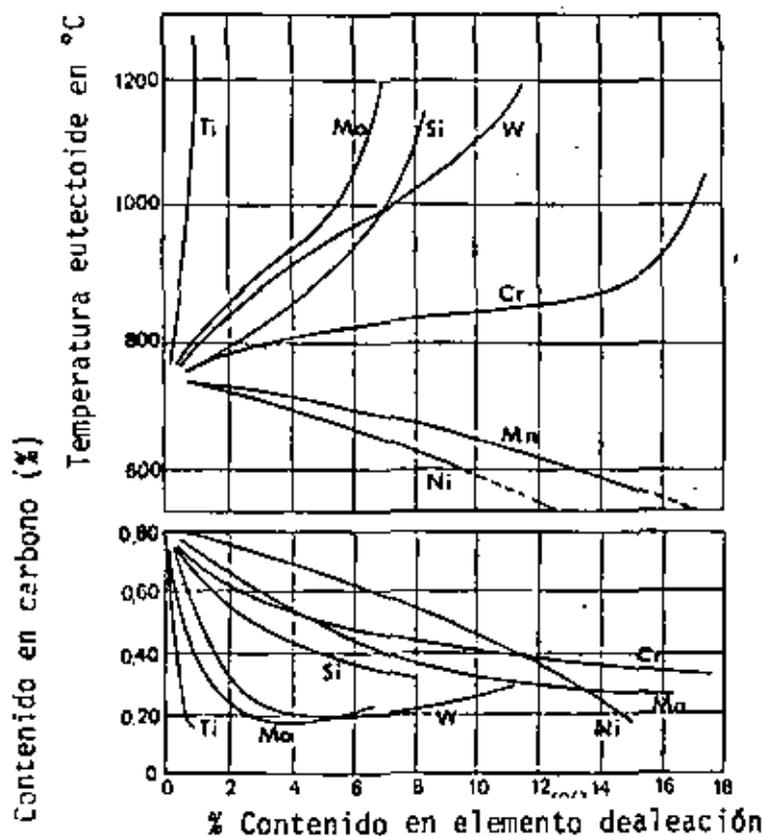


Figura 93 : Influencia del contenido en elemento de aleación sobre la composición eutectoide del acero y la temperatura eutectoide

Además, reproducimos aquí algunas fórmulas empíricas -- propuestas para calcular las temperaturas Ac_1 y Ac_3 de aceros con menos de 0.6% de carbono y menos de 5% de otros elementos de aleación.

$$Ac_1 = 723 - 10.7 \text{ Mn} - 16.9 \text{ Ni} + 29.1 \text{ Si} + 16.9 \text{ Cr} + 6.38 \text{ W} + 290 \text{ As.}$$

$$Ac_3 = 910 - 203 \text{ C} - 15.2 \text{ Ni} + 44.7 \text{ Si} + 104 \text{ V} + 31.5 \text{ Mo} + 13.1 \text{ W} \\ - 30 \text{ Mn} - 11 \text{ Cr} - 20 \text{ Cu} + (700 \text{ P} + 400 \text{ Al} + 120 \text{ As} + 400 \text{ Ti}).$$

(Los coeficientes de las últimas concentraciones son muy aproximativos).

Efecto sobre las temperaturas martensíticas.

Como ya se discutió anteriormente, la curva TTT de un acero está delimitado hacia abajo por las temperaturas de la zona de -- transformación martensítica. Sabemos ya que para un determinado acero, las temperaturas de inicio (M_s) y fin (M_f) de la transformación martensítica son en general independientes de la velocidad de enfriamiento, a menos que carburos precipitados antes de la transformación inicien la -- reacción a una temperatura más elevada que para enfriamiento más rápido, pero sin precipitación. Del mismo modo, la temperatura de austenitización casi no tiene ninguna influencia sobre las temperaturas M_s y M_f , -- con excepción del efecto físico-químico ligado a la variación de la comprobación de la solución sólida austenítica: una mejor disolución de -- los carburos se refleja en un mayor contenido en carbono y de elementos de aleación en la austenita, lo que reduce sensiblemente la temperatura M_s .

Cuando el templado termina a $T > M_f$, una permanencia -- isotérmica prolongada a esta temperatura puede transformar eventualmente la austenita residual en bainita, sobre todo si M_s es suficientemente alta y si la permanencia isotérmica se efectúa poco abajo de M_s .

Cierto número de fórmulas fueron propuestas, para el cá-- culo aproximado de la temperatura M_s de un acero a partir de su composi-

ción química. Desde luego, estas fórmulas sólo dan una buena aproximación para aceros de baja aleación y para condiciones normales de austenización ($Ac_3 + 50$ a $100^\circ C$).

Fórmula de Nehrenberg:

$$M_s (^\circ C) = 500 - 300 C - 33 Mn - 17 Ni - 22 Cr - 11 Si - 11 Mo$$

Fórmula de Steven y Haynes:

$$M_s (^\circ C) = 561 - 474 C - 33 Mn - 17 Ni - 17 Cr - 21 Mo$$

Fórmula de Andrews:

$$M_s (^\circ C) = 539 - 423 C - 30.4 Mn - 17.7 Ni - 12.1 Cr - 11 Si - 7.5 Mo$$

La última fórmula, más reciente, se aplica bien a los aceros con contenido de menos de 0.6% de carbono y de menos de 5% de cada elemento de aleación.

Como se puede observar, los elementos de aleación modifican mucho la forma del diagrama TTT. Se explica su influencia de diferentes modos: aumento de la estabilidad de la fase austenítica, resultando de esto un desplazamiento de la curva inicial hacia la derecha; - reducción de la velocidad de difusión; formación de carburos complejos con influencia sobre la nucleación. Por lo tanto el papel de los elementos de aleación es muy complejo y sobre todo la combinación de varios elementos provoca efectos que no se pueden deducir a priori de la influencia de cada elemento por separado. Además, hay que insistir en el papel excepcional del carbono como elemento de aleación, ya que ningún otro elemento es capaz de aumentar tanto la estabilidad de la fase austenítica como el carbono.

La tabla siguiente representa esquemáticamente la influencia de los principales elementos de aleación sobre el diagrama TTT.

REPRESENTACION ESQUEMATICA DE LA INFLUENCIA DE LOS PRINCIPALES
ELEMENTOS DE ALEACION SOBRE EL DIAGRAMA T.T.T.

Elemento de aleación	Nariz perlítica			Nariz bainítica			Observaciones
	Inicio de la transformación	Velocidad	Temperatura	Inicio de la transformación	Velocidad	Temperatura	
C < 0.8 %	→	↗		→	↘		
C > 0.8 %	←	↗		→	↘		
Ni, Mn	→→	↘		→→	↘		
Cu, Si	→	↘		→	↘		Más débil que Ni y Mn
Co	←	↗		←	↗		Unico elemento con esta tendencia
Cr	→→	↘	↗	→→	↘	↘	
Mo	→→→	↘↘	↗↗	→→→	↘↘	↘↘	Provocan la separación entre zona perlítica y bainítica
V	→	↘↘		→	↘↘		
B	→→			→→			Contenido normal ± 0.003%
Grano grueso	→						Nucleación más lenta

Como ilustración del cambio importante de un diagrama TTT debido a la influencia de los elementos de aleación, se representan las figuras 94 y 95 con diagramas TTT de un acero Ni-Cr-Mo y de una fundición aleada.

La comparación de las Figs. 78 y 94 es especialmente significativa: desplazamiento por Mo y Ni de la rodilla de la curva perlítica hacia la derecha debido al aumento de la estabilidad de la austenita y separación total de las zonas perlítica y bainítica por el Mo. Aparece un intervalo de temperatura en el cual la austenita puede ser conservada bastante tiempo después del templeado sin transformación.

Una zona análoga también aparece en el diagrama TTT de la fundición aleada de la Figura 95, también con la influencia del Mo. Sin embargo, en este caso la rodilla perlítica está muy desplazada hacia la izquierda por el alto contenido en carbono. Este diagrama presenta un aspecto típico en la zona bainítica debido principalmente al alto contenido en carbono. La línea del fin de la transformación no significa en este caso que la transformación esté completa: sobre todo en la zona bainítica alta, la estabilidad de la austenita es grande cuando la temperatura es elevada, de modo que la transformación se para aún cuando existen altas concentraciones de austenita residual.

En estos diagramas también se observa claramente que las transformaciones perlítica y bainítica son totalmente diferentes. Aún en los diagramas en los cuales las zonas son continuas, en realidad, las reacciones son separadas. Sin embargo, pueden ocurrir simultáneamente, separadas en el tiempo o aún con una etapa entre los dos tipos de transformación.

3.6.1.2. Influencia de las condiciones de austenitización.

Una elevación de la temperatura de austenitización se refleja generalmente en un desplazamiento hacia la derecha de la curva TTT más pronunciado en la zona perlítica que bainítica. Esto es parti-

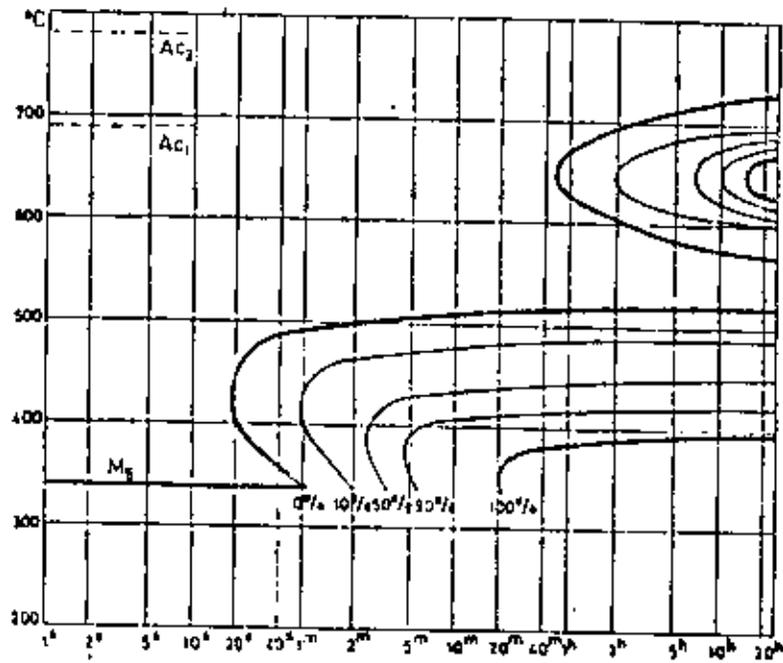


Figura 94 : Diagrama TTT de un acero Ni-Cr-Mo con : C=0.32, Ni=2.4, Cr=0.74 y Mo=0.5 %

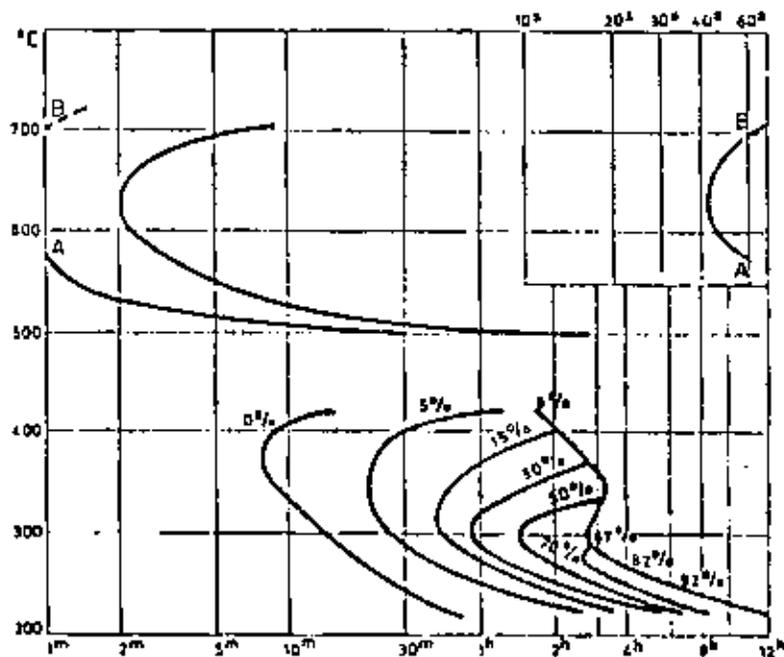


Figura 95 : Diagrama TTT de una fundición aleada con : C=3.01, Si=1.86, Mn=0.96, Mo=0.62, Cr=0.27 y Cu=2.02 %

cularmente claro en los aceros que contienen elementos de aleación carburizantes. En efecto, para estos aceros una elevación de la temperatura de austenitización y una austenitización prolongada favorecen la disolución de los carburos, lo que modifica particularmente la composición de la solución sólida austenítica.

En general, el aumento de templabilidad por la elevación de la temperatura de austenitización se debe en parte a la influencia del tamaño de grano austenítico sobre la nucleación de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$. En efecto, en la medida que los núcleos de transformación se forman principalmente en los límites del grano austenítico, sobre todo en la zona superior, la probabilidad de nucleación disminuye por una reducción de la superficie relativa de estos límites de grano, de modo que la reacción se vuelve más lenta.

Para altas temperaturas de austenitización, la zona bainítica, menos desplazada hacia la derecha que la zona perlítica, aumenta en temperatura hasta traslaparse con la perlítica. Estas modificaciones corresponden al carácter claramente más acicular de las estructuras obtenidas por sobrecalentamiento y explican, en otros para los aceros hipoeutectoides, la aparición de ferrita de tipo Widmannstätten presentando relaciones de orientación cristalográfica con la austenita madre y creciendo en ésta según interfases semicoherentes. Así, por ejemplo, para un acero hipereutectoide con 1.2% de carbono, una austenitización a 1200 °C lleva a la formación de cementita acicular para temperaturas elevadas de permanencia isotérmica (700 - 750°C).

3.6.1.3. Influencia del tamaño del grano austenítico.

3.6.1.3.1. Generalidades.

Es una observación corriente que aceros de composición química semejante responden de manera muy diferente al tratamiento térmico y que las propiedades obtenidas por el mismo tratamiento térmico pueden también ser diferentes. Estas diferencias en comportamiento no se pueden atribuir satisfactoriamente a las pequeñas diferencias en la composición nominal, pero en general se las puede relacionar en cierta medida

con el tamaño de grano austenítico que se produce en esos aceros a las temperaturas empleadas en el tratamiento térmico y, en menor proporción, al tamaño de grano ferrítico a la temperatura ambiente.

Los granos de la austenita formada inicialmente durante la austenitización son pequeños con relación a los de ferrita o a las colonias de perlita existentes antes del tratamiento. Este tamaño inicial depende de varios factores, encontrándose entre los más importantes la composición química del acero, la forma en que se realizó la desoxidación en el proceso de fabricación y la estructura existente en el acero a la temperatura ambiente. Aunque a la temperatura de transformación los granos sean pequeños, al elevar la temperatura dentro del intervalo de estabilidad de la austenita se produce usualmente un crecimiento de ello que, en general, es tanto más rápido, cuanto más elevada es la temperatura, siendo también mayor el tamaño de grano final. Para un acero determinado se tiene a cada temperatura, dentro del intervalo austenítico, un tamaño de grano característico. El crecimiento también se produce si se mantiene el acero mucho tiempo a una temperatura fija, pero esta variación con el tiempo transcurre a velocidad de creciente y, por ello, desde el punto de vista práctico, se puede considerar que el crecimiento cesa después que se alcanza un determinado tamaño. El tamaño de grano austenítico alcanzada a una cierta temperatura máxima (supuesto que ha habido tiempo suficiente) puede permanecer prácticamente constante, y como es Bien sabido, no se altera -- al enfriar a una velocidad cualquiera. Las propiedades mecánicas del acero, logradas por el tratamiento térmico posterior, reflejan en -- cierto grado el tamaño del grano austenítico alcanzado, aunque ese tratamiento sea un temple, un normalizado o un enfriamiento en el horno.

Todos los aceros presentan la tendencia al crecimiento de grano en la región austenítica, pero esa tendencia no es la misma para todos. Con la denominación de aceros de grano fino y aceros de grano basto se diferencian dos grandes grupos de aceros de comportamiento diferente. Un acero de grano fino resiste al crecimiento sobre un intervalo amplio de temperaturas dentro de la zona austenítica, mientras un acero de grano basto muestra un crecimiento progresivo y continuo a partir de temperaturas próximas a la de transformación.

Aunque los aceros de grano fino resisten el engrosamiento en una zona de temperaturas que es la de los tratamientos térmicos normales, cuando la temperatura se eleva llega un momento en que frecuentemente, presentan una tendencia pronunciada al crecimiento de sus granos. La temperatura a que tal ocurre suele denominarse Temperatura de engrosamiento del grano; tal temperatura sólo existe netamente en los aceros de grano fino, pero no es estrictamente característica de cada acero, sino que puede variar entre ciertos límites, dependiendo principalmente del tratamiento térmico anterior. Cuando con un acero de grano fino se sobrepasa la temperatura de engrosamiento, los granos suelen crecer más rápidamente y alcanzar mayores tamaños que en un acero de grano basto a la misma temperatura. A la temperatura de engrosamiento es también importante el tiempo de permanencia con relación a la uniformidad del tamaño final de los granos de austenita. En los aceros de grano basto la tendencia al crecimiento progresa de una manera más continua y no se puede definir en ellos a una temperatura de engrosamiento. (Ver fig. 96).

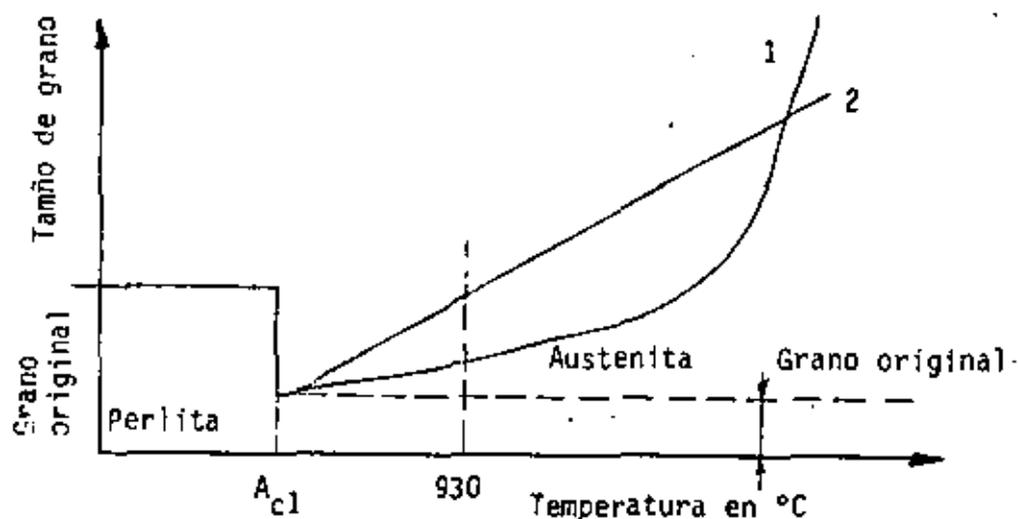


Figura 96 : Representación esquemática del crecimiento del grano austenítico en el acero de grano hereditariamente fino (1) y en el acero de grano hereditariamente basto (2)

Es evidente que el tamaño de grano austenítico de un determinado acero no es una característica inherente a él, sino una función de la temperatura a que se calienta y del tiempo que se mantiene a esta temperatura. Los datos referentes a tal tamaño de grano deben, por lo tanto, completarse siempre con la temperatura y tiempo a que se refieren. Sin embargo, se admite usualmente que si estos dos últimos datos no se dan explícitamente, el tamaño de grano se refiere a las condiciones normales en el tratamiento térmico del acero en cuestión.

La importancia que el tamaño del grano de la austenita tiene sobre algunas de las propiedades del acero tratado, pueden resumirse en la siguiente tabla:

Propiedad	Austenita en Grano	
	Fino	Basto
1. Al calentar ligeramente sobre la temperatura crítica	Se mantiene el grano fino.	Tiene a engrosar.
2. Templabilidad	Menor.	Mayor.
3. Austenita retenida	Menos.	Más.
4. Distorsión en el temple	Menos.	Más.
5. Tendencia a agrietarse en el temple . .	Menos.	Más.
6. Tensiones internas después del temple ..	Más bajas.	Más altas.
7. Tendencias a huellas blandas después del temple	Mayor.	Menor.
8. Comportamiento en la cementación	Capa menos profunda.	Capa más profunda.
9. Maquinabilidad después de normalizado ..	Inferior.	Mejor.
10. Fragilización por la deformación en frío	Menor.	Mayor.
11. Tenacidad	Mayor.	Menor.

Queda, pues, claro que la determinación del tamaño de grano austenítico, por los métodos que se describirán seguidamente, puede servir para prever muchos aspectos relativos al comportamiento de un acero en el tratamiento térmico y cuando se encuentra en servicio sometido a distintos tipos de esfuerzos.

3.6.1.3.2. Determinación del Tamaño de Grano Austenítico.

Puesto que la austenita existe normalmente solo sobre los puntos críticos, el problema es encontrar un tratamiento mediante el cual se puedan hacer observables sus granos a la temperatura ambiente. El tratamiento puede acarrear cambios en la composición química, como ocurre con los métodos de oxidación y cementación o no alterar la composición química. En la mayoría de los casos son preferibles los últimos métodos. Los granos austeníticos pueden hacerse observables a la temperatura ambiente por uno de los siguientes procedimientos que no entrañan cambios de composición:

1o. Por la segregación de ferrita o carburo en los bordes de los granos en los aceros respectivamente hipoeutectoides o hipereutectoides.

2o. Por la formación de un producto de descomposición en los bordes del grano, en el caso de los aceros próximos a la composición eutectoide.

3o. Por un ataque especial que establece diferencias de contraste, entre los agregados de martensita formados a partir de los granos de austenita, con los que guardan relaciones de orientación.

4o. Por métodos de ataque al calor.

Los dos primeros métodos exigen condiciones adecuadas de enfriamiento y permiten una delineación muy visible de los bordes de los granos de la austenita inicial, gracias a la separación en ellos de constituyentes con características de ataque muy diferentes. En los aceros hipoeutectoides e hipereutectoides, este constituyente es ferrita o carburo, respectivamente, que en los aceros ordinarios al carbono se separan en el enfriamiento lento a través del intervalo crítico; con condiciones adecuadas se obtiene una red casi completa del constituyente proeutectoide envolviendo al núcleo de los granos que se

transforman a perlita más atacable. Este método no se puede emplear en los aceros cuya composición sea próxima a la eutectoide porque no se separa, como es natural, tal tipo de constituyentes. Pero en este caso, la transformación a perlita comienza esencialmente en los bordes de grano y operando adecuadamente se consigue desarrollar una red de perlita fina, templando en el momento adecuado para que la austenita residual del centro de los granos se transforme directamente en martensita, que se ataca más difícilmente.

Métodos de enfriamiento.

Una vez que se ha establecido el tamaño de grano a la temperatura que interesa, las condiciones de enfriamiento necesarias para poner de manifiesto los bordes de sus granos, depende esencialmente del contenido de carbono del acero ensayado. Seguidamente discutiremos las condiciones de enfriamiento adecuadas a cada caso.

a) Aceros al Carbono Hipereutectoides.-

Si los aceros contienen menos de unos 0.10 % de carbono, el tamaño de grano austenítico puede determinarse por el método de ataque por el calor, descrito más adelante, o por el que describimos a continuación. Una probeta delgada se calienta a la temperatura deseada durante un tiempo corto (para evitar la decarburación) y se temple en mercurio, agua o salmuera. La estructura metalográfica que resulta es martensita baja en carbono, probablemente, con una red de ferrita contorneando los granos de la austenita inicial. La probeta templada se reviene de 5 a 10 min. a unos 200°C, si se la desbasta y pule y se la ataca por inmersión en una solución acuosa al 5% de cloruro férrico. Este ataque pone de manifiesto los granos iniciales de austenita, porque aparece un contraste entre los agregados de martensita de diferente orientación. Este método, en realidad, no es sino un caso particular del método de ataque diferencial de la martensita, que se indicará más adelante.

En los aceros hipoeutectoides que contienen entre 0.25 -

y 0.55% de carbono el tamaño de grano austenítico se puede poner de manifiesto enfriando al aire una probeta apropiada desde la temperatura -- que interesa. El exceso de ferrita es segregado en los bordes de grano -- y, mediante un ataque adecuado, es fácil observar a la temperatura ambien -- te la red de ferrita, por el contraste con la masa perlítica de los gra -- nos, atacada más a fondo. Este método no se puede emplear con aceros -- que contienen menos de 0.25% de carbono porque el exceso de ferrita es -- muy grande y puede separarse en masas compactas en lugar de formar la -- red de bordes de grano; por el contrario, los aceros con más de 0.55% de carbono separan poco exceso de ferrita y no se obtiene una red completa.

Los aceros al carbono, que son solo ligeramente hipoeutec -- toides se pueden enfriar desde la temperatura de austenitización hasta -- unos 730°C; se los mantiene a esta temperatura 10 ó 15 min. (probetas de -- 10 ó 12 mm. de diámetro) y después se dejan enfriar hasta la temperatura -- ambiente. Mediante este tratamiento suele obtenerse una red de ferrita -- bien definida.

Otro método para observar el tamaño de grano austenítico -- en estos aceros es el temple en gradiente, mediante el que suele ser po -- sible hacer tal observación en diferentes formas en distintos puntos de -- la probeta. La probeta debe tener, por lo menos, 40 mm. de longitud y -- 6 ó 7 de espesor. Se la calienta a la temperatura de austenitización de -- seada y luego se la extrae rápidamente del horno y se sumergen 10 ó 12 -- mm. de su longitud en un baño de salmuera, dejándola enfriar en estas -- condiciones hasta la temperatura ambiente. En una probeta dejada -- enfriar de esta forma se obtiene una gran variedad de estructuras desde -- la martensita, obtenida en el extremo templado en salmuera hasta los a -- gregados uniformes de ferrita y perlita obtenidos en el extremo opuesto -- que ha enfriado mucho más lentamente. Si se corta la probeta longitudi -- nalmente, se pule y ataca, se encuentra en la observación microscópica -- una zona, más o menos alejada del extremo templado, en la que aparece -- una red de perlita fina nodular bordeando la martensita a que se ha -- transformado el resto del grano. La perlita fina, que se ataca mucho -- más enérgicamente pone de manifiesto los bordes de grano de la austenita -- inicial. Cuando el grano es muy fino la estimación debe hacerse en la --

zona templada, totalmente martensítica, por el método de ataque diferencial que describiremos más adelante.

En zonas más alejadas de la templada, especialmente si el acero es suficientemente hipoeutectoide, pueden también observarse los contornos de grano austenítico por una red de ferrita envolviendo a la perlita de la masa de los granos. Si el acero es casi eutectoide y la Probeta de tamaño relativamente pequeño, no se obtiene la red de ferrita ni aún en las secciones más lentamente enfriadas.

b) Aceros al Carbono Eutectoides.

En estos aceros puede bastar con templar una probeta -- (12 a 25 mm. de diámetro) desde la temperatura deseada en un baño de -- salmuera. Si el acero no tiene una templabilidad excesiva este tratamiento produce una capa externa martensítica y una zona central perlítica y, entre ambas, aparece otra en que los bordes de grano aparecen delineados por una perlita fina nodular envolviendo a los núcleos de los granos -- transformados en martensita.

Los aceros eutectoides con más templabilidad se pueden estudiar por el método del temple en gradiente o mediante el ataque diferencial de la martensita que se indica más adelante. En el primer -- caso, entre las zonas totalmente martensítica y totalmente perlítica se encuentra aquélla en que los nódulos de perlita fina contornean los granos martensíticos.

c) Aceros al Carbono Hipereutectoides.

En estos aceros, el mejor método es dejar enfriar al aire o en el horno una probeta adecuada, austenitizada a la temperatura en -- estudio. En estas condiciones se forma una red de la cementita primeramente separada, envolviendo al material del centro de los granos, transformado posteriormente a perlita y más atacable. Este método suele fallar si el contenido de carbono es inferior a 1.10% porque no se obtiene una red completa de cementita; en estos casos se puede emplear el temple en --

gradiente descrito para los aceros hipoeutectoides y eutectoides.

Otro método para estos aceros poco hipereutectoides, -- consiste en enfriar desde la temperatura de austenitización hasta justamente por encima de la temperatura crítica inferior (A_{r1}), mantenerlo a tal temperatura unos minutos y templar en agua. Después se reviene la probeta a unos 425°C y se deja enfriar al aire. El ataque permite la observación de los bordes de grano mediante la red de cementita-que rodea la martensita revenida.

Ataque diferencial de la Martensita.

En un acero templado y completamente martensítico, o -- templado y revenido, el tamaño de grano se puede poner de manifiesto -- por el contraste que aparece en los distintos agregados martensíticos- procedentes de distintos granos de austenita, con los cuales guardan re laciones de orientación, cuando se atacan con un reactivo especial des cubierto por Vilella. (30 ml. de glicerina, 20 ml. HCl y 10 ml. HNO_3). Este reactivo es muy selectivo en su acción; los mejores resultados, se obtienen atacando después de revenir a 200 ó 300°C durante unos 15 min.

Ataque por el calor.

El ataque por el calor es un medio sencillo y rápido -- para determinar el tamaño de grano austenítico de cualquier tipo de acero y es particularmente útil para los que contienen menos de 0.10 % de carbono. Se basa en que cuando una probeta pulida se calienta a la temperatura de austenitización deseada en una atmósfera inerte, tal -- como hidrógeno purificado para hacer muy baja la presión de oxígeno, -- el metal de los bordes de grano se vaporiza preferencialmente, quedando esos bordes marcados en la superficie. Para evitar que la superfi cie se oxide y se manche después del ataque por el calor, se la templa en mercurio fuera del contacto del aire .

Manteniendo suficientemente baja la presión de oxígeno

en la atmósfera de hidrógeno no se altera, por oxidación, la composición química de la superficie y el tamaño de grano observado sobre ella es el característico de toda la masa de la Probeta. Si, por el contrario, se eleva demasiado la presión de oxígeno, pueden oxidarse algunos elementos tales como el aluminio y se obtiene en la superficie un grano más pequeño que en la masa de la probeta. Esto puede atribuirse al retardo provocado en el crecimiento de grano por los óxidos formados en la superficie y sus proximidades.

Examen de Fracturas.

El tamaño de grano austenítico puede determinarse rápida y efectivamente especialmente en aceros de contenido de carbono medio y alto, por un método de comparación de fracturas. El Procedimiento se basa en la existencia de una relación entre el aspecto de la fractura de un acero completamente martensítico y el tamaño de grano de la austenita que existía antes del temple.

Una probeta de tamaño adecuado y previamente entallada, se calienta a la temperatura de austenitización correspondiente, se la mantiene el tiempo adecuado y se la temple drásticamente en agua o salmuera. Después, se rompe la probeta por la entalla y se compara la apariencia de la fractura con una serie de 10 fracturas patrón correspondientes a otros tantos tamaños de grano. Cuando el acero tiene poca templeabilidad hay que tener en cuenta que el núcleo puede ser perlítico y sólo se debe comparar la fractura de la zona externa completamente martensítica, porque la fractura de estructuras no martensíticas no siempre indica el tamaño de grano austenítico inicial.

En los Estados Unidos las fracturas patrones empleadas son las Shepherd. El aspecto de estas fracturas lleva números que van del 1, que corresponde a la de aspecto más grosero, al 10, correspondiente a una fractura de aspecto muy fino. Las intermedias tienen también aspectos intermedios.

En general, el examen y comparación de las fracturas requiere poca práctica. Está bien comprobado que el ojo tiene mayor sen-

sibilidad para observar pequeñas diferencias en el aspecto de las fracturas que las correspondientes pequeñas diferencias en el tamaño de grano observadas metalográficamente. Solamente se presentan dificultades cuando se presentan mezclados granos de distintos tamaños, porque el ojo no aprecia inmediatamente las facetas grandes y pequeñas que aparecen mezcladas en la fractura, a no ser que la fractura sea, en media, suficientemente grosera. Sin embargo, un observador experimentado identifica con sorprendente seguridad los tamaños de grano mezclados.

3.6.1.3.2. Métodos para expresar el tamaño de grano.

En los métodos que expondremos a continuación es preciso proyectar la imagen de la estructura sobre la pantalla de un equipo metalográfico o, en su caso, obtener una fotomicrografía. Las probetas, preparadas por los métodos clásicos de la metalografía se pulen y se atacan por un reactivo adecuado para provocar el contraste necesario.

El tamaño de grano así observado se puede expresar de varias formas, siendo aceptables las que se dan a continuación, de las que las dos primeras son las más empleadas:

1a. Los números de tamaño de grano ASTM, arbitrariamente elegidos y relacionados exponencialmente con el número de granos por pulgada cuadrada en una proyección a 100 aumentos.

2a. Número medio de granos cortados por una línea de longitud definida (método de Graff-Snyder).

3a. Número medio de granos por milímetro cuadrado.

4a. Área media de los granos, en milímetros cuadrados.

El método ASTM.

Esta forma de expresar el tamaño de grano suele preferirse porque se puede hacer muy fácilmente la estimación del número representativo del tamaño de grano. Para ello se proyecta la imagen de la estructura de la probeta convenientemente tratada y preparada o se obtiene una fotomicrografía de ella, en ambos casos a 100 aumentos, y se realiza una comparación con una serie de gráficos correspondientes a los distintos tamaños de grano. El número del gráfico más parecido al aspecto de la probeta expresa el tamaño de grano. Cuando aparecen granos de varios tamaños el resultado suele expresarse con dos números, correspondientes a dos tamaños de grano, con la indicación del tanto por ciento existente de cada uno.

Los patrones de tamaño de grano ASTM se han elegido en forma que cubran los normalmente encontrados en el acero. Los gráficos llevan número del 1 al 8. El número del gráfico, representativo de un tamaño de grano, está relacionado con el número medio de ellos visibles a 100 aumentos por pulgada cuadrada de pantalla o fotomicrografía, mediante la relación.

$$\text{Número medio por pulgada cuadrada a 100 aumentos} = 2^{n-1}$$

siendo precisamente n el número ASTM.

Los aceros cuyo tamaño de grano está comprendido entre el 1 y el 5 se consideran como aceros de grano basto, y los comprendidos entre el 5 al 8, como de grano fino. Cuando el tamaño es precisamente el 5, se considera el acero de grano fino si los granos que no corresponden exactamente a este tamaño son más finos y como de grano grueso si estos pocos granos son mayores.

No es raro encontrar tamaños de grano austenítico que en la observación a 100 aumentos aparecen mayores que el núm. 1 ó menores que el núm. 8. Si los granos son mayores que los del núm. 1, se proyec

tan a 50 aumentos en lugar de a 100 y si entonces son comparables al gráfico correspondiente al núm. 2, se designan como de núm. 0, y si son comparables al gráfico núm. 1, como tamaño 00. Cuando los granos a 100 aumentos parecen más finos que los del gráfico núm. 8, se proyectan a 200 aumentos, y se designan como núms. 9 y 10 si en estas condiciones son comparables a los gráficos núms. 7 y 8, respectivamente. Los aceros tipo HSLA (Alta resistencia, baja aleación) presentan tamaños de grano de hasta 12-14 ASTM.

Ocular para medir el tamaño de grano ASTM.

Se puede realizar una determinación exacta y rápida del tamaño de grano ASTM, mediante un ocular especial, que evita la necesidad de proyectar la imagen o fotomicrografiar la estructura y comparar después con los patrones. Tal ocular tiene intercalado una placa re-dóvil con ocho discos micrométricos de vidrio. En cada disco hay grabado un cuadrado cuyo tamaño corresponde a los tipos ASTM de 1, 2, 4, 6, 10, 32, 64 y 128 granos por pulgada cuadrada en la imagen de 100 aumentos. Los discos llevan además los núms. 1 a 8.

3.6.1.4. Influencia de las segregaciones.

Las microsegregaciones y macrosegregaciones que resultan de la solidificación del metal y que se atenúan pero sin desaparecer completamente, durante las transformaciones térmicas posteriores, pueden tener una influencia apreciable sobre la forma del diagrama TTT.

Las microsegregaciones son responsables de la aparición de estructuras en bandas en los aceros y el fósforo juega un papel importante en la formación de estructuras. Además, los elementos de aleación también son susceptibles de segregación y es posible establecer la siguiente clasificación según la importancia de las segregaciones: - As, P, Mo, Cr, Mn, Ni.

Las microsegregaciones intervienen sobre todo para el --

metal bruto de colada. Estas pueden aumentar considerablemente las -- duraciones de transformación, alargando los diagramas TTT por despla-- zamiento hacia la izquierda (inicio prematuro de transformación de las zonas empobrecidas en elementos de aleación) y sobre todo hacia la de-- recha (las zonas tardan en transformarse completamente).

Los productos forjados o laminados conservan en general trazos netos de las microsegregaciones, y solo es para valores muy al-- tos de conformado que disminuye la influencia de aquéllas sobre la des-- composición de la austenita.

Según la importancia de las microsegregaciones, dos mues-- tras de un acero, con la misma composición global, austenitizadas en las mismas condiciones, pueden entonces tener diagramas de transformación -- bastante diferentes. Sobre todo, hay que tener mucho cuidado cuando se quiere utilizar curvas TTT relativas a aceros laminados para el tratamien-- to de aceros moldeados.

Por otra parte, los elementos carburíferos difunden len-- tamente en la austenita y se oponen a la homogeneidad de la solución só-- lida.

Finalmente, en una sola pieza, sobre todo de dimensiones considerables, el metal puede presentar características de transformación bastante diferentes de un punto a otro por consecuencia de fenómenos de macrosegregación.

3.6.1.5. Influencia de las Inclusiones.

Determinadas partículas ajenas pueden fungir como centros de nucleación para la transformación perltica. La presencia de inclu-- siones puede tener una influencia sobre el tamaño del grano austenítico-- y modificar así la templabilidad del acero. Ciertas dispersiones finas-- de carburos o nitruros como AlN reducen notablemente el crecimiento de -

grano y pueden reducir así la templabilidad. Además, en aceros conteniendo vanadio o niobio, la presencia de carburos o de carbonitruros no disueltos empobrece la austenita en carbono y puede frenar el crecimiento de grano, disminuyendo así la templabilidad del acero para temperaturas de austenitización no muy elevadas.

3.6.1.5.1. Tipos de inclusiones.

Desde el punto de vista de su origen, las inclusiones se clasifican en:

- a) Inclusiones endógenas;
- b) Inclusiones exógenas.

Las inclusiones endógenas o naturales (fosfuros, óxidos, silicatos, alúmina, nitruros de hierro, etc.), se forman por reacción química (mientras que el metal líquido se enfría), por cristalización durante la solidificación.

Las inclusiones exógenas o accidentales provienen por acción mecánica, arrastre accidental de escoria o refractario del revestimiento del horno durante la colada, adiciones de alto punto de fusión difíciles de disolver, material de las lingoteras, etc. Sus dimensiones son mayores que las endógenas.

Las inclusiones también pueden considerarse desde otro punto de vista y clasificarse en:

a) Inclusiones metálicas: sulfuro de manganeso (MnS), sulfuro de Hierro (FeS), etc.;

b) Inclusiones no metálicas: óxido de hierro (FeO), óxido aluminio, alúmina (Al_2O_3), óxido de silicio, sílice (Si_1O), silicatos, etc.

El manganeso tiene una acción desoxidante y desulfurante

te que conduce a la formación de óxidos y sulfuros. El aluminio, por una acción desoxidante similar, da lugar a la alúmina, en tanto que -- el silicio, al oxidar, origina sílice y silicatos con otros elementos.

En general, todos estos compuestos tienen un peso específico menor que el metal, y por eso tienden a ascender hacia la parte superior del lingote. Es evidente que de acuerdo con su dimensión, variará la posibilidad de su eliminación según el mecanismo descrito. - Las inclusiones más pequeñas son susceptibles de quedar incorporadas - a la masa del acero.

Los elementos agregados intencionalmente al acero forman también un tipo de inclusiones. Si bien los de menor tamaño suelen permanecer dentro de aquél puede suceder que la cantidad sea muy elevada, constituyendo un beneficio por la buena desoxidación lograda, pero un perjuicio por su alto contenido.

Los factores que mayor influencia tienen sobre el tipo o naturaleza de las inclusiones (tamaño, forma, cantidad y distribución) son:

1. Proceso de fabricación: comprende el tipo de horno, materia prima, marcha del proceso, ferroaleaciones, combustibles, etc.

2. Condición y forma en que se realiza la solidificación: Incluye el tiempo en que el acero se mantiene líquido antes de solidificar, condiciones de enfriamiento, sistema de colada, dimensiones de la pieza, etc.;

3. Tratamientos de deformación plástica: Comprenden a los que sufre el acero antes de su utilización final.

3.6.1.5.2. Efecto general de las inclusiones.

En forma general, las inclusiones producen un efecto -- nocivo sobre las distintas características de los aceros.

a) Deformación plástica en caliente: algunas inclusiones tales como sulfuros de hierro y ciertos eutécticos, poseen bajo punto de fusión. Por ello, el trabajo mecánico en caliente (forja o laminado), se ve notablemente afectado por la reducción que dicha información confiere al acero. Por otra parte, si las inclusiones son duras e indeformables (como la sílice, la alúmina, etc.) disminuyen considerablemente la plasticidad del acero.

Cuando se somete el metal a un trabajo de deformación plástica a elevadas temperaturas (por ejemplo laminado), las inclusiones pueden presentar distinto comportamiento y aspecto.

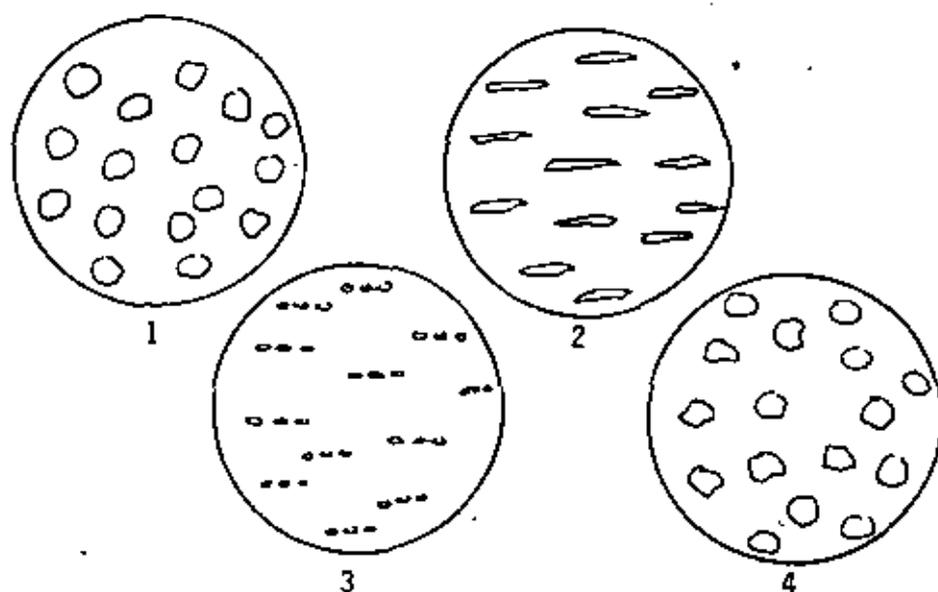


Figura 97 : Representación esquemática de la variación del aspecto de las inclusiones después de la deformación : 1. antes de la deformación, inclusiones no alteradas, 2. dúctiles y blandas, deformadas, 3. frágiles y rotas, 4. resistentes a la deformación

En la figura 97 se ha esquematizado la variación de aspecto que presentan las inclusiones luego que el metal ha sido deformado. En I se observa la forma de las inclusiones tal como se obtienen de fundición. En II las inclusiones blandas y dúctiles son capaces de sufrir la acción del trabajo mecánico en caliente y adquieren forma alargada cuando se las observa sobre secciones longitudinales y tangenciales.

En la sección transversal (normal al laminado) su forma es generalmente globular.

En III se observa la forma correspondiente a las inclusiones frágiles, pero susceptibles de deformación y rotura, y en IV, - el aspecto que presentan las inclusiones cuando son demasiado duras y resistentes y no sufren deformación alguna (como ocurre con la sílice y la alúmina, aunque el tamaño de ésta será menor al simbolizado en -- la figura).

b) Deformación en frío: cuando el acero debe ser laminado en frío o trefilado hasta pequeños espesores o diámetros, las inclusiones duras e indeformables obstaculizan considerablemente estos trabajos.

c) Características mecánicas: la estructura fibrosa da lugar a propiedades unidireccionales con lo que afecta grandemente las características del acero. Además, de acuerdo al tamaño, cantidad y distribución de las inclusiones se reduce la tenacidad. Teniendo en cuenta el efecto de entalladura y su ubicación con respecto a las sollicitaciones, favorecen el fallo del acero por el fenómeno de fatiga.

Si se tiene en cuenta que la red de inclusiones dirige la formación de la red de ferrita y constituye, por otra parte, las -- líneas de menor resistencia del metal, resulta justificado que, frente a acciones provenientes de deformaciones y choques, la propagación de las fisuras se produzcan a través de la citada red.

d) Grado de terminación superficial: el trabajo de -- corte de la herramienta, así como el grado de terminación, se ven muy afectados por la presencia de inclusiones. La herramienta encuentra -- un escollo en las inclusiones. Esto se traduce en un efecto abrasivo -- que, por consiguiente, acelera su desgaste y, además, conduce a una -- terminación deficiente (Ver curso de Maquinado).

El corte por golpe (según se efectúe en sentido longitudinal o transversal con respecto de las fibras y, por ende, a la ubica

ción de las inclusiones) se ve acrecentado por el desgaste prematuro de matrices y punzones.

La presencia de inclusiones reduce sustancialmente el rendimiento de los cojinetes a bolillas. En efecto, el contacto de la bolilla que actúa sobre las pistas con una presión específica elevada, puede producir el desprendimiento de las inclusiones e iniciar el deterioro del conjunto. El pasaje de la bolilla por el lugar donde se han desprendido las inclusiones produce un martilleo que genera calor y, por ende, da lugar a un fenómeno que oxida y ablanda el acero, precipitando de esta forma la destrucción del órgano. Por estas razones, el acero para rodamientos debe ser de alta pureza.

e) Resistencia a la corrosión: La presencia de inclusiones favorece la formación del par que, con un electrolito, produce la pila que conduce al deterioro del metal por corrosión (Ver curso de corrosión.).

Los aceros utilizados para rieles constituyen un caso típico de lo expuesto, pues en la superficie de trabajo el metal sufre el martilleo repetido y constante, a fuertes presiones, de las ruedas, produciendo en poco tiempo picaduras que se acrecientan por la acción corrosiva de la atmósfera.

3.6.1.5.3. Efectos sobre los tratamientos térmicos.

Las inclusiones dispersadas en la masa de acero en forma de partículas pequeñas retardan el crecimiento del grano del acero. Las leyes que lo regulan dependen, en gran proporción, de la naturaleza y de la repartición de las inclusiones más finas. La presencia de inclusiones grandes, aunque son indeseables, ejercen una acción menos pronunciada sobre el crecimiento del grano.

Teniendo en cuenta la acción inhibidora que ejercen --

Las inclusiones, es necesario y conveniente hacer notar la importancia de las mismas cuando se consideran los tratamientos térmicos (recocido, temple, etc.). La templabilidad o penetración del temple del acero -- está estrechamente vinculada a la granulometría del mismo, tal como se discutió en un párrafo anterior.

Ciertas partículas ajenas pueden fungir como centros de nucleación para la transformación de la austenita y modificar así la templabilidad.

3.6.1.5.4. Clasificación de las inclusiones según normas ASTM.

La clasificación de las inclusiones se realiza de acuerdo con lo establecido por la Asociación de Siderurgistas Suecos (adoptada por ASTM), que divide las inclusiones en cuatro grupos a saber:

- 1) A (Tipo sulfuros);
- 2) B (Tipo alúmina);
- 3) C (Tipo silicatos);
- 4) D (Tipo óxidos, globular).

Cada una de estas clases se subdivide en cinco grupos -- numerados del 1 al 5, según la cantidad de inclusiones que existen -- por unidad de superficie.

La número 1 designa una pequeña cantidad de inclusiones, mientras que la número 5 corresponde a la mayor cantidad. A fin de que resulten comparables, ambas se obtienen de una observación realizada -- con 100 aumentos. Cada grupo admite dos modalidades: inclusiones finas e inclusiones gruesas.

En forma general, las inclusiones de las aleaciones ferrosas se clasifican en tres clases: óxidos, sulfuros y silicatos.

A continuación se da una nómina de las inclusiones más -
frecuentes:

Oxidos	Sulfuros	Silicatos
Oxido de Hierro (FeO)	Sulfuro de Manganeso (MnS)	Silicato dicálcico (2CaO . SiO ₂)
Silice (SiO ₂)	Sulfuro de Hierro (FeS)	Silicato tricálcico (3CaO . SiO ₂)
Alúmina (Al ₂ O ₃)	Sulfuro doble de Hierro y Manganeso (MnS-FeS)	Silicato de Hierro (FeO . SiO ₂)
Etcétera	Sulfuro de Aluminio (Al ₂ S ₃) Etcétera.	Etcétera

3.6.2 Influencia de diferentes factores sobre la forma de las curvas CCT.

3.6.2.1 Influencia de la composición química.

Como para las curvas CCT, la zona situada a la izquierda de la curva de transformación constituye el dominio de estabilidad de la austenita: cuanto más amplia la zona, mayor es la templabilidad del acero considerado.

Desde luego, todo lo que se mencionó referente a la influencia de los elementos de aleación sobre las transformaciones isotérmicas sigue válido para las transformaciones en enfriamiento continuo, con solamente unos desplazamientos a las líneas del diagrama.

De modo general, los elementos gamágenos como el níquel o el manganeso (con excepción del cobalto) desplazan la curva CCT hacia la derecha y hacia abajo. Los elementos alfégenos como el cromo, el molibdeno o el vanadio, tienen una influencia adicional específica sobre las dos zonas de transformación perlítica y bainítica.

Para tener una idea de la influencia de algunos de estos elementos de adición en el acero, se incluyen las curvas CCT de las variedades de acero : XC 42 (Figura 98), 35 M 5 (Figura 99), 32 C 4 (Figura 100), 35 NC 6 (Figura 101) y 35 CD 4 (Figura 102).

Para el acero al carbono XC38, la transformación se efectúa totalmente en la zona ferrítica-perlítica, aún para una velocidad de enfriamiento del orden de varias decenas de grados por segundo.

En comparación, el aumento de templabilidad por una adición de 0.69 a 1.12% de manganeso aparece en la curva del acero 35M5. La reducción de temperatura del dominio bainítico de esta última se distingue de la traslación realizada en esta misma zona por el cromo en la curva del acero 32C4.

Comparando las curvas CCT del 32C4 y del 35NC6 observamos que el cromo desplaza más fuertemente hacia la derecha la zona de la bainita que

Composición química del acero estudiado

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %
0,44	0,72	0,26	0,028	0,038	0,09	0,16	0,02

Austenitizado a 850 °C durante 30 minutos

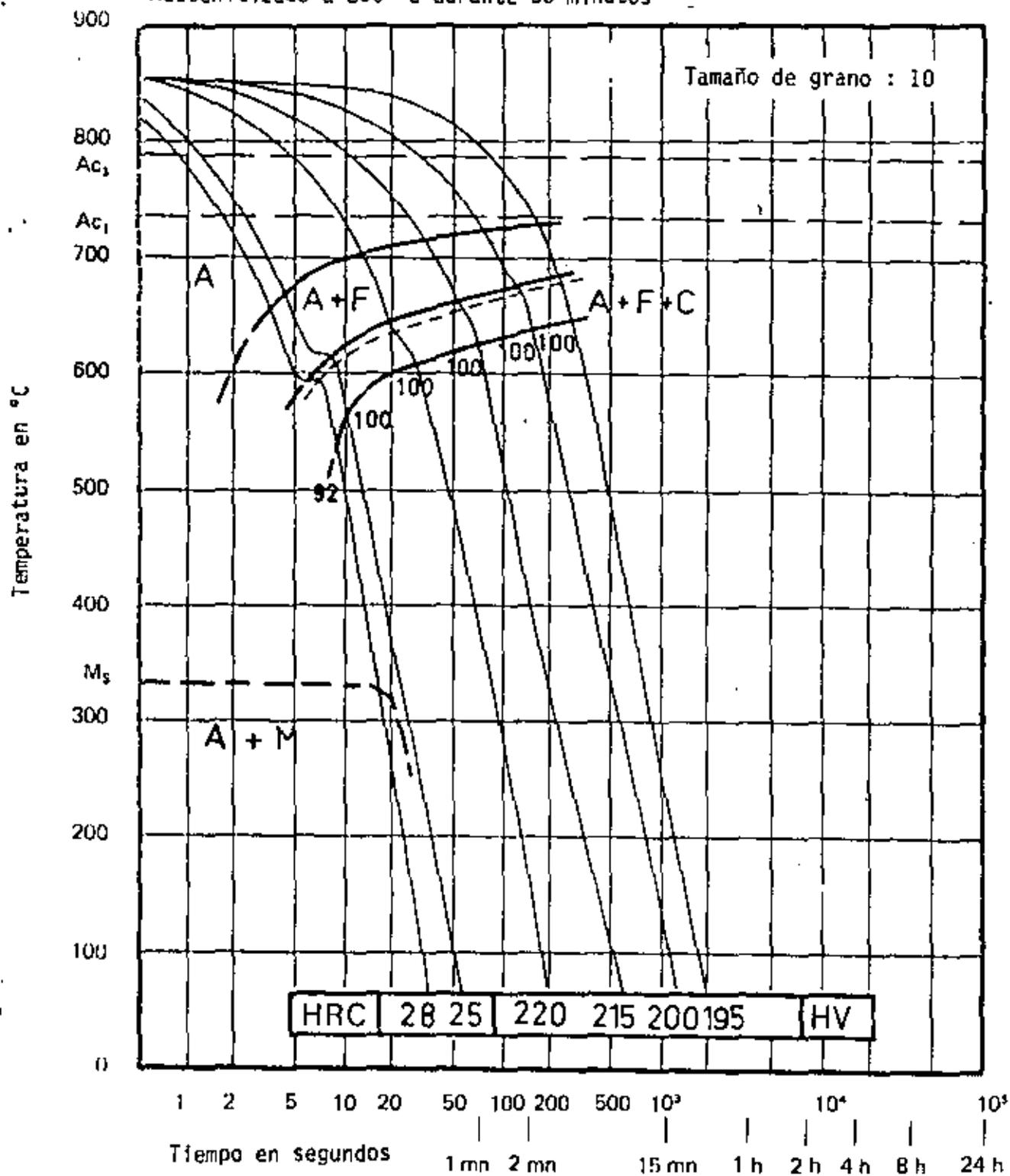


Figura 98 : Diagrama CCT o de enfriamiento continuo de un acero XC 42

Composición química del acero estudiado

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	Al %
0,33	1,12	0,30	0,027	0,018	0,24	0,11	0,04	0,19	0,010

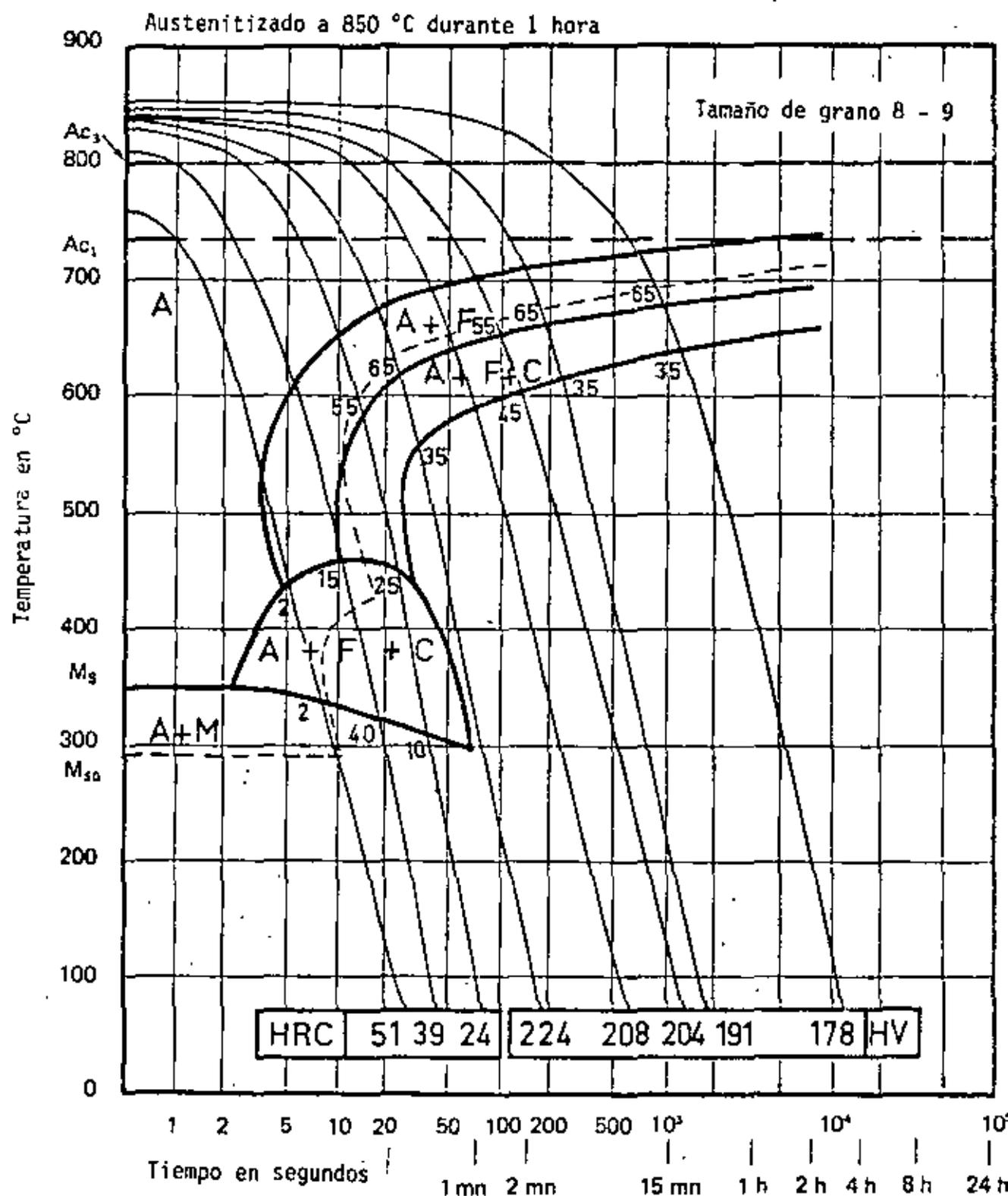


Figura 99 : Diagrama CCT b de enfriamiento continuo de un acero 35 M 5

Composición química del acero estudiado

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %
0,32	0,76	0,30	0,010	0,021	0,26	1,08	0,02	0,17

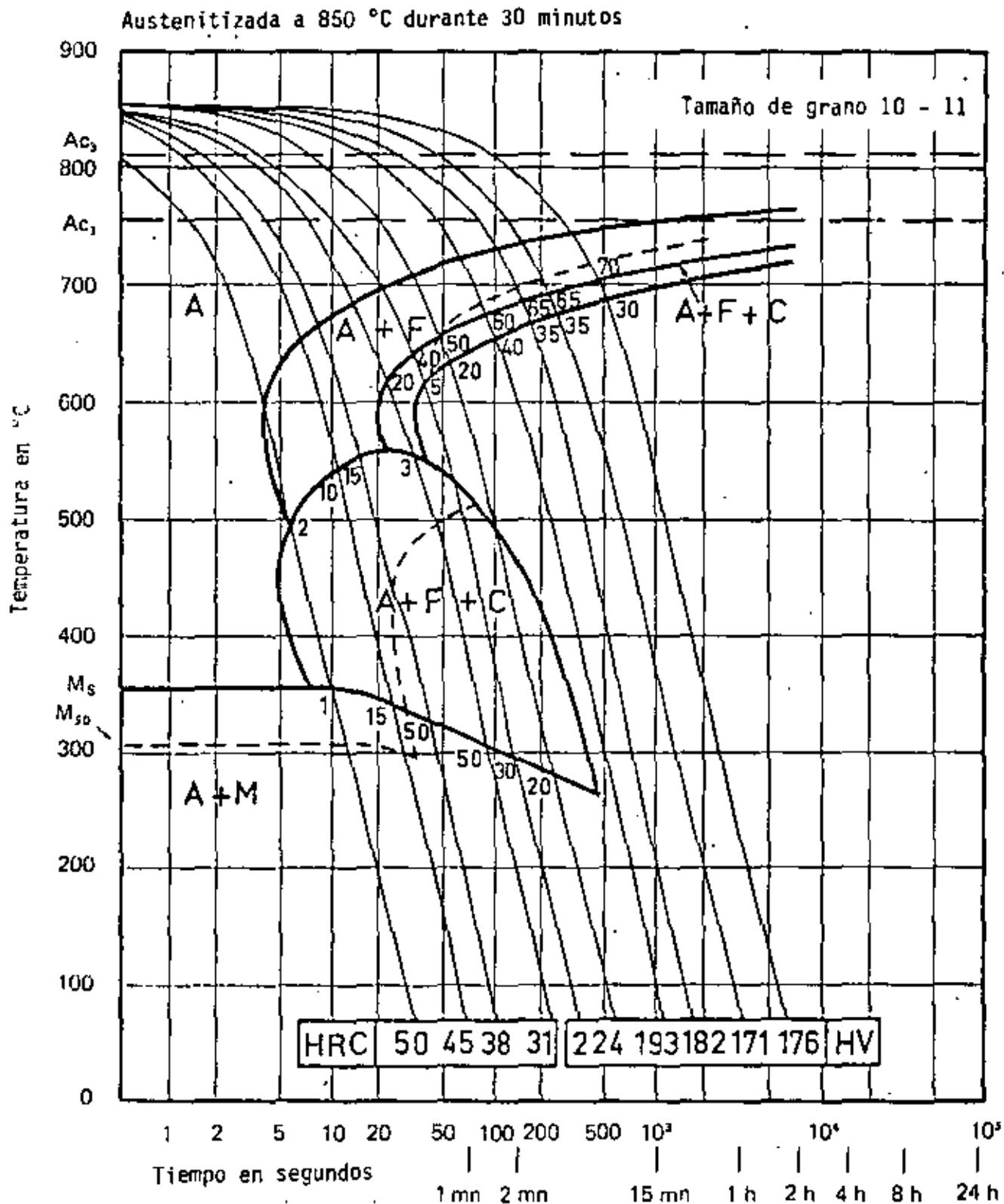


Figura 100 : Diagrama CCT o de enfriamiento continuo de un acero 32 C 4

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	V %
0,38	0,44	0,22	0,003	0,018	3,40	1,50	0,15	0,13	0,015

Austenitizado a 850 °C

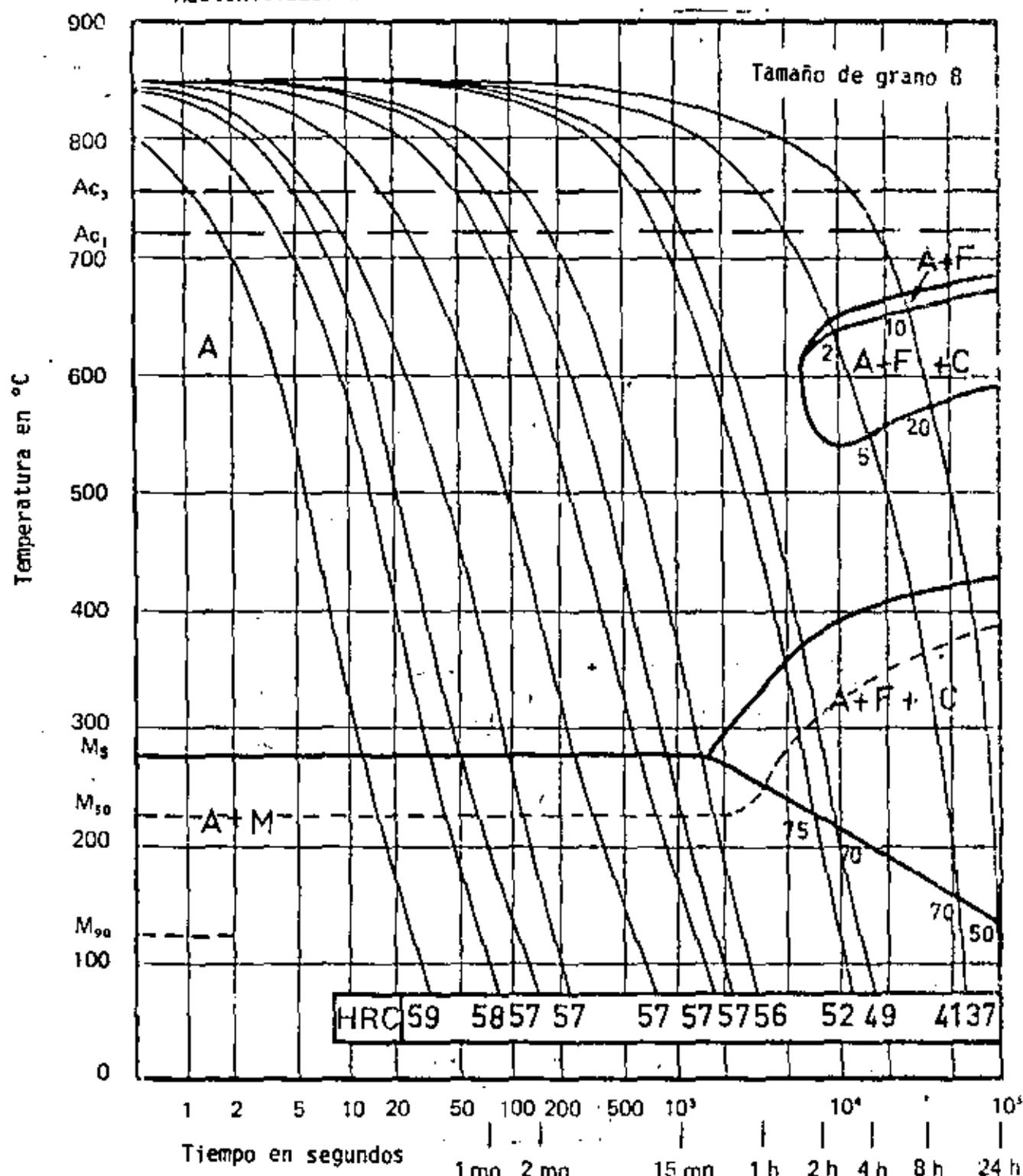


Figura 101 : Diagrama CCT o de enfriamiento continuo de un acero 35 NC 15

La clasificación más sistemática de los elementos de aleación en el hierro es seguramente aquella que se basa en su influencia sobre los puntos de transformación de ese metal, ya que el tratamiento térmico que se hace con la mayoría de los aceros aleados está determinado principalmente por la posición de los puntos de transformación.

Con respecto al metal Fe puro (sin adición de carbono), existen unos elementos que amplifican la zona γ y otros que al contrario la reducen. Los primeros son elementos estabilizadores de γ o gamágenos (γ - genos), los segundos son estabilizadores de α o alfágenos (α - genos). Además, existen elementos que provocan endurecimiento por precipitación y otros que forman carburos. Se tratará de éstos últimos en la discusión de la influencia de los elementos de aleación en el acero, ya que se precisa la existencia de carbono para formar carburos.

3.6.3.1 Elementos que aumentan la estabilidad de la austenita

Estos elementos se clasifican en dos grupos: el primer grupo comprende los elementos que demuestran una zona de solubilidad total con el hierro; son los elementos: Ni, Mn, Co, Pr, Pd, Ru, Rh, Os, Ir.

La figura 103 representa el diagrama del sistema Fe-Ni como ejemplo típico. En ese diagrama aparece muy claramente la ampliación de la zona γ por aumento de la temperatura A_4 y sobre todo por la reducción y finalmente la desaparición del punto A_3 .

El segundo grupo comprende los elementos que amplían la zona γ , o sea que suben el punto A_4 y bajan el punto A_3 , pero con solubilidad reducida en estado sólido. Son los elementos C, N, Cu, Au, Zn, ... El ejemplo más típico de este segundo grupo es el sistema Fe-C ilustrado en la figura 54. Como segundo ejemplo se muestra el sistema Fe-Cu de la figura 104.

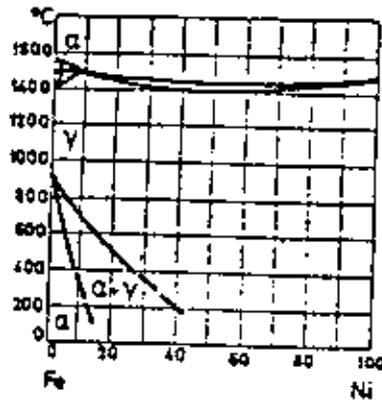


Figura 103 : Diagrama de fases Fe-Ni : aumento de la zona gama (austenita), solubilidad total (influencia de los elementos Ni, Mn, Co,...)

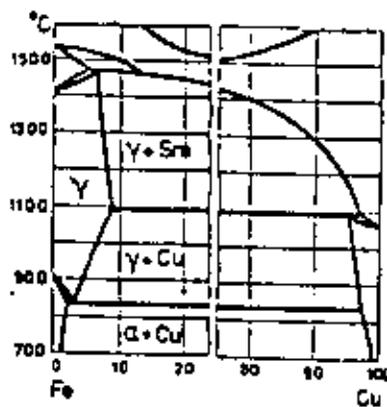


Figura 104 : Diagrama de fases Fe-Cu : aumento de la zona gama (austenita), solubilidad reducida (influencia de los elementos Cu, C, N,...)

3.6.3.2 Elementos que reducen la zona gama

Contrariamente a los elementos que se mencionaron antes y que son escasos, hay relativamente muchos elementos que elevan el punto A_3 y bajan el punto A_4 , reduciendo así la zona γ . Aquí se distinguen por un lado el grupo de los elementos que forman una zona γ cerrada (llamada a menudo bucle γ), encerrada por todos lados por una zona bifásica ($\alpha + \gamma$), a su vez encerrada por una zona homogénea α , y por otro lado el grupo de elementos formando una zona γ estrecha, limitada por una zona homogénea en la cual no aparece la fase α .

Pertenece al primer grupo los elementos formando carburos: Cr, W, Mo, V y Ti, además Si, Al, P, Be, As, Sn, Sb. Como diagrama típico se da el sistema Fe-Si en la figura 105.

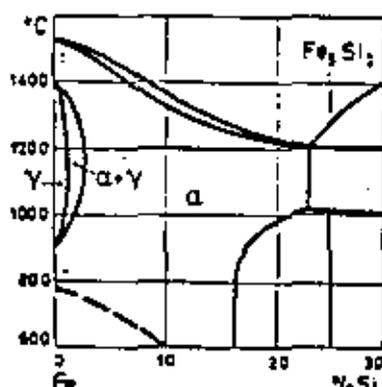


Figura 105 : Diagrama de fases Fe-Si : zona gama reducida y cerrada, limitada por zona bifásica alfa + gama, encerrada por zona monofásica alfa (influencia de los elementos Si, Cr, Al, W, Mo, V,...)

El segundo grupo comprende los elementos S, B, Zr, Ta, Nb y Ce, los cuales también reducen la zona γ , pero en este caso la zona γ está limitada por una zona heterogénea, compuesta de la fase γ mas un compuesto del elemento de aleación. Como ejemplo de ésto se dá el sistema Fe-S en la Fig. 106.

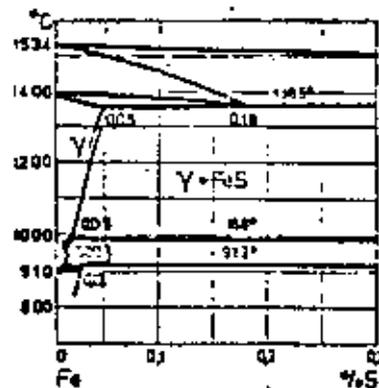


Figura 106 : Diagrama de fases Fe-S : zona gama reducida y cerrada, separada por zona heterogénea (influencia de los elementos Nb, Ta, Zr, Ce, S,...)

Refiriéndonos a la influencia de un elemento determinado sobre la estabilidad de la austenita hay que buscar la explicación de su comportamiento en la estructura cristalina de tal elemento. De hecho, la mayoría de los elementos que cristalizan en la red cúbica de caras centradas y por lo tanto de modo isomorfo con el hierro γ , o bien los que forman un compuesto isomorfo con el hierro aumentan la estabilidad de la austenita, lo que aparece en la ampliación de la zona γ .

Viceversa, todos los elementos solubles en el hierro α que reducen la zona γ y forman un bucle γ encerrado por una zona de solubilidad α tienen una red cúbica centrada en el cuerpo o forman un compuesto cúbico centrado en el cuerpo.

Sin embargo, hay que observar que esa regla, a menudo llamada regla isomórfica, sólo es aplicable en los casos de solubilidad suficiente, de modo que un elemento con una red cúbica centrada en el cuerpo no aumenta necesariamente la zona γ , y tampoco es seguro que un elemento con red cúbica centrada en las caras reduzca la zona γ .

Muchos elementos con radio atómico pequeño son muy solubles en hierro, mientras que elementos con radio atómico grande como Na, K, Ca, Sr, Cs, ... son poco solubles o insolubles.

3.6.3.3 Elementos que provocan endurecimiento por precipitación

Se trata de los elementos que presentan una zona de solubilidad sólida con el hierro, pero con solubilidad decreciente al disminuir la temperatura y limitada por una zona heterogénea.

El mecanismo del endurecimiento por precipitación se explica en cualquier curso de Metalurgia Física, siendo el ejemplo más conocido de este fenómeno el sistema Al-Cu (duraluminio).

La siguiente tabla presenta una comparación entre duraluminio y sistemas de endurecimiento por precipitación del hierro con algunos elementos de aleación.

SISTEMA	TEMPERATURA DE TEMPLADO °C	TEMPERATURA DE ENDURECIMIENTO POR PRECIPITACION °C
DURALUMINIO	500	20 - 150
Fe - N	500 - 600	20 - 150
Fe - C	680	50 - 150
Fe - Be	1100 - 1200	450 - 600
Fe - Ti	1100 - 1200	450 - 600
Fe - W	1300 - 1400	700 - 900

3.6.4 Influencia de los elementos de aleación en acero (aleación Fe-C).

Hay que considerar ahora primero la influencia del carbono y del elemento de aleación en el hierro y segundno la influencia recíproca del carbono y del elemento de aleación (formación de carburos).

3.6.4.1 Elementos formando carburos.

Esos elementos, llamados elementos carburígenos o carburizantes se caracterizan por su tendencia a la formación de carburos especialmente estables en las aleaciones Fe-C. Como también existe un carburo entre Fe y C (la cementita Fe_3C), se obtiene, según el elemento de aleación y la cantidad de aleación, un cristal mezclado de cementita, es decir Fe_3C en el cual una parte del hierro está substituida por el elemento X o sea $(Fe.X)_3C$, conservando la estructura ortorómbica de la cementita; o bien la formación de carburos especiales.

Los principales elementos formando carburos, clasificados de izquierda hacia la derecha según aumenta la estabilidad de sus carburos son: Mn, Cr, W, Mo, V, Ti, Zr, Ta y Nb. Con excepción del Mn, todos los demás elementos pertenecen al grupo que reduce la zona γ del hierro.

En relación con la tendencia a formar carburos se puede decir que el Mn forma casi exclusivamente soluciones sólidas de cementita; -- el Cr también demuestra una fuerte tendencia a la formación de soluciones sólidas, el W y Mo ya mucho menos, mientras que los elementos siguientes -- forman sobre todo carburos especiales.

La formación de soluciones sólidas de cementita o de carburos especiales no depende únicamente de la tendencia a la formación de carburos, o sea de la afinidad del elemento con el carbono, sino también mucho de la concentración del elemento carburizante en la aleación en la cual el elemento Fe siempre es principal.

Así, por ejemplo, el Cr forma en presencia de suficiente carbono y con aumento del contenido en Cr, respectivamente:

- Solución sólida ortorómbica en cementita: $(Fe.Cr)_3C$ que pueden contener hasta 15% de carbono.
- Un carburo especial trigonal $(Cr.Fe)_7C_3$ con un contenido mínimo de 36% Cr.
- Un carburo especial cúbico $(Cr.Fe)_4C$ o más probablemente $(Cr.Fe)_{23}C_6$ con 70% Cr mínimo.

En aleaciones con 2 a 3% Cr se encuentran únicamente soluciones sólidas de cementita $(Fe.Cr)_3C$. Aumentando el contenido en Cromo y -- dependiendo del contenido en carbono, se forman respectivamente una mezcla de $(FeCr)_3C + (Cr.Fe)_7C_3$, una mezcla $(Cr.Fe)_7C_3 + (Cr.Fe)_{23}C_6$, $(Cr.Fe)_{23}C_6$ y finalmente con contenidos en Cr superior a 30%, una mezcla de $(Cr.Fe)_{23}C_6 + Fe.Cr$. (Fig. 107).

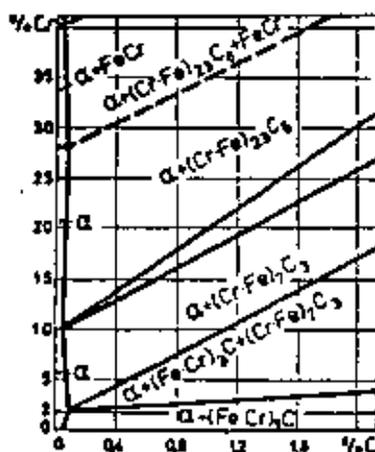


Figura 107 : Diagrama de fases del sistema Fe-Cr-C

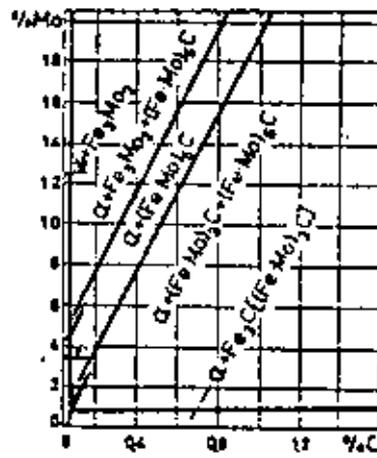


Figura 108 : Diagrama de fases del sistema Fe-Mo-C

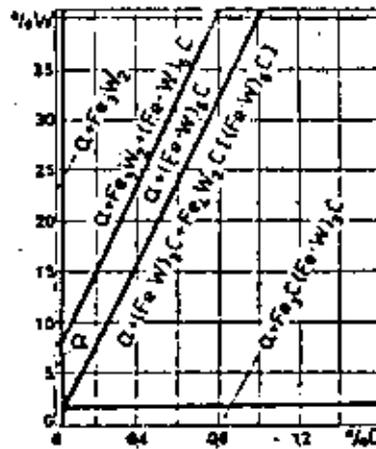


Figura 109 : Diagrama de fases del sistema Fe-W-C

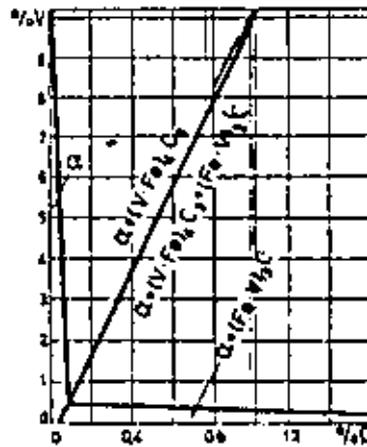


Figura 110 : Diagrama de fases del sistema Fe-V-C

También V en baja concentración (V 0.5%) forma soluciones sólidas en cementita $(Fe.V)_3C$ y con aumento de la concentración una mezcla de $(Fe.V)_3C$ con el carburo especial $(V.Fe)_4C_3$ y finalmente solo este último (Fig. 110).

En principio, todos los elementos carburizantes forman, con aumento de la concentración del elemento en cuestión, en primer lugar soluciones sólidas en cementita y después carburos especiales. Estos últimos aparecen más pronto cuando se trata de un elemento fuertemente carburizante.

3.6.4.2 Influencia de los elementos de aleación en el acero suavizado (recocido de suavización).

Para discutir la influencia de los elementos de aleación sobre las propiedades del acero en estado suavizado, hay que conocer en primer lugar en cual o cuales de las fases presentes se encuentran los elementos de aleación. En general, los elementos de aleación pueden distribuirse en el acero suavizado en cinco fases o grupos de fase, o sea:

- Ferrita: Fe - α + elementos de aleación disueltos.
- Carburos: en solución sólida de cementita y/o en carburos especiales.
- Inclusiones no metálicas: en óxidos, sulfuros, silicatos, etc.
- Compuesto como: FeCr, Fe_4N , ...
- Partículas de metal libre: pasando el límite de saturación: (Pb, Cu, ...)

Partículas libres de metal, como por ejemplo Pb en acero para maquina y compuestos solo aparecen en unos casos especiales. La presencia de elementos de aleación en inclusiones del tipo de óxidos, sulfuros y silicatos, etc., ... depende de la afinidad del elemento de aleación para el - -

oxígeno, azufre, etc., ... y solo tiene una influencia sobre las propiedades del acero a medida que su presencia altera la forma, distribución ó plasticidad de las inclusiones. En general, esa influencia es pequeña y puede ser despreciada. Para la discusión de la influencia de los elementos de aleación sobre las propiedades del acero recocido, basta entonces considerar solamente la distribución de los elementos de aleación entre la fase ferrítica y los carburos.

¿Cómo se distribuyen los elementos entre esas dos fases?

Esto depende sobre todo del elemento en cuestión y del contenido en carbono. En principio, podemos decir que todos los elementos se distribuyen entre las dos fases, pero en proporciones muy diferentes, determinados por el coeficiente de distribución, definido por la relación entre la concentración del elemento en la fase de los carburos y su concentración en la fase ferrítica.

Según el valor del coeficiente de distribución, los elementos de aleación se clasifican en tres grupos:

1º. Si, Al, Ni, Cu, Co, ... los cuales tienen una tendencia nula o muy baja para formar carburos y se encuentran entonces principalmente en la fase ferrítica, con un coeficiente de distribución muy pequeño. Sin embargo, trazas de esos elementos se encuentran en la fase de carburos (cementita), reduciendo aún más su estabilidad. A temperatura y a concentración del elemento de aleación adecuada, se reduciría esa cementita a ferrita y grafito, si la influencia de estos elementos no se compensara por el efecto contrario del Mn y eventualmente de otros elementos carburizantes, así como por barreras de difusión.

2º. Mn, Cr, W, Mo: elementos de carburización débil (Mn) hasta fuerte (W, Mo), con un coeficiente de distribución siempre superior a 1. Por ejemplo, la fase del carburo (o sea de la cementita) en acero recocido con 10% Mn y 1% C contiene 20 - 25% Mn, lo que corresponde a un coeficiente de distribución de 2.5. Este coeficiente vale únicamente para concentraciones promedio de 10% Mn y 1% C, o sea que el coeficiente de distribución de un determinado elemento de aleación depende de su concentración

propia, de la del carbono y de la de los demás elementos de aleación presentes.

No es posible desarrollar una fórmula que nos permita calcular el coeficiente de distribución. Por otro lado, hasta hace unos años, - tampoco era fácil la determinación experimental del coeficiente ya que era muy difícil realizar la separación de las fases por disolución de una fase, sin ningún ataque químico de la otra, aún por medio electrolítico. En los últimos años, merced al desarrollo del análisis por rayos X (microscanning), la determinación de los coeficientes de distribución se facilitó mucho en varios casos.

3º. V, Ti, Zr, Ta, Nb: elementos muy carburizantes que se encuentran principalmente en los carburos, por lo menos en el estado recocido. Su coeficiente de distribución siempre es mucho mayor de 1 y forman carburos especiales a partir de concentraciones determinadas.

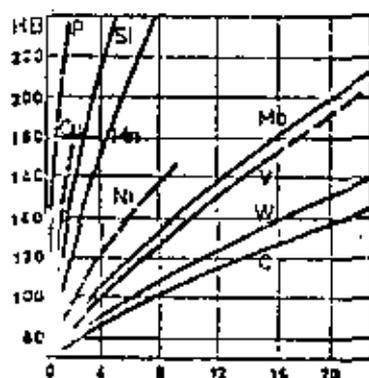
Ya que los elementos de aleación en un acero recocido siempre están distribuidos entre las fases ferrita y carburo (cementita), su influencia sobre las propiedades del acero recocido depende de la influencia sobre ambas fases y además de la influencia eventual sobre la estructura de la mezcla de fases.

3.6.4.2.1 Influencia de los elementos de aleación sobre las propiedades de la ferrita.

Como ya sabemos, cualquier elemento disuelto en hierro o en ferrita provoca un endurecimiento según el mecanismo de "endurecimiento por solución sólida" (véase cursos de Metalurgia Física). La intensidad de efecto de endurecimiento es en función de la concentración del elemento de aleación y es diferente para cada elemento, dependiendo principalmente de la estructura atómica de los elementos. La Fig. ⁴¹¹ representa el efecto de endurecimiento de los principales elementos en hierro puro.

Conviene mencionar aquí que cantidades iguales de estos elementos no tienen la misma influencia sobre las propiedades de la fase ferrí-

tica en acero recocido, ya que la concentración de los elementos en la ferrita no corresponde exactamente a la concentración del elemento en el acero.



% elemento de aleación en el hierro puro

Figura 111 : Efecto de endurecimiento por solución sólida de los principales elementos de aleación en la ferrita

Para elementos que no forman carburos, como Cu, Si, Ni, ... y que se disuelven casi totalmente en la fase ferrítica, la diferencia no es muy grande, mientras que para los elementos carburizantes, la diferencia es mayor a medida que el acero contiene más carbono y por lo tanto más cementita. Además, la dureza de un acero recocido siempre es superior a la dureza de la fase ferrítica, debido a la presencia de la cementita dura. La fig. 112 representa por ejemplo el efecto de endurecimiento de los elementos Mn y Cr en un acero recocido con sólo 0.1% C, en comparación con su efecto de endurecimiento en hierro puro. Las curvas superiores muestran el efecto total de endurecimiento de los elementos Mn y Cr en acero recocido de 0.1% C.

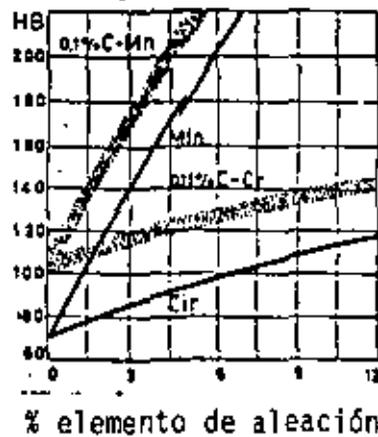


Figura 112 : Efecto de endurecimiento de los elementos de aleación Mn y Cr en acero suavizado con 0.1 % C y en hierro puro

3.6.4.2.2 Influencia de los elementos de aleación sobre las propiedades del carburo.

Todos los carburos que se encuentran en el acero son frágiles y duros y los elementos de aleación disueltos en los carburos solo pueden modificar su estabilidad (disminución por Si, Ni, ...: aumento por Cr, Mo, V, ...) y eventualmente su forma y dimensiones. Unos carburos especiales tienen mucha resistencia al desgaste y aumentan entonces la resistencia del acero a la abrasión. Sin embargo los carburos especiales forman solo en presencia de cantidades suficientemente altas de carbono (figura 107 a 110).

3.6.4.2.3 Propiedades del acero aleado en estado suavizado y en estado normal.

En general, refiriéndose a la influencia de los elementos de aleación sobre las propiedades del acero suavizado, o sea de la mezcla de las fases ferrita y cementita, se observa que las características de dureza y resistencia aumentan mientras que disminuyen las características de tenacidad y ductilidad, cuando aumentamos el porcentaje de elemento de aleación.

El mejoramiento de las características de resistencia mecánica del acero por la influencia de los elementos de aleación en estado suavizado, sobre todo en los elementos de construcción no es muy interesante. En estado normal, o sea con una estructura de perlita laminar, la influencia ya es mucho más importante porque la mayoría de los elementos de aleación afinan la perlita por la disminución del punto de transformación A_1 y/o por la difusión reducida. Así ocurre un efecto de endurecimiento indirecto a veces incluso un verdadero templado con enfriamiento al aire, llamado por eso "templado al aire".

De hecho, el efecto global de endurecimiento de un elemento de aleación en acero con estructura perlítica laminar es el resultado de la influencia sobre la ferrita, sobre la cementita y sobre el constituyente perlita. Esto difiere mucho de un elemento a otro. Como ilustración del efecto global de la influencia del Mn en las características de un acero medio-duro con 0.55% C y estructura perlítica laminar, se da la Fig. 113. Sin embargo, los aceros aleados al Mn y muchos otros pierden mucho interés práctico porque no son soldables, ya que durante la soldadura se produce un endurecimiento por templado.

La principal ventaja de los aceros al níquel para aplicaciones a baja temperatura se debe a la disminución de la temperatura de transición de fractura frágil a dúctil por el níquel. El Ni es el único elemento de aleación que mejora la ductilidad del acero y aumenta además la zona de ductilidad hacia temperaturas más bajas.

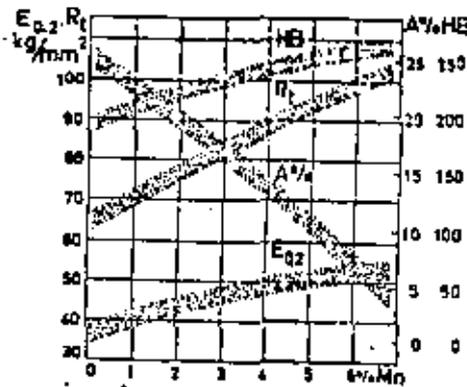


Figura 113 : Efecto global de Mn sobre las características de acero con 0.55 % C y estructura de perlita laminar

3.6.4.3 Influencia de los elementos de aleación sobre la austenitización.

Como ya se mencionó anteriormente, las aplicaciones de aceros aleados en estado suavizado se reducen a unos pocos casos excepcionales. Sin embargo, los aceros aleados con un tratamiento térmico tienen aplicaciones muy importantes en la construcción porque pueden presentar entonces características de alta resistencia en forma homogénea y no como en el caso del acero al carbono, solo en la capa superficial. Por eso, los tratamientos térmicos de los aceros aleados son de interés primordial y también la primera fase del tratamiento térmico o sea la austenitización.

Ya se discutió el mecanismo de la austenitización para acero al carbono. En principio, para acero aleado el mecanismo es semejante, pero hay unas diferencias cuantitativas con respecto a la composición, homogeneidad y tamaño del grano de la austenita.

3.6.4.3.1 Composición de la fase austenítica.

Como ya sabemos, unos elementos aumentan la estabilidad -- de la zona γ y del hierro puro y otros la reducen. El efecto de un elemento de aleación sobre la zona γ y en el acero depende de la presencia de carbono, pero por otro lado, la solubilidad del carbono en la fase γ depende de los elementos de aleación. La influencia total del elemento de aleación y del carbono sobre la zona γ difiere mucho según el elemento: si es gamágeno -- (estabilizador de austenita) o alfégeno (estabilizador de ferrita) y si es o no es un elemento de carburización. Las figuras 114 a 117 representan unos ejemplos de la influencia total del carbono por un lado y de los elementos Mn, Cr, Ti y Si por otro lado, sobre la posición y el tamaño de la zona γ y, y entonces sobre la composición de la austenita en equilibrio. -- La Fig. 114 muestra cómo la zona de austenita se reduce poco a poco cuando aumenta la concentración del elemento alfégeno y no carburizante Si, y desaparece finalmente para concentraciones superiores a 8% Si. Además, se puede ver en la Fig. 114 que la zona γ se cierra totalmente a partir de un contenido en Si entre 2 y 4%. Es por ejemplo imposible formar austenita en una aleación de 4% Si y 0.2% C.

El elemento Mn es gamágeno, poco carburizante y sólo tiene poca influencia sobre la solubilidad del carbono en austenita (Fig. 115). Al contrario, el cromo reduce poco a poco la zona γ , la cual desaparece totalmente con aumento en la concentración de este elemento de aleación -- alfégeno y de carburización relativamente débil (Fig. 116).

La influencia de Ti, alfégeno y fuerte carburizante, aparece en la reducción rápida de la zona γ que desaparece ya a partir de concentraciones de 1% Ti (Fig. 117). Eso significa entonces que un acero con -- 1% Ti ya no puede disolver carbono o que la solubilidad máxima de carbono en austenita es de 0.5% para 0.7% Ti y solamente a la temperatura 1260°C. Si el acero contiene más carbono, este se precipitará en forma de carburos insolubles.

Resumiendo las observaciones anteriores, se concluye que los

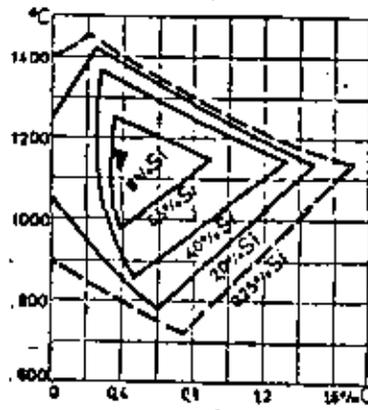


Figura 114 : Sistema Fe-C-Si : influencia de Si sobre la solubilidad de C en la austenita

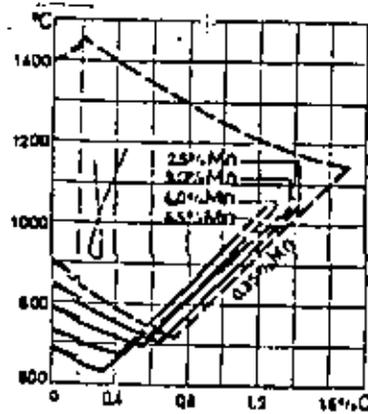


Figura 115 : Sistema Fe-C-Mn : influencia de Mn sobre la solubilidad de C en la austenita

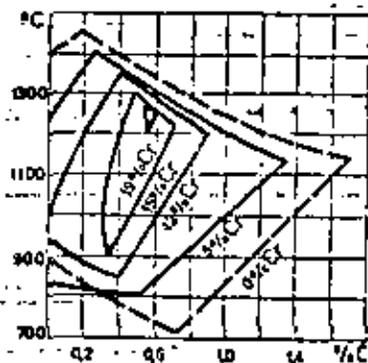


Figura 116 : Sistema Fe-C-Cr : influencia de Cr sobre la solubilidad de C en la austenita

elementos carburizantes reducen la solubilidad del carbono en la austenita, y eso cada vez más a medida que aumenta el poder carburizante del elemento. La consecuencia es que la templabilidad puede ser reducida bastante por concentraciones exageradas de unos elementos de aleación. En relación con la solubilidad de carbono en austenita, y entonces también con la templabilidad, la influencia de elementos análogos como Cr, Mo, V, Ti, ... es aditiva; la influencia de elementos gamágenos y alfégenos es contraria. La solubilidad reducida de carbono en austenita, provocada por elementos de aleación se manifiesta también en la concentración eutéctica. Como muestra la fig. 93 la concentración eutéctica de carbono está rebajada por los elementos de aleación, y sobre todo por unos elementos muy carburizantes como W, Mo y Ti.

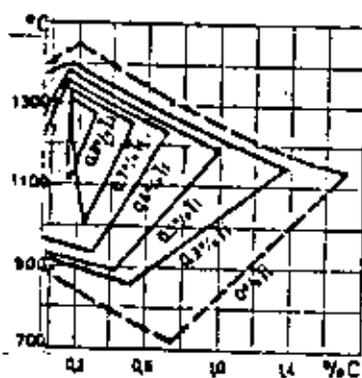


Figura 117 : Sistema Fe-C-Ti : influencia de Ti sobre la solubilidad de C en austenita

Los elementos gamágenos Ni, Mn y Cu (dentro del rango de solubilidad) rebajan la temperatura eutectoide, mientras que los elementos alfégenos pueden a veces aumentarla mucho.

3.6.4.3.2 Homogeneidad de la austenita

Para un acero normal, al carbono, la homogeneización total de la fase austenítica requiere ya relativamente mucho tiempo. El gradiente de carbono, con el cual la fuerza activante de la difusión en la aleación Fe-C es proporcional, disminuye paulatinamente y se reduce finalmente a 0.

En los aceros aleados la homogeneización de la austenita requiere en general un tiempo de recocido mucho más largo, porque la homogeneización no se aplica al átomo de carbono, que difunde rápidamente, sino desde luego también a los átomos más grandes de los elementos de la aleación presentes, que difunden mucho más lentamente.

Para obtener una austenita bastante homogénea, es entonces necesario calentar durante un tiempo suficientemente largo y a la temperatura máxima.

Ahora bien, esas condiciones son tan estrictas, que en la práctica la austenitización total se obtiene muy raramente o tal vez nunca. Se logra solamente una aproximación de la homogeneización, y eso explica porque el tratamiento térmico de una variedad de acero con determinada composición -- puede llevar a valores muy diferentes para las propiedades mecánicas.

En relación con el tiempo y la temperatura necesarios para la austenitización, hay que insistir en la influencia del tamaño de las partículas individuales del carburo y de su forma más o menos regular, ya que carburos grandes, por lo tanto con distancias relativamente grandes entre ellos, -- significan distancias de difusión superiores y desde luego más tiempo y difusión.

Finalmente, hay que insistir en el hecho que la disolución de los últimos carburos en aceros aleados ocurre muy lentamente, ya que el corazón de los carburos complejos siempre es más rico en elementos de aleación --

formadores de carburos, debido a los fenómenos de microsegregación durante el enfriamiento ulterior.

3.6.4.3.3 Crecimiento y tamaño del grano austenítico.

Tanto los carburos no son disueltos como las inclusiones no solubles, son obstáculos al crecimiento del grano, que ocurre siempre -- cuando se queda una probeta mucho tiempo a temperaturas elevadas, como es necesario para la austenitización de aceros aleados. Durante la austenitización, la observación general es que la austenita no empieza a crecer antes de que los últimos carburos sean disueltos. Tenemos entonces una posibilidad para evitar el crecimiento del grano de la fase austenítica, eligiendo la composición y el tratamiento de la austenita de modo adecuado para obtener así, después del tratamiento, un grano fino con las Propiedades favorables correspondientes.

El efecto de las inclusiones no metálicas para impedir el crecimiento del grano, en acero normal (al carbono) o en acero aleado, es solamente de importancia cuando esas inclusiones se encuentran en distribución muy fina. Inclusiones de SiO_2 y sobre todo Al_2O_3 son muy eficaces. - El acero ácido Siemens-Martin, por ejemplo, que contiene siempre inclusiones muy dispersas de SiO_2 como producto natural de desoxidación, no es muy sensible al crecimiento del grano austenítico. Sin embargo, aumentando la temperatura del tratamiento de austenitización, el grano crece casi proporcionalmente al aumento de la temperatura, hasta que finalmente desaparece el efecto de las inclusiones de SiO_2 . Un acero desoxidado al aluminio es aun mucho menos sensible al crecimiento del grano austenítico, sobre todo con el contenido residual óptimo de 0.03% Al; hasta 930°C y en unos casos aun hasta - - - 1000 ó 1100°C, la fase austenítica resiste totalmente al crecimiento del grano. Eso se debe seguramente a la distribución muy fina de las inclusiones no metálicas, en este caso del producto de desoxidación Al_2O_3 .

Contenidos residuales en el aluminio superiores al óptimo de 0.03% provocan crecimiento local de granos, lo que se presenta después del enfriamiento como una estructura mezclada de grano fino y de grano grueso. Este

fenómeno se explica por la presencia local de partículas de Al_2O_3 en distribución muy fina y en forma de inclusiones más grandes en otras partes del acero.

3.6.4.4 Influencia de los elementos de aleación sobre la templabilidad.

Es posible obtener una dureza determinada en un acero al carbono con contenido en carbono conocido según los dos métodos siguientes:

1º. Directamente por la transformación de la austenita en sus productos de descomposición ferrita y cementita a una temperatura determinada que es función de la velocidad de enfriamiento;

2º. Indirectamente por el templeado a martensita seguido por un revenido a temperatura adecuada.

El acero obtenido según el segundo método tiene en general las mejores propiedades de resistencia, ductilidad y tenacidad.

Debido a la profundidad bastante reducida del templeado (2 a 3 mm.) de un acero al carbono, se aplica el segundo método únicamente para las piezas con paredes de espesor pequeño, como por ejemplo alambre de 5 a 6 mm. de diámetro. Para obtener una estructura homogénea en toda la masa de un acero no aleado, la misma restricción de tamaño y espesor vale para el primer método.

3.6.4.4.1 Concepto de Templabilidad.

En general, los elementos de aleación reducen la velocidad crítica de enfriamiento, o sea la velocidad de enfriamiento necesaria para formar martensita. De eso se deriva que para la misma velocidad de enfriamiento la profundidad de templeado (formación de martensita), es superior en un acero aleado que en un acero no aleado. La profundidad de templeado para una velocidad de enfriamiento determinada desde la zona austenítica, es una medida para la templabilidad. Sin embargo, no es fácil dar una definición cuantitativa y siempre válida de la templabilidad, pues: ¿Que se

entiende por profundidad de templado?, ¿Cuál es la velocidad de enfriamiento que hay que utilizar en una prueba de templabilidad?, ¿Cuáles son las condiciones válidas para todas las variedades de aceros y probetas de tamaños diferentes?

Como criterio de profundidad, se acepta muchas veces la distancia entre la superficie y el límite medio martensítico, basándose en el hecho de que el cambio en dureza en la zona de transición entre la martensita y la perlita es la más pronunciada entre 60 y 40% de martensita. Según este criterio se llega entonces a una templabilidad total cuando el centro contiene un mínimo de 50% de martensita. El método normal para determinar la templabilidad es la medición de la profundidad de templado en una probeta redonda.

Sin embargo, si el acero tiene una profundidad de templado superior al radio de la probeta, la templabilidad según el método que acabamos de describir ya no puede ser determinada. Un método muy convincente en este caso es la prueba de punta templada según Jominy. En esta prueba una barra redonda de tamaño especificado (4" , \varnothing 1") es calentada para formar austenita y después la punta es templada con un chorro de agua de velocidad y presión especificada. Los valores de la dureza a lo largo del gradiente de rapidez de enfriamiento son determinadas en un probador de dureza Rockwell y se traza una "curva de templabilidad". Como medida de la templabilidad se utiliza también la distancia entre la punta templada y el límite semimartensítico.

Aceros de buena templabilidad no tienen necesariamente la dureza martensítica máxima en estado templado. Al contrario la dureza martensítica de aceros bien templables siempre es inferior a la dureza de un acero eutectoide templado correctamente, ya que:

- 1) Aceros aleados con C inferior a 0.55% siempre contiene austenita residual en la zona templada o martensítica y;

- 2) El contenido en C es generalmente más bajo.

De todos los elementos, el carbono es el principal para elevar la dureza martensítica; así, templando una aleación de 10% Cr y 0.02% C se obtiene una martensita casi libre de carbono con una dureza de 35 Rc, contra 50 Rc para un acero al carbono de 0.35% C.

El carbono es el elemento por excelencia para obtener una dureza muy alta, mientras que los elementos de aleación, en el primer lugar el cromo, son elementos de templabilidad. Con unos elementos de aleación o sus combinaciones como Ni-Cr ó Ni-Cr-Mo es posible obtener un endurecimiento martensítico por enfriamiento al aire.

En resumen se puede concluir que la profundidad de penetración de templado martensítico con un enfriamiento relativamente rápido (por ejm: en aceite) y la dureza martensítica que todavía puede obtenerse con un enfriamiento relativamente lento (por ejem: en aire) son los criterios para la templabilidad, y no la dureza intrínseca del constituyente martensítico.

3.6.4.4.2 Factores de influencia sobre la templabilidad.

EL principal factor de influencia es sin duda la composición de la fase austenítica en el momento del comienzo del enfriamiento. Además son factores de influencia sobre la templabilidad: La homogeneidad de la austenita, el tamaño del grano austenítico, los carburos, los nitruros no disueltos, las inclusiones no metálicas. Una composición heterogénea de la austenita significa estabilidad diferente en la austenita y más probabilidad de descomposición en la zona Ar' de las zonas austeníticas menos estables.

Como ya se mencionó antes, el tamaño del grano austenítico en el momento del templado es un factor importante, ya que la disociación final de austenita en perlita se nuclea por medio de los núcleos de cementita que se forman en la zona Ar' o que ya existen, de preferencia en los límites de grano, ya que la energía de superficie a proporcionar es más baja allí.

Para iguales composiciones de acero y de la austenita en el

momento del templado, el acero con el grano austenítico superior tendrá la mayor templabilidad. La diferencia en templabilidad debido al grano austenítico puede ser muy importante.

De manera análoga, la templabilidad disminuye por inclusiones no metálicas y constituyentes no disueltos como carburos o nitruros; - esas últimas partículas tienen un efecto doble y hasta triple:

1º. Forman siempre una superficie y facilitan entonces la nucleación de la cementita,

2º. Pueden servir eventualmente de núcleos, lo que sobre todo es el caso para los carburos, y

3º. Reducen el crecimiento del grano austenítico

Los tres efectos provocan una pérdida de templabilidad.

3.6.4.4.3 Influencia específica de los elementos de aleación.

Para comparar entre sí la influencia específica de los elementos de aleación, hay que considerar su concentración disuelta en la austenita, para un tamaño de grano austenítico igual y con inclusiones en la misma cantidad, clase, forma, tamaño y distribución. Con excepción del cobalto, todos los elementos disueltos en la austenita aumentan su templabilidad, pero con efecto muy diferente.

El efecto único del cobalto es muy extraño y no se ha podido explicar hasta ahora.

Los principales elementos para la templabilidad son seguramente: Ni, Mn, Cr, Mo y V. Los primeros dos son elementos que aumentan mucho la estabilidad de la austenita y su acción se debe sobre todo a la reducción de la temperatura de transformación $\gamma - \alpha$. Con un contenido suficiente de Ni o Mn es posible incluso reprimir totalmente la transformación, de modo

que la austenita se queda metaestable hasta temperatura ambiente. Sin embargo el Ni solo, o sea sin elementos de la serie de formadores de carburos como Cr, Mo, V, tiene poco efecto sobre la templabilidad. El desplazamiento de la rodilla perlítica hacia la derecha en el diagrama ITT es relativamente pequeño en comparación con el desplazamiento provocado por bajas concentraciones en Mo (0.5 a 1%).

Mo, Cr y V son elementos de templabilidad muy profunda pero relativamente poco solubles en la austenita. El efecto del cromo sobre la templabilidad aumenta bastante regularmente con el aumento en contenido en Cr; el efecto del Mo es en principio muy fuerte, mucho más fuerte que el Cr, pero disminuye mucho arriba de 1%.

La fig. 118 muestra el efecto de diferentes concentraciones de Cr y de Mo sobre la templabilidad de un acero con 0.35% C.

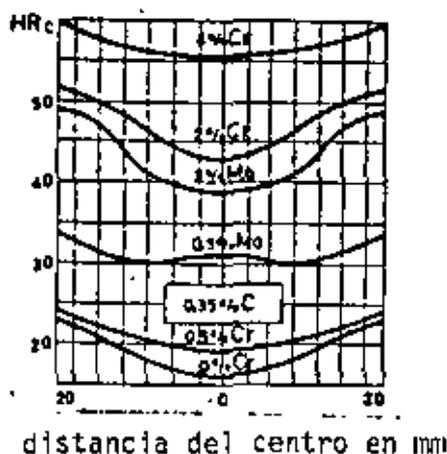


Figura 118 : Influencia de los elementos Cr y Mo sobre la templabilidad (endurecibilidad) de acero con 0.35 % C (ϕ 40 mm, templado en aceite)

Sin embargo, se obtiene la mejor templabilidad por medio de combinaciones de Ni con uno o varios de los elementos de la serie Cr, Mo y V. Así es posible llegar a un templado total en una barra de 100 mm. de diámetro por enfriamiento en aceite de un acero al Cr-Ni con Cr = 1.50%, Ni = 3.50% y C = 0.42% (nivel de dureza Rc = 57-55, superficie: 57-Rc y --

corazón de la barra Rc = 55).

En relación con la influencia de los elementos muy carburizantes Cr, W, Mo, V ... sobre la templabilidad del acero, hay que tener en cuenta la solubilidad de los carburos en la austenita: aunque esos elementos son de templabilidad muy profunda, solamente pueden funcionar como tal si están en solución en la austenita en el momento del templado. Los mismos elementos, en forma de carburos no disueltos, tienen al contrario un efecto negativo sobre la templabilidad, debido al crecimiento reducido del grano austenítico y al efecto de nucleación y de superficie. Además, esos elementos retiran una parte del carbono de la austenita, de modo que en su forma de carburos no disueltos, no solo reducen la templabilidad, sino además la dureza martensítica. Esto significa que los factores tiempo y temperatura son de importancia primordial durante la austenitización que anteceda al templado, o sea en endurecimiento del acero.

3.6.4.5 Influencia de los elementos de aleación sobre el revenido del acero.

No es usual utilizar el acero en el estado de templado total, o sea sin ningún revenido. La fragilidad de la martensita no revenida y el estado de tensiones como consecuencia del enfriamiento brusco y por eso irregular de la pieza representan un peligro de fractura tan grande, que el revenido se aplica siempre, aún en los casos en los cuales se desea la dureza máxima para una determinada aplicación. El objetivo del revenido casi nunca es bajar la dureza (lo que ocurre inevitablemente) sino más bien reducir el estado de tensiones internas y mejorar las propiedades de tenacidad y ductilidad del acero.

La suavización de un acero templado se realiza paulatinamente con el aumento en temperatura y tiempo por la precipitación y el crecimiento paulatino de las partículas precipitadas. La suavización que lo acompaña se representa en la figura 119.

Aceros aleados con contenidos regulares de elementos no carburizantes como Ni y Si, o del elemento de ligera carburización Mn, tienen curvas de revenido análogas a las representadas en la figura 119 y 120

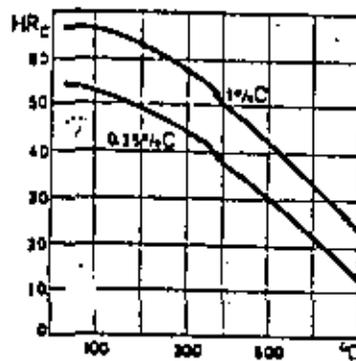


Figura 119 : Ablandamiento de acero templado, en función de la temperatura de revenido, para tiempo de revenido constante (1 hora)

para un acero normal al carbono con 0.35% C.

En esta última figura, la influencia de tiempos de revenido muy largos a diferentes temperaturas aparece en la suavización provocada por la coagulación progresiva de las partículas de carburo.

Contrariamente al transcurso de las curvas de revenido mostrado en las figuras 119 y 120, las curvas de revenido de la mayoría de los aceros aleados presentan anomalías de revenido, las cuales son de interés primordial en relación con su tratamiento térmico y especialmente con tratamiento de revenido

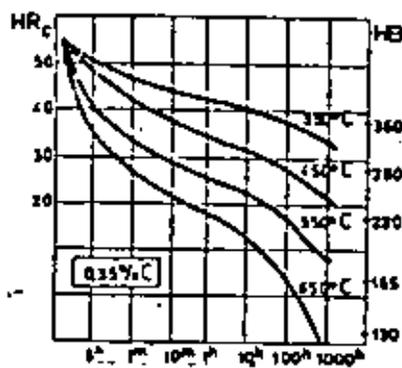


Figura 120 : Influencia del tiempo de revenido, para diferentes temperaturas de revenido, sobre el ablandamiento de un acero con 0.35 % C

Según su composición, los aceros aleados pueden contener austenita residual después del templeado, o una tendencia especial a formar carburos especiales. En ambos casos, pero especialmente en el segundo, la forma de la curva de revenido se modifica bastante.

3.6.4.5.1 Relación entre los elementos de aleación y endurecimiento secundario.

Mientras ocurre una suavización progresiva durante el revenido de un acero normal al carbono, varios aceros aleados presentan un fenómeno de endurecimiento a una determinada temperatura de revenido. Ese fenómeno se denomina "endurecimiento secundario".

Durante el templado de variedades de acero con alto carbono, especialmente aquéllos que contienen además Ni, o un contenido en Mn superior al normal, la transformación $\gamma - \alpha$ no termina totalmente, sino que además de la transformación de la martensita, se conserva austenita residual. Cantidades de austenita residual de 10 a 25% ocurren muy a menudo en tales aceros y la dureza, o mejor, la dureza media, no depende mucho de la presencia de la austenita más suave.

Eso se explica en parte por la transformación de la austenita residual a martensita debido a la deformación en frío durante la medición de la dureza.

Durante el revenido, la austenita residual se transforma primero en bainita, y a temperaturas de revenido más altas en los productos de disociación ferrita y perlita, como también ocurre con la martensita.

Se pensaba originalmente que el denominado endurecimiento secundario que ocurre en unos aceros templados, se deba a la transformación de la austenita residual. Parece que eso no es el caso, ya que por un revenido breve de la martensita a temperatura relativamente baja, como por ejemplo -- 150°C, se manifiesta una suavización, mientras que la austenita residual se queda prácticamente invariables durante un revenido breve debajo de 200°C.

Es a partir de temperaturas superiores, entre 240 y 300°C, que la austenita residual se transforma, como se puede verificar fácilmente por el aumento de volumen que acompaña esa transformación.

Sin embargo, en general la curva de revenido no tiene la anomalía correspondiente con excepción del caso de aceros altamente aleados, que

se quedaron austeníticos después del templeado desde temperaturas muy elevadas (Fig. 121).

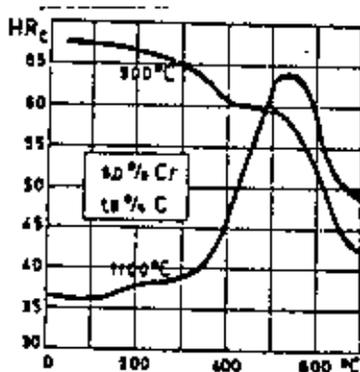


Figura 121 : Curvas de revenido de acero con 1.8 % C y 6 % Cr, templado a 900 y 1100 °C, resp.

Hay que observar que no ocurre un ablandamiento debajo de 500°C durante el revenido de este acero al cromo de alto carbono y de relativamente alta aleación, que se templó desde 1100 grados centígrados y se quedó por eso principalmente austenítica.

Sin embargo, el endurecimiento secundario ocurre también sin la presencia de austenita residual . Esto se observa en las curvas de revenido de aceros aleados con un contenido bajo o mediano en carbono, los cuales solo contienen trazas o nada en lo absoluto de austenita residual. La fig. 122 representa las curvas de revenido de aceros al cromo con contenidos diferentes en cromo y un contenido en carbono de 0.35%.

La inclinación de las curvas de revenido muestra claramente que a partir de 2% Cr un endurecimiento secundario aparece en la zona de temperatura de 350 a 450°C. Sin embargo, las curvas siguen disminuyendo por el traslape de dos efectos: Ablandamiento y Endurecimiento Secundario se vuelve más importante. Sin embargo, el acero con 12% Cr, muy utilizado

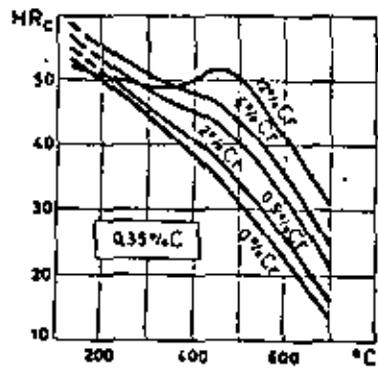


Figura 122 : Curvas de revenido y de endurecimiento secundario de aceros al cromo con 0.35 % C

para la producción de cuchillos, contiene austenita residual después del templado, como se puede deducir de la dureza inicial inferior a la de los demás aceros de la serie.

Los elementos formando carburos y llevando una templabilidad profunda, no retienen tanta austenita residual y provocan un endurecimiento secundario, el cual aumenta conforme lo hace el carácter carburizante de los elementos de aleación, como aparece en la comparación de la influencia del Cr y del Mo (Figs. 122 y 123).

Se observa que el Mo, teniendo más fuerza de carburización que el Cr, no solo es más efectivo que el Cr, sino que además provoca un endurecimiento secundario a temperaturas superiores, lo que es muy importante para varias aplicaciones.

El efecto simultáneo de Mo y Cr es bastante extraño - -

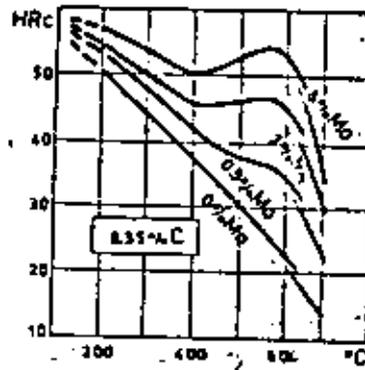


Figura 123 : Curvas de revenido y de endurecimiento secundario de aceros al Mo con 0.35 % C

(Fig. 124) : Aceros al Cr-Mo, con aproximadamente 4% de Cr, conservan parcialmente su dureza y una resistencia excepcional, casi en proporción con el contenido en Mo, y eso en una zona de temperatura hasta más de 500°C.

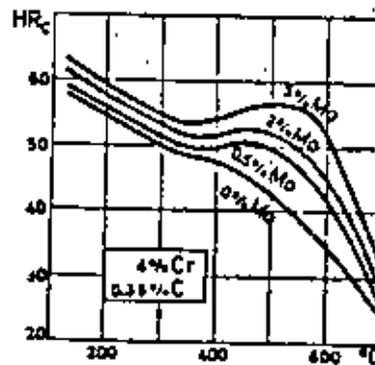


Figura 124 : Curvas de revenido y de endurecimiento secundario de aceros al Cr y Mo con 4 % Cr y 0.35 % C

Vanadio, elemento aun más carburizante que el Mo, proporciona, en contenidos análogos, aun más resistencia al ablandamiento por revenido. Eso aparece en la fig. 125, en la cual el efecto de 0.27% V ya se ve claramente cerca de 550°C. Desde luego, para llegar a dicho efecto, es preciso que el elemento Vanadio se disuelva durante el tratamiento de austenitización que antecede al templado. La fig. 125 muestra además la influencia de 6% V y, para comparación, la curva de revenido del acero clásico 18-4-1 para herramienta de corte rápido, (18% W, 4% Cr, 1% V).

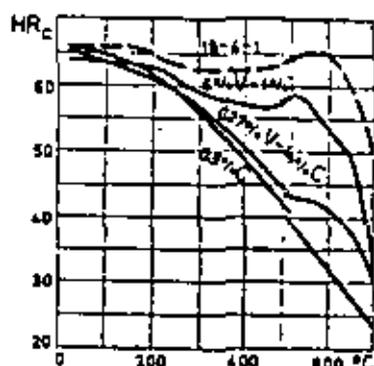


Figura 125 : Influencia de V sobre las curvas de revenido de acero de alto carbono, curvas de revenido de acero rápido para herramienta, tipo 18-4-1

3.6.4.5.2 Mecanismo del endurecimiento secundario.

El pequeño átomo de carbono puede difundir rápidamente a temperaturas cerca de 350°C, temperatura a la cual la dureza de un acero eutectoide templado disminuye de 10 a 15 Rockwell C en unas horas. Tal ablandamiento es la consecuencia de la formación y del crecimiento de las Partículas de Fe_3C , necesitando solamente una difusión de C por distancias relativamente pequeñas. Durante el crecimiento de determinadas partículas hasta dimensiones todavía debajo de la posible observación con microscopio óptico desaparecen otras partículas irreversiblemente. Ese proceso sigue con el aumento de la temperatura de revenido, para llegar finalmente al estado de recocido de suavización, con una estructura de matriz ferrítica con partículas más o menos globulares de cementita en número reducido pero de tamaño superior en comparación con el estado a 350°C.

En presencia de una concentración suficiente de elementos de

aleación formando carburos se reduce mucho el ablandamiento por revenido e incluso puede ocurrir un endurecimiento. Sin embargo, a mayor temperatura ocurre finalmente un ablandamiento considerable. Se trata aquí sin duda de un fenómeno complejo de endurecimiento por precipitación, provocado por la dispersión crítica de las partículas de carburo de los elementos de aleación carburizantes. La difusión por corta distancia de esos elementos solo empieza cerca de 500°C y su difusión es necesaria para la formación de las partículas de carburos. Esa descripción del fenómeno explica también porque es necesario que los elementos estén casi totalmente disueltos en la matriz austenítica, antes de que puedan provocar un endurecimiento por dispersión. Por otro lado se puede constatar que, como para cada proceso de endurecimiento por dispersión, ambos factores, temperatura y tiempo tienen una importante influencia recíproca. Desde determinadas temperaturas, en función del tipo de aleación un envejecimiento con duración exagerada y alta temperatura provoca finalmente un sobre-envejecimiento. La fig. 126 muestra que al sobre-envejecimiento, o sea el comienzo de ablandamiento final, es alcanzado después de unos minutos a 650°C, de unas horas a 550°C y tal vez nunca a 450°C, caso en el cual el máximo del endurecimiento secundario solo aparece después de 1000 horas. Tales aceros tienen entonces una buena resistencia a la termofluencia a temperaturas debajo de la del sobre-envejecimiento para el período de tiempo considerado.

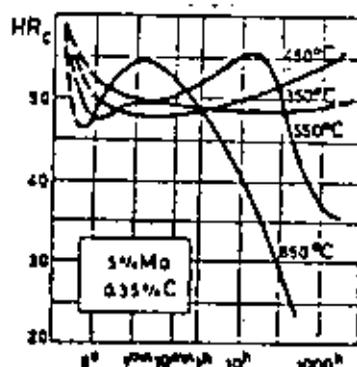


Figura 126 : Sobreendurecimiento en función del tiempo para diferentes temperaturas, revenido isotérmico de acero templado 0.35 % C - 5 % Mo

3.7. Transformaciones y propiedades mecánicas de la ferrita.

Todas las transformaciones de las aleaciones Fe-C tratadas hasta ahora se relacionaban con la transformación $\gamma - \alpha$. Los aceros extra suaves que son totalmente ferríticos a temperatura ambiente eran excluidos a priori. Sin embargo, también en la solución sólida pueden ocurrir ciertas transformaciones debajo de la temperatura A_1 , las cuales dependen del contenido en carbono y pueden influir en las propiedades mecánicas. A pesar de su solubilidad limitada, el carbono puede modificar las propiedades de la ferrita de tres maneras:

- Endurecimiento por solución sólida
- Endurecimiento por precipitación
- Precipitación de Fe_3C como cementita en límites de grano.

La formación de cementita en límites de grano ya se discutió anteriormente.

3.7.1 La influencia del carbono disuelto.

La solubilidad del carbono en hierro $-\alpha$ no sólo es mucho menor que el hierro $-\gamma$, sino que además el espacio disponible en la red es mucho menos propicio. Para un elemento en solución intersticial en una red cúbica centrada en el cuerpo solamente hay un lugar en el centro de los planos cúbicos y de las aristas cúbicas, de modo que la red ya se forma con bajas concentraciones en carbono. Esto aparece en forma de una deformación de la red, la cual es análoga, pero mucho menos importante que la de la martensita tetragonal, mientras que el parámetro de la red aumenta ligeramente (0.025% con 0.015% C). Sin embargo, el endurecimiento por solución sólida es muy débil, ya que la solubilidad del carbono en ferrita a temperatura ambiente es muy reducida, pero una consecuencia indirecta de la dificultad de la solución de átomos de carbono en la red es que el carbono se ubica de preferencia en los puntos de defectos de la red o en las zonas en tensión cercas de las dislocaciones, lo que aumenta mucho el efecto de pequeñas adiciones de carbono sobre las propiedades mecánicas. Esta distribución heterogénea de carbono puede ser considerada como aglomeración que forma la transición a la precipitación.

3.7.2 Aglomeraciones y fenómenos de precipitación.

3.7.2.1 Influencia sobre el límite elástico (σ_E)

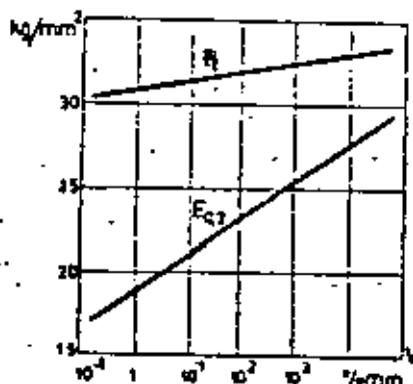


Figura 127 : Resistencia a la ruptura y a la fluencia de un acero extra-suave (0.06 % C) en relación con la velocidad de deformación (% / min)

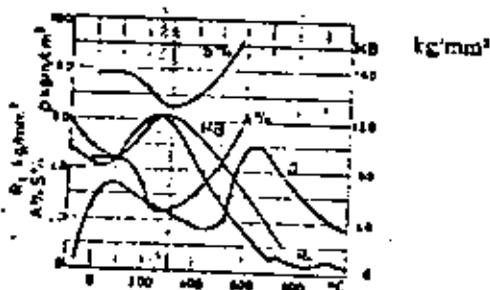


Figura 128 : Fenómeno de envejecimiento después de la deformación en frío

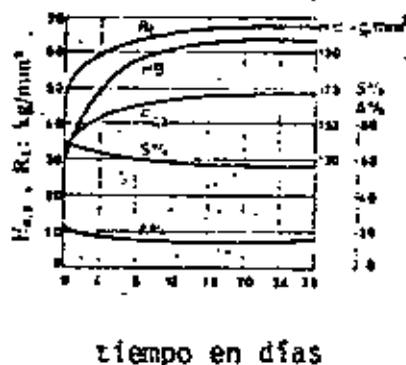


Figura 129 : Variación de las propiedades mecánicas de acero ferrítico por envejecimiento a temperatura ambiente después de un enfriamiento rápido (templado) desde $680^{\circ}C$

El anclaje de las dislocaciones por las aglomeraciones de átomos de carbono aparece sobre todo en el límite elástico, o sea en la resistencia a la deformación plástica. Mientras que en el hierro puro y demás aceros en los que el carbono está ligado por elementos formando carburos, no aparece un límite elástico muy pronunciado (por esto se usa 0.2% = tensión para una deformación plástica de 0.2%), un límite agudo ocurre en la ferrita de grano fino y saturada en carbono.

Además, el valor del límite elástico y en menor grado el valor de la resistencia a la ruptura dependen de la velocidad de deformación (Fig. 127). Esto se explica por el hecho de que el desplazamiento de las dislocaciones está determinado por la difusión de los átomos de carbono y depende entonces del tiempo.

A mayores temperaturas, la difusión del carbono puede seguir más fácilmente la deformación, de modo que el endurecimiento y el límite elástico agudo solo aparecen con grandes velocidades de deformación.

3.7.2.2 Envejecimiento después de templado.

Durante el enfriamiento lento de la ferrita saturada en carbono, se precipita cementita según la línea PQ del diagrama de equilibrio Fe-Fe₃C en forma de cementita de límites de grano. Esta precipitación se evita templando en agua, obteniendo así una solución sobresaturada de carbono en hierro. Sin embargo, la velocidad de difusión del carbono a temperatura ambiente aun es suficiente para provocar una precipitación lenta de carburos submicroscópicos, que aumentan la dureza, la resistencia a la ruptura y el límite elástico, mientras que la elongación, la estricción y la tenacidad se reducen. (Fig. 128).

Esta precipitación se acelera a temperatura más elevada, de modo que a 50°C los mismos valores como en la figura 128 se alcanzan después de unas horas. Cambios en la mayoría de las propiedades físicas acompañan esas precipitaciones: Conductividad eléctrica y térmica, amortiguamiento, propiedades magnéticas, etc.

3.7.2.3 Envejecimiento por deformación en frío.

Igual como ocurre para la recristalización, el envejecimiento después del templado es mucho más rápido después de una deformación en frío.

Aun el acero no templado conteniendo carbono (o nitrógeno, que es totalmente análogo debido a la formación de Fe_4N), demuestra importantes fenómenos de envejecimiento después de una deformación en frío, los cuales dependen mucho de la temperatura. Mientras que en el hierro puro - el límite elástico y la resistencia a la ruptura disminuyen en forma continua cuando la temperatura aumenta, estos valores para aceros sensibles al envejecimiento aumentan desde $+ 50^{\circ}C$ hasta $250-300^{\circ}C$ y disminuyen después. En la zona de temperatura cerca de $300^{\circ}C$, las propiedades de ductilidad - presentan un mínimo, lo que lleva a la denominación "fragilización azul" debido al color azul típico del acero calentado a esa temperatura (formación de capa delgada de óxido), figura 129.

A pesar de que el mecanismo de interacción con el carbono y el nitrógeno durante el envejecimiento y la fragilización azul son análogos, la influencia del nitrógeno es más importante que la del carbono, debido a la mayor solubilidad (0.10% de nitrógeno; 0.018% de carbono) y de la mayor velocidad de difusión a temperatura ambiente.

Se puede reducir el efecto del Nitrógeno en el acero añadiendo Al que forma nitruros estables. Por otro lado en la producción de acero se trata esencialmente de producir acero extra suave con contenido en nitrógeno muy bajo utilizando procedimientos especiales (O_2-H_2O ; BOF, etc. ...). Con estos aceros se hacen diferentes pruebas de envejecimiento, por ejemplo se comparan las propiedades mecánicas después de un templado a $650^{\circ}C$, las propiedades después de un templado desde la misma temperatura seguido por una determinada deformación en frío (por ej: 10%) y un envejecimiento artificial de media hora a $250^{\circ}C$

Además, la temperatura de transición de ruptura dúctil a frágil aumenta por envejecimiento de modo que su determinación después de un envejecimiento artificial también puede servir de medida para la sensibilidad al envejecimiento de un determinado acero.

100

100

100

100

100

Capítulo 4: Tratamientos térmicos del acero

Los tratamientos térmicos del acero se basan en la aplicación de las numerosas transformaciones estructurales que el acero -- experimenta bajo la influencia de las transformaciones alotrópicas y de los procedimientos de recristalización y de difusión. Estos tratamientos térmicos pueden ser clasificados en tres grupos principales:

- Los Recocidos.
- Los Templados y otros procesos de Endurecimiento, y
- El Revenido.

4.1. Procedimientos de recocido

Los procedimientos de recocido a su vez pueden ser clasificados en recocido completo, recocido de difusión, recocido de ablandamiento (esferoidización), normalización (normalizado) y proceso de recocido.

4.1.1. Recocido completo.

4.1.1.1. Generalidades.

El acero es recocido para reducir su dureza, mejorar la maquinabilidad, facilitar el trabajo en frío, producir una microestructura deseada o para obtener propiedades mecánicas, físicas y otras deseadas. Cuando se aplica a aleaciones ferrosas, el término recocido -- implica un recocido completo. El recocido completo está definido como el recocido de una aleación ferrosa austenitizada y luego enfriada lentamente a través del rango de transformación.

Cuando otro método que no sea aquél de un recocido completo, se aplica, los términos que deben ser utilizados para identificar el método de recocido o la condición del material después del tratamiento son los siguientes: Recocido negro, recocido azul, recocido en caja, recocido brillante, recocido de flama, recocido isotérmico, proceso de recocido, recocido de recristalización, recocido suave, recoci-

do de acabado, recocido intermedio y esferoidización, los cuales se discutirán más adelante.

4.1.1.2. Condiciones para un recocido exitoso.

El recocido depende casi enteramente de Dos factores:

a) La formación de austenita.

b) La subsecuente transformación de la austenita a temperaturas subcríticas altas. Entre más cuidadosamente sean controlados -- estos factores más exitoso será el recocido.

Después del forjado o rolado el acero consiste de ferrita y carburo en mezclas que varían de acuerdo a la composición del acero, -- las temperaturas finales y las condiciones de enfriamiento. Todas estas estructuras pueden ser convertidas en austenita calentando el acero a -- una temperatura mayor de la crítica, por ejemplo, en aceros hipoeutectoídes aproximadamente 30°C arriba de la línea crítica A_3 .

El refinamiento de grano para un acero hipereutectoíde ocurrirá cerca de 28°C arriba de la línea crítica inferior $A_{3,1}$. Calentando arriba de esta temperatura, hará el tamaño de grano mayor, que, en el enfriamiento se transformará en áreas perlíticas grandes. La microestructura del acero hipereutectoíde recocido consistirá de áreas de perlita laminar grosera rodeadas de una red de cementita proeutectoíde. Debido a que esta red de cementita es frágil y tiende a ser un plano de debilidad, el recocido no debe ser nunca un tratamiento térmico final para -- aceros hipereutectoídes. La presencia de un límite de grano grueso y duro dará como resultado también una mala maquinabilidad.

Aunque la austenita se empieza a formar tan pronto como -- la temperatura del acero excede la crítica, la estructura del acero no -- es por ningún motivo enteramente austenítica tan pronto como se alcanza la temperatura crítica. A temperaturas de austenitización bajas, la estructura consiste de austenita más carburos o ferrita, ó aún ambos, de--

pendiendo de la composición del acero y del tiempo a la temperatura.

En los aceros hipoeutectoides, los carburos se disuelven bastante rápidamente en la austenita a temperaturas de austenitización relativamente bajas. En aceros hipereutectoides, los carburos no se disuelven a temperaturas de austenitización bajas, pero pueden aglomerarse.

Conforme se aumenta la temperatura de austenitización, la estructura del acero se hace más homogénea: más ferrita se convierte en austenita en los aceros hipoeutectoides, y más carburo se disuelve en austenita en los aceros hipereutectoides. En acero de alto cromo, como el inoxidable 430, y en muchos aceros hipereutectoides, tales como el acero rápido, la estructura no se hace nunca completamente homogénea, pero siempre consiste ya sea de austenita y ferrita o de austenita y carburo. Este grado de homogeneidad es una consideración importante en el desarrollo de estructuras recocidas y es la base para la primera regla de recocido:

Regla 1.- "Entre más homogénea sea la estructura del acero austenitizado, más laminar será la estructura del acero recocido. Inversamente, entre más heterogénea sea la estructura del acero austenitizado, más esferoidal será la estructura recocida".

La regla 1 puede ser también dada como sigue: entre mayor sea la temperatura de austenitización, mayor es la tendencia de la estructura del acero recocido a ser laminar, mientras que entre más cerca se encuentre la temperatura de austenitización a la temperatura crítica, mayor será la tendencia de la estructura del acero recocido a ser esferoidal.

La austenita formada a partir de la ferrita y el carburo cuando el acero es calentado arriba de su temperatura crítica, se transforma nuevamente en ferrita y carburo cuando el acero se enfría debajo de la crítica. Esta transformación es un proceso relativamente a otras temperaturas. El producto de transformación (que es la mezcla de ferri-

ta y carburo que resulta de la transformación de la austenita y constituye la estructura final del acero recocido) depende grandemente de la temperatura a la cual se transforma la austenita.

Si se permite que la austenita se transforme a temperaturas apenas por debajo de la crítica (por ejemplo: a menos de 15°C debajo), el producto puede ser carburos esferoidales relativamente bastos, o perlita laminar basta, dependiendo de la composición del acero y a la temperatura a la cual el acero fue calentado. Por lo tanto, a temperaturas apenas debajo de la crítica, una austenita heterogénea se transformará en una estructura laminar. El producto formado a temperaturas apenas debajo de la crítica es muy suave. Sin embargo, el tiempo requerido para que la austenita se transforme completamente a temperaturas apenas por debajo de la crítica es generalmente bastante largo, en algunas ocasiones, días o semanas.

Cuando la austenita se transforma a temperaturas de 30 a 60°C debajo de la crítica, el producto de transformación es más duro y menos basto que aquél formado a apenas por debajo de la crítica, y el tiempo requerido para que se complete la transformación es menor. Además, a la temperatura menor, el producto de transformación en muchos aceros -- bajo-aleados tiene una mayor tendencia a ser laminar en lugar de esferoidal, aún cuando la austenita era heterogénea antes de que comenzara la transformación.

A temperaturas aún menores, el producto es una mezcla mucho más densa de ferrita y carburo y tiene aún mayor dureza. En muchos aceros, el tiempo para que se complete la transformación decrece con la temperatura decreciente hasta un mínimo de cerca de 50 a 120°C debajo de la crítica y luego aumenta nuevamente a temperaturas menores. En otros, notablemente en aceros al carbono y los aceros de construcción de mayor contenido de manganeso y en los de mayor contenido de níquel, la temperatura de más rápida transformación es de cerca de 225 a 280°C debajo de la crítica.

Estos hechos son la base para las reglas dos y tres del recocido:

Regla 2.- Para desarrollar la condición más suave en el acero, austenitice a una temperatura menor de 50°C arriba de la crítica y transforme una temperatura menor de 56°C debajo de la crítica.

Regla 3.- Debido a que el tiempo para llevar a cabo una transformación completa a una temperatura menor de 60°C debajo de la crítica puede ser muy largo, permita que la mayor parte de la transformación se lleve a cabo a una temperatura mayor, donde un producto suave se forma, y termine la transformación a una temperatura menor, donde el tiempo para que se complete la transformación es corto.

Luego que el acero ha sido austenitizado a una temperatura generalmente cerca de 60°C arriba de la crítica, debe ser enfriado a la temperatura de transformación generalmente 60°C debajo de la crítica. Muy poco cambio puede llevarse a cabo en la estructura del acero durante este enfriamiento sobre un rango de cerca de 120°C . En los aceros hipoeutectoides algo de ferrita puede separarse de la austenita durante el enfriamiento lento a la temperatura de transformación, antes de que ocurra la transformación ferrita + cementita. Esta ferrita generalmente ocurre en bandas, pero puede ocurrir como una red en los límites de grano de la austenita. Desde el punto de vista de la maquinabilidad, la presencia de una gran cantidad de ferrita libre en el acero recocido es indeseable y debe mantenerse al mínimo. En los aceros hipereutectoides los carburos pueden separarse de la austenita durante el enfriamiento a la temperatura de transformación, pero ordinariamente esto no ocurre.

Debido a que nada de importancia ocurre para el éxito de la operación de recocido durante el enfriamiento entre las temperaturas de austenitización y la de transformación, la cuarta regla del recocido es:

Regla 4.- Después de que el acero ha sido austenitizado, enfríelo tan rápidamente como sea posible a la temperatura de transformación con el fin de decrecer el tiempo total de la operación de recocido.

Si se utiliza un horno de mufla, puede ser posible -- -
enfriar el horno meramente cerrando las unidades de calefacción. En -
un horno continuo, sería posible mover el acero directamente desde - -
la zona de temperatura de austenitización a la temperatura de trans- -
formación.

Luego que la estructura se ha transformado completa-- -
mente, no hay nada de consecuencias posteriores que puedan ocurrir en -
el acero durante el enfriamiento desde la temperatura de transforma- -
ción a la temperatura ambiente. Un enfriamiento extremadamente len- -
to puede causar cierta aglomeración de carburos y consecuentemente cier-
ta suavidad ligera posterior al acero, pero el efecto es depreciable -
en comparación con los resultados obtenidos por medio de la transfor- -
mación a alta temperatura. El hecho es que después que la austenita -
se transforma completamente, aún cuando la transformación puede ser - -
a temperaturas tan altas como 760 a 790°C (como lo es en muchos aceros-
de alta aleación como el acero rápido), el acero puede templarse en agua
sin afectar la estructura o la dureza del acero recocido. Por ello, la
quinta regla del recocido es:

Regla 5.- Después de que el acero se ha transformado --
completamente, a una temperatura que produce la microestructura y dure-
za deseada, enfríe el acero a la temperatura ambiente tan rápido como -
sea posible, para decrecer más el tiempo total de la operación de reco-
cido.

En muchas operaciones de recocido, durante el enfria--
miento desde la temperatura de transformación a la temperatura ambiente,
es costumbre meramente cerrar las unidades de calefacción, abrir las - -
puertas del horno, y permitir que el acero permanezca sobre el suelo del
horno hasta que el acero esté lo suficientemente frío para ser manejado.
En un horno continuo sería posible mover el acero directamente desde la
zona de temperatura de transformación a una zona fría o aún en un baño-
de agua.

Finalmente existen 2 reglas suplementarias para el reco-
cido:

Regla 6.- Para asegurar un mínimo de perlita laminar en la estructura de aceros para herramientas de 0.70 a 0.90% de carbono recocidos, precaliente el acero por varias horas a una temperatura de cerca de 30°C debajo de la crítica, antes de que el acero sea austenitizado, luego austenitice y transforme como de costumbre.

Regla 7.- Para obtener el mínimo de dureza en aceros-aleados para herramientas hipereutectoides recocidos, caliente el acero por un tiempo largo, cerca de 10 a 15 hr., a la temperatura de austenitización y transforme como de costumbre.

Ambos de estos procedimientos tienden a establecer en la austenita carburos residuales que sirven como núcleos para la formación de carburos esferoidales burdos durante la subsecuente transformación de la austenita.

Estas siete reglas reenfatan que dos pasos importantes en el recocido del acero son: (a) calentar para formar austenita y (b) mantener subsecuentemente en el extremo superior de la región subcrítica para transformar en austenita.

4.1.2. Recocido de difusión o de homogeneización.

Como el nombre "recocido de difusión" ya lo indica, se utiliza el fenómeno de la difusión para obtener un material homogéneo (segunda denominación: "recocido de homogeneización"). El objeto del recocido de difusión es reducir la heterogeneidad química provocada por la solidificación. Esta heterogeneidad es la consecuencia de la segregación cristalina y en bloque. El recocido de difusión se aplica por ejemplo en los lingotes de acero durante el calentamiento como preparación al forjado y laminado.

Como la velocidad de difusión es una función exponencial de la temperatura, se hará el recocido de difusión a las temperaturas más altas posible. La influencia de tal procedimiento sobre las diferentes segregaciones dependen sobre todo de las diferencias en concentración, de las distancias de difusión y además de la velo-

En las páginas siguientes se dan unas tablas en las cuales aparecen las temperaturas adecuadas para llevar a cabo el recocido completo de varios tipos de acero.

Temperaturas y ciclos de enfriamiento recomendados para el recocido completo de pequeños forjados de acero al carbono (de : "Metals Handbook ")

Steel	Annealing temperature, °F	Cooling cycle (a)		Brinell hardness range
		From, °F	To, °F	
1018 ...	1575 to 1650	1575	1300	111 to 149
1020 ...	1675 to 1650	1575	1290	111 to 149
1022 ...	1575 to 1650	1575	1290	111 to 149
1025 ...	1575 to 1650	1575	1290	111 to 187
1030 ...	1550 to 1625	1550	1290	126 to 187
1035 ...	1550 to 1625	1550	1290	137 to 207
1040 ...	1450 to 1800	1450	1200	137 to 207
1045 ...	1450 to 1600	1450	1200	156 to 215
1050 ...	1450 to 1600	1450	1200	156 to 215
1060 ...	1450 to 1550	1450	1200	156 to 217
1070 ...	1450 to 1550	1450	1200	167 to 229
1080 ...	1450 to 1550	1450	1200	167 to 229
1090 ...	1450 to 1525	1450	1200	167 to 229
1095 ...	1450 to 1525	1450	1215	167 to 229

(a) For forgings up to 3 in. in section thickness. Time at temperature is usually a minimum of 1 hr for sections up to 1 in. thick; 1 1/2 hr is added for each additional inch of thickness. (b) Furnace cooling at 50 °F per hr.

Temperaturas recomendadas para recocido total de aceros aleados (enfriamiento en el horno)

Steel	Annealing temperature, °F	Min. hrs.	Steel	Annealing temperature, °F	Min. hrs.	Steel	Annealing temperature, °F	Min. hrs.
1330	1550 to 1650	179	50B40	1500 to 1600	187	8150	1550 to 1650	201
1335	1550 to 1650	187	50B44	1500 to 1600	197	81B45	1550 to 1650	192
1340	1550 to 1650	192	50F0	1500 to 1600	192	8627	1500 to 1600	174
1345	1650 to 1650	...	50B48	1500 to 1600	192	8630	1450 to 1550	179
3140	1500 to 1600	187	50B50	1500 to 1600	201	8637	1500 to 1600	192
4037	1500 to 1575	183	50B60	1500 to 1600	217	8640	1500 to 1600	197
4042	1500 to 1575	192	5130	1450 to 1550	170	8642	1500 to 1600	201
4047	1450 to 1550	201	5132	1450 to 1550	170	8645	1500 to 1600	207
4063	1450 to 1550	223	5135	1500 to 1600	174	86B45	1500 to 1600	207
4130	1450 to 1550	174	5140	1500 to 1600	187	8650	1500 to 1600	212
4135	1450 to 1550	...	5145	1500 to 1600	197	8655	1500 to 1600	223
4137	1450 to 1550	182	5147	1500 to 1600	197	8808	1500 to 1600	229
4140	1450 to 1550	197	5150	1500 to 1600	201	8740	1500 to 1600	202
4145	1450 to 1550	207	5155	1500 to 1600	217	8742	1500 to 1600	...
4147	1450 to 1850	...	5160	1500 to 1600	223	9260	1500 to 1600	229
4150	1450 to 1550	212	51B60	1500 to 1600	223	94B30	1450 to 1550	174
4161	1450 to 1550	...	50100	1350 to 1450	187	94B40	1450 to 1550	192
4337	1450 to 1550	...	51100	1350 to 1450	187	9840	1450 to 1550	207
4340	1450 to 1550	223	52100	1350 to 1450	207			

Temperaturas y ciclos de tiempo para el recocido de aceros aleados

Steel	Austenitizing temperature, F	Cooling method				Isothermal hold, hr	Temp., approx	Steel	Austenitizing temperature, F	Cooling method				Isothermal hold, hr	Temp., approx
		From, F	To, F	Rate, °F/hr	Conventional (a)					Conventional (a)	To, F	Rate, °F/hr	Conventional (a)		
To Obtain a Predominantly Pearlite Structure (c)							To Obtain a Predominantly Ferritic and Spheroidized Carbide Structure								
1340	1525	1350	1130	20	1150	4.5	183	1320(d)	1480	1200	8	170
2340	1475	1210	1030	15	1100	6	201	1340	1380	1350	1130	10	1180	8	174
2345	1475	1210	1020	15	1100	6	201	2340	1320	1210	1030	10	1125	10	192
3120(d)	1625	1200	4	179	2345	1320	1210	1020	10	1125	10	192
3140	1525	1350	1300	20	1225	6	187	3120(d)	1450	1200	8	163
3150	1525	1300	1190	20	1225	6	201	3140	1370	1350	1200	10	1225	10	174
3310(e)	1600	1100	14	187	3150	1380	1300	1190	10	1225	10	181
4042	1525	1370	1160	20	1225	4.5	197	3310(g)
4047	1525	1350	1170	20	1225	5	207	4042	1400	1370	1180	10	1225	8	170
4062	1525	1280	1170	15	1225	6	223	4062	1380	1280	1170	10	1225	10	187
4130	1575	1410	1230	35	1250	4	174	4130	1380	1360	1230	10	1250	8	163
4140	1550	1390	1230	25	1250	5	197	4140	1380	1360	1230	10	1250	9	179
4150	1525	1370	1240	15	1250	6	212	4150	1380	1370	1240	10	1250	10	187
4320(d)	1625	1225	6	197	4320(d)	1425	1225	8	187
4340	1525	1300	1050	15	1200	8	223	4340	1380	1300	1050	6	1200	12	197
4620(d)	1625	1200	6	187	4620(d)	1425	1200	8	170
4640	1525	1320	1110	15	1150	8	197	4640	1370	1320	1110	10	1150	12	183
4820(d)	1125	4	192	4820(d)	1370	1125	8	179
5045	1525	1390	1230	20	1225	4.5	192	5045	1400	1390	1230	10	1225	8	179
5120(d)	1625	1275	4	179	5140	1380	1275	8	174
5132	1550	1390	1240	20	1250	6	183	5120(d)	1475	1360	1240	10	1250	10	174
5140	1525	1360	1240	20	1250	6	187	5150	1380	1300	1200	10	1250	10	187
5150	1525	1300	1200	20	1250	6	201	52100	1460	1380	1250	10	1275	18	187
52100(f)	6150	1400	1400	1250	10	1250	10	192
6150	1525	1400	1250	15	1250	6	201	8620(d)	1650	1225	8	174
8620(d)	1625	1225	4	187	8640	1380	1340	1180	10	1225	8	183
8630	1550	1350	1190	20	1225	6	192	8660	1380	1290	1210	10	1260	10	207
8640	1525	1340	1180	20	1225	6	197	8720(d)	1450	1225	8	174
8650	1525	1310	1200	15	1200	8	212	8750	1380	1330	1170	10	1225	10	207
8660	1525	1290	1210	15	1200	8	229	9260	1400	1400	1300	10	1225	10	212
8720(d)	1625	1225	4	187	9310(g)
8740	1525	1340	1190	20	1225	7	201	9840	1370	1280	1180	10	1200	10	192
8750	1525	1330	1170	15	1225	7	217	9850	1370	1290	1180	10	1200	12	207
9260	1575	1400	1300	15	1225	6	229	steels may be austenitized at up to 125 °F higher than temperatures listed. (d) Seldom annealed; structures of better machinability are developed by normalizing or by transforming isothermally after rolling or forging. (e) Annealing is impractical by the conventional process of continuous slow cooling; the lower transformation temperature is markedly depressed, and excessively long cooling cycles are required to obtain transformation to pearlite. (f) Predominantly pearlitic structures are seldom desired in this steel. (g) Spheroidized most readily by long-time (12-to-18-hr) tempering at subcritical temperatures.							
9310(e)	1600	1100	14	187								
9840	1525	1280	1180	15	1200	6	207								
9850	1525	1290	1190	15	1200	6	223								

idad de difusión de los diferentes elementos. A escala cristalina, - la segregación de los elementos solubles desaparece rápidamente, ya que las diferencias de concentración y las distancias de difusión son pequeñas. La segregación en bloque de los elementos solubles será más difícil a eliminar debido a las mayores distancias de difusión. Desde luego la heterogeneidad debida a precipitaciones de fases no solubles en el estado sólido no puede ser eliminada.

El recocido de difusión también puede ser utilizado para reducir simultáneamente la heterogeneidad química y mecánica de un material deformado en caliente. Sin embargo, hay que tener en cuenta en este caso la recristalización y posible crecimiento de grano que acompaña inevitablemente el calentamiento prolongado a alta temperatura. En muchos casos, sobre todo en aceros suaves, es posible realizar un recocido de difusión en la zona homogénea α , o sea debajo de la temperatura A_{c1} . No hay que olvidar que la difusión propia del hierro y la velocidad de difusión de la mayoría de los elementos de aleación en el hierro es, a temperatura igual, más o menos de 100 hasta 1000 veces superior en el hierro- α que en la fase γ , de modo que la homogeneización por recocido de difusión se llevará a cabo con la misma velocidad en el hierro- α a 700 - 750°C como en el hierro- γ a 1000°C.

En relación con la influencia del Procedimiento de recocido de difusión sobre la estructura de un acero laminado, hay que distinguir entre los factores diferentes que determinan el llamado "estado natural". Con "estado natural" de un acero laminado, se entiende el estado final después de los tratamientos industriales normales: verter en moldes, proceso de recocido, laminado y enfriamiento en la tabla de la laminadora en la planta de laminación. Desde luego, esos tratamientos difieren de una planta a otra y dependen además de los diferentes tipos de acero. En general, el término "estado Natural" implica solo que el producto laminado no ha experimentado ningún tratamiento especial.

En el estado de colada (bloque), la diferencia en las propiedades mecánicas entre la dirección longitudinal y transversal del lingote no es muy grande, aunque la heterogeneidad cristalina parece muy -

grande en este caso. De hecho, esa heterogeneidad es muy grande por ejemplo entre la capa exterior y el corazón del lingote. Pero cuando se determinan las Propiedades mecánicas en dirección longitudinal y transversal, cada vez a la misma distancia de la capa exterior, no aparecen diferencias importantes.

La heterogeneidad química, consecuencia de la segregación en bloque, solo se reduce poco por el laminado; las zonas de concentración diferente se extienden en la dirección del laminado, de modo que el gradiente en concentración aumenta en la dirección transversal. Además, las inclusiones (metálicas y no metálicas) se extienden -- y se orientan en la dirección del laminado. Aunque sea posible eliminar la segregación de los elementos solubles por el recocido del lingote, eso no ocurre totalmente, porque la temperatura y/o el tiempo del recocido en general son insuficientes. De hecho, el propósito principal de este recocido industrial solo es el calentamiento del lingote hasta la temperatura de laminado en caliente, y no el recocido de homogeneización. Otro problema que impide la eliminación de la segregación son las así llamadas "barreras de difusión", debidas principalmente a inclusiones. En casos extremos, o sea de importante segregación de bloque, poca influencia de difusión y extensión importante por el laminado, aparece en la metalografía una estructura típica de bandas.

Además de la heterogeneidad química, proveniente en principio del lingote, pero cuya direccionalidad aumentó por el proceso de laminado, este proceso también provoca una heterogeneidad cristalina, -- debido a la extensión de los granos. Ya que el tamaño del grano tiene mucha influencia sobre las propiedades mecánicas y que la extensión de los granos provoca una diferencia en la superficie relativa de los límites de grano en las direcciones longitudinales y transversales, las propiedades mecánicas también serán diferentes en las dos direcciones. El efecto de las inclusiones extendidas actúa en el mismo sentido.

La influencia total de la heterogeneidad química, o sea de las estructuras en bandas más o menos pronunciadas y de las inclusiones extendidas, así como de la heterogeneidad cristalina, o sea del gra-

no extendido, aparece en el llamado "través", o sea en la diferencia en propiedades según la dirección transversal o longitudinal.

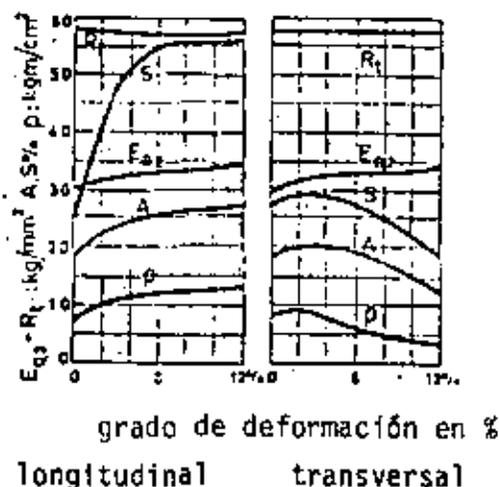


Figura 130 : Propiedades mecánicas en relación con el grado de deformación en el laminado de un lingote de acero de 3 ton. con $C = 0.36 \%$

La figura 130 , muestra esta diferencia en propiedades en función del grado de deformación. En este ejemplo, el través se debe sobre todo a una extensión relativamente ligera. Cuando además se forma una estructura en bandas y el grado de deformación es mucho mayor, la diferencia en propiedades según la dirección será aún más importante, por ejemplo la resistencia a la ruptura (R_t en la figura) dependerá también de la dirección.

Es claro que el grado de deformación en el laminado pocas veces es constante sobre toda la sección del perfil. Las diferencias en grado de deformación son máximas en el caso de perfiles planos y sobre todo de lámina, en la cual se consideran tres direcciones: la del laminado, la del ancho y la del espesor.

Como las propiedades mecánicas dependen principalmente de la forma y número de las inclusiones, es claro que el grado de pureza del acero y además el método de colada y la forma del lingote jugarán un papel muy grande con respecto a la dependencia direccional de las propiedades en esta "natural". Como se ve en la figura , estas diferencias aparecen sobre todo en la elongación, estricción y resistencia al impacto de las probetas. Una estructura claramente fibrosa también se reconoce a la superficie de fractura de la probeta.

4.1.3. Recocido de suavización (ablandamiento).

El propósito del recocido de suavización es obtener una estructura de acero que corresponda a la dureza mínima: esa estructura es aquella de carburos globulares en una matriz ferrítica. La dureza mínima corresponde a la óptima deformabilidad en procesos de conformado no cortante, como doblar, laminar en frío, embutición, etc. Para conformado cortante, como aserrar, torneear, taladrar, fresar y cepillar, también vale lo anterior para aceros con más de 0.5% en carbono.

En el caso de los aceros suaves, el estado de suavizado es desfavorable para el conformado cortante, ya que las virutas pegan y provocan una superficie rugosa. Para esos tipos de acero, la estructura normalizada con perlita y ferrita corresponde a la mejor maquinabilidad.

La mejor maquinabilidad se obtiene con las microestructuras mencionadas en la tabla siguiente, en función del contenido en carbono.

<u>% Carbono</u>	<u>Microestructura óptima</u>
0.06 a 0.20	Como rolado(más económico)
0.20 a 0.30	Ø 3" : normalizado Ø 3" : como rolado
0.30 a 0.40	Recocido para obtener perlita - - gruesa y un mínimo de ferrita.
0.40 a 0.60	Perlita gruesa laminar a esferoidal

La globulización de los carburos (cementita proeutectoide y eutectoide) está basada en la tendencia del sistema ferrita-perlita a reducir su energía de superficie a un mínimo por recristalización y difusión. Como la energía de la superficie no varía mucho con la temperatura y como la velocidad de difusión es máxima en la zona ferrítica lo más cerca posible debajo de la temperatura A_{c1} , es precisamente esa zona la más conveniente para este tipo de tratamiento térmico. El método más sencillo para efectuar un recocido de unas horas debajo de A_{c1} (Fig. 131).

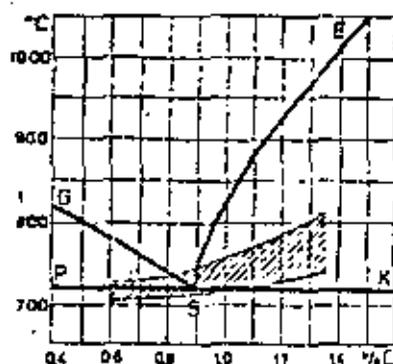


Figura 131 : Zona de temperaturas adecuadas para el recocido de ablandamiento (de suavización)

Sin embargo, para los aceros hipereutectoídes, no hay ninguna ventaja en subir la temperatura hasta cerca de la línea es: aunque la solubilidad de la cementita secundario o pro-eutectoide -- aumenta, la velocidad de globulización disminuye debido a la velocidad de difusión inferior en la austenita, y además existe el peligro de crecimiento excesivo de los granos.

Es posible acelerar el proceso de la globulización disolviendo parcialmente los carburos y dejándolos precipitarse otra vez sobre las partes no disueltas. El principio es que si se calienta brevemente la perlita hasta arriba de la temperatura A_{c1} , los angulos agudos y las laminillas delgadas, se disolverán de preferencia. Durante el enfriamiento consecuente debajo de A_{c1} , el carbono se precipitará sobre las partículas de carburo no disueltas, las cuales funcionan como núcleos de modo que se forman carburos más gruesos y más redondos que las laminillas originales.

Es posible aplicar este principio de dos maneras diferentes: calentando un tiempo determinado exactamente arriba de A_{c1} , seguido por una recristalización isotérmica exactamente debajo de A_{c1} , ó dejando de oscilar la temperatura alrededor de A_{c1} . Este último método da los mejores resultados, pero solo puede aplicarse a cantidades relativamente pequeñas de acero en hornos chicos, cuya inercia térmica permita dichas oscilaciones rápidas de la temperatura.

La velocidad de globulización depende también del grado de Distribución de la perlita. Las laminillas delgadas y agudas de cementita se disuelven más rápidamente y forman carburos globulares en distribución muy regular con un mínimo en dureza y máximo en ductilidad. Por eso se hace a veces una normalización (véase 4.1.4) antes del recocido de suavización con el propósito de obtener una estructura perlítica muy fina y regular. También es posible acelerar la globalización rompiendo las laminillas de cementita por una deformación en frío. Esto es usual en el estirado de alambre cuando una primera deformación en frío precede al recocido de suavización.

La tabla de la página 282 indica unas temperaturas de recocido para obtener una matriz ferrítica con carburos esferoidizados.

En resumen, los diferentes métodos de esferoidización son los siguientes:

1) Mantener prolongadamente a una temperatura apenas por debajo de Ac_1 .

2) Calentar y enfriar alternadamente a temperaturas que están un poco arriba y un poco abajo de Ac_1 .

3) Calentando a una temperatura arriba de Ac_1 ó Ac_3 y luego enfriando ya sea muy lentamente en el horno o manteniendo a una temperatura apenas por debajo de Ac_1 .

4) Enfriando a una velocidad conveniente desde la temperatura mínima a la cual todo el carbono es disuelto, para evitar la reformación de una red de carburo, y luego recalentando de acuerdo a los métodos 1 y 2. (aplicable a aceros hipereutectoides conteniendo una red de carburos).

4.1.4 Normalización.

La normalización (a veces llamada "perlitización") tiene como propósito de obtener una estructura perlítica de grano fino y distribución homogénea, la cual corresponde a las propiedades mecánicas óptimas de un acero perlitico. Este tratamiento se efectúa principalmente sobre aceros hipo-eutectoides y eutectoides y consiste en un calentamiento arriba de la temperatura Ac_3 (figura 132), seguido por un enfriamiento determinado. Así se elimina sobre todo la influencia de heterogeneidades mecánicas y cristalinas provenientes del laminado o de una distribución heterogénea de los granos característica para el estado de colada.

En realidad, la normalización consiste en dos recristalizaciones por transformación: una primera es la transformación de ferrita y perlita a austenita y una segunda en la transformación de austenita a ferrita y perlita. Cada transformación de fase provoca una recristalización y afinamiento de grano, cuyo efecto además, puede ser regulado. Sobrepasando la temperatura Ac_3 en el calentamiento, los granos de ferrita y perlita forman pequeños granos de austenita, cuyo número depende principalmente del grado de nucleación, y entonces de la velocidad con la cual se sobrepasa la temperatura de transformación. Lo mismo vale para el enfriamiento para la formación de un gran número de granos más pequeños de ferrita y perlita a partir de la fase austenítica. Así es posible no solo afinar el grano, sino también reducir la dependencia de la es-

estructura primaria (figura 133).

Es claro que el grado de afino de grano depende mucho de la velocidad del tratamiento: en el calentamiento, el afino de grano será cuanto más importante tanto como la zona de temperatura superior a A_{c3} se llega más rápidamente. Sin embargo, una alta temperatura y/o un recocido prolongado en la zona γ tendrán como consecuencia un crecimiento de grano. Un enfriamiento rápido no solo ayuda al afino de grano, sino que también disminuye la distancia entre las laminillas de perlita. Sin embargo, la velocidad de enfriamiento está limitada por la posibilidad de fenómenos de endurecimiento por templado. El máximo afino de grano se logra por un templado en un baño de metal o de sal líquida a una temperatura ligeramente inferior a A_{r1} (normalización isotérmica). Desde luego, es posible repetir esas operaciones varias veces, para obtener una estructura muy fina a partir de un grano original muy burdo.

Exactamente como para el recocido de suavización de los aceros hipereutectoides, se evita generalmente calentar el acero hasta arriba de la línea ES, ya que el grano austenítico crece muy rápidamente a esa temperatura. El acero muy burdo obtenido por este tratamiento se llama "acero supercalentado" o "acero quemado". Sin embargo, si hay que romper la red de cementita que aparece en los aceros muy hipereutectoides, se aconseja efectuar primero un recocido intermedio cerca de la temperatura A_{cm} , seguido por una normalización repetida para reducir el grano grueso (regeneración).

A veces para los aceros suaves, se substituye la normalización por un recocido de suavización, para obtener la mejor maquinabilidad, sobre todo con respecto al acabado de la superficie que se logra a las grandes velocidades de corte que permite el grano fino y la perlita laminar.

La siguiente tabla compara la variación de las propiedades mecánicas de acero normalizado y de acero recocido en función de su contenido en carbono.

Tabla de comparación para los valores de las propiedades mecánicas de acero al carbono recocido y normalizado

Carbono (%)	Límite elástico kg/mm ²	Resistencia a tracción kg/mm ²	Alargamiento (%) en 2 plgs.	Estricción (%)	Dureza Brinell
Acero normalizado (laminado en caliente)					
0.01	18.3	31.6	45	71	90
0.20	31.6	45.0	35	60	120
0.40	35.8	59.7	27	43	165
0.60	42.2	76.6	19	28	220
0.80	49.2	94.2	13	18	260
1.00	70.3	106.8	7	11	295
1.20	70.3	107.5	3	6	315
1.40	67.5	104.0	1	3	300
Acero recocido					
0.01	12.6	28.9	47	71	90
0.20	25.2	41.5	37	64	115
0.40	30.9	52.7	30	48	145
0.60	34.4	67.5	23	33	190
0.80	36.5	80.8	15	22	220
1.00	36.5	75.9	22	26	195
1.20	35.8	71.7	24	39	200
1.40	35.1	69.6	19	25	215

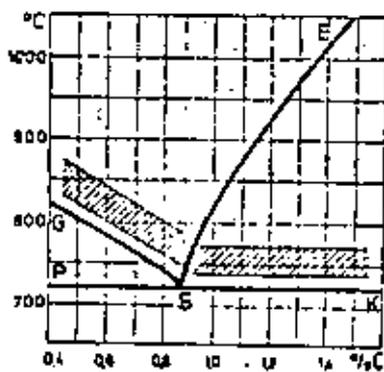


Figura 132 : Representación esquemática de la zona de temperatura adecuada para el normalizado

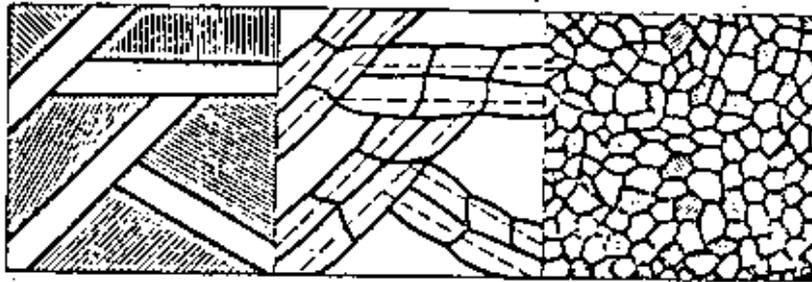


Figura 133 : Representación esquemática del afino de grano por la normalización : a. después de colada, b. después de austenitización, c. después de la perlitización

Dependiendo de las propiedades mecánicas requeridas, el normalizado puede ser substituído por un endurecimiento convencional, cuando el tamaño y forma de la pieza a tratar es tal que el templado en líquido puede resultar en un agrietamiento, distorsión o cambio excesivo en las dimensiones. En estos casos, piezas con cambios bruscos de sección y formas complejas pueden normalizarse y revenirse, siempre y cuando las propiedades obtenidas son aceptables.

Algunos rangos de temperatura recomendados para el normalizado del acero al carbono y aleados se dan en siguientes:

Temperaturas de Normalizado Típicas para varios aceros al carbono.

Acero	Temperatura de normalizado °F	Acero	Temperatura de normalizado °F
1015	1650 a 1700	1045	1550 a 1600
1020	1650 a 1700	1050	1550 a 1600
1035	1600 a 1650	1060	1500 a 1550
1040	1550 a 1600	1095	1500 a 1550

Basadas en experiencia en producción, las temperaturas de normalizado pueden variar tanto como 28°C debajo y 56°C arriba de las temperaturas indicadas. El acero debe ser enfriado en aire tranquilo desde las temperaturas indicadas.

Temperaturas de Normalizado Típicas para aceros aleados estándar.

Temperaturas típicas de normalizado para aleaciones estándar

Steel	Tempera- ture, F										
1330	1650	4130	1650	4718	1700	5158	1600	8645	1600	90B40	1600
1335	1600	4135	1600	4720	1700	5160	1600	8650	1600	90B44	1600
1340	1600	4137	1600	4815	1700			8655	1600	90B48	1600
3135	1600	4140	1600	4817	1700	6118	1700	8660	1600	90B50	1600
3140	1600	4142	1600	4820	1700	6120	1700			90B60	1600
3210	1700	4145	1600	5046	1600	6150	1650	8725	1700		
4027	1650	4147	1600			6617	1700	8740	1700	91B45	1600
4028	1650	4150	1600	5120	1700	8020	1700	8742	1600		
4029	1650			5120	1650	8022	1700			90B45	1600
4032	1650	4320	1700	5132	1650	8025	1650	8822	1700		
4037	1600	4337	1600	5135	1600	8027	1650	9200	1650	94B15	1700
4042	1600	4340	1600	5140	1600	8030	1650	9202	1650	94B17	1700
4047	1600	4520	1700	5145	1600	8037	1600	9310	1700	94B30	1650
4049	1600	4620	1700	5147	1600	8040	1600	9840	1600	94B40	1650
4114	1700	4621	1700	5150	1600	8042	1600	9850	1600		

Basados en experiencia en producción, las temperaturas de normalizado pueden variar tanto como 28°C debajo y 56°C arriba de las temperaturas indicadas.

4.1.5 Proceso de recocido:

Todos los tratamientos térmicos de este grupo se efectúan en -

una zona de temperatura debajo de A_{c1} y tienen como propósito la reducción y eliminación de las tensiones mecánicas internas provocadas por la solidificación y el enfriamiento, por deformación en frío, tratamientos térmicos, etc. ... Estos tratamientos térmicos no son específicos para el acero, ya que no tienen ninguna relación directa con el diagrama de equilibrio Fe-C.

Las zonas de temperatura de los tratamientos descritos y sus efectos no pueden ser distinguidos estrictamente. Sobre todo el proceso de recocido se extiende sobre un intervalo muy largo de temperatura determinada.

Para tratamientos largos, es sobre todo la termofluencia que hay que considerar. Las tensiones internas disminuyen en función del tiempo y de la temperatura y solo desaparecen a la temperatura de recristalización de la fase ferrítica.

4.1.6 Recocido isotérmico.

El recocido isotérmico es aplicado más convenientemente a aceros aleados con alto contenido de carbono o aceros simplemente aleados, debido a que en estos aceros se obtienen los mejores beneficios en economía de tiempo y habilidad del horno para obtener la microestructura deseada.

Las reglas seguidas para establecer un ciclo de recocido isotérmico pueden ser brevemente enunciadas como sigue:

- 1) Las temperaturas de austenitización más altas promueven la formación de una microestructura laminar, las temperaturas de austenitización más bajas promueven una estructura esferoidal.
- 2) La estructura más suave se obtiene cuando se usan temperaturas mínimas de austenitización y temperaturas máximas de transformación.
- 3) Se ahorra tiempo de permanencia en el horno, enfriando rápidamente de la temperatura de austenitización a la de transformación y enfriando rápidamente (sacando del horno) cuando el acero se haya transformado completamente.

Este proceso puede dar la microestructura y propiedades desear-

das en tan sólo la mitad del tiempo usado en el recocido normal.

4.1.7 Terminología del recocido.

Los siguientes son definiciones de términos identificando el método de recocido o la condición de un material después del tratamiento:

Recocido negro: Para láminas de aleaciones ferrosas, tiras o alambre.

Recocido azul: Calentando una lamina ferrosa laminada en caliente dentro de un horno abierto a una temperatura dentro del rango de transformación y luego enfriando al aire, con el fin de suavizar el metal. La formación de un óxido azulado sobre la superficie es incidental.

Recocido en caja: Recociendo un metal o aleación en un recipiente sellado bajo condiciones que minimizan la oxidación. En el recocido en caja de un metal ferroso, la carga se calienta lentamente hasta una temperatura generalmente debajo del rango de transformación pero algunas veces arriba o dentro de él, y luego se enfría lentamente; esto también es llamado "recocido cerrado" o "recocido de olla".

Recocido brillante: Recocer en un medio protectorio para evitar una decoloración superficial.

Recocido por Flama: Recocido en el cual el calor se aplica directamente mediante una flama.

Recocido intermedio: Recocido de metales suaves en una ó más etapas durante su manufactura y antes del tratamiento térmico final.

Recocido isotérmico: Austenitizando una aleación ferrosa y luego enfriando y manteniéndola a una temperatura a la cual la austenita se transforma a un agregado relativamente suave de carburo ferrita.

Proceso de recocido: Utilizando en las industrias de las láminas y del alambre, calentando a una aleación ferrosa a una temperatura de cerca de, pero por debajo, del límite inferior del rango de transformación y luego enfriando con el fin de suavizar la aleación para un trabajo en frío posterior.

Recocido de Recristalización: Recociendo metal trabajado en frío para producir una estructura con un grano nuevo sin cambio de fase.

Recocido Suavizante (Subcrítico): Recociendo un acero trabajado en frío a temperaturas de cerca de 700 a 730°C para lograr cerca del máximo de ductilidad obtenible en un recocido completo pero con menos riesgo de distorsión. El recocido suave se utiliza antes de operaciones desde moderadas a severas de formado en frío; los metales que han sufrido un recocido suave son generalmente poco convenientes para un maquinado general.

Esferoidización: Calentando y enfriando para producir una forma globular o esferoidal de carburo en el acero.

Cualquier proceso de recocido reducirá generalmente los esfuerzos, pero si el tratamiento es aplicado con el único propósito de tal alivio, se debe designar como alivio de esfuerzos. Este tratamiento se categoriza posteriormente como sigue:

Recocido de terminado: Un tratamiento de recocido a bajas temperaturas aplicado a aceros trabajados en frío con un contenido medio y alto de carbono. Un tratamiento de compromiso, resulta bajando el nivel de esfuerzos residuales, de esta manera disminuyendo el riesgo de distorsión en el maquinado mientras que conserva la mayoría de los beneficios durante la maquinabilidad contribuidos por el trabajo en frío.

4.2 El templado y Conceptos Relacionados.

4.2.1 Introducción.

El endurecimiento del acero consiste en un enfriamiento desde la zona austenítica con velocidades de enfriamiento tan grandes que la transformación de la perlita y la formación de constituyentes intermedios se reprimen y se forme martensita. El propósito es obtener para cada composición de acero la dureza máxima. Desde luego, es posible obtener un valor de dureza inferior con tratamientos diferentes, como regulación adecuada de la velocidad de enfriamiento, revenido de la martensita y, en el caso del endurecimiento isotérmico, por la elección de la temperatura de transformación. -- Aún cuando estas durezas inferiores se obtienen en un tratamiento térmico único, no se habla en estos casos de un endurecimiento por templado o "templado" sino más bien de un proceso de revenido, ya que no es entonces el propósito de obtener una dureza máxima, sino un valor óptimo de otras propiedades mecánicas.

4.2.2 Temperatura de austenitización.

La tabla de la página siguiente indica las temperaturas recomendadas para efectuar la austenitización previa al templado de aceros al carbono y de baja aleación y para aceros cementados (carburizados)

Para la mayoría de las aplicaciones, la velocidad de calentamiento a la temperatura de austenitización es menos importante que otros factores en el proceso de endurecimiento, como la máxima temperatura alcanzada en toda la sección, la uniformidad de temperatura, el tiempo de permanencia a la temperatura de austenitización y la velocidad de enfriamiento. Sin embargo, existen diagramas de transformación durante calentamiento continuo (Curvas CHT, "continuous heating transformation"), las cuales son prácticamente el inverso de las curvas CCT. Estas curvas tienen poca utilidad práctica y no se discutirán con mayor detalle en el presente texto. La figura 134 representa esquemáticamente tal diagrama y hay que observar que con mayor velocidad de calentamiento la austenita termina de formarse a mayor temperatura que en el caso de calentamiento más lento.

Temperaturas de austenitización para aceros al carbono y de baja aleación (SAE)

Steel Temperature, F	Steel Temperature, F	Steel Temperature, F	Steel Temperature, F	Steel Temperature, F	Steel Temperature, F	Steel Temperature, F
Carbon Steels	1065... 1475-1550	Alloy Steels		50H40... 1500-1550	8630... 1525-1600	1345H... 1550
1025... 1575-1650	1070... 1475-1550	1330... 1525-1575	50B44... 1500-1550	8637... 1525-1575	3140H... 1550	5132H... 1600
1030... 1550-1600	1074... 1475-1550	1335... 1500-1550	5040... 1500-1550	8640... 1525-1575	4037H... 1550	5135H... 1600
1033... 1525-1575	1078... 1450-1500	1340... 1500-1550	50B46... 1500-1550	8642... 1500-1575	4042H... 1550	5140H... 1550
1035... 1525-1575	1080... 1450-1500	1345... 1500-1550	50B48... 1475-1550	8645... 1500-1575	4047H... 1550	5145H... 1550
1036... 1525-1575	1084... 1450-1500	3140... 1500-1550	50B60... 1475-1550	86B45... 1500-1575	4063H... 1550	5150H... 1550
1037... 1525-1575	1085... 1450-1500	4037... 1525-1575	5130... 1525-1575	8650... 1500-1575	4130H... 1600	5155H... 1550
1038... 1525-1575	1086... 1450-1500	4042... 1525-1575	5132... 1525-1575	8655... 1475-1550	4135H... 1550	5160H... 1550
1039... 1525-1575	1088... 1450-1500	4047... 1500-1575	5135... 1500-1550	8660... 1475-1550	4137H... 1550	51B60H... 1550
1040... 1525-1575	1089... 1450-1500	4083... 1475-1550	5140... 1500-1550	8740... 1525-1575	4140H... 1550	6150H... 1600
1041... 1475-1550	1095... 1450-1500*	4130... 1500-1600	5145... 1500-1550	8742... 1525-1575	4142H... 1550	81B45H... 1550
1042... 1475-1550	Free-Cutting Carbon Steels	4135... 1550-1600	5147... 1475-1550	9254... 1500-1650	4145H... 1550	8630H... 1600
1043... 1475-1550	1132... 1525-1575	4137... 1550-1600	5150... 1475-1550	9255... 1500-1650	4147H... 1550	8637H... 1550
1044... 1475-1550	1137... 1525-1575	4140... 1550-1600	5155... 1475-1550	9260... 1500-1650	4150H... 1550	8640H... 1550
1045... 1475-1550	1138... 1500-1550	4142... 1550-1600	5160... 1475-1550	94B30... 1550-1625	4161H... 1550	8642H... 1550
1046... 1475-1550	1140... 1500-1550	4145... 1500-1550	51B60... 1475-1550	94B40... 1550-1625	4337H... 1550	8645H... 1550
1048... 1475-1550	1141... 1475-1550	4147... 1500-1550	50100... 1425-1475†	9840... 1525-1575	4340H... 1550	8630H... 1550
1050... 1475-1550	1144... 1475-1550	4150... 1500-1550	51100... 1425-1475†	Alloy H Steels	E4340H... 1550	8650H... 1550
1052... 1475-1550	1145... 1475-1550	4161... 1500-1550	52100... 1425-1475†	1330H... 1600	4520H... 1700	8655H... 1550
1055... 1475-1550	1148... 1475-1550	4337... 1500-1550	6150... 1550-1625	1335H... 1550	50B40H... 1550	8660H... 1550
1060... 1475-1550	1151... 1475-1550	4340... 1500-1550	81B45... 1500-1575	1340H... 1550	50B44H... 1550	8740H... 1550
1064... 1475-1550					5046H... 1550	8742H... 1550
					50B46H... 1550	8260H... 1600
					50B50H... 1550	84B30H... 1600
					50B60H... 1550	94B40H... 1550
					5130H... 1600	9840H... 1550

*This temperature range may be employed for 1095 steel that is to be quenched in water, brine or oil. For oil quenching, 1095 steel may alternatively be austenitized in the range 1500 to 1600 F. †This range is recommended for steel that is to be water quenched. For oil quenching, steel should be austenitized in the range 1500 to 1600 F.

Temperaturas de recalentamiento (austenitización) para aceros de carburización y aleados

Steel Temperature, F	Steel Temperature, F	Steel Temperature, F	Steel Temperature, F	Steel Temperature, F	Steel Temperature, F	Steel Temperature, F
Carbon Steels	1020... 1400-1450	1115... 1400-1450	4615... 1500-1550	4817... 1475-1525	8627... 1550-1600	4028H... 1600
1010... 1400-1450	1021... 1400-1450	1117... 1400-1450	4617... 1500-1550	4820... 1475-1525	8720... 1550-1600	4032H... 1600
1012... 1400-1450	1022... 1400-1450	1118... 1400-1450	4620... 1500-1550	8115... 1550-1600	8822... 1550-1600	4015H... 1550
1015... 1400-1450	1023... 1400-1450	1119... 1400-1450	4621... 1500-1550	8615... 1550-1600	9310... 1450-1525	4817H... 1550
1018... 1400-1450	Free-Cutting Carbon Steels	1120... 1400-1450	4626... 1500-1550	8617... 1550-1600	Alloy H Steels	4826H... 1550
1017... 1400-1450	1108... 1400-1450	Alloy Steels	4718... 1500-1550	8620... 1550-1600	3310H... 1550	8625H... 1600
1018... 1400-1450	1109... 1400-1450	3310... 1450-1525	4720... 1500-1550	8622... 1550-1600	4027H... 1600	8627H... 1600
1019... 1400-1450		4320... 1525-1550	4815... 1475-1525	8625... 1550-1600	4027H... 1600	8310H... 1550

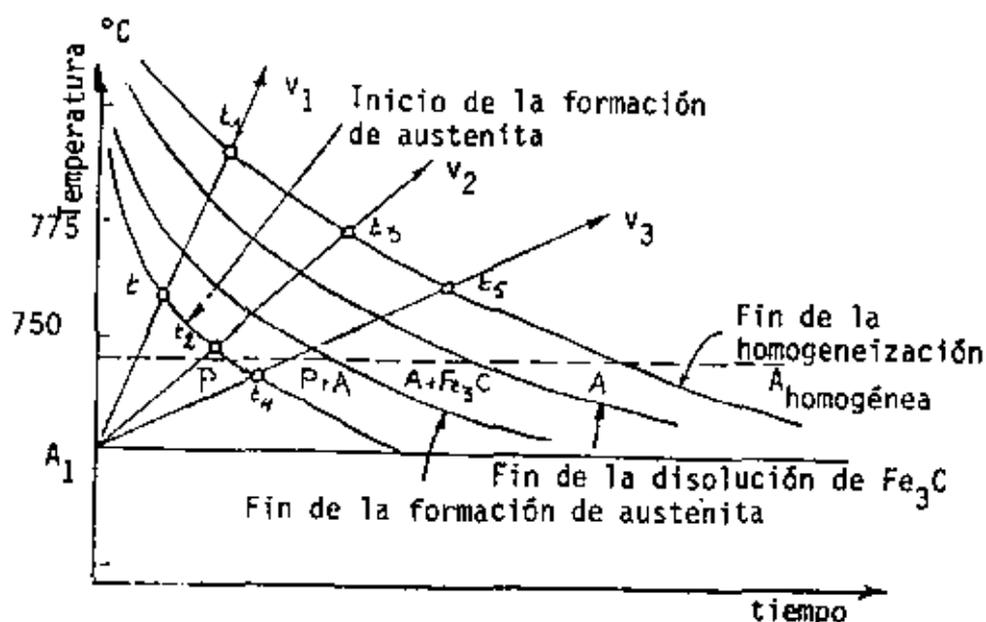


Figura 134 : Curva de transformación en calentamiento para la formación de austenita a partir de perlita. Representación esquemática de condiciones isotérmicas y de calentamiento continuo

La conductividad térmica del acero, la naturaleza de las atmósfera del horno y el espesor de la sección son todos los factores de influencia sobre el comportamiento de una pieza de acero en relación con su velocidad de calentamiento.

La diferencia en aumento de temperatura entre secciones delgadas y gruesas de piezas con sección variable es un problema importante para las operaciones prácticas de calentamiento. Siempre cuando sea posible hay que tratar de retardar el calentamiento de zonas más delgadas para reducir los esfuerzos térmicos y la distorsión. Si la uniformidad de temperatura es el último objetivo del ciclo de calentamiento, esto se logra con mayor seguridad por medio de un calentamiento lento.

Reacciones superficiales indeseables como oxidación, descarburización y otras son consecuencia de la atmósfera del horno. Si hay que -

evitar o minimizar estas reacciones, es necesario el uso de atmósfera controlada, como se describe por ejemplo en el "Metals Handbook", Vol. II de la American Society for Metals.

4.2.3 Variables principales.

La efectividad del templado depende de las características de enfriamiento del medio de temple, así como de la habilidad del acero para endurecerse. Por lo tanto los resultados pueden variar cambiando la composición del acero o la agitación, temperatura y medio de temple. El diseño del sistema de templado, así como el de la pieza influyen en los resultados.

La velocidad a la cual el medio de temple es capaz de extraer calor se modifica en gran parte por la manera o condición en la cual se utiliza el medio de temple. Estas modificaciones han dado como resultado la asignación de nombres específicos a varios métodos de templado, tales como: templado directo, templado de tiempo, templado selectivo, templado de rocío, neblina e interrumpido.

Templado Directo: Es el método que se utiliza con mayor amplitud y consiste en templar la pieza cuando ésta se encuentra a la temperatura de carburización o ligeramente menor. Y este término de "templado directo" se emplea para diferenciarlo de la práctica más indirecta de carburizar, enfriar lentamente, recalentar y templar. La práctica del templado directo es sencilla y económica, y la distorsión de piezas carburizadas es frecuentemente menor que con el recalentamiento y templado.

Templado de Tiempo: Este término se usa cuando la pieza a ser templada debe de cambiar bruscamente su velocidad de templado durante el ciclo de enfriamiento. El cambio en la velocidad de enfriamiento puede comprender ya sea un aumento o un decremento, depende de cual sea requerido para obtener los resultados deseados. La práctica acostumbrada es bajar la temperatura de la pieza templándola en un medio (por ejemplo: agua) por un tiempo corto hasta que la pieza se haya enfriado por debajo de la curva TTT y luego llevarla a un segundo medio (por ejemplo aceite) para que se enfríe con mayor lentitud en la zona de transformación martensítica. En muchos casos el segundo medio es aire.

El templado de tiempo se usa con mayor frecuencia para minimizar la distorsión.

Templado Selectivo: Se usa cuando se desea que ciertas áreas preseleccionadas permanezcan inafectadas por el medio de temple. Esto se puede llevar a cabo aislando las áreas que se desean proteger o permitiendo al medio de temple tener contacto únicamente con aquellas áreas que se desean templar.

4.2.4 Medios de templado.

Cuando se temple una pieza en un determinado medio de templado, la velocidad de enfriamiento depende principalmente de los tres factores siguientes:

- El calor específico y el poder de conducción de calor del acero,
- La masa, la forma y el estado de la superficie de la pieza,
- El llamado "poder de enfriamiento" del medio de templado.

Además existe otros factores como la temperatura de austenitización y la temperatura del medio de templado, pero esos están generalmente determinados por el ciclo térmico del tratamiento considerado.

El calor específico y la conductividad calorífica de los diferentes tipos de acero no demuestran una gran diferencia entre sí y nunca pueden ser acomodados al tipo de tratamiento térmico a efectuar. La masa, la forma y el acabado superficial de la pieza se determinan en general por características de diseño y no del futuro tratamiento térmico, de modo que el parámetro principal que determina la velocidad de enfriamiento del material será el "poder de enfriamiento" del medio de templado.

El poder de enfriamiento de un medio de templado es un término complejo compuesto de varios factores físico, como: calor específico, conductividad calorífica, viscosidad, eventualmente calor de evaporación o de disociación, formación de capas sólidas gaseosas aislantes, etc ... Por eso, es usual determinar el poder de enfriamiento con métodos empíricos en condiciones estandar, como por ejemplo por el templado de una esfera de plata con diámetro determinado.

Los medios de templado más usuales son, en orden de poder de enfriamiento disminuyendo: agua y soluciones acuosas, aceite y aire. Para los medios de templado con los cuales el transporte de calor ocurre principalmente por conducción y convección, como aire, aire a presión, baños de metal o de sal, vale en general que la velocidad de enfriamiento del material llega rápidamente a un máximo inmediatamente después del templado y disminuye después paulatinamente cuando baja la temperatura de la pieza.

En agua, soluciones acuosas y aceites, el transcurso de la velocidad de enfriamiento es más complejo.

4.2.5 Mecanismo del templado.

La estructura, dureza y resistencia resultantes del tratamiento térmico son determinados por la velocidad de enfriamiento durante el templado. Si la velocidad de enfriamiento es mayor que la crítica, se obtendrá una microestructura completamente martensítica y si la velocidad es menor, la pieza no se endurecerá completamente. Entre mayor sea la diferencia entre las dos velocidades de enfriamiento más suaves serán los productos de transformación y menor la dureza. Entonces se hace necesario conocer el mecanismo de extracción de calor durante el templado.

El método más útil de describir con mayor exactitud el complejo mecanismo del templado se ha hecho mediante estudios desarrollando una curva de enfriamiento temperatura vs. tiempo.

Las curvas de enfriamiento se desarrollan templando una pieza a una temperatura elevada, utilizando un gráfíicador de alta velocidad que registra las variaciones T-t por medio de los termopares colocados en la pieza cuyo comportamiento se desea conocer. De esta manera se conoce también la efectividad del medio de temple.

Se reconocen 4 etapas del mecanismo de remoción de calor durante el templado, y que quedan graficados en la figura 135 b.

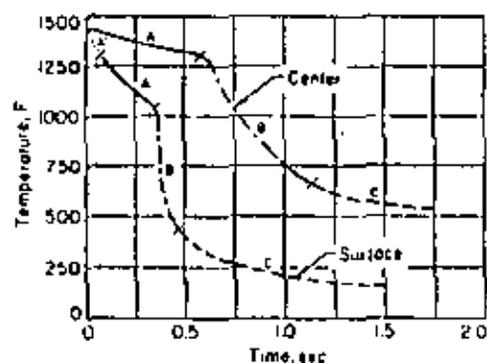
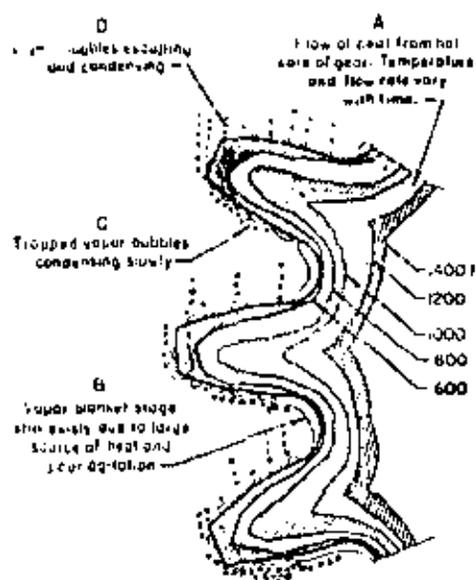


Figura 135 a : Gradientes de temperatura y otros factores afectando el templado de un engrane, el cual se templó por el lado en un líquido volátil tranquilo.

Figura 135 b : Curvas típicas del enfriamiento superficial y en el centro, indicándose las diferentes etapas de transferencia de calor del metal sólido hacia el líquido frío

Etapa A'. La figura 135b ilustra los primeros efectos en la inmersión, a veces llamada la "etapa de contacto inicial del líquido". Esta etapa se caracteriza por la formación de burbujas de vapor que preceden el establecimiento de una capa de vapor envolvente.

Esta etapa dura únicamente 0.1 seg. aproximadamente y es de relativamente poca importancia en la evaluación de las características de transferencia de calor. Es detectable, únicamente cuando se utiliza equipo extremadamente sensible, y no puede detectarse cuando el líquido es viscoso o contiene gases insolubles, o cuando el baño se opera a una temperatura -- cercana al punto de ebullición del líquido.

Etapa A. Llamada "etapa de capa de vapor de enfriamiento" y se caracteriza principalmente por la formación de una capa de vapor continua que rodea a la pieza de prueba. Ocurre cuando el calor proporcionado por la superficie de la pieza de prueba excede la cantidad de calor necesaria para formar el máximo de vapor por unidad de área de la pieza. Esta etapa

es una de enfriamiento lento, debido a que la envolvente de vapor actúa como un aislante y el enfriamiento ocurre principalmente por radiación a través de la capa de vapor (las capas de vapor son malas conductoras de calor); Esta etapa no es detectable en soluciones acuosas de solutos no volátiles (a cerca de 5% de concentración) tales como cloruro de potasio, cloruro de litio, hidróxido de sodio o ácido sulfúrico. Las curvas de enfriamiento para estas soluciones empiezan inmediatamente con la etapa B.

Cuando se utilizan soluciones saturadas de hidróxido de bario, hidróxido de calcio, u otros materiales ligeramente solubles, soluciones que contienen sólidos finamente dispersos, o soluciones coloidales en agua, las capas se depositan sobre la pieza de prueba durante la etapa A, lo cual resulta en la prolongación de ambas etapas la A y la C. Esta condición generalmente causa una acción más violenta en la etapa B. Las soluciones de algunos coloides o gels, tales como el alcohol polivinílico, gelatina, jabón y almidón, forman una envolvente de gel en el exterior de la capa de vapor que se forma en la etapa A. La presencia de esta envolvente de gel prolonga la etapa A y las etapas sucesivas

Etapa B. - "La etapa de transporte de calor de enfriamiento", que produce las mayores velocidades de transferencia de calor, empieza cuando la temperatura de superficie del metal ha sido reducida cierta cantidad y la capa de vapor continua se rompe; entonces el líquido de temple empieza a hervir violentamente y el calor es removido de la pieza a muy alta velocidad, en su mayor parte como calor de vaporización. El punto de ebullición del medio de templado determina el final de esta etapa. El tamaño y forma de las Burbujas de vapor son importantes para controlar la duración de la etapa B, así como la velocidad de enfriamiento desarrollada dentro de ella.

Etapa C. - Llamada "etapa de enfriamiento líquido"; la velocidad de enfriamiento en esta etapa es menor que aquella en la etapa "B". La etapa "C" comienza cuando la temperatura superficial del metal se reduce al punto de ebullición (o rango de ebullición) del líquido de temple. Debajo de esta temperatura, se detiene la ebullición y el enfriamiento lento se llevará a cabo entonces por conducción y convección. La diferencia de temperatura entre el punto de ebullición del líquido y la temperatura del baño es un factor importante que influye en la velocidad de transferencia de calor. La viscosidad también afecta la velocidad en la etapa "C".

La fig. 136 representa esquemáticamente el transcurso de la velocidad de enfriamiento V , medida en el centro de una esfera de plata de 20 mm. de diámetro, templada desde 800°C en

- a. En agua de 40°C .
- b. En aceite mineral de 40°C .
- c. En un baño de sal a 200°C .

Para el agua aparece claramente el enfriamiento irregular entre 800° y 500°C y la alta velocidad de enfriamiento a temperaturas relativamente bajas. Para el aceite la formación de vapor es más reducida y la velocidad de enfriamiento es inferior a temperaturas debajo de 400 a 500°C . Para la sal líquida no hay ninguna formación de vapor, de modo que se llega muy rápidamente a la velocidad máxima de enfriamiento.

Se trató ya muchas veces de encontrar una expresión matemática que exprese la velocidad de enfriamiento del templado en función de las dimensiones de la pieza, de su temperatura y del medio de templado, pero las curvas de la fig. 136 ya nos indican la dificultad de describir el fenómeno de manera matemática. El efecto de las dimensiones de la pieza solo puede ser expresada en el caso de similitud geométrica.

Agitación. - Esto es el movimiento del medio de temple producido externamente y tiene una influencia extremadamente importante sobre las características de transferencia de calor del líquido de temple. Provoca un rompimiento mecánico más rápido de la capa de vapor en la etapa A y produce un desprendimiento más frecuente de burbujas de vapor más pequeñas durante la etapa B. Así también mayor velocidad en la etapa C. Además la agitación también favorece el reemplazo del líquido frío por aquél que ya ha sido calentado.

La agitación del medio de temple puede obtenerse de varias maneras. En tanques convencionales de temple, la circulación del medio de temple es proporcionada generalmente por bombas, el paso de la pieza de trabajo a través del medio de temple se lleva a cabo por medio de un movimiento manual o mecánico de la pieza de trabajo o por medio de propelas mecánicas.

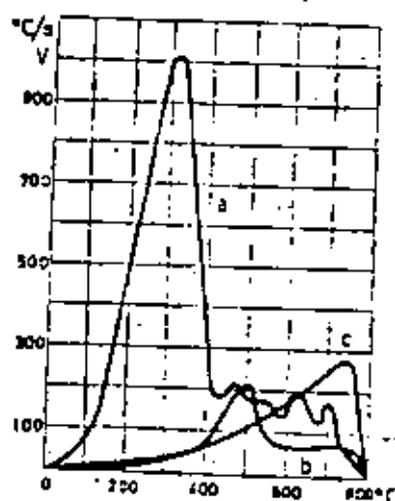


Figura 136 : Representación esquemática de la velocidad de enfriamiento V en función de la temperatura instantánea, para una esfera de plata de 20 mm \varnothing , templada de 800 °C en varios medios de templado :

- a. agua de 40 °C
- b. aceite mineral de 40 °C
- c. baño de sal de 200 °C

4.2.6 Temperatura del Medio de temple.

La temperatura del líquido afecta marcadamente su habilidad para extraer calor. Mayores temperaturas del líquido aumentan la duración de la etapa A. De cualquier manera el punto de ebullición no varía. Mayores temperaturas del líquido pueden disminuir la viscosidad, afectar el tamaño de burbujas o influir sobre el agotamiento y punto de combustión de ciertos aceites y compuestos. Así también las temperaturas altas disminuyen la velocidad de transferencia de calor en la etapa C.

4.2.7 Temperatura de la Pieza de Trabajo.

El aumentar la temperatura de la pieza de prueba tiene relativamente poco efecto sobre su habilidad para transferir calor al medio de temple. La velocidad de transferencia de calor puede aumentarse simplemente debido a que existe una mayor diferencia de temperatura. El cambio más notable en la habilidad para transferir calor probablemente viene de la más rápida oxidación de la superficie de la pieza de prueba a temperaturas mayores. Esto puede ya sea aumentar o disminuir la habilidad de transferencia de calor, dependiendo del espesor del óxido desarrollado.

4.2.8 Evaluación de Severidad de Templado.

La habilidad de un medio de temple para extraer calor de una pieza de trabajo caliente puede expresarse en términos del valor "H" (severidad de templado). Si el valor de H de agua sin agitación se toma como 1.0, los valores de H del aceite, agua y salmuera son como están tabulados en la siguiente tabla:

Agitación	Aceite	Agua	Salmuera
Ninguna	0.25 a 0.30	1.0	2.0
Suave	0.30 a 0.35	1.0 a 1.1	2.0 a 2.2
Moderada	0.35 a 0.40	1.2 a 1.3
Buena	0.40 a 0.50	1.4 a 1.5
Fuerte	0.50 a 0.80	1.6 a 2.0
Violenta	0.80 a 1.1	4.0	5.0

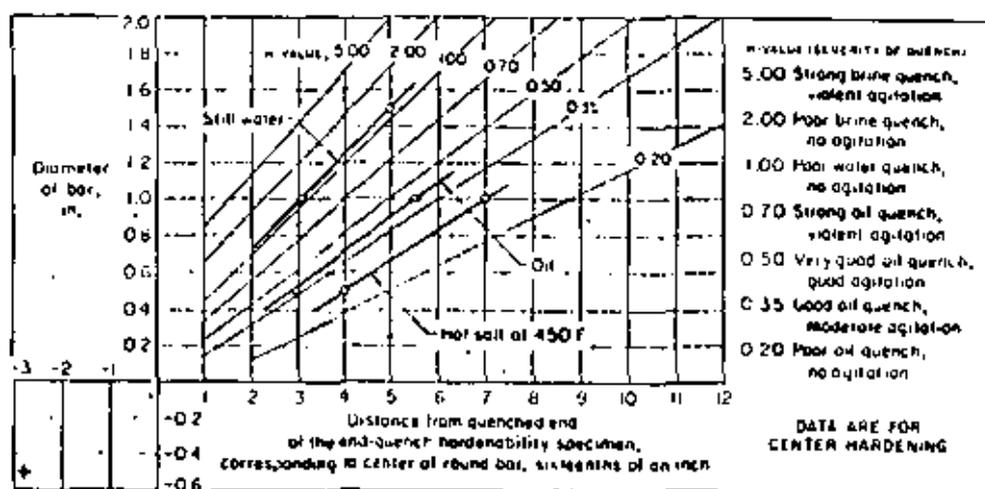


Figura 137 : Gráfica de Grossmann, relacionando el diámetro de la barra, la templabilidad del acero y la severidad del templado (H). En el texto se explica la utilización del diagrama.

Las relaciones entre el diámetro de la barra, la templabilidad inherente, y el valor de H pueden graficarse como se muestra en la fig. 137. A una gráfica de este tipo se le conoce en algunas ocasiones como diagrama de Grossmann, que viene del nombre de M. A. Grossmann, quien desarrolló el concepto del valor de H y su aplicación en la templabilidad. La carta se utiliza - como sigue: Si se temple una pieza de un diámetro de 1 pulg. en aceite con - "agitación buena", la carta muestra que leyendo a través de la línea horizontal de un diámetro de 1 pulg. hasta el valor de H de 0.5 y luego hacia abajo, se obtiene un valor de 5/16 pulg. del extremo de temple hecho del mismo acero que se está templando.

La aplicación de la carta es limitada debido a que los templados que implica son descritos en términos generales (por ejemplo, "un temple muy bueno de aceite-buena agitación). Una complicación adicional es el hecho de lo que parece ser buena agitación en un sistema de templado que no contiene ninguna pieza en él, y que puede ser malo cuando se sumerge una carga de piezas en el baño.

Warren F. Rushman ha descrito una prueba simple para evaluar el poder de enfriamiento de un baño de temple bajo cualquier condición de carga. La prueba está basada en el uso de la fig. 137 como sigue: Si la templabilidad del acero y el diámetro de la barra se conocen, es posible graficar un punto en la curva de severidad de templeado. Por ejemplo, si el punto de 5/16 pulg. en el espécimen de templabilidad muestra una dureza de Rockwell 45 C. y una barra de un diámetro de 1 pulg. del mismo acero se templea en el baño a ser evaluado tiene una dureza en el centro de 45 Rockwell C, el resultado muestra una severidad en el temple de 0.5. Independientemente de la dureza obtenida en el centro de la barra de prueba de la fig. 137 y su localización correcta. Por ejemplo, si la dureza en el centro hubiera sido - - - Rockwell C 48, y si la curva de templabilidad para la barra de acero probada hubiera mostrado Rockwell C 48 a 4/16 pulg. la línea de 4/16 de pulg. y la línea de un diámetro de 1 pulg. se intersectarían con una severidad de templeado de 0.70.

Como se muestra en la fig. 137 para el templeado en aceite las varias líneas de severidad de la carta de Grossmann convergen en un punto fuera del rango normal de la carta. Este punto de intersección puede utilizarse como un segundo punto para dibujar cualquier línea de severidad nueva. En la fig. 137 se ilustra un ejemplo real por la línea gruesa indicada como "aceite" (oil). Los dos puntos experimentales sobre esta línea fueron obtenidos templando una barra de acero de templabilidad conocida teniendo dos diámetros (1 pulg. y 1/2 pulg.). El uso de una barra con dos diámetros ofrece un medio excelente de verificar los resultados debido a que provee tres puntos sobre la línea. Los resultados de tres templeados diferentes de operación comercial, como fueron determinados con dos barras de prueba con dos diámetros, se grafican en la fig. 137.

La ventaja principal de esta prueba es que el espécimen puede tratarse junto con otras piezas de trabajo, como si fuera una pieza de producción; por lo tanto, el temple se evalúa bajo condiciones de temperatura y agitación que realmente prevalecen en el templeado de producción de la carga de las piezas.

La barra de prueba debe ser de un diámetro tal que la dureza de temple en el centro de la barra caerá sobre la porción de la pendiente de la curva de templabilidad del acero que se está templando. La prueba puede

llevarse a cabo con mayor conveniencia con un acero de poca profundidad de endurecimiento debido a que este tipo de aceros permite el uso de barras de prueba de diámetro menor que son más fáciles de manejar en el torno y de seccionar después de templarlas. El uso de aceros de endurecimiento poco profundo no afecta de ninguna manera la validez de los resultados de la prueba, debido a que la severidad del temple es una característica inherente del baño y no se ve afectada por el tamaño y templabilidad de la pieza.

4.2.9 Comparación de los Medios de Temple.

Agua.

El agua y las soluciones en base a agua son los medios de temple menos caros y se usan siempre y cuando la pieza no se distorsione excesivamente o sea agriete durante el templado.

Como medio de temple, el agua simple se aproxima a la máxima velocidad de enfriado que es posible obtener en un líquido. Otra ventaja es que se puede usar sin problemas de contaminación o daño a la salud, y es un medio efectivo de romper las escamas de óxido de la superficie de piezas de acero que son templadas desde hornos que no utilizan atmósferas de protección.

Una desventaja del uso de agua simple, como medio de temple es que su baja temperatura persiste a lo largo del rango bajo de temperatura, en donde es probable que ocurra una distorsión o agrietamiento. Por lo tanto el agua esta restringida al temple de piezas sencillas, simétricas hechas de acero de grados de poca profundidad de endurecimiento (al carbono o bajo aleados). Otra desventaja de usar agua simple es que la "etapa de capa de vapor" (etapa "A") puede prolongarse. Esta prolongación que varía con la complejidad de la pieza tratada favorece la retención del vapor y con la temperatura del agua de temple, da como resultado una dureza mal distribuida y una distribución de esfuerzos desfavorables, lo cual puede producir una distorsión o agrietamiento. Las piezas de acero templadas en agua pueden oxidarse a menos que sean tratadas inmediatamente con un medio preventivo especial.

Para obtener reproducibilidad en el templado en agua, la temperatura, agitación y contaminación deben controlarse.

Salmuera.

El término salmuera como se aplica al temple se refiere a la solución acuosa conteniendo varios porcentajes de sal (cloruro de sodio o cloruro de calcio), junto con aditivos especiales e inhibidores de corrosión.

Ventajas de la Salmuera.

La salmuera ofrece las siguientes ventajas sobre agua simple o sobre aceite, para el templado:

1) La velocidad de enfriamiento es mayor que aquélla del agua para una misma agitación, o menos agitación se requiere para una velocidad de enfriamiento dada.

2) La temperatura es menos crítica que para el agua, requiriendo por lo tanto de menor control.

3) La posibilidad de manchas suaves debido a bolsas de vapor es menor que en el templado por agua.

4) La distorsión es menos severa que en el temple en agua.

5) Los cambiadores de calor son menos usados para el enfriamiento en baños de salmuera que lo que son para el temple en agua o aceite.

6) Complejos sistemas de templado son por lo general innecesarios en el uso de salmuera.

Ordinariamente, las desventajas de la salmuera en el templado no evitarán su uso, debido a que el templado en salmuera se usa únicamente cuando los medios de temple de agua y aceite no proveen los resultados deseados. Algunas de estas desventajas son como sigue.

Desventajas.

- 1) La naturaleza corrosiva de la salmuera requiere que, para una vida de servicio razonable, el tanque de templado, las bombas, transportadores y demás equipo se está en contacto constante con la salmuera sea protegido de la corrosión mediante un recubrimiento.
- 2) Un extractor chimenea puede ser necesario para extraer los vapores corrosivos que emanan de los baños de salmuera.
- 3) El costo es mayor que para el agua, principalmente debido al costo de los aditivos o de los inhibidores corrosivos que deben utilizarse.
- 4) El costo de trabajo se aumenta debido a la necesidad de llevar a cabo pruebas para el control de las soluciones.
- 5) Aumentan los peligros de quemaduras y toxicidad cuando se utilizan soluciones que contienen hidróxido de sodio o ciertos aditivos.

Aceite.

Los aceites de templado discutidos aquí son de dos tipos generales, "convencional" y "rápido". Las emulsiones de agua-aceite son un tercer tipo de medio de temple en aceite, inclasificable como convencional o rápido.

Un aceite para templado convencional es un aceite que no contiene aditivos que alteran sus características de enfriamiento. Los aceites convencionales son producidos por la destilación de aceites crudos y combinados con viscosidades de cerca de 100 SUS a 38°C.

Los aceites rápidos son combinaciones, generalmente de menor viscosidad, que contienen propiedades aditivas especialmente desarrolladas, que afectan las características de enfriamiento de los aceites y proveen una velocidad de temple mayor.

Los aceites se usan con mayor amplitud en aquellos casos en

los cuales se desea templear piezas de forma complicada o en el que se desea el mínimo de distorsión.

Selección del Medio de Temple.

Para cada caso se requerirá de un medio de temple especial según sean las necesidades y restricciones.

El agua y las soluciones acuosas de sales inorgánicas tienen las mayores velocidades iniciales de temple. Pero de todos modos, debido a que estas altas velocidades de temple persisten a bajas temperaturas, el uso de agua para el temple está restringido en su mayoría a formas sencillas y aceros de poca templeabilidad.

Con aceites convencionales de temple, la duración de la etapa de capa de vapor es mayor que aquella para el agua. La velocidad en la etapa de transporte de vapor es considerablemente más lenta, y la duración de la etapa de transporte es menor. Por lo tanto el poder de temple de tales aceites es mucho menor que la del agua y a veces resulta inadecuada. De cualquier manera, la transición de la etapa de transporte de vapor a la etapa de enfriamiento es más gradual, es por este motivo que es menos probable que los aceites minerales convencionales produzcan distorsión, por lo menos en formas simples tales como bolas o cilindros cortos.

Los aceites rápidos de temple se acercan bastante a la velocidad inicial de temple del agua sin modificar las ventajas del temple en aceite convencional. Con estos aceites la duración de la etapa de capa de vapor es considerablemente menor que para los aceites convencionales. El enfriamiento en la etapa de transporte de vapor empieza antes y dura más, y la velocidad de enfriamiento en esta etapa aumenta considerablemente. La velocidad de la etapa de enfriamiento en estos aceites es casi la misma que la de los aceites convencionales.

4.2.10 La templeabilidad.

Cuando una pieza de acero se templea en un medio de templado, la velocidad de enfriamiento es máxima en la superficie y disminuye en direc-

ción hacia el centro. La formación de martensita solo ocurre en la parte de la pieza en la cual se sobrepasa la velocidad de enfriamiento crítica. Entonces, un templado total con formación de martensita hasta el centro, llamado "templado total", solo ocurrirá cuando la velocidad de enfriamiento sea superior a la velocidad crítica hasta el núcleo de la pieza. Para aceros no-aleados, esa velocidad crítica es tan alta, que solo se obtiene en una capa relativamente delgada, aún con un templado en agua. El transcurso de la velocidad de enfriamiento desde la superficie hasta el centro está determinado por la relación entre masa y superficie y es función del diámetro para piezas isoformas, como barras cilíndricas.

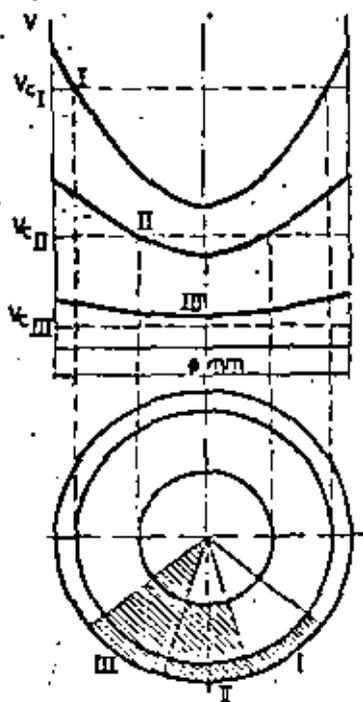


Figura 138 : Representación esquemática de la endurecibilidad de diferentes aceros :
 I : acero al carbono templado en agua
 II : acero con 2 % Ni, templado en aceite
 III : acero con 1 % Cr - 4 % Ni, endurecido al aire

La figura 138 representa esquemáticamente la velocidad de enfriamiento en función del diámetro de una barra cilíndrica, para tres tipos diferentes de acero, respectivamente con un templado en agua, en aceite y al aire. Sigue de esa figura que el acero al carbono I templado en agua solo alcanza la velocidad crítica V_{cI} en una capa delgada: después del templado este acero solo presentará una zona muy delgada con estructura martensítica.

La velocidad de enfriamiento crítica V_{cII} para el acero al Nickel II es mucho más baja, de modo que aún templando en aceite, el material experimenta una transformación martensítica más profunda. Finalmente, la velocidad crítica V_{cIII} del acero III es tan baja, que se transforma completamente en martensita con un enfriamiento al aire.

La fig. 139 representa la dureza en función del diámetro para barras de un mismo acero, pero con diámetros diferentes y templadas en agua en condiciones idénticas. Ya que la velocidad de enfriamiento en la superficie es casi igual, las durezas superficiales no son muy diferentes. Por otro lado las velocidades de enfriamiento y entonces también la dureza disminuyen más rápidamente hacia el centro cuando el diámetro aumenta. Si se supone una dureza mínima de 38 R_c para la estructura martensítica de este acero, entonces es evidente que un templado total de este acero solo ocurre en barras con un diámetro máximo de 50 mm. Es claro que la dureza no puede variar bruscamente en la transición de zona martensítica a zona intermedia, de modo que para obtener una profundidad de templado hay que elegir el punto de flexión de la curva dureza distancia, o una dureza de referencia o una dureza de referencia o la zona media martensítica.

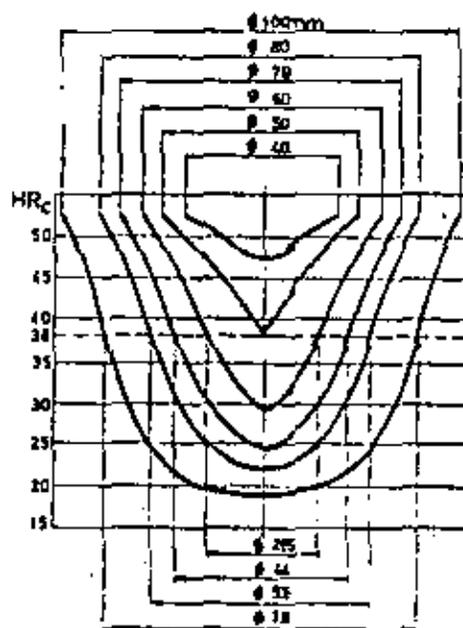


Figura 139 : Curvas de dureza contra diámetro en el templado en agua de un acero con 0.3 % C - 3 % Ni

La templabilidad de un acero depende de muchos factores.

En primer lugar, la velocidad crítica de enfriamiento depende de la estabilidad de la austenita y de la nucleación durante la transformación. La estabilidad de la austenita depende principalmente de los elementos de aleación. - (Ver capítulo 3). Como también el carbono extiende la zona " γ " (porque es estabilizador de austenita), la descomposición de la austenita en sus productos ferrita y cementita está reprimida cuando aumenta la concentración en carbono, de modo que la velocidad crítica disminuye (Fig.). La descomposición, como fenómeno de nucleación y crecimiento, también está influida por la superficie de los límites de grano y por carburos no disueltos que actúan como núcleos: cementita precipitada y carburos complejos aumentarán entonces la velocidad crítica de enfriamiento, mientras que un recocido prolongado o una alta temperatura de austenitización disolverán una gran parte de los núcleos presentes y harán crecer el grano, lo que bajará la velocidad crítica.

De esto podemos sacar algunas conclusiones. En las mismas condiciones de templado, la profundidad de templado y la dureza máxima obtenida en un acero al carbono aumentará hasta el contenido en carbono correspondiente a la concentración eutectoide. A un contenido constante en carbono, es posible aumentar la profundidad de templado por una austenitización a temperaturas superiores. Como se trata aquí de disolver carburos y núcleos ajenos y además de un crecimiento de granos, no será tanto la temperatura de templado sino más la máxima temperatura obtenida en la fase austenítica que es de importancia primordial. Es claro que en este caso la mayoría de las propiedades mecánicas del acero pueden sufrir mucho por el crecimiento excesivo de los granos. Un método usual para averiguar la influencia de la temperatura de austenitización sobre la profundidad de templado se efectúa con probetas primero templadas desde diferentes temperaturas y luego fracturadas en ensayos mecánicos. Se examina la superficie de ruptura para determinar la zona de templado y además la zona de crecimiento de grano que da un aspecto rugoso a la fractura. Diferentes cualidades de un acero con el mismo contenido en carbono pueden presentar un comportamiento muy diferente con respecto a la profundidad de templado y sensibilidad al sobrecalentamiento, sobre todo en relación con el grado de pureza y método de elaboración del acero considerado.

Debido a los numerosos factores que tienen influencia sobre la templabilidad de un acero, se propusieron varios métodos para determinar expe-

rimentalmente un factor de templabilidad. Se trata siempre de poder reproducir exactamente las condiciones experimentales (temperatura y tiempo de austenización, método de templado, volumen y forma de las probetas). La prueba más conocida es la de Jominy, originalmente propuesta por Charpy y Grenet.

4.2.10.1 La prueba Jominy

Este método describe el procedimiento para determinar la templabilidad del acero mediante la prueba Jominy o de la punta templada. La prueba consiste en templar en agua un extremo de un espécimen de prueba cilíndrico de 1 pulg. de diámetro y medir hasta que extensión del extremo templado el acero se endurece.

La "templabilidad" se hace aparente en el grado al cual el material se endurece cuando se temple a diferentes velocidades de enfriamiento. Se mide cuantitativamente, observando generalmente la extensión o profundidad de endurecimiento de un espécimen de prueba de tamaño y forma estándar en un temple estandarizado. En la prueba Jominy la "profundidad de endurecimiento" es la distancia a lo largo del espécimen del extremo o punta templada para un grado dado de endurecimiento.

Aparato:

Soporte para Especimen de prueba.

Un accesorio para sostener al espécimen de prueba verticalmente de tal manera que el extremo inferior del espécimen se encuentre a una distancia de 1/2 pulg. arriba del orificio del dispositivo de temple en agua. Un soporte de tipo satisfactorio para el espécimen estándar de 1 pulg. se muestra en la fig. 140.

Dispositivo de Agua de Temple.

Un dispositivo para temple en agua de una capacidad conveniente para proveer un chorro vertical de agua que se controla a alturas de 2 1/2 pulg. cuando pasa a través de un orificio de 1/2 pulg. de diámetro. Un tanque de capacidad suficiente con una bomba pequeña y válvulas de control

serán satisfactorias. La línea de abastecimiento de agua debe también ser provista con una válvula de apertura rápida.

Especímenes de Prueba.

El espécimen de prueba debe ser de 1 pulg. de diámetro por 3 ó 4 de longitud, con medios para colgarlo en una posición vertical para el templado de la punta. Las dimensiones del espécimen preferido y de dos especímenes opcionales se dan en la fig. 141. El espécimen debe ser maquinado

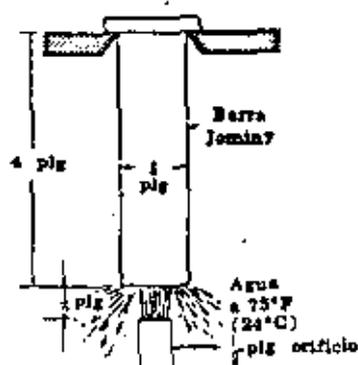


Figura 140 : Representación simplificada del dispositivo para efectuar la prueba de templabilidad según Jominy

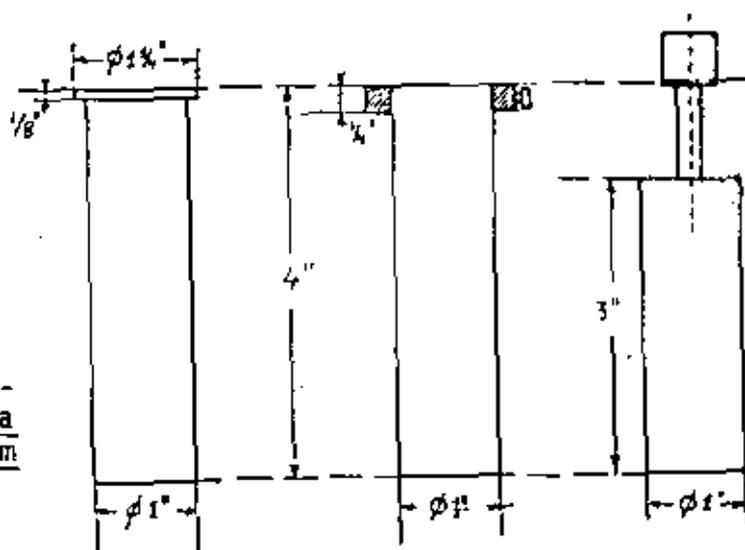


Figura 141 : Especimen estandar para prueba Jominy y dos variantes

de una barra previamente normalizada y de tamaño tal que permita la remoción de toda descarbonización cuando se maquina a un diámetro de 1 pulg. El extremo del espécimen a ser enfriado en agua debe tener un acabado razonablemente suave, preferentemente producido por el desbastado. El normalizado puede - obtenerse por acuerdo entre el vendedor y el comprador. La historia térmica del espécimen probado debe siempre ser registrada.

Procedimiento:

Calentamiento.

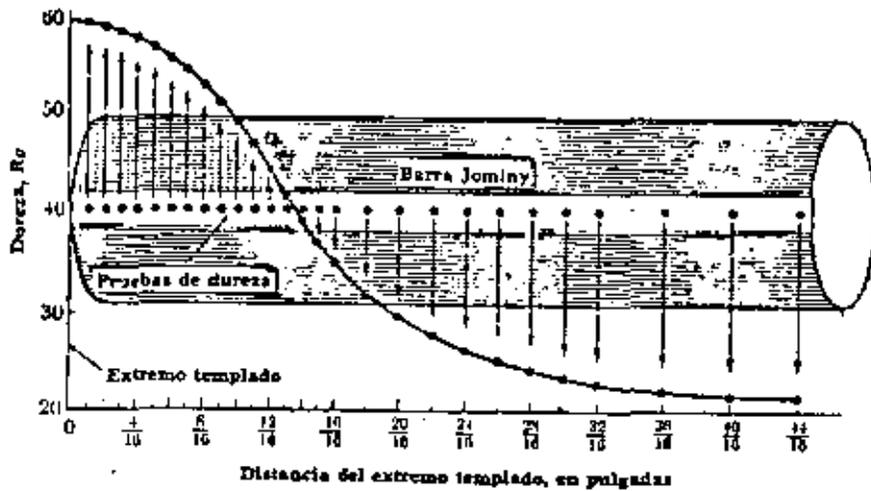
El espécimen de prueba debe calentarse a la temperatura de endurecimiento apropiada para el acero que se prueba (entre 30 y 40 min.), y mantenerse a esa temperatura por 20 min. Es importante calentar al espécimen en una posición vertical en un recipiente con una tapa fácilmente removible conteniendo una capa de virutas de fundición con la cara inferior del espécimen descansando sobre los pedacitos de hierro. Cuando se utiliza un recipiente es necesario determinar por medio de un termopar el tiempo requerido para que el espécimen de prueba alcance la temperatura requerida.

Templado.

El dispositivo de temple de agua debe ajustarse de tal manera que el chorro de agua suba a una altura libre de 2 1/2 pulg. arriba del orificio de 1/2 pulg. sin el espécimen en posición. El soporte para el espécimen debe estar seco al principio de cada prueba. El espécimen calentado debe colocarse entonces en el soporte de tal manera que su cara inferior se encuentre 1/2 pulg. arriba del orificio, y el agua prendida por medio de una válvula de apertura rápida. El tiempo entre la remoción del espécimen del horno y el inicio de temple no debe ser mayor de 5 seg. El chorro de agua a una temperatura de 4.5 a 20.5°C debe dirigirse contra la cara inferior del espécimen por un tiempo no menor de 10 minutos. Tanto como sea posible, debe mantenerse una condición de aire tranquilo alrededor del espécimen durante en enfriamiento. Si el espécimen no está frío cuando se remueve del accesorio, deberá de templarse inmediatamente en agua.

Medición de Dureza.

Se efectúan mediciones de dureza Rockwell "C" sobre el espécimen con intervalos de 1/16 de pulg. La serie de lecturas de dureza se numera a partir del extremo templado del espécimen. Las superficies sobre las cuales se hacen las lecturas de dureza deben ser superficies planas mutuamente paralelas (18°); desbastadas a lo largo del espécimen. Las superficies planas deben ser desbastadas 0.015 pulg. de profundidad. Cuando se utiliza una superficie



Representación de un perfil de dureza determinado sobre una muestra de acero enfriada en el dispositivo Jominy

A. S. T. M. END QUENCH TEST
FOR HARDENABILITY
OF STEEL (A 255-48 T)

DATE _____
LABORATORY _____
TYPE SPECIMEN _____
TEST NO. _____

TYPE	HEAT NO.	COIL SIZE	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	PHOSPHORUS	SULFUR
4620	32002	8	.40	.33	.008	.010	.27	1.79	.07	.03	.14		1200

REMARKS:

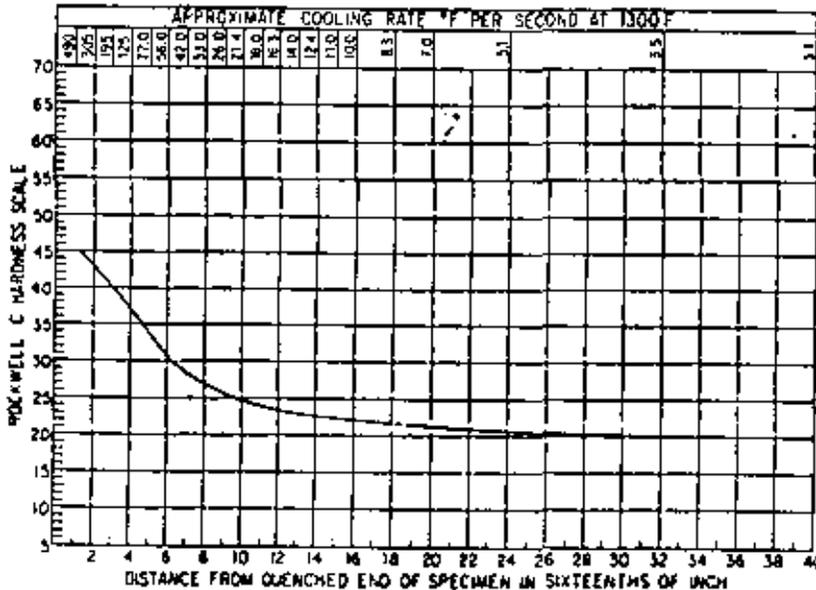


Figura 142 : Curva típica de templabilidad según Jominy en su carta específica

plana como base, se remueven por medio de un desbastado las huellas de penetración anteriores.

La posición exacta de cada lectura de dureza con respecto al extremo de temple del espécimen debe conocerse; para lograr exactitud en las comparaciones entre diferentes pruebas. Se debe tener cuidado de asegurar que no exista ningún movimiento vertical en la unión del espécimen de prueba, yunque y tornillo elevador cuando se aplica a la carga.

La operación de desbastado para preparar las superficies planas debe llevarse a cabo con gran cuidado. Las superficies deben ser planas. Para asegurarse contra reportes de dureza tomadas en superficies que sufrieron un revenido durante el desbastado, se recomienda un ataque específico el cual se describe en la literatura.

Gráfica de los resultados de la prueba.

Los resultados de la prueba se grafican en una gráfica de templabilidad estándar preparada para este propósito, en donde las ordenadas representan la dureza Rockwell en la escala "C" y la abscisa representa la distancia entre el extremo de temple del espécimen y la determinación de la dureza correspondiente. La gráfica contiene también una escala para graficar la velocidad de enfriamiento en grados Fahrenheit por segundo desde 1300°F - - - (704°C), la cual provee medios para hacer comparaciones directas entre pruebas de aceros usando especímenes redondos de 1 pulg. de diámetro y especímenes de otros tamaños y formas. Un facsímil de la carta estándar de templabilidad de la ASTM sobre la cual se han graficado curvas típicas de templabilidad se muestra en la fig. 142.

Índice de Templabilidad.

La templabilidad de un acero se designa mediante un código que indica la distancia o distancias del extremo templado del espécimen dentro de la cual la dureza designada es obtenible.

Ejemplo: Un acero aleado conteniendo 0.44 por ciento de carbono podría especificarse que tiene una templabilidad de $J_{50} = 7$, lo cual

significa que el requisito mínimo para este acero sería una dureza Rockwell de C 50 a una distancia de 7/16 de pulg. del extremo de temple. Si se requiriera de ambos límites mínimo y máximo, el índice de templabilidad puede especificarse como $J_{50} = 3$ a 12.

Reporte.

El reporte debe incluir la información siguiente, la cual puede registrarse en la carta de templabilidad de la ASTM:

1. Historia térmica previa del acero, incluyendo la temperatura de normalizado,
2. Composición química,
3. El tamaño de grano ASTM (McQuaid-Ehn) a menos que se indique de otra manera.
4. Temperatura de endurecimiento utilizada en la prueba, y
5. Una notación prominente en la carta estándar de templabilidad si se utilizan especímenes de prueba de otra forma o tamaño. (Para -- otras formas y tamaños consulte el apéndice de la ASTM sobre este tema).

4.2.10.2 Uso de los datos de templabilidad.

Las curvas de templabilidad según Jominy (punta templada), son de gran valor práctico, porque

- a. Si la rapidez de enfriamiento de un acero en cualquier temple es conocida, la dureza puede leerse directamente de la curva de templabilidad de ese acero y
- b. Si la dureza puede medirse en cualquier punto, la rapidez de enfriamiento en ese punto puede obtenerse de la curva de endurecibilidad para ese acero.

Para seleccionar un acero para que satisfaga una dureza mínima en un punto dado en una pieza templada bajo condiciones dadas, la velocidad de enfriamiento en el punto dado debe ser primeramente conocida y el punto de referencia en la barra de la prueba Jominy teniendo la misma velocidad de enfriamiento debe determinarse. La relación entre la barra de la prueba - - - Jominy y los puntos central y radio medio para varios tamaños de perfiles templados bajo diferentes condiciones se muestra en la figura 143 y 144.

Estas figuras hacen uso de un valor H conocido como severidad de templado (Ver párrafos anteriores). Consideremos una aplicación práctica de la prueba Jominy. Consideremos una compañía que requiere hacer una flecha de acero con un diámetro de 2 pulg. con una dureza mínima especificada en el centro después de templado de Rockwell C 42. Planean usar un buen temple en aceite y agitación moderada ($H = 0.35$). Les gustaría usar una barra de acero 4140 cuya curva de templabilidad se muestra en la fig. 145. El problema consiste en determinar si el acero satisficará las especificaciones anteriores. Con el fin de resolver el problema es primeramente necesario conocer cual es la velocidad real de enfriamiento en el centro de una barra redonda de 2 - - pulg. de diámetro cuando se temple bajo las condiciones dadas, o la distancia a lo largo de la barra de prueba Jominy que tiene la misma velocidad de enfriamiento. Refiriéndonos a la fig. 143, para una barra con un diámetro de 2 -- pulg. y $H = 0.35$, se localiza el punto x.

Por lo tanto, a $3/4$ ó $12/16$ del extremo enfriado de la barra de la prueba Jominy tiene la misma velocidad de enfriamiento como el centro de una sección redonda de 2 pulg. templada bajo las condiciones dadas. Refiriéndonos ahora a la fig. 145, se dibuja una línea vertical de $12/16$ intersectando la curva del acero 4140 como se muestra. La dureza, leída a la izquierda, es de Rockwell C 37. Ya que la dureza requerida era de Rockwell 42, este acero no satisficará los requisitos bajo estas condiciones de temple. Supongamos que el medio fuera cambiado a agua sin ninguna agitación ($H = 1$). Volviendo a la fig. 143, se localiza el punto y, lo cual da una distancia de - - $7/16$ del extremo de temple en agua. Dibujando una línea vertical a $7/16$ en la fig. 145 que intersecte la curva 4140 muestra que la dureza ahora será - - de Rockwell C 45. Por lo tanto, yendo a un temple en agua satisficará los requisitos de dureza. Supongamos sin embargo, que no se puede utilizar un temple en agua. Entonces no existe otra alternativa que utilizar un acero de mayor templabilidad. Refiriéndonos a la fig. 145 muestra que un acero 4340 sa-

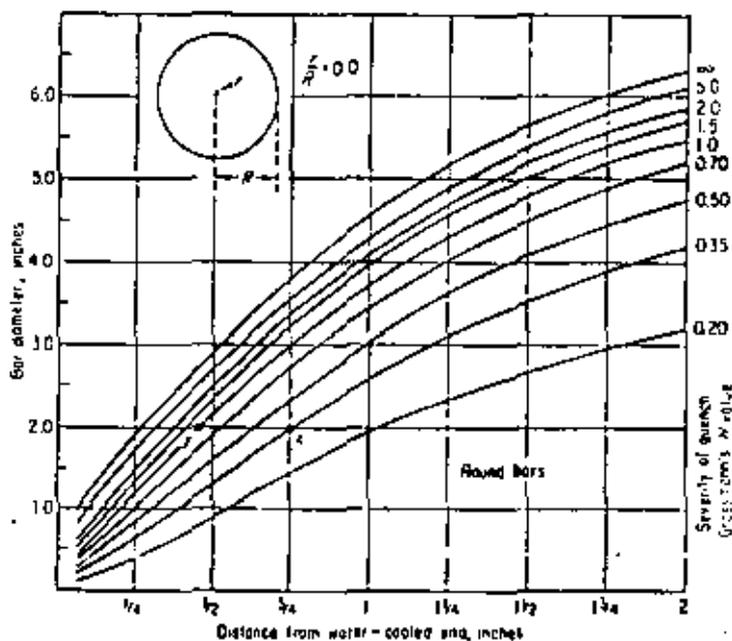


Figura 143 : Curvas de equivalencia entre los puntos de una probeta Jominy y el centro de barras de distintos diámetros en diversas condiciones de temple

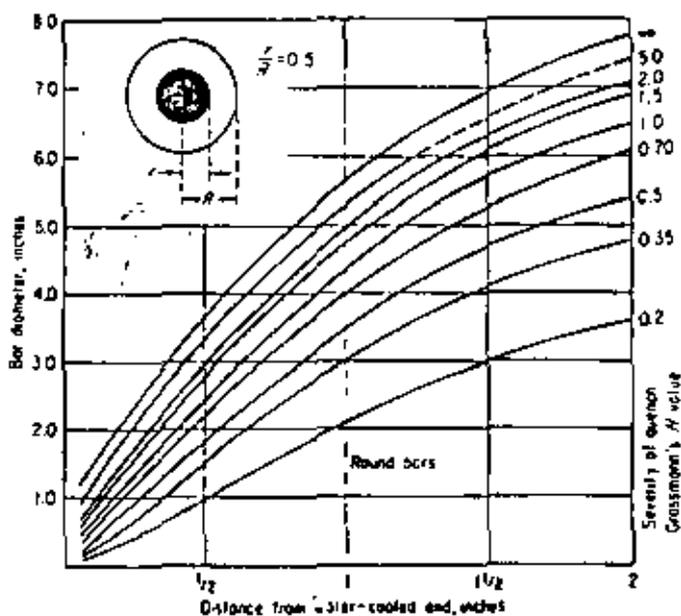


Figura 144 : Curvas de equivalencia entre los puntos de una probeta Jominy y los puntos de barras de distintos diámetros, distantes la mitad del radio del centro, en diversas condiciones de temple

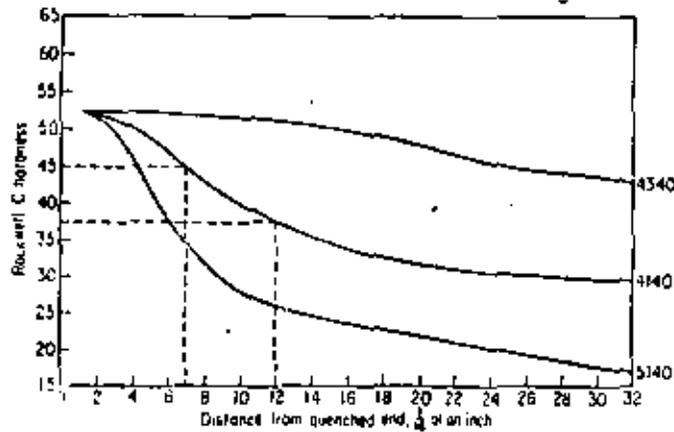


Figura 145 : Curvas de templabilidad de extremo templado para muestras individuales de aceros aleados 4340, 4140 y 5140

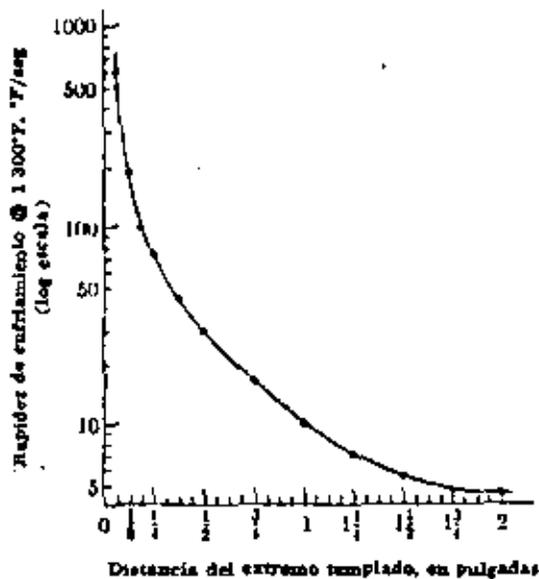


Figura 146 : Gráfica de la rapidez de enfriamiento contra posición de temple en el extremo. Estas velocidades de enfriamiento varían insignificadamente entre los varios aceros al carbono y de baja aleación

tisfacerá seguramente los requisitos originales, pero la dureza de Rockwell C 52 es probablemente demasiado alta.

La velocidad de enfriamiento aproximada, bajo condiciones fijas de temple, en cualquier localización en cualquier pieza de forma irregular puede determinarse si se dispone de la curva de templabilidad del acero.

Cuando se compra un acero en base a una especificación de templabilidad, el comprador está seguro que obtendrá las propiedades mecánicas deseadas después del tratamiento térmico: Esto tiene como resultado un número menor de rechazos o re-tratamientos y mayor economía.

Otra aplicación de la curva de Jominy

La fig. 147 presenta la curva de templabilidad en ensayo Jominy para un acero SAE 1040 con el tamaño de grano y composición indicada. La punta templada de la probeta tiene la dureza máxima para acero al carbono de 0.40% porque el enfriamiento fue muy rápido y solo se formó martensita. Sin embargo, directamente detrás de la punta templada, la velocidad de enfriamiento no fue suficientemente rápida para evitar una ligera formación de la ferrita y carburo, de modo que no se logró la dureza máxima en este punto (compare la dureza máxima en este punto (compare la dureza máxima indicada en la fig. 147 con la dureza máxima para este acero en la fig. 148).

También es posible determinar las velocidades de enfriamiento de barras de acero. La tabla siguiente, por ejemplo, indica las velocidades de enfriamiento a temperatura eutectoide para la superficie, diferentes fracciones de radio y centro de una barra de 3 pulg. de diámetro, templadas en agua agitada y aceite agitado. Estas velocidades de enfriamiento fueron determinadas por termopares embebidos en las barras durante la operación de temple. Datos similares pueden obtenerse para barras de otros diámetros. Estos datos se muestran en resumen en la fig. 149.

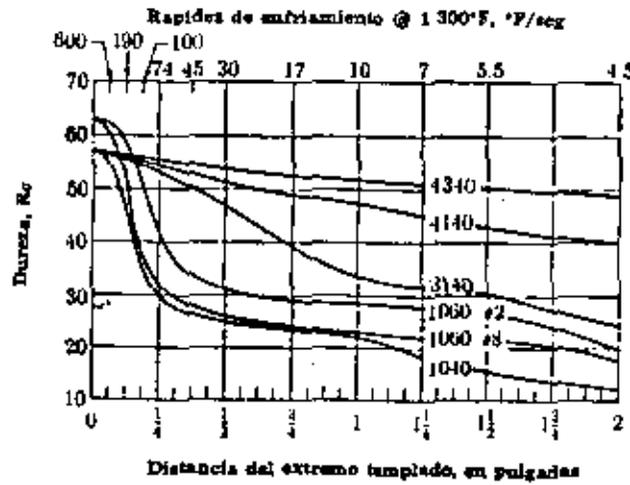


Figura 147 : Curvas de templabilidad para seis aceros con las composiciones indicadas y los tamaños de grano austenítico indicados. La latitud de especificaciones químicas normales producen algo de dispersión en las curvas de templabilidad

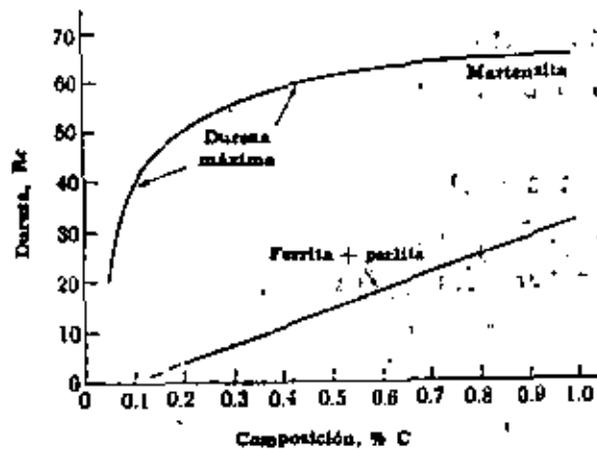
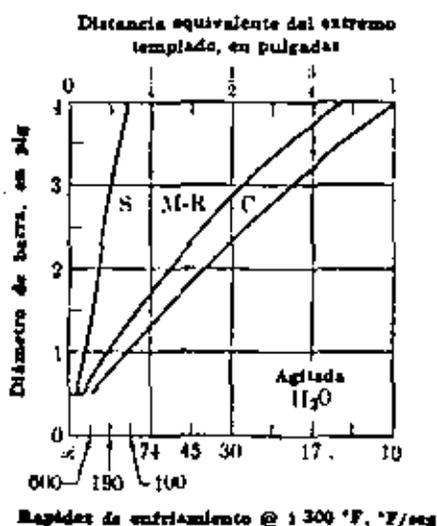
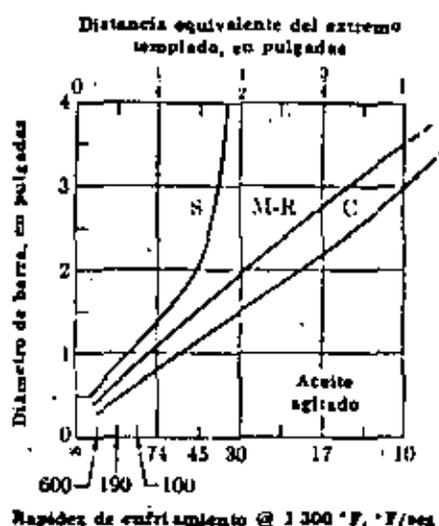


Figura 148 : Dureza máxima contra contenido en carbono de acero al carbono, mostrando durezas máximas provenientes de martensita comparadas con durezas desarrolladas por microestructuras perlíticas

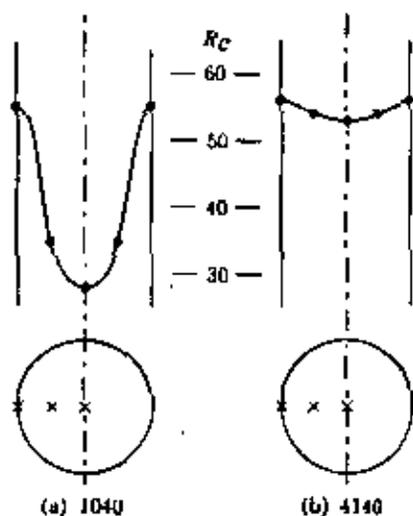


(a)



(b)

Figura 149: Representación gráfica de las rapidezces de enfriamiento de barras redondas de acero templado en agua (a) y en aceite (b). Abscisa inferior: velocidad de enfriamiento desde 1300 °F, abscisa superior: posiciones equivalentes en una barra de templabilidad según Jominy (C=centro, M-R=radio medio, S=superficie)



(a) 1040

(b) 4140

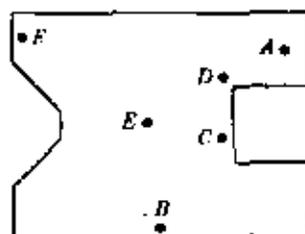


Figura 151: Dureza contra posición para una barra en V de dos aceros diferentes (ver ejemplo en el texto)

Figura 150: Gráfica de dureza transversal, según ejemplo del texto

Tabla : Velocidades de enfriamiento a 704°C en barras de acero (diámetro 3 pulg.).

Posición	Templado en Agua agitada	Templado en Aceite agitado.
Superficie	106 ° C / seg.	20.5 ° C / seg.
3/4 radio	25	11.1
1/2 radio	14.4	8.3
1/4 radio	12.2	6.6
Centro	11.1	5.6

Con el empleo de los datos de la fig.149 y una curva de templabilidad, la dureza que pudiera existir en un acero después del templado puede ser calculada. Por ejemplo, el centro de una barra de tres pulgadas templada en aceite tiene una rapidez de enfriamiento de 10°F por segundo. Dado que el centro de esta barra tiene la misma velocidad de enfriamiento como una barra de prueba Jominy del mismo acero a una distancia de una pulgada de la punta templada, la dureza en el centro de la barra será la misma que aquella en el punto a una pulgada de la barra Jominy. Por lo tanto, si la barra es acero 1040 (Fig.147), la dureza del centro será 22 R_C.

La fig. 147 muestra que las siguientes durezas del centro pueden esperarse para barras de los siguientes aceros cuando son enfriados a 5.55°C (= 10°F) por segundo).

SAE	1040	4140	3140	4340	1060 (GS-8)	1060 (GS-2)
R _C	22	47	34	52	23	29

Ejemplo 1

Dos barras redondas con un diámetro de 1.5 pulg. son templados en agua. Sus composiciones corresponden a SAE 1040 y 4140, respectivamente.

Las durezas transversales para los dos aceros se muestran en la tabla siguiente y en la fig. 150.

Posición	Velocidad aproximada de enfriamiento a 705°C	Velocidad de enfriamiento a 705°C	SAE 1040	SAE 4140
Superficie	332 ° C / seg.	315.5 ° C/seg.	55R _C	56R _C
1/2 radio	55.5°C / seg.	37.8 ° C/seg.	35R _C	54R _C
Centro	36 ° C / seg.	18.3 ° C/seg.	28R _C	53R _C

No obstante que las durezas de la superficie de los dos son prácticamente idénticas, la diferencia en su endurecibilidad (templabilidad) produce una dureza en el centro más elevada para el acero SAE 4140. Como se indica, este acero tiene un contenido de aleación más elevado, que hace más lenta la transformación de austenita a ferrita y carburo. Consecuentemente, se puede formar más martensita.

Ejemplo 2

La fig. 151 muestra los puntos en la sección transversal de una forma irregular de barra de acero SAE 3140 en la cual las siguientes durezas fueron obtenidas después de un templado en aceite. ¿Qué valores de dureza podrán obtenerse para una forma de barra idéntica de acero SAE 1060 (GS-8)?

Punto	SAE 3140 de la figura 147		SAE 1060 (GS-8) de la figura 147	
	Dureza	Velocidad aproximada de enfriamiento a 1300°F (704°C)	Velocidad de enfriamiento a 1300°F	Dureza
A	53 R _C	70°F (38.9°C)/seg.	70°F/ seg.	32 R _C
B	52 R _C	60°F (33.2°C)/seg.	60°F/seg.	30 R _C
C	51 R _C	45°F(25.0°C)/seg.	45°F/seg.	28 R _C
D	48 R _C	35°F (19.4°C)/seg.	35°F/seg.	27 R _C
E	47 R _C	30°F (16.6°C)/seg.	30°F/seg.	26 R _C
F	56 R _C	600°F (332°C) / seg.	600°F/seg.	60 R _C

4.3 El revenido del acero.

4.3.1 Generalidades.

El revenido del acero comprende el calentamiento del acero endurecido o a veces normalizado a una temperatura debajo de la crítica o de transformación y enfriándolo a una velocidad conveniente, principalmente para aumentar la ductilidad y la tenacidad.

El acero templado en el estado martensítico es demasiado frágil para la mayoría de las aplicaciones. La formación de la martensita también deja esfuerzos residuales altos en el acero. La finalidad del revenido es producir un alivio de esfuerzos residuales y mejorar la ductilidad y tenacidad del acero. Este aumento en ductilidad es generalmente obtenido con un sacrificio de dureza y resistencia mecánica.

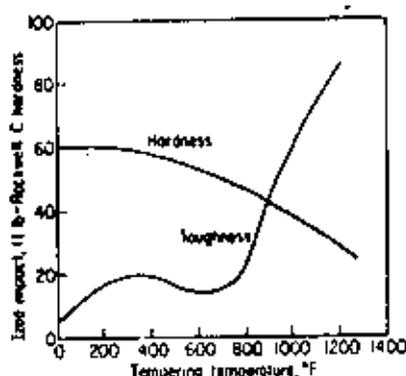


Figura 152 : Variación de la dureza y de la resistencia al impacto de acero 4140 después de un revenido de 1 hora a diferentes temperaturas

Por lo general a lo largo del amplio rango de temperaturas de revenido, hay un decremento en dureza y un mayor aumento en tenacidad, conforme aumenta la temperatura del revenido.

Sin embargo, este último sólo es cierto si se determina la tenacidad por medio de la reducción de área durante un ensayo a la tracción, pero no es el caso si se determina la tenacidad por medio de una prueba de impacto de tipo Charpy o Izod. En realidad, la mayoría de los aceros presenta una reducción de la tenacidad en prueba de impacto cuando se efectúa un revenido entre 400 y 800 °F (equivalente a 200 - 425°C), aunque la pieza pierde simultáneamente dureza y resistencia mecánica. La razón de este comportamiento -- todavía no se conoce completamente. La figura 152 representa una variación típica de la dureza y de la tenacidad en impacto para acero al carbono o de baja aleación.

El rango de temperaturas de 200 a 425°C representa una zona divisoria entre aquellas aplicaciones que requieren dureza y aquellas que requieren tenacidad. Si la principal propiedad deseada es la dureza o resistencia al desgaste la pieza se reviene a menos de 200°C; si se desea que la principal propiedad sea la tenacidad, la pieza se reviene arriba de 425°C.

La figura 153 representa la variación de las propiedades mecánicas de un acero de baja aleación 4140 en función de la temperatura de revenido.

Como es sabido ya, dependiendo de la velocidad de enfriamiento de la austenita, se obtienen diferentes microestructuras con diferentes propiedades que varían en dureza y resistencia en la siguiente forma: perlita burda Rc 15, perlita media Rc 30, perlita fina Rc 40, bainita Rc 40-60, con velocidades de enfriamiento aproximadas de 1°F/seg., 20°F/seg., 60°F/seg., o un templado rápido o bien la martensita (con una dureza de Rc 64) que se obtiene con velocidades de enfriamiento de 250°F/seg. en el templado para un acero eutectoide.

La martensita como se ha definido previamente, es una solución sólida supersaturada de carbono atrapado en una estructura tetragonal a cuer

AISI-4140 properties chart
(single heat results)

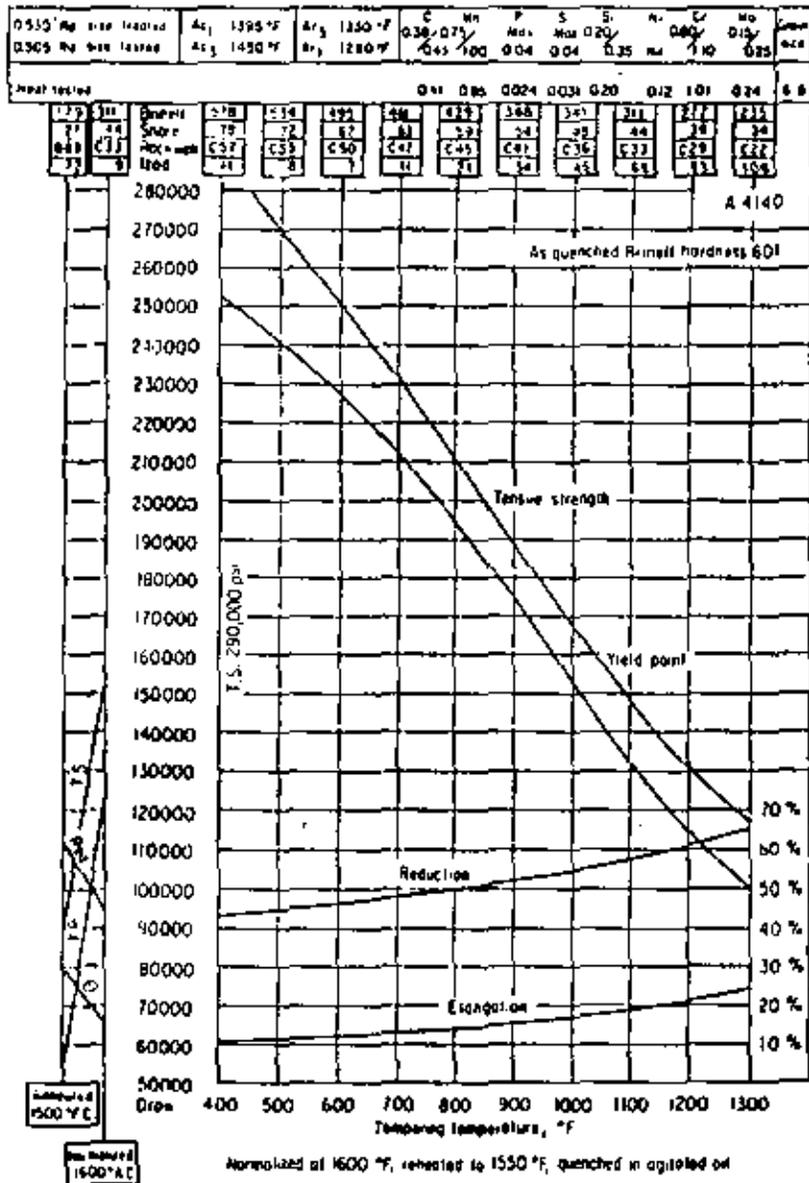


Figura 153 : Propiedades mecánicas de un acero 4140 después de templado en aceite y revenido a diferentes temperaturas

po centrado. Esta es una condición metaestable, y mientras se aplica energía mediante el revenido, el carbono se precipitará como carburo y el hierro se hará cúbico a cuerpo centrado. Habrá difusión y formación del carburo conforme se aumente la temperatura de revenido.

Cuando se calienta acero al carbono en el rango de 38 a 204°C, la estructura se hace negra y es a veces conocida como martensita negra. La martensita original en la condición de temple está empezando a perder su estructura cristalina tetragonal mediante la formación de un "carburo de transición" hexagonal compacto (carburo epsilon) y martensita de bajo carbono. Es estudios de rayos X, fig.154 muestran el decremento en la razón a/c conforme el carbono de la martensita se precipita formando carburo elipson.

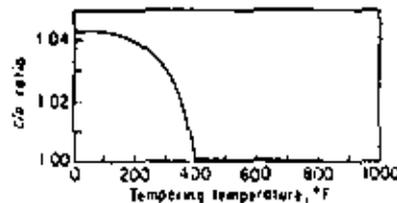


Figura 154 : Relación axial c/a de la martensita en función de la temperatura de revenido. Con c/a = 1.00, la martensita se descompuso en ferrita y una fase de carburo (ver texto)

La precipitación del carburo de transición puede causar un ligero aumento en dureza, particularmente en aceros de alto contenido de carbono. El acero tiene alta resistencia, alta dureza, baja ductilidad, y baja tenacidad, y muchos de los esfuerzos residuales son aliviados.

Calentando en el rango de 232 a 400°C cambia el carburo epsilon a cementita ortorrómbica (Fe_3C), la martensita de bajo carbono se hace ferrita cúbica a cuerpo centrado, y cualquier austenita retenida se transforma en bainita. Los carburos son demasiado pequeños para ser resueltos mediante el microscopio óptico, y la estructura entera se colora rápidamente en una masa negra llamada troostita. Mientras que la resistencia ha bajado, es aún muy alta, más de 200,000 psi. (140 Kg/mm^2). La ductilidad ha aumentado ligeramente, pero la tenacidad es aún baja. La dureza ha decrecido a entre Rockwell C 40 y 60 dependiendo de la temperatura de revenido.

El revenido en el rango de 400 a 650°C continúa el crecimiento de partículas de cementita. Esta unión de las partículas de carburo permite que se pueda ver más de la matriz ferrítica, causando que la muestra se colore más claramente que el producto que se obtiene a menor temperatura. Las propiedades mecánicas en este rango son: resistencia a la tensión - - - - 125,000-200,00 psi (88 a 140 Kg/mm²), elongación 10-20 por ciento en 2 pulg. - dureza Rockwell C 20-40. Lo más significativo es el aumento rápido en tenacidad, como se muestra en la fig.152.

Calentando en el rango desde 650 a 720°C produce partículas de cementita globular grandes. Esta estructura es muy suave y tenaz y es similar a la estructura de la cementita esferoïdizada obtenida directamente de la austenita mediante el recocido de esferoïdización.(Ver representación gráfica de estas transformaciones en la figura155).

4.3.2 Variables principales.

La microestructura y propiedades mecánicas del acero revenido dependen de la temperatura y duración del revenido; las partículas de carburo se hacen progresivamente mayores y menos en número conforme la temperatura y el tiempo aumenta; este cambio de microestructura tiene generalmente como resultado una menor resistencia y dureza pero una mayor ductilidad y tenacidad.

Bajo ciertas condiciones, la dureza puede permanecer ya sea inafectada por el revenido o aún aumentada como un resultado de ella. Por ejemplo, reviniendo un acero endurecido a temperaturas de revenido muy bajas puede no producir ningún cambio en la dureza pero puede lograr un aumento deseado en la resistencia a la cedencia. Además, aquellos aceros aleados que contienen varios porcentajes de uno o mas de los fuertes elementos formadores de carburo (cromo, molibdeno, vanadio y tungsteno) son capaces de un "endurecimiento secundario", esto es, estos aceros se pueden hacer más duros como resultado del revenido. (Fig. 156 y 158).

La temperatura y el revenido son variables interdependientes en el proceso de revenido. Dentro de los límites, bajando la temperatura y aumentando el tiempo pueden generalmente producir el mismo resultado que aumentando la temperatura y disminuyendo el tiempo.

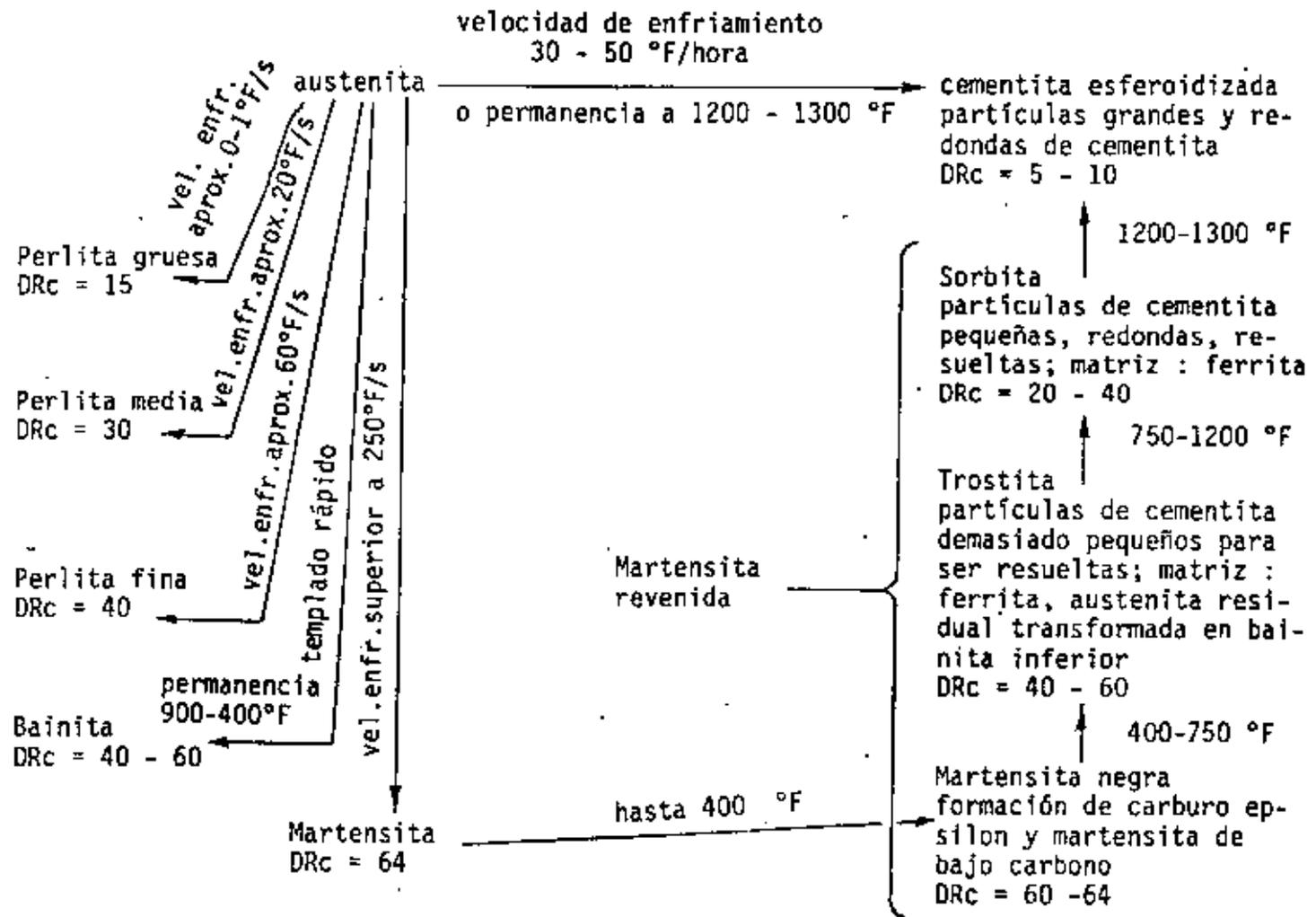


Figura 155 : Productos de transformación de la austenita y de la martensita para un acero eutectoide

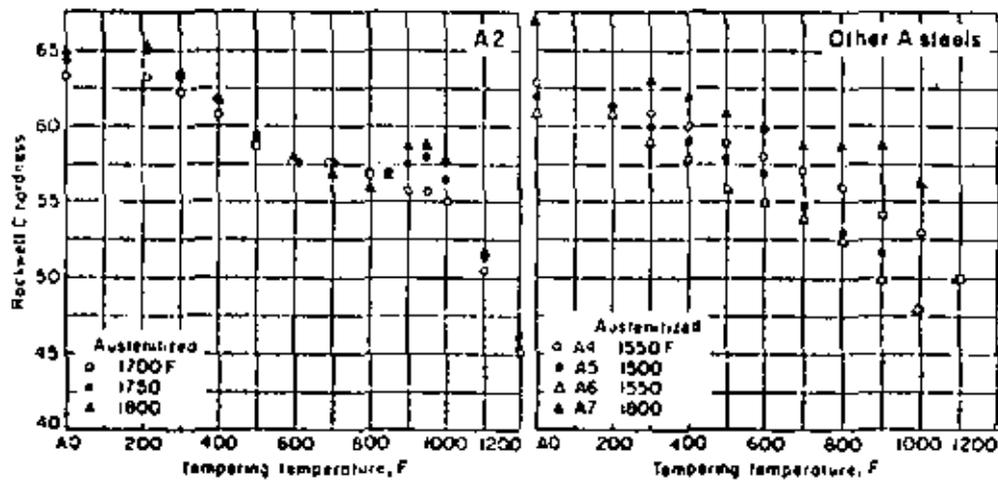


Figura 156 : Efecto de la temperatura de revenido sobre la dureza de aceros de media aleación templables al aire (comp. A2 : C=1.0, Mo=1.0, Cr=5.0%)

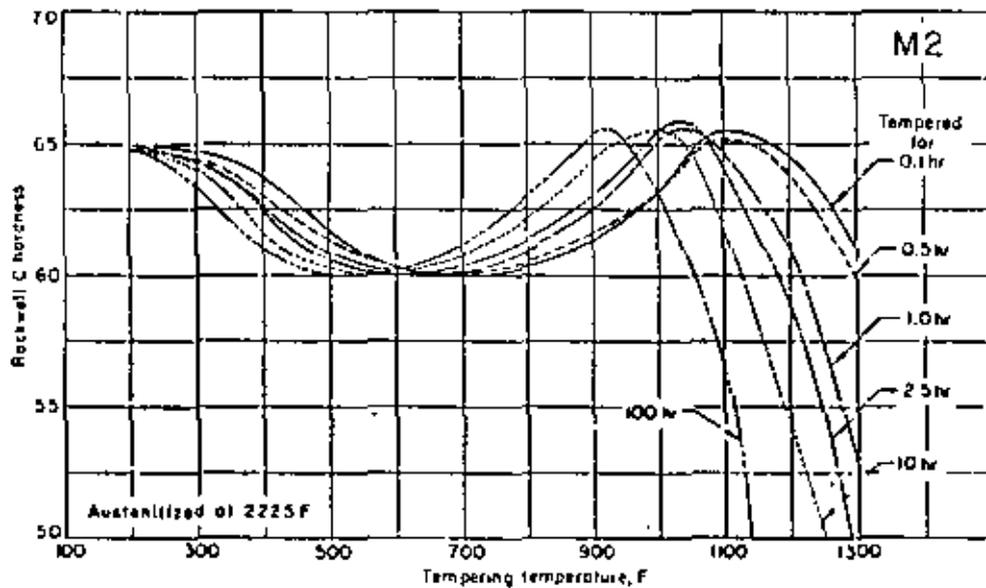


Figura 158 : Efecto de la temperatura de revenido y del tiempo sobre la dureza de un acero rápido M2 (comp. : C=0.85, W=6.0, Mo=5.0, Cr=4.0, V=1.0)

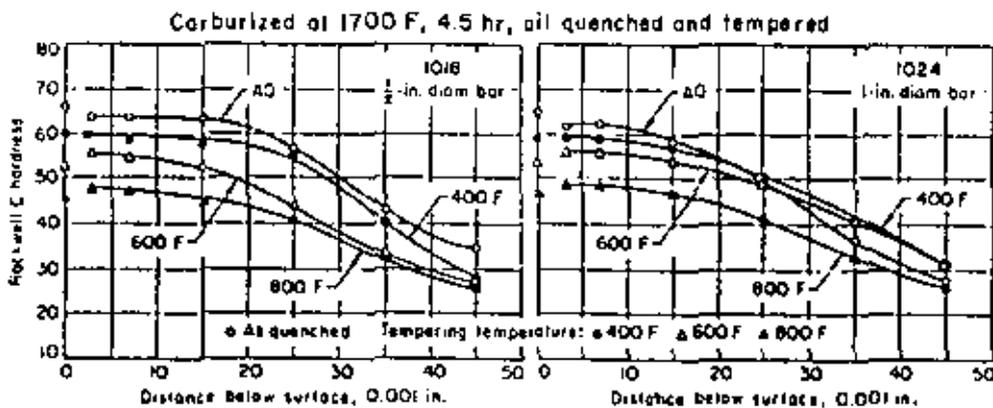


Figura 159 : Efecto del revenido sobre la dureza de la capa carburizada de acero al carbono

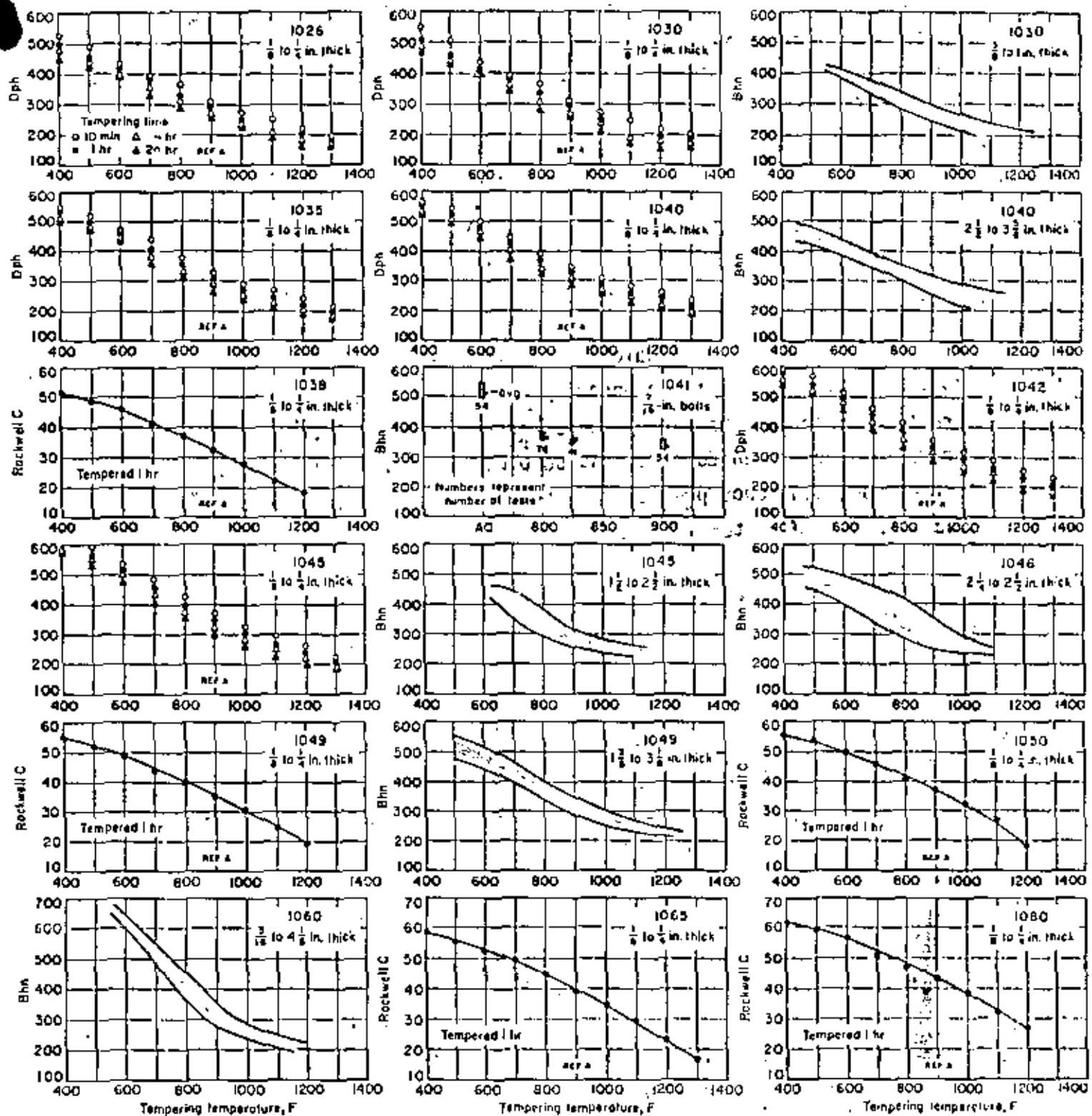


Figura 157 : Influencia de la temperatura de revenido sobre la dureza de acero al carbono templado, para cuatro tiempos de revenido, según símbolos de la gráfica superior izquierda

La figura 160 representa el efecto del tiempo sobre el ablandamiento de un acero eutectoide para cuatro temperaturas de revenido. Nótese que la mayor parte del ablandamiento ocurre durante los primeros minutos y que solo se reduce ligeramente la dureza cuando aumenta el tiempo de revenido de, por ejemplo, 1 hora a 5 horas.

Es importante realizar, que cuando se efectúan mediciones de tenacidad con el fin de comparar diferentes tipos de acero, las comparaciones deben hacerse la misma dureza o nivel de resistencia y a la misma temperatura de prueba.

Cuando se requiere un acero con resistencia mediana a la tensión, uno podría preguntarse porqué es necesario formar primero una estructura totalmente martensítica y luego reducir sustancialmente su resistencia por medio de un revenido, mientras se puede obtener la misma resistencia, a la tracción, con menos problemas de templado, por medio de mezclas de martensita y bainita o martensita y perlita.

Veamos el ejemplo siguiente: unas muestras de acero de baja aleación y medio carbono se trataron térmicamente según tres procesos diferentes.

- Templado a martensita.
- Transformación isotérmica parcial a bainita y templado para formar una mezcla de bainita y martensita, y
- Transformación isotérmica parcial a ferrita y perlita y templado, resultando una estructura mezclada de perlita y martensita.

Luego las tres muestras se revinieron a la misma resistencia de 125,000 psi y se ensayaron. El material que era 100% martensítico antes del revenido presentó el mayor límite elástico, la mayor ductilidad, la mayor resistencia a la fatiga y la mayor tenacidad. La figura 161 representa la resistencia al impacto en función de la temperatura para las tres estructuras. Estas curvas dan la temperatura de transición entre la fractura frágil y dúctil del material e indican claramente que la estructura con 100% martensita revenida presenta la mayor tenacidad a temperatura ambiente y superior, pero sobre todo una temperatura de transición muy baja, lo que representa una alta ductilidad hasta baja temperatura.

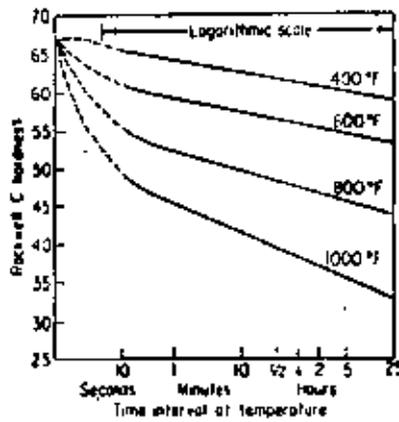


Figura 160 : Efecto del intervalo de tiempo a cuatro diferentes temperaturas de revenido sobre el ablandamiento de un acero al carbono templado con 0.82 % C

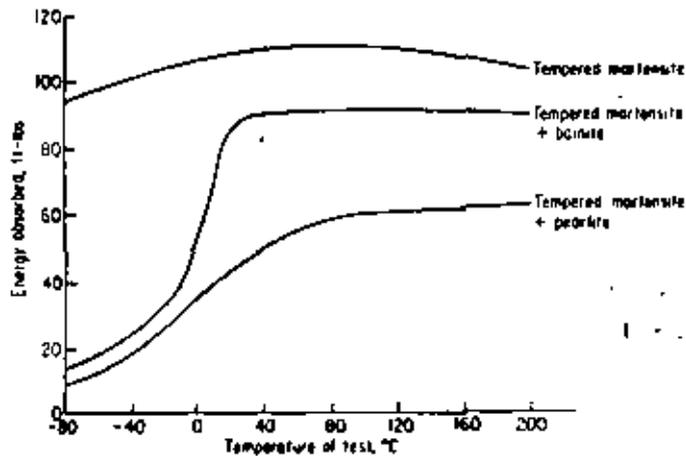


Figura 161 : Variación de la tenacidad en prueba de impacto con la temperatura de ensayo para tres estructuras templadas y revenidas a la misma resistencia a la tracción de 125,000 psi

4.3.3 Aceros al carbono.

La capacidad de revenido de los aceros al carbono decrece con un aumento en el contenido de carbono. Esto se demuestra en la fig. 157 que presenta datos de dureza para 12 aceros al carbono que fueron revenidos a temperaturas variando desde 204 a 704°C y tiempos variando de 10 min a 24 hr. Los datos fueron obtenidos en especímenes lo suficientemente pequeños en sección (1/8 a 1/4 pulg.) para asegurar virtualmente una transformación completa en martensita durante el templado; los valores no reflejan la extensión de dureza que se puede obtener para cada grado como resultado de variaciones de composición, de calentamiento en calentamiento.

Los datos adicionales de revenido dados en la fig. 157 para los aceros 1030, 1040, 1045, 1046, 1049 y 1060 indican la extensión de dureza para el rango de tamaños de sección anotados en cada carta.

4.3.4 Aceros aleados.

La función principal de los elementos de aleación en el acero es la de aumentar la templabilidad. En el revenido, el efecto de los elementos de aleación es retardar la velocidad para suavizarse. Por lo tanto, los aceros aleados requieren de mayores temperaturas de revenido que los aceros al carbono para alcanzar una dureza dada en un tiempo dado.

Las características de revenido de seis aceros bajo aleados austenitizados y templados son dados en la fig. 162.

4.3.5 Efecto de la Microestructura Previa.

Las piezas de acero como son templadas en producción son raramente enteramente martensíticas. Frecuentemente, únicamente un 50 a 90% de martensita está presente en el centro de la sección, y en algunas ocasiones -- la estructura central puede ser principalmente bainita y perlita. Para un diseño racional de tales piezas y como una ayuda en el tratamiento térmico de ellas, es importante conocer la capacidad de revenido de otras estructuras ade-

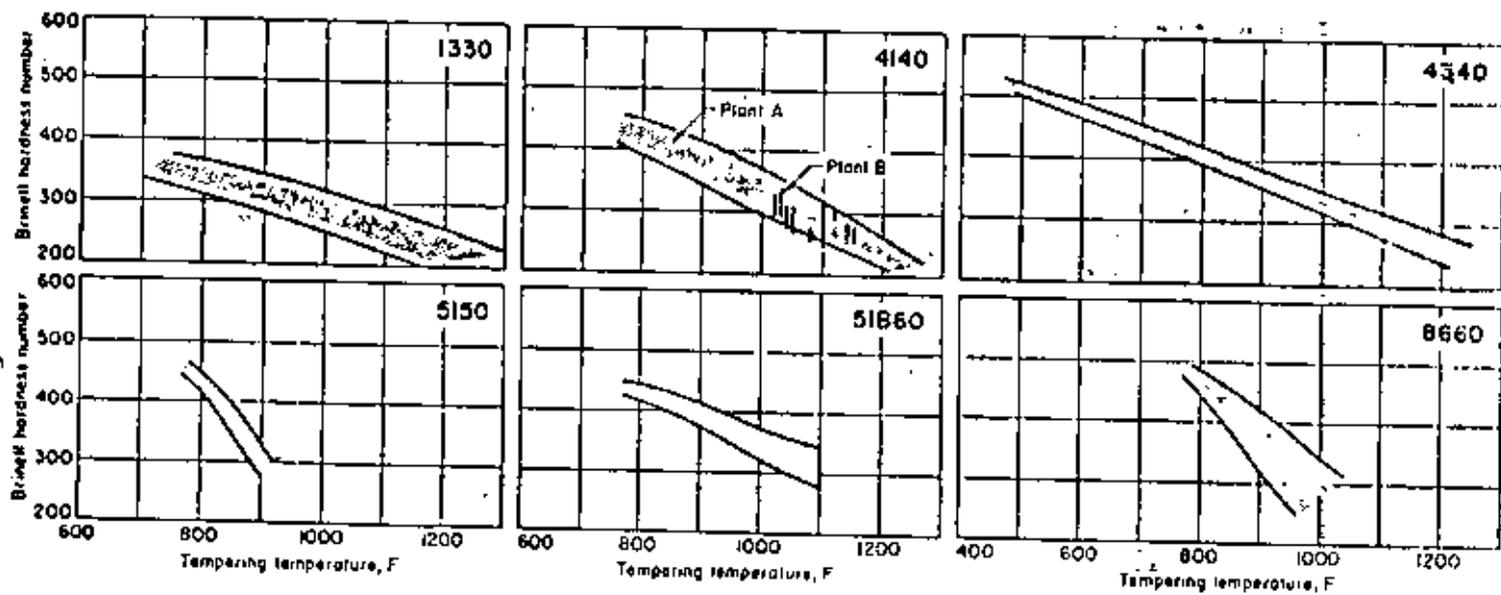


Figura 162 : Rangos de dureza superficial después de revenido para aceros aleados templados en aceite desde 1550 °F (1600 °F para 1330).

más de la martensita.

Idealmente esta información debería de proveerse para todas las estructuras encontradas en las barras de la prueba Jominy de los aceros estándar.

La figura 163 muestra los resultados obtenidos después del revenido de barras de templabilidad de una sola colada de acero 4063 durante 1 hora a "temperaturas diferentes". La figura 164 muestra el efecto de la temperatura de revenido para aceros al carbono-molibdeno con estructuras iniciales y durezas totales diferentes. La figura 165 ilustra el efecto del tiempo de revenido para una serie de aceros diferentes en su contenido en carbono pero con estructura principalmente martensítica.

4.3.6 Equipo para el Revenido.

El acero es generalmente revenido en un horno de aire, o baños de sales. También se utilizan baños de metales fundidos, baños de aceite, así como unidades calentadas por flama o por inducción. Los hornos de aire que se utilizan con mayor amplitud son los hornos de convección de recirculación o circulación forzada ya sean de carga (de pozo u horizontales) o continuos.

Los hornos de baños de sales pueden emplearse para revenir a temperaturas de 160°C y mayores. La convección natural en el baño promueve la uniformidad en temperatura de la pieza de trabajo.

Toda la humedad debe ser removida de las piezas antes de ser puestas en el baño de sal, debido a que la sal fundida reacciona violentamente con la humedad. Si se introducen en el baño piezas sucias o con aceite, la sal se contaminará y requerirá de una rectificación más frecuente.

Todas las piezas revenidas en sal deben limpiarse rápidamente después de ser removidas después del baño, debido a que cualquier sal que se adhiera a ellas es higroscópica y puede provocar una corrosión muy severa. Las piezas con agujeros muy pequeños de los cuales pueda resultar difícil limpiar la sal no deben ser revenidas en sal.

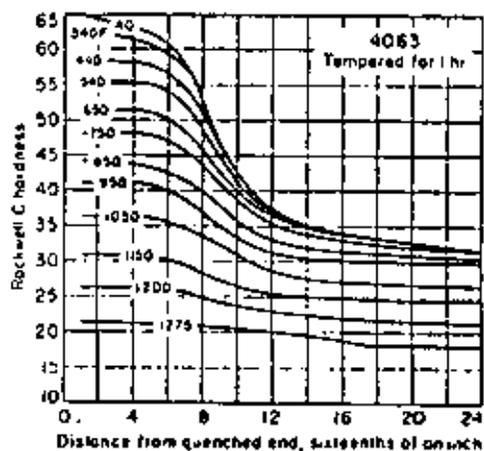


Figura 163 : Variación de la dureza en muestra de templabilidad según Jominy después de diferentes revenidos

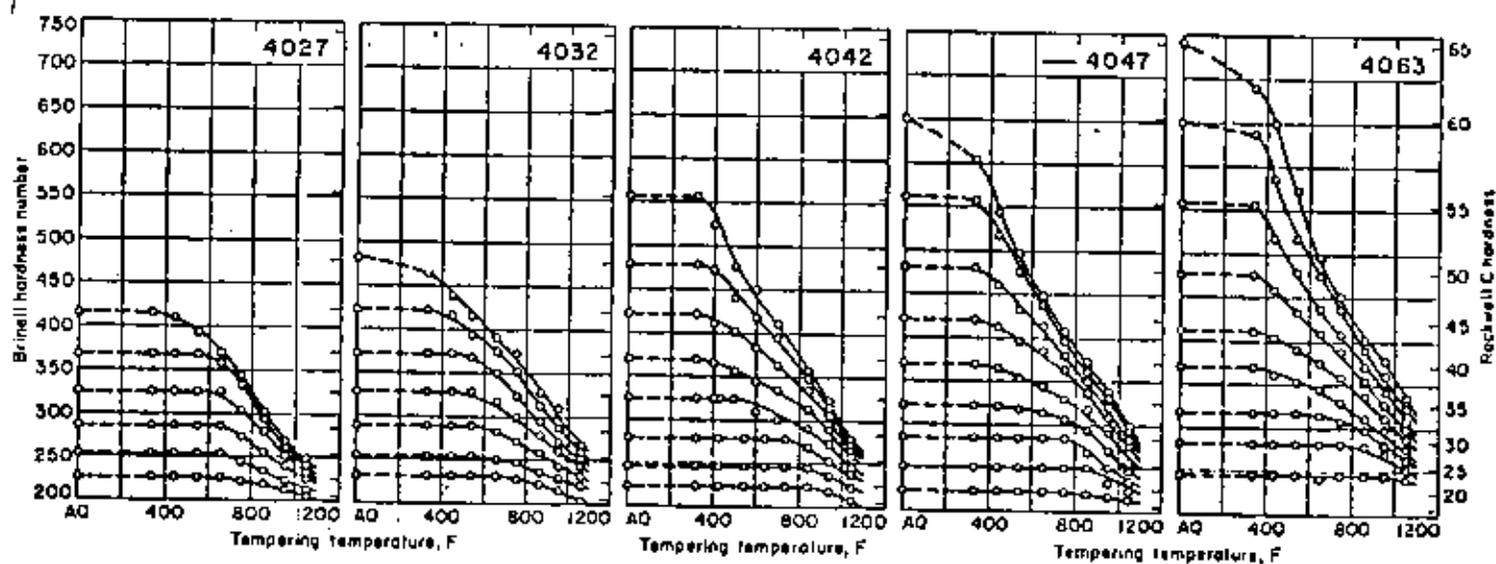


Figura 164 : Efecto de la temperatura de revenido sobre aceros al carbono-molibdeno con diferentes microestructuras previas y dureza de templado (AQ)

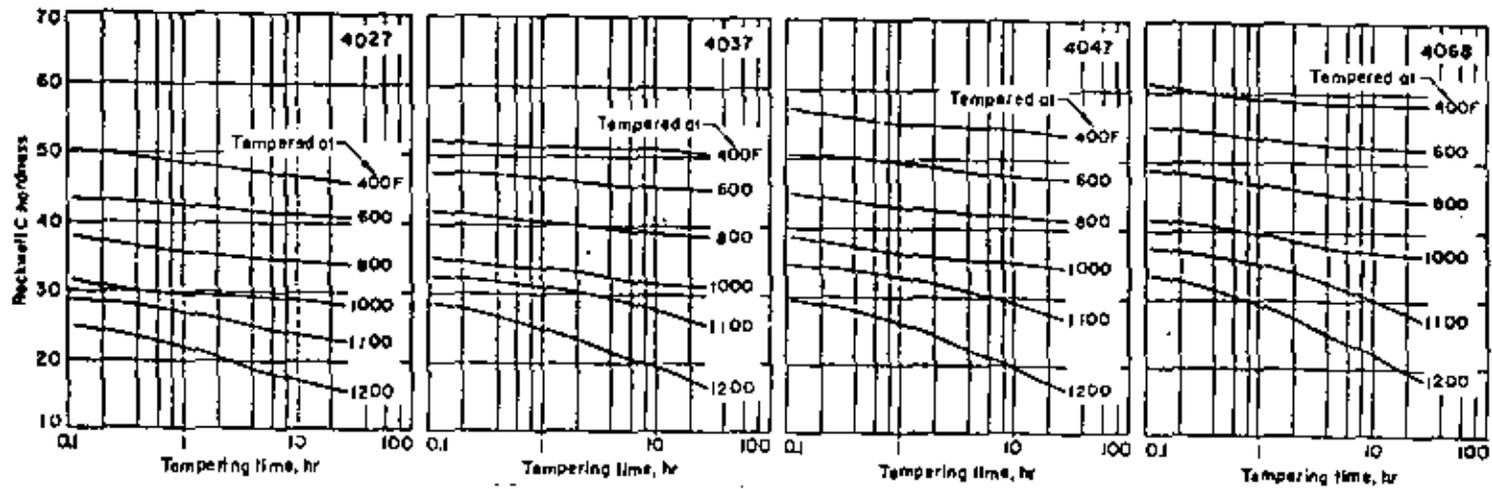


Figura 165 : Efecto de la duración de revenido a seis temperaturas de revenido sobre la dureza de aceros al carbono-molibdeno con diferentes contenidos en carbono pero con estructura martensítica previa

Estos suelen emplearse hasta temperaturas de 204°C. Para temperaturas mayores se recomienda el uso de baños de sales. Siempre teniendo en cuenta la temperatura a la cual se incendia el aceite.

Baños de metales fundidos.

Para el revenido han sido ampliamente substituidos por los baños de sales. Cuando se emplean, un baño de metal fundido está compuesto de plomo puro comercial, que se funde a 327°C y ha probado ser el más conveniente de todos los metales y aleaciones. Aunque para aplicaciones especiales, se han utilizado aleaciones con base de plomo teniendo puntos de fusión menores.

El plomo se oxida fácilmente. Aunque el plomo no se adhiere al acero limpio, la adherencia de óxido a las superficies de acero es un problema, especialmente a altas temperaturas de revenido. Dentro del rango de temperatura generalmente empleado, una capa de sal fundida protegerá la superficie del baño de plomo, y la pieza será limpiada con facilidad. Arriba de los 480°C se puede usar un material granulado de carbono como cubierta protectora.

Debido a su alta conductividad térmica, el plomo es útil para un calentamiento local rápido o un revenido selectivo.

Debido al alto peso específico del plomo, las piezas revenidas en un baño de plomo flotarán a menos que se utilicen accesorios especiales.

Otras formas.

Otros métodos utilizados para el revenido del acero son por inducción y por flama.

4.3.7 Revenidos especiales.

Revenido Selectivo.

Los baños de plomo o el revenido por flama pueden resultar útiles para el revenido selectivo.

Revenido Múltiple.

El revenido múltiple se usa principalmente para:

- a) Alivio de esfuerzos provenientes del templado o enderezamiento de las piezas en piezas irregulares de aceros al carbono y aleados y por lo tanto disminuir la distorsión.
- b) Eliminar la austenita retenida y mejorar la estabilidad dimensional en piezas como componentes de cojinetes y bloques calibradores.
- c) Para mejorar la resistencia a la cedencia y al impacto sin disminuir la dureza.

Revenido Pronto.

Debido a sus contenidos de carbono o aleaciones, es probable que algunos aceros se agrieten si se permite que se enfríen hasta la temperatura ambiente durante o inmediatamente después de la operación de revenido. Esta susceptibilidad se verá acentuada con cambios bruscos de sección, esquinas agudas, agujeros y muescas.

Por ello, estos aceros deben removerse del medio de temple y puestos en el horno de revenido mientras están en el rango de temperatura de 93 a 150°C.

Algunos de los aceros que se sabe son susceptibles a este tipo de agrietamiento son 1060, 1090, 1340, 4063, 4150, 4340, 52100, 6150, 8650 y 9850.

Otros aceros menos susceptibles son: 1040, 1050, 1137, 1144, 4047, 4132, 4640, 8632. Algunos aceros como 1020, 1038, 1132, 4130, 5130 y 8630, no son sensibles; en general, esto es cierto para aceros al carbono conteniendo no más de 0.40% de C y para aceros aleados conteniendo no más de -- 0.35% de C.

4.3.8 Fragilidad del Revenido.

En el revenido de aceros al carbono y muchos aceros de baja

aleación a temperaturas de revenido específicas bajas, hay un aumento gradual en elongación a la ruptura conforme se aumenta la temperatura de revenido hasta cerca de 20°C. Sin embargo, en un revenido en la vecindad de 260 a 315 -- frecuentemente resulta en una tenacidad en prueba de impacto menor que para el acero no revenido. Se ha encontrado que el mismo rango de temperatura de revenido tiene un efecto adverso sobre la capacidad del acero de fluir en el corte durante una prueba de torsión. Temperaturas de revenido mayores generalmente aumentan la resistencia al impacto a valores mucho más altos.

Otra forma de resistencia al impacto decreciente se desarrolla particularmente en aceros de endurecimiento profundo (templables) al cromo-níquel, en el curso de enfriamiento desde la operación de revenido. Este fenómeno se manifiesta después de un enfriamiento lento desde temperaturas de revenido de 590°C o mayores, o después del revenido en el rango de temperatura entre 450 y 490°C. Un acero susceptible a este tipo de fragilidad puede -- perder mucho de su plasticidad, como se indica por una prueba de impacto durante el enfriamiento lento desde una temperatura de revenido de 620°C, aunque el mismo acero tendrá una tenacidad satisfactoria si es templado desde la misma temperatura de revenido. Por lo tanto, el procedimiento para templar desde la temperatura de revenido es una práctica común para evitar una tenacidad decreciente. Si aceros que son susceptibles a la fragilidad de revenido se revienen de 450 a 590°C, un templado desde la temperatura de revenido no restaurará la tenacidad.

El efecto del templado directo y el enfriamiento lento desde la temperatura de revenido sobre la resistencia al impacto de un acero 5140 se muestra en la figura

4.3.9 Templado desde la Temperatura de Revenido.

Como se hizo notar en la sección anterior, los aceros susceptibles a la fragilidad de revenido que se revienen arriba 590°C deben templarse desde la temperatura de revenido.

Tales piezas deben templarse inmediatamente después de ser removidas del horno. Existen otros dos tipos de trabajo que son comúnmente templados desde la temperatura de revenido, por las siguientes razones:

1) Para proveer una superficie mejorada.

2) Para enfriar piezas para un manejo inmediato o para remover la sal. Las piezas revenidas en sal fundida son comúnmente templadas en agua como una ayuda para remover la sal. Luego de que las piezas se templan requieren de una limpieza y enjuague adicional para evitar la oxidación.

Para el temple de piezas revenidas se utilizan generalmente agua o mezclas de agua. No se requiere de un control de temperatura cuando el volumen de trabajo mantiene al medio de temple caliente.

4.4 El templado superficial

4.4.1 Endurecimiento por inducción.

4.4.1.1 Generalidades.

Es posible generar el calor necesario para el templado o revenido de piezas de acero a través de la inducción electromagnética. Cualquier conductor eléctrico puede ser calentado por inducción electromagnética: cuando una corriente eléctrica alterna pasa por una bobina, se induce un campo magnético de alta concentración y alternando rápidamente, cuya intensidad depende primordialmente de la magnitud de la corriente en la bobina.

Este campo magnético a su vez induce un potencial eléctrico en la pieza a calentar, el cual produce una corriente eléctrica, ya que la pieza representa realmente un corto circuito, y se calienta el material debido a la resistencia eléctrica y a las pérdidas de tipo I^2R .

El patrón de calentamiento obtenido por medio de la inducción está determinado por:

- La forma de la bobina inductora del campo magnético
- El número de vueltas de la bobina,
- La frecuencia de operación y
- La potencia de entrada de la corriente alterna.

La figura 166 da 4 ejemplos de los campos magnéticos y corrientes inducidas producidas por algunas bobinas de inducción.

La velocidad de calentamiento obtenida por medio de bobinas de inducción depende de la intensidad del campo magnético al cual está expuesta la pieza de trabajo. En esta, la velocidad de calentamiento es una función de las corrientes inducidas y de la resistencia del material. En general, se

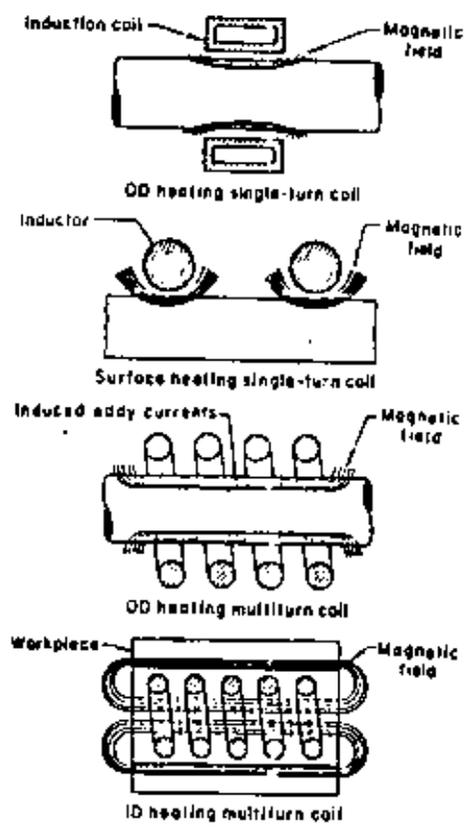


Figura 166 : Campos magnéticos y corrientes inducidas producidos por varias bobinas de inducción

utiliza corriente de alta frecuencia para endurecimiento con poca profundidad y frecuencias bajas o intermedias para aplicaciones en las cuales se requiere mayor profundidad de temple.

La mayoría de las aplicaciones de endurecimiento superficial por inducción requiere una potencia relativamente alta y ciclos de calentamiento cortos para restringir el calentamiento al área superficial.

4.4.1.2 Aplicaciones.

Las principales ventajas metalúrgicas que pueden ser obtenidas por medio del tratamiento mencionado incluyen:

- Mayor resistencia al desgaste
- Mayor resistencia a la fatiga (esfuerzos cíclicos).

4.4.1.2.1 Endurecimiento para resistencia al desgaste.

Una ligera profundidad de endurecimiento, en el rango de - - 0.010 a 0.060 pulg. procure una zona con buena resistencia al desgaste en aplicaciones con carga ligera hasta moderada.

Para lograr este endurecimiento de profundidad reducida, el calentamiento tiene que limitarse a la profundidad deseada utilizando equipo en el rango de 10 Kc (10 kilociclos por segundo) a 2 mc (megaciclos = 10^6 ciclos).

Sin embargo, en los aceros de carga pesada o de tipo impacto, hay que aumentar la profundidad de endurecimiento de 0.06 a 0.250 pulgada para lograr un soporte adecuado y resistencia al desgaste. Para obtener estas profundidades se recomienda un rango de frecuencia de 1 a 10 Kc.

4.4.1.2.2 Endurecimiento para aumentar la resistencia a la fatiga.

El endurecimiento superficial por inducción hasta profundi-

dades de 1/8 a 1/2 pulg. de barras y ejes aumentó mucho su resistencia a la fatiga en flexión y torsión. Además, este proceso permitió en algunas aplicaciones reducir el costo gracias a la sustitución por acero al carbono de aceros de alta templabilidad.

Barras y ejes largos pasan usualmente a través de una bobina de inducción y son templados por medio de un calentamiento y templado progresivo. En general, estas piezas se ponen en rotación para obtener resultados más uniformes durante el procedimiento. Se recomiendan en general un equipo con un rango de frecuencia de 1 a 10 kc.

Cuando algunos ejes u otras partes tienen áreas con esfuerzos críticos, es posible llevar a cabo un endurecimiento selectivo por inducción para aumentar las propiedades de fatiga en flexión y torsión. En función de la aplicación específica del endurecimiento deseado, se usan rangos de frecuencia de 3 a 450 kc.

4.4.1.3 Selección de las variables del proceso

4.4.1.3.1. Selección de la frecuencia.

La distribución de la corriente inducida en una pieza es máxima en la superficie y disminuye rápidamente en el interior. La penetración efectiva de la corriente aumenta con una reducción de la frecuencia. Además, la distribución de la corriente inducida depende de las características magnéticas y eléctricas de la pieza a calentar, y como estas propiedades se modifican con la temperatura, la distribución de corriente varía durante el calentamiento.

Ya que el calor difunde rápidamente hacia el interior de la pieza por conducción térmica desde que la superficie se calienta, la profundidad efectiva de calentamiento está determinada por la duración del calentamiento, la densidad de potencia (o sea Kw/pulg.² de superficie expuesta al inductor) y desde luego por la frecuencia. Se logra la menor profundidad de calentamiento por medio de máxima densidad de potencia, mínima duración del calentamiento y alta frecuencia.

El rango de frecuencias usuales en la industria varía de - - - 10,000 a 50,000 Hz. La tabla siguiente muestra el efecto de la frecuencia -- sobre la profundidad de endurecimiento; como se mencionó en el párrafo anterior

es posible lograr mayor profundidad de endurecimiento a la misma frecuencia aumentando el tiempo de calentamiento.

Tabla: Efecto de la frecuencia sobre la Profundidad de Endurecimiento por Inducción.

Frecuencia (Hz.)	Profundidad teórica de penetración de la energía eléctrica (plg.)	Profundidad práctica de endurecimiento (plg.).
1,000	0.059	0.180 a 0.350
3,000	0.035	0.150 a 0.200
10,000	0.020	0.100 a 0.150
120,000	0.006	0.060 a 0.100
500,000	0.003	0.040 a 0.080
1,000,000	0.002	0.010 a 0.030

En los procesos discontinuos, se controla generalmente la temperatura a través del tiempo del ciclo, el cual se automatiza fácilmente. En procesos continuos, la velocidad de desplazamiento de la pieza a través de la bobina se ajusta para obtener la temperatura deseada. Debido a que estos métodos de control de temperatura son indirectos, las condiciones que producen la profundidad de endurecimiento deseada se determinan en general por experimento. Es posible utilizar un pirómetro de radiación para determinar y controlar la temperatura real de pieza, para mejorar la uniformidad del endurecimiento. Es importante templar la pieza rápidamente después de que se haya establecido la temperatura deseada.

4.4.1.3.2 Selección del diseño de la bobina

El éxito de muchas aplicaciones del endurecimiento por inducción depende de la selección y del diseño del inductor o bobina de trabajo apropiado. Existen muchos factores de influencia sobre el inductor: dimensión y configuración de la pieza a calentar, patrón de distribución de calor deseado, si la pieza se calienta en toda su longitud de una vez o progresivamente, número de elementos a calentar al mismo tiempo, cantidad de potencia disponible, etc.

La intensidad del campo magnético dentro del inductor es el factor básico que determina la velocidad de calentamiento. Por eso, con el fin de lograr las máximas velocidades de calentamiento, se diseñan inductores que pueden llevar un máximo flujo de corriente y un acercamiento máximo entre pieza e inductor.

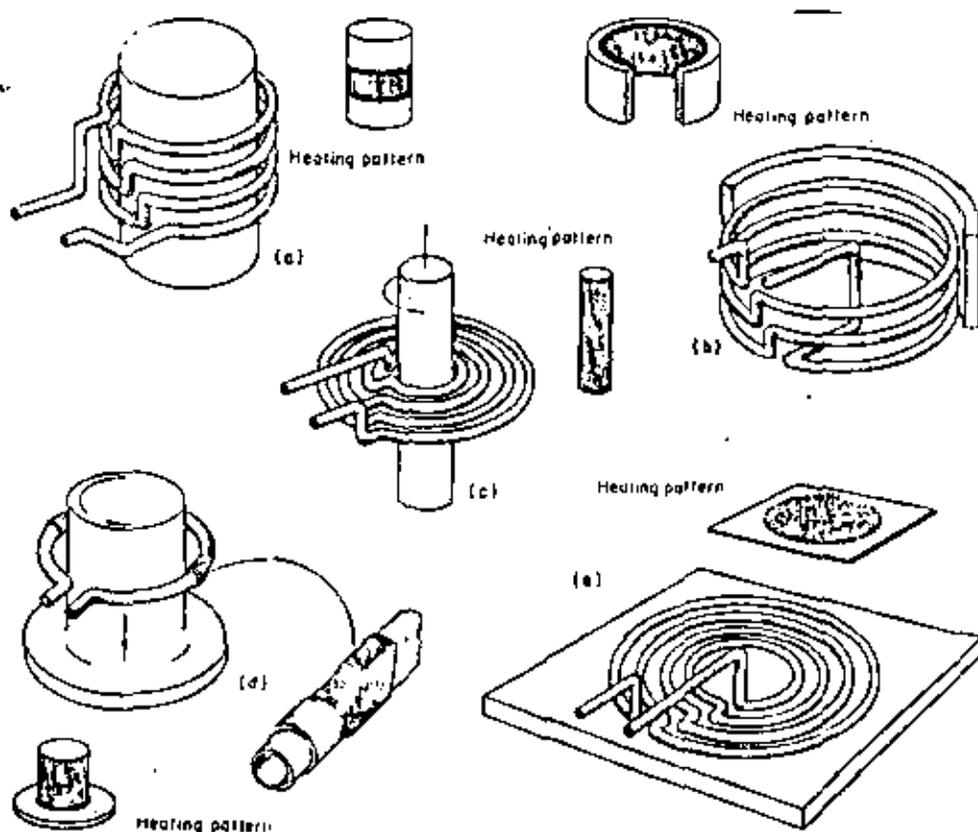


Figura 167 : Bobinas típicas de trabajo para unidades de alta frecuencia

Existen cinco tipos de diseño básico para bobinas de inducción de alta frecuencia (mas de 200 Khz), los cuales se representan en la figura 167.

- Solenoide simple para calentamiento externo (a)
- Bobina para calentamiento interno (b)
- Bobina tipo "pastel" para producir alta densidad de corriente en una zona delgada para aplicaciones de barrido (scanning) (c).
- Bobina de una sola vuelta para calentamiento por barrido de una superficie en rotacion (d)
- Bobina tipo "sartén" para calentamiento local (e).

Las bobinas del primer tipo (solenoide) para calentamiento externo y son las más efectivas y hay que darles preferencia cuando posible. Las bobinas se hacen con tubo de cobre comercial con una sección suficiente para permitir el flujo de agua de refrigeracion.

4.4.1.3.3 Selección del medio de enfriamiento y de su aplicacion.

En la mayoría de las aplicaciones del endurecimiento por inducción se utiliza agua como medio de enfriamiento. En algunos casos se usa aceite, aceite soluble, aire comprimido, etc. ...

La figura 168 representa esquemáticamente ocho dispositivos básicos para el endurecimiento por inducción, los cuales se explican brevemente a continuación.

a. bobina de calentamiento; la pieza se retira manualmente de la bobina para templarla en un tanque con medio de templado; se usa cuando la producción limitada no justifica un equipo automatizado;

b. bobina con función de calentamiento y templado simultáneamente;

c. Bobina con elementos calentados y elementos enfriados: después de calentar con el anillo superior, el anillo inferior de templado se -- deslaza y efectua el enfriamiento; método aplicable por barrido;

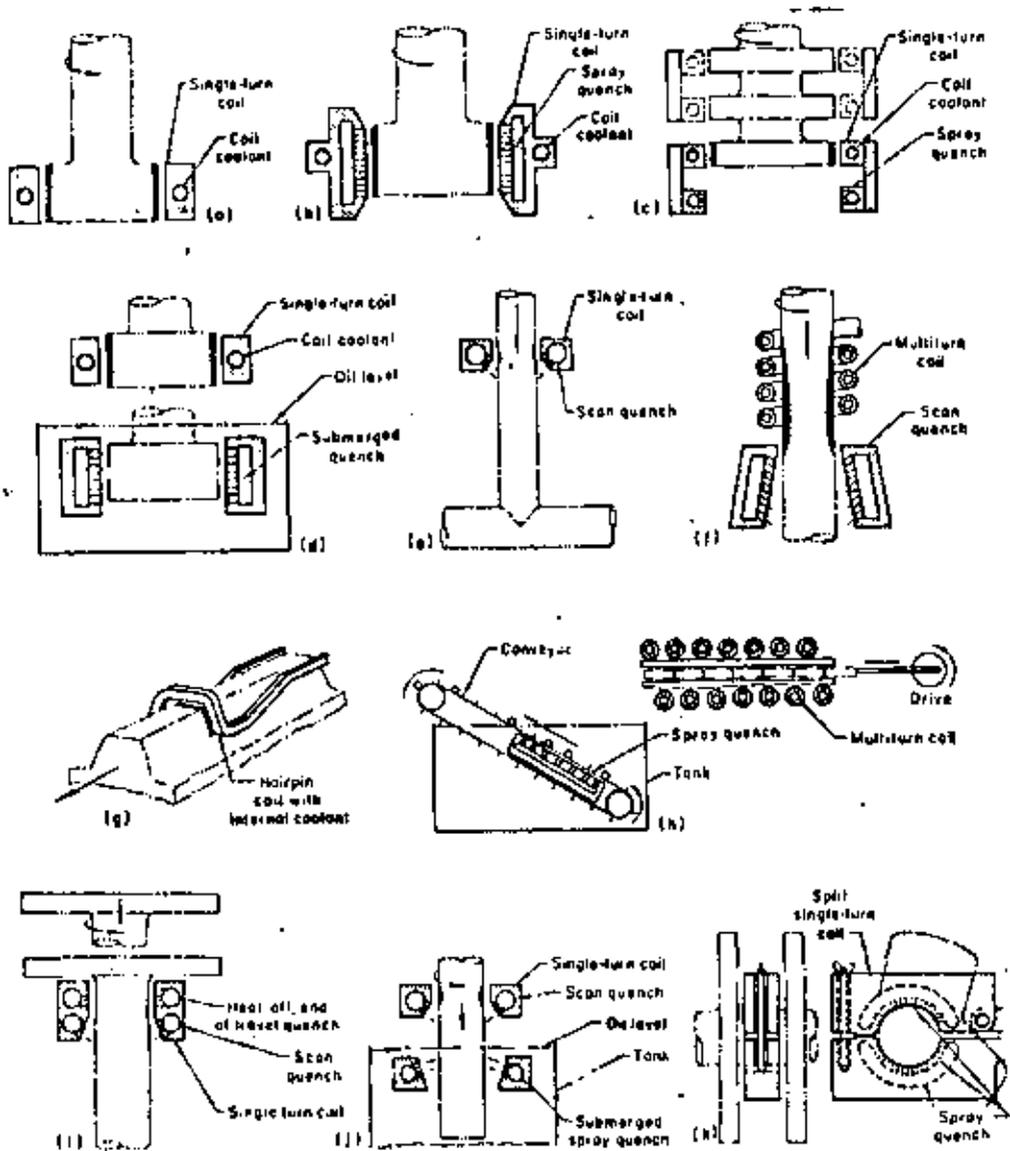


Figura 168 : Once arreglos básicos para el templado por inducción (explicaciones en el texto)

d. Calentamiento por bobina, luego la pieza baja hidráulicamente al tanque de templado, en el cual el medio de templado se agita con hélice o rocío;

e. Inductor de barrido horizontal o vertical con sistema de rocío integrado de una sola vuelta, utilizado para endurecimiento poco profundo;

f. Inductor de barrido horizontal o vertical con bobina de varias vueltas y anillo templador separado, con varias hileras de agujeros, utilizado para endurecimiento profundo o hasta el corazón;

g. Bobina de una sola vuelta, barriendo y calentando la pieza templado propio o con aire comprimido; se usa en aplicaciones especiales con aceros de alta templabilidad;

h. Sistema automático con transporte horizontal de las piezas a través de bobinas de calentamiento, luego templado por inmersión en tanque con medio de temple agitado por rocío;

i. Barrido vertical con inductor de una vuelta en combinación con templado dual integrado: un anillo de templado para endurecimiento por barrido y un segundo anillo (figura) para templado estacionario cuando termina el barrido; se usa para piezas con un diámetro local (p. ej. brida) demasiado largo para pasar a través del inductor, pero que necesitan templado hasta la zona más ancha;

j. Inductor de simple vuelta para barrido vertical con templador integral por rocío sumergido en tanque.;

k. Inductor partido y templador partido en forma de anillo, usado para el endurecimiento de la superficie de cigueñales en contacto con los cojinetes.

El templado con rocío de agua se aplica con éxito para la mayoría de las aplicaciones con acero al carbono y acero estructural de baja aleación. Se utiliza aceite para aceros de mayor templabilidad y para piezas con

sección variable cuando se temen problemas de agrietamiento y distorsión. - A veces se utiliza aire comprimido, el cual se inyecta a través de los anillos templadores de la figura

4.4.1.4 Selección del acero para endurecimiento por inducción

La selección del acero se basa en la totalidad de los procesos de fabricación así como en las exigencias del material en servicio. Debido a la interdependencia de los factores de producción e ingenieriles, la selección final está determinada pocas veces por una sola variable.

Para una discusión completa nos referimos al capítulo 11 de la monografía sobre "endurecimiento y revenido por inducción" de la American Society for Metals. La microestructura del material antes de endurecer es también de suma importancia para el buen desarrollo del proceso de endurecimiento por inducción: las estructuras obtenidas después de un templeado y revenido contienen carburos finos y en dispersión uniforme, lo que permite una buena austenitización, y, en consecuencia, se logra una profundidad mínima de endurecimiento con máxima dureza superficial utilizando velocidades de calentamiento muy altas. Las estructuras "perlita-ferrita" típicas de aceros normalizados, laminados en caliente y recocidos, con un contenido de carbono entre 0.40 y 0.50% también se comportan satisfactoriamente durante un tratamiento de endurecimiento por inducción.

Para mayor información práctica referente al endurecimiento por inducción, nos referimos al Volumen II del "Metals Handbook", editado por la American Society for Metals.

4.4.2 Endurecimiento por flama.

El endurecimiento por flama es un tratamiento térmico en el cual la superficie de una aleación ferrosa templeable es calentada rápidamente arriba de la temperatura de transformación mediante la incidencia directa de una flama de alta temperatura y luego enfriada a una velocidad determinada para obtener la dureza y otras propiedades deseadas. La flama de alta temperatura se obtiene por la combustión de una mezcla de gas combustible con oxígeno o aire. Mediante este procedimiento se pueden obtener profundidades de

endurecimiento desde cerca de 1/32" a 1/4" o más, dependiendo de los combustibles usados, del diseño del soplete, de la duración del calentamiento, de la templabilidad del material de trabajo, del medio de temple y del método de temple utilizado.

4.4.2.1 Aplicaciones.

El endurecimiento por flama se aplica a una amplia diversidad de piezas de trabajo y de materiales ferrosos en los cuales se pueden obtener las propiedades mecánicas requeridas por endurecimiento selectivo o local, por una o más de las siguientes razones:

1. Las piezas son tan grandes que los hornos convencionales para calentamiento y templado son poco prácticos y no son costeables. Engranajes grandes, troqueles y cilindros grandes, son ejemplos típicos de este caso.

2. Se requiere de un tratamiento térmico únicamente en un pequeño segmento, sección o área de la pieza o un tratamiento térmico de toda la pieza sería perjudicial para su funcionamiento. Ejemplos típicos de esto son: extremos de vástagos de válvulas, las superficies de levás y palancas.

3. La exactitud dimensional de una pieza determinada es impráctica o difícil de obtener o controlar por medio de un calentamiento en horno y templado. Un ejemplo típico de ello lo constituye un engrane grande de diseño complejo, para lo cual el endurecimiento por flama de los dientes no alteraría las dimensiones del engrane.

4. El endurecimiento por flama permite construir una pieza de un material menos costoso, teniendo como resultado un ahorro de costo total - en comparación con otros métodos, técnicamente aceptables. Un ejemplo típico de ello lo puede constituir una pieza carburizada de un acero aleado de bajo contenido de carbono que puede ser sustituida con menor costo por un acero al carbono endurecido por flama.

4.2.2.2 Métodos para el endurecimiento por flama.

La versatilidad del equipo para endurecimiento por flama y el amplio rango de condiciones de calentamiento obtenibles con quemadores de gas

permiten una variedad de métodos para el endurecimiento por flama, de los -
cuales los principales son:

- de punto o estacionaria,
- progresivo,
- giratorio
- combinación de progresivo y giratorio.

En el primer método se utilizan flamas colocadas adecuadamente para calentar solamente áreas locales seleccionadas, templándolas posteriormente. (fig. 169). Este método se presta a automatización:

En el método progresivo, el soplete viaja longitudinalmente - para calentar la pieza y permite así calentar piezas con dimensiones considerables (Ver. p.ej. figura 170).

La velocidad con que el soplete debe viajar sobre la superficie está regido principalmente por la capacidad de calentamiento de la cabeza, la profundidad de endurecimiento requerida, la composición y forma del - trabajo, y el tipo de temple empleado. Velocidades de 2 a 12 pulg. por minuto son típicas con sopletes de oxiacetileno.

A veces se combinan el método progresivo con el giratorio - - (fig.): mientras se hace girar la pieza, el anillo que contiene los sopletes va caminando progresivamente a lo largo de la pieza de manera conveniente. Este método es especialmente útil para flechas o cilindros. Conforme avanza el anillo y la pieza es calentada actúa inmediatamente un sistema de temple por medio de rocío y dentro del mismo anillo.

4.4.2.3 Gases combustibles

Se utilizan varios gases combustibles diferentes para efectuar endurecimiento por flama. Para seleccionar el gas más adecuado, hay que considerar la velocidad de calentamiento necesaria, el costo del gas y el costo inicial del equipo y de su mantenimiento.

La siguiente tabla da los principales gases combustibles y algunos de sus datos más importantes.

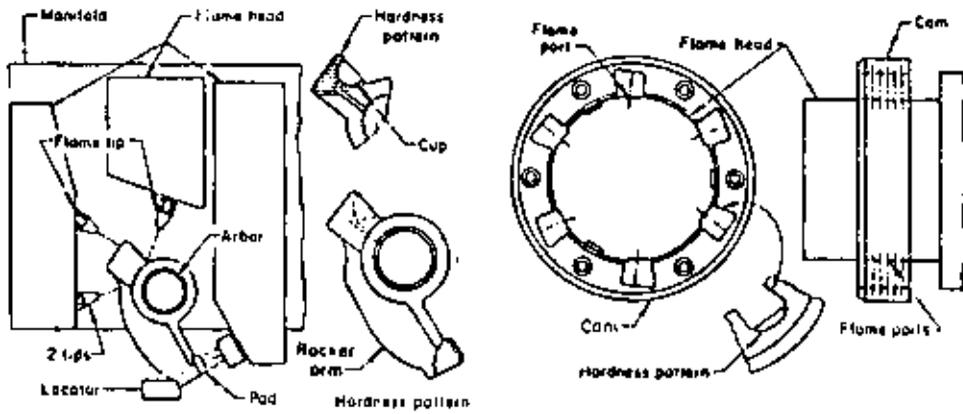
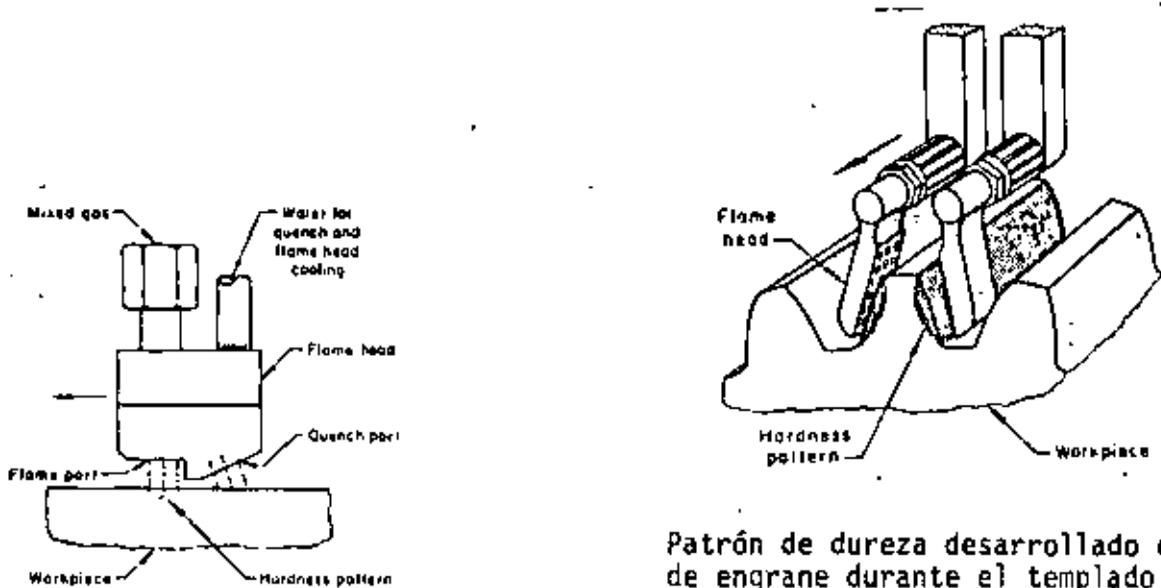


Figura 169 : Representación simplificada del equipo para templado por flama con calentamiento local



Patrón de dureza desarrollado en dientes de engrane durante el templado por flama (poca distorsión)

Figura 170 : Representación esquemática del método progresivo de calentamiento para templado por flama

Gas	Calor generado Btu/ft ³	Temperatura de la flama		Velocidad de quemado pu ^g . / seg.	Intensidad de combus- tión.
		+O ₂	+ aire		
Acetileno	1433	3100° C	2350° C	21	15,036
Gas domésti- co	300 a 900	2500°C	2000°C	Variable	variable
Gas natural (metano)	1000	2700	1870	11	4,004
Propano	2520	2630	1925	12	6,048

El dato denominado "intensidad de combustión" o también "salida específica de flama" es un parámetro bien correlacionado con las velocidades reales de calentamiento: es el producto de la velocidad normal de quemado multiplicado por el valor neto de calentamiento de la mezcla de gas combustible más conveniente para una velocidad específica de endurecimiento y profundidad de endurecimiento. Los combustibles de mayor interés comercial se clasifican por la intensidad de combustión (en razones metalúrgicamente convenientes de mezcla con oxígeno) en el siguiente orden: acetileno, propano, metano.

4.4.2.4 Profundidad de endurecimiento

Sólo pueden obtenerse durezas de poca profundidad (menos de 0.125 in. de profundidad) con combustibles oxígeno-gas.^{gas} Debido a las flamas de alta temperatura, los combustibles oxígeno-gas poseen una transferencia de calor rápida, necesaria para una localización efectiva del patrón de calentamiento. Patrones más profundos de dureza permiten el uso de ya sea combustibles oxígeno-gas o aire-gas. Los combustibles oxígeno-gas localizan bien el calor, pero se requiere de cuidado en su aplicación, para evitar el sobrecalentamiento de la superficie. Los combustibles aire-gas, con sus velocidades de transferencia de calor más lentas (temperaturas de flama más bajas), minimizan o eliminan el sobrecalentamiento de la superficie, pero generalmente extienden el patrón de calentamiento más allá del patrón de dureza deseado. Por este motivo, el endurecimiento por flama aire-gas está generalmente limitada a aceros que se templean a poca profundidad. De esta manera, el patrón de dureza se controla por el temple más que por el calentamiento. El calor más profundo producido por flamas de aire-gas puede excluir el uso de estas mezclas, porque puede ocurrir una distorsión excesiva.

Con el fin de aprovechar la máxima temperatura de la flama de gas oxígeno-combustible, la distancia del extremo del cono interno de la flama a la pieza debe des ser de 1/16 in.

4.4.2.5 Operación y control del procedimiento.

El éxito de muchas aplicaciones de endurecimiento por flama depende grandemente en la habilidad del operador. Esto es especialmente cierto cuando el volumen de trabajo es tan pequeño o tan variado que el costo del equipo de control automático no se justifica.

Las principales variables de operacion son:

- distancia del cono interior de la flama de gas oxígeno-combustible a la superficie de la pieza de trabajo, o distancia entre el soplete aire-combustible y la pieza,
- presiones y flujos de gas,
- velocidad de recorrido de la flama (soplete) o de la pieza de trabajo,
- tipo, volumen y aplicación del temple.

Estas variables deben ser controladas cuidadosamente para asegurar duplicidad de dureza superficial deseada y profundidad de dureza.

Las velocidades de la flama deben ser constantes y adecuadas para obtener la profundidad deseada.

Las temperaturas de endurecimiento deben ser controladas, lo cual generalmente puede ser hecho con facilidad por el operador competente, pero resulta difícil para aquel que no tiene experiencia. El uso de pirómetros de radiación y ópticos puede resultar conveniente.

4.4.2.6 Medios de Temple.

Un templado de tipo rocfo ya sea integrado en la cabeza de flama o por bloques separados de temple con agua o bien con una solución diluida de aceite soluble es usado como medio de temple. No se debe permitir que los aceites de temple entren en contacto con el oxígeno o que contaminen el equipo que lo usa.

Cuando se reduce la presión del medio de templado, la velocidad de enfriamiento puede ser reducida de la máxima capacidad para la cual fueron diseñados los sistemas de calentamiento y enfriamiento. Un aumento en la distancia entre la última fila de flamas y el punto en el cual incide el medio de temple permite a la masa de metal debajo del área a extraer calor y de esta manera reducir la severidad del temple.

A continuación se discutirán algunos medios de enfriamiento muy usuales.

Aire Forzado.

En operaciones de endurecimiento progresivo se utiliza con frecuencia aire forzado como medio de temple para aceros que son considerados aptos para ser templados en aceite. El agua no se usa inmediatamente después -- del calentamiento, debido a que la rápida velocidad de enfriamiento puede tener como resultado agrietamiento superficial. Debido a que la mayoría de estos aceros tienen una temperatura de transformación A_{r3} , relativamente baja, el aire forzado reduce rápidamente la temperatura de la superficie a un punto al cual el agua puede ser luego aplicada sin producir agrietamiento. De esta manera, la dureza obtenida es generalmente cercana a aquélla obtenida con un temple directo con aceite. Por ejemplo, un acero 52100 templado con aire forzado seguido por agua adquiere una dureza superficial de Rockwell C 60 a 61.

El templado con aire forzado es también usado en aplicaciones donde se requiere una dureza intermedia. Un ejemplo de ello lo constituyen los rieles de ferrocarril, donde se endurecen los extremos del riel para reducir el impacto que existe entre riel y riel.

Templado de Inmersión.

Los medios de templado varían de acuerdo al tipo de metal usado, la dureza y profundidad deseada, y la masa, diseño y tolerancias dimensionales de la pieza. Los medios de temple pueden ser soluciones caústicas o -- salmuera, agua, emulsiones de aceite soluble o cualquiera de la gran variedad de aceites.

Templado propio.

Durante cualquier endurecimiento por flama que no sea endurecimiento total, la masa del metal frío debajo de la capa calentada ayuda en el temple extrayendo calor. De esta manera, durante el endurecimiento progresivo de dientes de engranes hechos de aceros de contenido medio de carbono tales -- como 4140, 4150, 4340 o 4640, la combinación de la rápida velocidad de calentamiento y el gradiente de temperatura entre la superficie y el interior del engrane tiene como resultado un temple propio sustancial que es igual al temple en aceite.

4.4.2.7 Revenido de piezas endurecidas por flama.

Generalmente es deseable revenir las piezas que han sido endurecidas por flama; la necesidad de producir martensita revenida es la misma a pesar del método de tratamiento térmico utilizado para obtenerla. El acero endurecido por flama responderá al tratamiento de revenido de la misma manera que si fuera endurecido al mismo grado por cualquier otro método.

Piezas grandes generalmente endurecidas por el método progresivo pueden ser inmediatamente revenidas recalentando la superficie endurecida con una cabeza de flama colocada a poca distancia del medio de temple.

En piezas largas endurecidas por flama a profundidades de cerca de 1/4 in. o más, el calor residual presente después del templado puede ser suficiente para lograr un alivio de esfuerzos suficientes, y un revenido subsecuente en una operación separada puede resultar innecesario (revenido propio).

4.4.2.8 Selección del material.

La aplicación del endurecimiento por flama está limitada a los aceros templables.

Aceros al carbono

Los aceros al carbono en el rango de 0.37 a 0.55% son los que se usan con mayor amplitud para aplicaciones por el endurecimiento por flama. Pueden ser endurecidos a través de secciones de hasta 3/8 o 1/2 in. Este comportamiento permite el uso de acero al carbono para la construcción de pequeños engranes, flechas y otras piezas de sección transversal pequeña en donde se requiere de propiedades uniformes a lo largo de toda la sección. Estos mismos aceros pueden ser usados para piezas más grandes donde se requieren de durezas poco profundas de 1/32 a cerca de 1/4 in.

Los aceros al carbono 1035 a 1053 son convenientes para el endurecimiento por flama; los 1042 y 1045 son los más disponibles y son recomendados para la mayoría de las aplicaciones de endurecimiento por flama.

Aceros aleados

El uso de aceros aleados para el endurecimiento por flama es justificable únicamente en los siguientes casos:

1. Cuando se necesita una alta resistencia en el interior de la pieza (lo que se logra por medio del tratamiento térmico anterior al endurecimiento por flama), y los aceros al carbono resultan inadecuados para lograr esta resistencia en las secciones de trabajo.

2. Cuando la forma o masa de la pieza, restricciones respecto a la distorsión, o el peligro de agrietamiento imposibilitan el uso de acero al carbono templado en agua.

3. Cuando ciertos grados de aleación pueden ser obtenidos con mayor facilidad que los grados de acero al carbono apropiados para alguna aplicación.

4.5 Templados especiales.

4.5.1 Martempering, martemplado o templado interrumpido.

El Martempering del acero se representa esquemáticamente en la figura 171 y consiste en:

a) templado desde la temperatura de austenitización en aceite caliente o sal fundida a una temperatura en la parte superior (o ligeramente arriba) el rango de martensita.

b) Mantener en el medio de temple hasta que la temperatura en toda la masa del acero sea substancialmente uniforme y

c) Enfriamiento (generalmente en aire) a una velocidad moderada, para evitar cualquier gran diferencia de temperatura entre el interior y el exterior de la pieza.

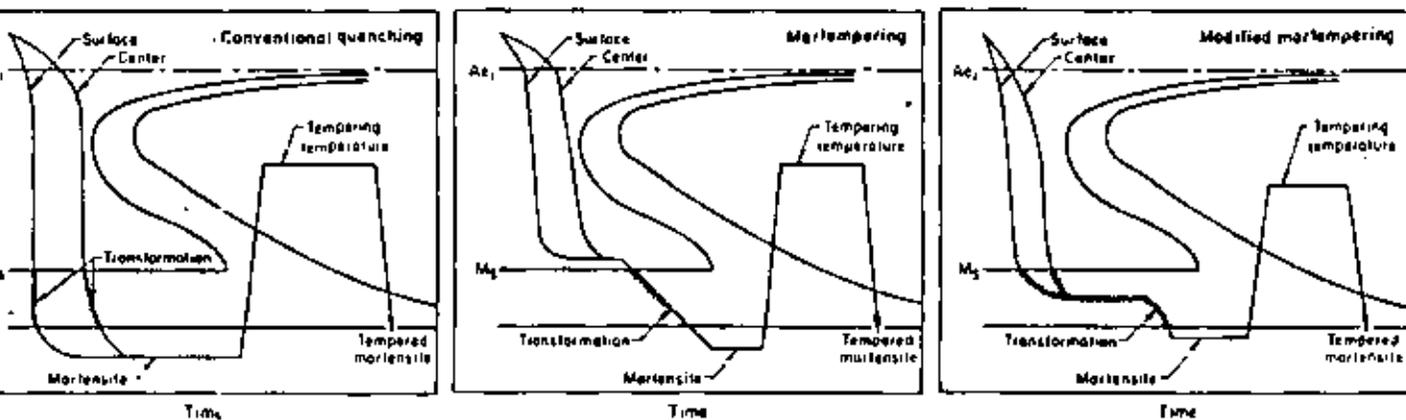


Figura 171 : Diagramas TTT o de transformación isotérmica con superposición de curvas de enfriamiento, representando esquemáticamente los procesos de : templado y revenido convencional (izquierda), martemplado o templado interrumpido (centro), martemplado modificado (derecha)

La formación de martensita ocurre con buena uniformidad a través de toda la pieza durante el enfriamiento hasta temperatura ambiente, evitando de esta manera la formación de cantidades excesivas de esfuerzos residuales. Sin embargo, el martempering (también conocido como martemplado) no reemplaza el revenido: después de que las piezas martempladas se han enfriado a temperatura ambiente, se someten a un revenido de la misma manera como si hubieran sido templadas convencionalmente.

Las curvas de la figura 171 representan las diferencias que existen entre el templado con revenido convencional y el martemplado. Debido al enfriamiento relativamente lento durante el martempering, las secciones ligeras y pesadas se transforman en la superficie y en el centro de la pieza, casi al mismo tiempo.

De esta manera, el martempering minimiza o elimina la distorsión que es resultado de velocidades de transformación desiguales, las cuales ocurren normalmente en el templado convencional.

Por lo tanto, el martempering minimiza la distorsión de la pieza y se desarrollan menos esfuerzos residuales que en un templado convencional.

Cuando la templabilidad del acero es adecuada (o sea suficiente), el martempering provee un control dimensional mejor que el templado convencional, debido a las variaciones dimensionales más uniformes entre piezas y lotes. Además, menos esfuerzos residuales dañinos se desarrollan en el martempering, debido a que las mayores variaciones térmicas ocurren mientras que el acero está en la condición austenítica relativamente plástica, y debido a que la transformación final y los cambios térmicos ocurren a través de toda la pieza aproximadamente al mismo tiempo. En la tabla siguiente se comparan los efectos de un martempering y revenido sobre las propiedades de un acero 1095 con los efectos obtenidos mediante un templado convencional, y revenido.

Propiedades mecánicas de un acero 1095 tratado térmicamente por dos métodos.

Especimen	Tratamiento Térmico	Dureza Rockwell C	Resistencia al impacto ft. lb	Elongación en 1 in. %
1	Templado en agua y revenido	53.0	12	0
2	Templado en agua y revenido	52.5	14	0
3	Martempering y revenido	53.0	28	0
4	Martempering y revenido	52.8	24	0

En muchos casos, el martempering ha eliminado la necesidad del uso de dispositivos de sujeción durante el templado, los cuales se utilizaban para minimizar la distorsión durante el templado convencional, y ha reducido por ello el costo de herramienta y manejo. Sin embargo, cuando se cambia del templado convencional al martempering, puede ser necesario estudiar las variaciones dimensionales en piezas individuales antes de establecer las dimensiones.

4.5.1.2 Martempering Modificado.

El martempering modificado difiere del martempering "estándar" únicamente en que la temperatura del baño de temple es más baja, variando desde apenas por debajo del punto M_s hasta cerca de 100°C (figura 171, gráfica de la derecha). Se obtienen velocidades de enfriamiento más rápidas con el martempering modificado que con el proceso estándar debido a la mayor diferencia de temperatura entre austenitización y baño de martemplado. Esto es importante para aceros de menor templeabilidad que requieren de un enfriamiento más rápido con el fin de endurecer a una profundidad suficiente. Por lo tanto, el martempering modificado es aplicable a un rango más amplio de composiciones de acero que en el proceso estándar.

Otra ventaja del martempering modificado es que las menores temperaturas del medio de temple permiten con frecuencia el uso de un equipo de templado más sencillo. Además debido a que el aceite es invariabilmente el medio de temple empleado en el martempering modificado, el equipo existente puede ser modificado a bajo costo.

En general, se obtienen resultados uniformes y reproducibles por ambos métodos, el estándar y el modificado. Sin embargo, es probable que el proceso modificado provoque distorsión en partes sensibles. Por lo tanto, se puede requerir de mayores tolerancias para el maquinado u otro acabado cuando se utiliza el proceso modificado.

4.5.1.3 Medios de Martempering.

La sal fundida o el aceite caliente son ambos ampliamente usados para el martempering. Varios factores deben ser considerados cuando se busca elegir entre la sal o el aceite. La temperatura de operación es el factor decisivo más común. Los aceites son ampliamente usados para el martempering hasta los 200°C y en algunos casos hasta 250°C. La sal fundida es usada para el martempering en un rango de 200 a 400°C.

4.5.1.4 Aceros para el martemplado.

Siempre que se vaya a hacer un martemplado se debe considerar cuidadosamente la capacidad de endurecimiento del acero (templabilidad) y el tamaño de la sección.

Los aceros de bajo contenido de carbono tienen una curva TTT muy hacia la izquierda, lo que no permite que se obtenga una estructura completamente martensítica. Estos aceros requieren un enfriamiento de mayor velocidad, lo que hace que no sean apropiados para el martempering. Los aceros aleados son generalmente más adaptables al martemplado que los aceros al carbono. En general cualquier acero que pueda ser templado en aceite puede ser martemplado.

Algunos grados de acero martemplables para obtener dureza completa son por ejemplo: 1090, 4130, 4150, 4340, 4640, 5140, 6150, 8630, 8640, 8740, y 8745. Grados para carburización tales como 3312, 4620, 5120, 8620 y 9310 son también comúnmente martemplado después de ser carburizados.

El éxito de un martempering se basa en el conocimiento de las características de transformación (curvas TTT) del acero considerado. El rango de temperatura de formación de martensita es especialmente importante. La figura 172, muestra los rangos de temperatura para formación de martensita para 14 aceros al carbono y aleados. Se pueden observar dos tendencias en - - estos datos:

1. Conforme aumenta el contenido de carbono, el rango de martensita se amplía y se reduce la temperatura de transformación de martensita.

2. El rango de martensita de un acero triple aleado (Ni-Cr-Mo) ✓ es generalmente más bajo que aquel de ya sea un acero con una sola aleación o doble aleado con un contenido de carbono semejante.

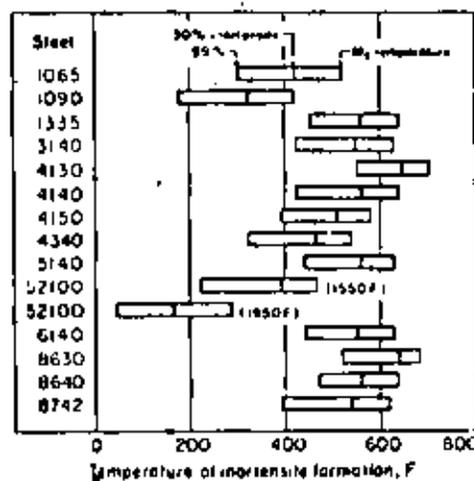


Figura 172 : Rangos de temperatura de formación de martensita en 14 aceros al carbono y de baja aleación

El acero escogido para el martempering debe contener una cantidad suficiente de elementos de aleación o carbono para mover la nariz de la curva TTT hacia la derecha, lo que permite entonces el templado de las piezas de trabajo y que no se corte la nariz de la curva TTT.

El diagrama de un acero hipoeutectoide de baja aleación (5140) conveniente para el martempering es mostrado en la figura 173. El cromo de este acero causa la forma característica de la curva TTT cerca de los 1000°F (538°C).

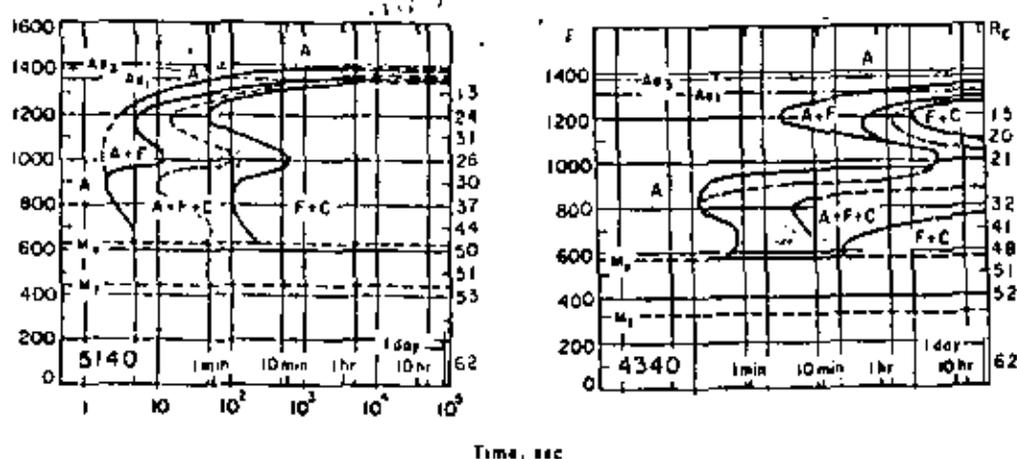


Figura 173 : Diagramas TTT de aceros 4340 y 5140. La temperatura de austenitización para ambos aceros fué de 1550 °F, tamaño de grano : 7-8 para 4340 y 6-7 para 5140

El diagrama TTT para un acero con una templabilidad extremadamente alta (4340) es también mostrada en la figura 173. El efecto combinado de níquel, cromo y molibdeno sobre la templabilidad es ilustrada en este diagrama. Estos elementos causan una nariz doble sobre la curva TTT. La nariz que ocurre cerca de 900°F (480°C) es más significativa en el martempering que la que ocurre cerca de los 1200°F (650°C). Los aceros teniendo una templabilidad tan alta son fácilmente martemplados para producir estructuras enteramente martensíticas.

Los aceros de bajo y medio contenido de carbono desde el 1008 hasta el 1040 tienen una templabilidad demasiado baja para ser martemplados con éxito, a menos que sean carburizados. La curva TTT para un acero 1034 - (ver capítulo 3) es característica de un acero que no es conveniente para el martempering: con excepción de secciones de únicamente unas cuantas milésimas de pulgada de espesor, sería imposible templar el acero en sal caliente o aceite sin encontrar productos de transformación superiores (bainita, perlita, etc.).

Grados límites.

Algunos aceros al carbono de mayor contenido de manganeso, tales como el 1041, pueden ser martemplados con éxito cuando las secciones son delgadas. Aceros de baja aleación que tienen aplicaciones limitadas para un martemplado exitoso son enlistados abajo; los grados de menor carbono son carburizados antes de martemplarse:

1330 a 1345	4520
4012 a 4042	5015 y 5046
4118 a 4137	6118 y 6120
4422 y 4427	8115

La mayoría de los aceros aleados anteriores son convenientes para el martempering en secciones hasta 5/8 o 3/4 in. El martemplado a temperaturas menores de 400°F (204°C) mejorará la respuesta al endurecimiento aunque la distorsión puede ser mayor que cuando se lleva a cabo el martempering a altas temperaturas.

4.5.1.5 Efecto de Masa.

La limitación del espesor de la sección o la masa debe ser considerada en el martemplado. Con una severidad de templado dada, hay un límite al tamaño de la barra cuyo centro se puede enfriar lo suficientemente rápido para transformarse enteramente en martensita. Esto es ilustrado en la figura 174, que compara el diámetro máximo de la barra que puede ser endurecido por el martemplado, el templado en aceite y templado en agua de un acero 1045 y cinco aceros aleados de varias templabilidades.

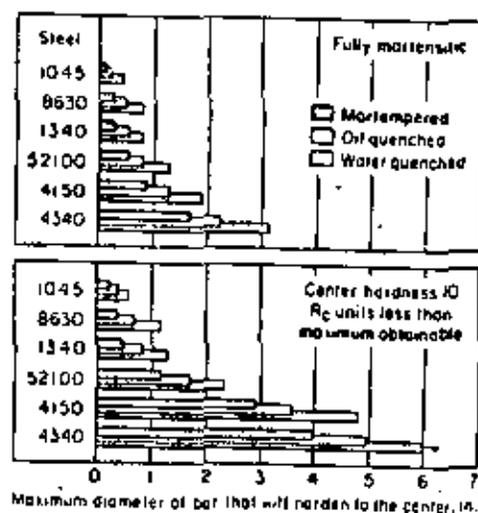


Figura 174 : Diámetro máximo aproximado de barras que pueden ser endurecidas por martempleado, templado en aceite y templado en agua

Para algunas aplicaciones no es enteramente necesario obtener una estructura enteramente martensítica y una dureza en el centro de 10 unidades Rockwell C menor que el máximo que puede ser obtenido para un contenido de carbono dado puede ser aceptable. El diámetro máximo de la barra mediante este criterio es desde 25 a 300% mayor que el diámetro máximo que puede ser hecho enteramente martensítico (grafica inferior de la figura 174).

Los aceros seleccionados para el martempering deben ser juzgados en base a la templabilidad y al tamaño de la sección. Para formar la misma cantidad de martensita, para una sección dada, el contenido de carbono o el contenido de aleación, o ambos, deben ser un tanto mayores para el martempering que para el templado convencional (ininterrumpido).

4.5.1.6 Control de las variables del proceso.

El éxito de martempering depende de un cuidadoso control de las variables en el proceso entero. Es importante que la estructura previa del material que se austenitiza sea uniforme. Así también se requiere del uso de una atmósfera protectora (o sal) en la austenitización, debido a que el óxido actúa como una barrera para uniformizar el templeado en aceite caliente o sal.

Las variables de proceso que deben ser controladas en el martempering incluyen la temperatura de austenitización, grado de homogeneización y solución de carburo, porque afecta la temperatura M_s , que es importante para establecer los procedimientos de martemplado.

El control de temperatura durante la austenitización es el mismo para el martemplado que para el templeado: una tolerancia de $\pm 10^\circ\text{F}$ (5.5°C). Las temperaturas de austenitización que más comunmente se utilizan para una cantidad de aceros diferentes son indicadas en la tabla de la página siguiente.

En la mayoría de los casos, las temperaturas de austenitización para el martemplado serán las mismas que para el templeado convencional en aceite. Ocasionalmente, sin embargo, aceros de medio contenido de carbono son austenitizados a temperaturas mayores previo al martemplado, para aumentar la dureza de temple.

Para piezas carburizadas, temperaturas de austenitización bajas darán generalmente mejor control de tamaño durante el martemplado. Para obtener cambios dimensionales mínimos, se debe usar la mínima temperatura de austenitización que dará propiedades satisfactorias en el núcleo. El porcentaje de la razón de profundidad de pared a núcleo, puede ser también un factor de control, particularmente sobre tamaños y formas de sección crítica.

4.5.1.7 Enfriamiento desde el baño de martempering.

El enfriamiento desde el baño de martempering es hecho ordinariamente en aire quieto, para evitar grandes diferencias de temperatura entre la superficie y el interior del acero. Ocasionalmente se utilizan ventiladores para un enfriamiento con aire forzado en secciones de más de $3/4$ de espesor.

Tabla : Temperaturas típicas de austenitización
y martemplado :

Acero	Temperatura en °F		
	Austenitización	Martemplado en aceite	sal
Aceros de endurecimiento completo			
1024	1600	275	-
1070	1550	350	-
1146	1500	350	-
1330	1550	350	-
4063	1550	350	-
4130	1550	-	400 a 500
4140	1550	300	-
4140	1525	-	450 a 525
4340, 4350	1500	-	450 a 525
52100	1575	375	-
52100	1550	-	350 a 475
8740	1525	-	450 a 525
Aceros para carburización			
3312	1500	-	350 a 375
4320	1525	-	350 a 375
4615	1750	375	-
4720	1550	-	350 a 375
8617, 8620	1700	300	-
8620	1575	-	350 a 375
9310	1500	-	350 a 375

pero se requiere de precaución si la pieza varía en sección o si tiene más superficie expuesta sobre una sección, tal como en hilos o endentaduras, debido a que pueden ocurrir cantidades objeccionables de distorsión cuando se enfría rápidamente a través del rango martensítico. Generalmente, el enfriamiento de las piezas de trabajo en aceite frío o agua después de remover del baño de martempering se considera indeseable, debido a que se reestablecerían gradientes térmicos y patrones de esfuerzo desiguales que aumentarían la distorsión. El tiempo de enfriamiento varía con la masa y la densidad de la carga, el espesor máximo de la sección de la pieza de trabajo, y la temperatura del aire ambiente. Generalmente, cargas de producción de 800 a 1800 lb desde ya sea horno discontinuo o continuo requerirán de 2 1/2 a 5 hr para alcanzar la temperatura ambiente.

Después de enfriar a la temperatura ambiente, las piezas martempladas pueden ser generalmente mantenidas a temperatura ambiente por varias horas y algunas veces días sin riesgo de que se agrieten, debido a que los esfuerzos residuales son bajos comparados con aquellos obtenibles en piezas templadas convencionalmente. El mantener las piezas a temperatura ambiente también permite una transformación más completa de aceros lentos en transformarse.

4.5.2. Austempering o austemplado.

4.5.2.1 Introducción.

El austempering es la transformación isotérmica de una aleación ferrosa a una temperatura debajo de aquella de la formación de perlita y arriba de aquella de la formación de martensita. El acero es austemplado por:

1. Calentamiento a una temperatura dentro del rango de austenitización (generalmente 1450 a 1600°F (790 a 871°C),
2. Templado en un baño mantenido a temperatura constante generalmente en el rango de 500 a 750°F (260 a 400°C),
3. Permitiendo la transformación isotérmica a bainita en este baño,

4. Enfriamiento a temperatura ambiente, generalmente en aire quieto.

Las diferencias fundamentales entre el austempering y el templado convencional y revenido son mostrados esquemáticamente en la figura 175.

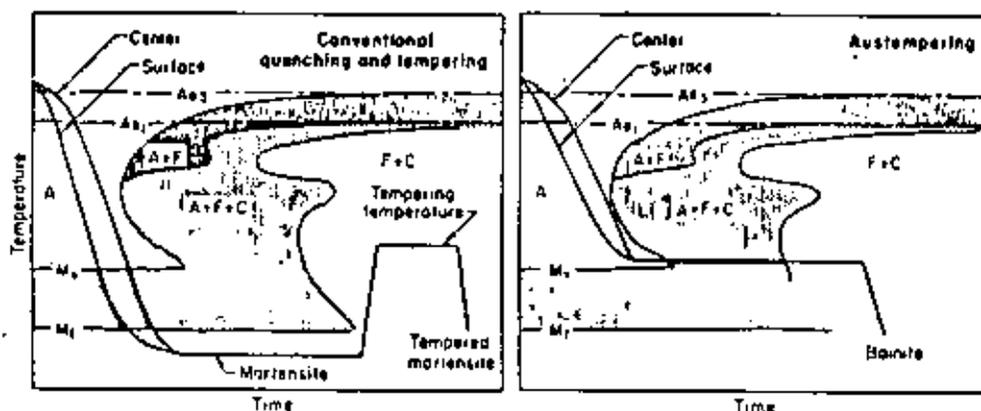


Figura 175 : Comparación esquemática de los ciclos de tiempo-temperatura transformación para el templado y revenido convencional y el austempering o austemplado

La finalidad principal del austempering es obtener una buena ductilidad o tenacidad con una dureza determinada, como se puede observar en la siguiente tabla :

Propiedades mecánicas de un acero 1095 tratado térmicamente por tres métodos:

Número de la muestra	Tratamiento térmico	Dureza Rockwell C	Impacto lb	Elongación en 1 pulg. %
1	templado en agua y revenido	53.0	12	0
2	templado en agua y revenido	52.5	14	0
3	Martemplado y revenido	53.0	28	0
4	Martemplado y revenido	52.8	24	0
5	Austemplado	52.0	45	11
6	Austemplado	52.5	40	8

Para obtener un austempering real, el metal debe:

a. Ser enfriado desde la temperatura de austenitización a la temperatura del baño de austempering lo suficientemente rápido de tal manera que no ocurra ninguna transformación de la austenita durante el enfriamiento, y

b. Ser mantenido a la temperatura del baño el tiempo suficiente para asegurar una transformación completa de austenita en bainita.

4.5.2.2 Medios de temple para el austempering.

La sal fundida es el medio que se utiliza con mayor frecuencia en el austempering, debido a que:

a. Transfiere calor rápidamente;

b. Elimina el problema de la barrera de la fase de vapor durante la etapa inicial del templado;

c. Su viscosidad es baja a temperaturas de austempering (cerca de aquella del agua a temperatura ambiente), de esta manera minimizando las pérdidas por arrastre;

d. Su viscosidad es uniforme sobre un rango amplio de temperatura; y

e. Permanece estable a temperaturas de operación y es completamente soluble en agua, facilitando de esta manera operaciones subsecuentes de limpieza.

Plomo fundido

El plomo fundido también puede ser usado como medio para un martemplado, aunque su uso ha sido restringido debido a su alto costo inicial y debido a que su alta densidad requiere del uso de medios rígidos de sujeción o dispositivos especiales para sumergir las piezas que están siendo tratadas. Además, el plomo requiere de protección contra la oxidación y puede dar lugar a una gran dificultad, que es la de limpiar el plomo o el óxido de plomo que se adhiere al metal templado, lo cual puede resultar imposible.

Aceite

El aceite es raramente usado para el austempering, debido a su inestabilidad química y al cambio de viscosidad resultante a temperaturas de austempering. Debido a su fase de vapor persistente, el aceite es un medio de temple más lento que la sal a temperaturas elevadas y presenta un peligro de incendio.

4.5.2.3 Aceros para el Austempering.

La selección del acero para el austempering debe basarse en las características de transformación como se indica en los diagramas TTT. Tres consideraciones importantes son:

a. La localización de la nariz de la curva TTT y el tiempo disponible para evitarla.

b. el tiempo requerido para completar la transformación de austenita en bainita a la temperatura de austempering, y

c. La localización del punto Ms.

Como se indica en la figura 176, el acero al carbono 1080 posee características de transformación que lo proveen con una conveniencia limitada para el austempering.

El enfriamiento desde la temperatura de austenitización al baño de austempering debe llevarse a cabo en cerca de un segundo para evitar la nariz de la curva TTT y evitar de esta manera la transformación en perlita, durante el enfriamiento. Dependiendo de la temperatura, la transformación isotérmica en el baño se completa dentro de un periodo variando desde unos cuantos minutos hasta cerca de 1 hr. Debido a la alta velocidad de enfriamiento requerida, el austempering de un acero 1080 únicamente puede llevarse a cabo cuando se trata de secciones delgadas. (cerca de 0.2 in. max).

El acero de baja aleación 5140 es conveniente para el austempering, como lo indica la curva TTT para este acero mostrado en la figura 176. Se tienen 2 seg. para evitar la nariz de la curva TTT, y la transformación en bainita se completa dentro de 1 a 10 min. de 600 a 750°F (316 a 400°C). Las piezas hechas de un acero 5140 o de otros aceros cuyas características de transformación son similares a aquellas del 5140 son adaptables para el austempering en tamaños de sección mayores que los que son posibles para un acero 1080, debido al mayor tiempo permisible para evitar la curva nariz de la curva.

Ademas de los aceros previamente mencionados (1080 y 5140), otros aceros adaptables del austempering incluirían:

1. Aceros al carbono conteniendo de 0.50 a 1.00% C y un mínimo de 0.60% Mn.
2. Aceros de alto contenido de carbono conteniendo mas de 0.90% C y, posiblemente, un poco menos de un 0.60% de Mn.
3. Ciertos aceros al carbono (tales como el 1041) con un con-

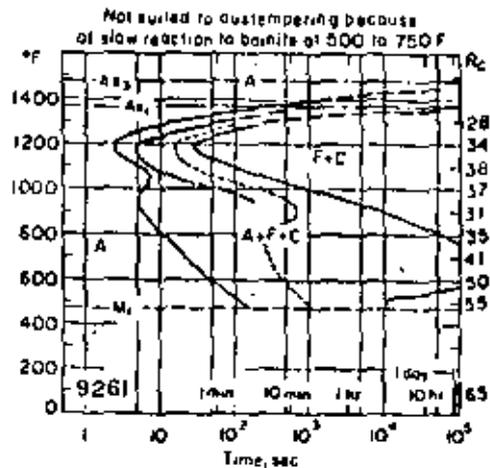
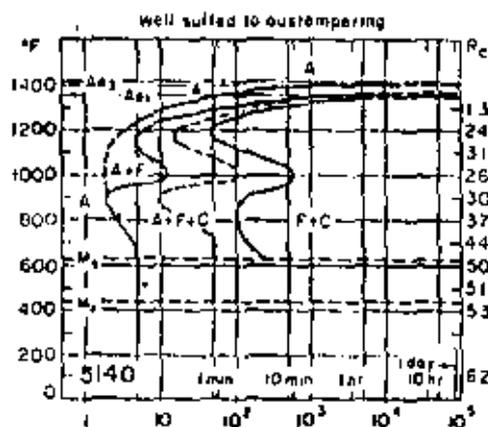
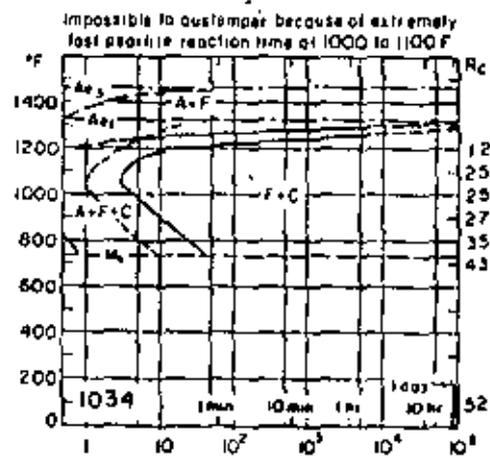
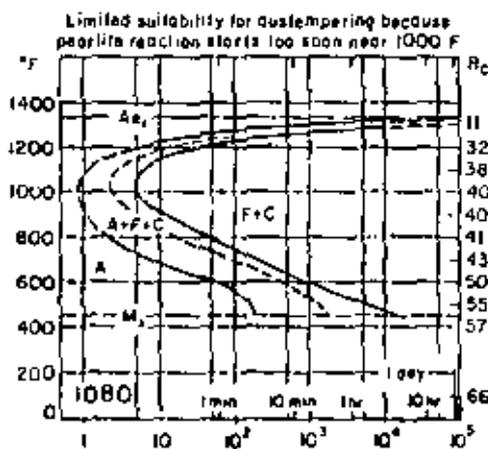


Figura 176 : Características de transformación de acero 1080, 5140, 1034 y 9261 en relación con su posibilidad de ser sometido a un austemplado (ver texto)

tenido de carbono de menos de 0.50% pero con un contenido de manganeso en el rango de 1.00 a 1.65%.

4. Ciertos aceros de baja aleación (tales como los aceros de las series 52100) conteniendo más de 0.30% C; los aceros de las series 1300 a 4000 con contenido de carbono en exceso de 0.40%; y otros aceros, tales como el 4140, 6145 y 9440.

Algunos aceros a pesar de tener una cantidad suficiente de carbono o de elementos de aleación para ser endurecidos, son límites o imprácticos para el austempering debido a :

a. La transformación en la nariz de la curva TTT empieza en mucho menos de un segundo, haciendo de esta manera virtualmente imposible el templar en la sal fundida una sección que no sea delgada sin obtener algo de perlita, o

b. Requieren de periodos excesivamente largos de tiempo para la transformación. Un ejemplo típico de un acero perteneciendo a esta categoría es el 1034, cuyas características de transformación, son mostradas gráficamente en la figura 176. Las características de transformación de un acero 9261 (también mostrado en la figura 176) indican que no existe ninguna dificultad para evitar la curva en el templado, pero el tiempo requerido para la transformación isotérmica en bainita (cerca de 24 hr.) es excesivo. Otros aceros que tienen tiempos excesivos de transformación incluyen aquellos de las series 4300, 4600, y 4800.

4.5.2.4 Temperatura de Austenitización

Conforme aumenta la temperatura de austenitización de un acero de alto contenido de carbono, su temperatura M_s disminuye debido a una solución más completa de carbono. El efecto directo de los elementos de aleación sobre el punto M_s es mucho menos pronunciado que el efecto de carbono. Sin embargo, los elementos formadores de carburo, tales como el molibdeno y el vanadio, pueden amarrar al carbono como carburos de aleación y evitar una solución completa de carbono. La temperatura M_s aproximada, en °F, de un acero completamente austenitizado puede ser calculado por medio de la siguiente fórmula:

$$M_s = 1000 - (650 \times \% C) - (70 \times \% Mn) - (35 \times \% Ni) - (70 \times \% Cr) \quad (^\circ F).$$

La temperatura de austenitización tiene un efecto significativo sobre el tiempo al cual empieza la transformación. Conforme se aumenta la temperatura de austenitización arriba de la normal (para un acero específico), la nariz de la curva TTT se mueve hacia la derecha, debido a la formación de un grano más grueso.

En algunas ocasiones se hace uso práctico de este fenómeno con el fin de procesar composiciones o tamaños de sección que de otra manera resultarían límites para el austempering. Sin embargo, los tamaños de grano -- más burdos que resultan como consecuencia de temperaturas de austenitización mayores pueden ser perjudiciales para algunas propiedades deseadas. Por ello, se recomienda se de preferencia a temperaturas de austenitización estándar para el austempering.

4.5.2.5 Aplicaciones.

En general el austempering se utiliza en lugar de un templado convencional seguido por un revenido por una o ambas dos razones:

- a. Para obtener propiedades mecánicas mejoradas (particularmente mayores en ductilidad o tenacidad a una determinada dureza alta), y
- b. Para disminuir la posibilidad de agrietamiento y distorsión.

En algunas aplicaciones, el austempering es menos caro que el templado convencional y revenido. Esto es más probable cuando piezas pequeñas son tratadas en un sistema automatizado donde el templado convencional y revenido comprende una operación de tres pasos, esto es: austenitización, templado y revenido. El austempering requiere únicamente de dos pasos de procesamiento: austenitización y transformación isotérmica en un baño de austempering.

El rango de aplicaciones del austempering abarca generalmente piezas fabricadas a partir de barras de diámetro pequeño o a partir de hojas o tiras con una sección transversal pequeña. El austempering es aplicable par-

ticularmente a secciones delgadas de piezas de acero al carbono que requieren de una tenacidad excepcional a una dureza de cerca de 50 Rockwell C.¹

En piezas austempladas de acero al carbono, la reducción de área es generalmente mucho mayor que en piezas templadas convencionalmente y revenidas, como se indica en la siguiente tabulación para barras con diámetro de 0.180 de diámetro de un acero al carbono con 0.85% de carbono:

	Austempladas	Templado y Revenido.
Resistencia a la tensión, psi	258,000	260,000
Límite elástico , psi	210,000	225,000
Reducción de área, %	45	28
Dureza Rockwell C	50	50

4.5.2.6 Austempering modificado.

Son comunes en la práctica industrial las modificaciones en el austempering que dan lugar a estructuras mezcladas de perlita y bainita. Las cantidades de perlita y bainita pueden variar ampliamente en diferentes aplicaciones de procesamiento.

El patentado, un tratamiento usado en la industria del alambre, es una forma significativa y útil del austempering modificado, en la cual el alambre austenitizado o varilla se temple continuamente en un baño mantenido a 905 a 1000°F (510 a 538°C) y se mantiene en el baño por periodos que varían desde 10 seg. (para alambre pequeño) hasta 90 seg. (Para varilla): - El patentado provee una combinación de una resistencia moderadamente alta y una ductilidad alta. Como se indica en la figura 177 mediante la línea designada como "práctica modificada", el proceso varía del austempering real en que la velocidad de temple, en vez de ser lo suficientemente lenta para intersectar la nariz, lo cual tiene como resultado la formación de perlita fina.

Una práctica similar es empleada con utilidad en aplicaciones que implican aceros al carbono cuando una dureza de entre Rockwell C 30 a 42 es deseable o aceptable. La dureza de un acero al carbono templado a una velocidad que intersecta la nariz de la curva TTT variará con el contenido de

carbono. (figura 178).

Se pueden aplicar prácticas modificadas a piezas que tengan secciones más espesas que las que son consideradas normales para el austempering.

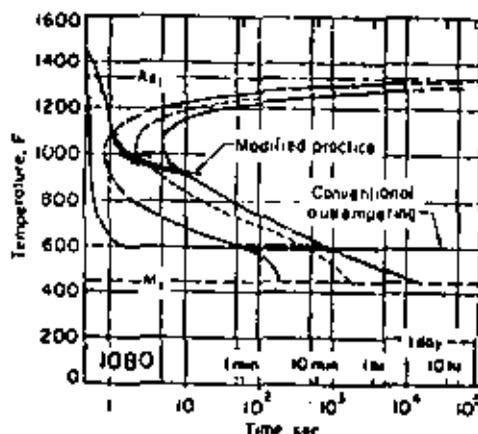


Figura 177 : Diagrama TTT de un acero 1080 mostrando la diferencia entre el austempleado convencional y modificado

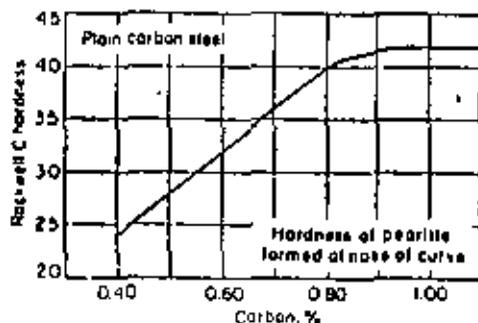


Figura 178 : Efecto del contenido en carbono en acero al carbono sobre la dureza de la perlita fina formada cuando la curva de templado intersecciona la nariz del diagrama TTT de transformación isotérmica

4.6 Tratamientos termoquímicos.

Numerosas aplicaciones industriales requieren una superficie dura y resistente a la abrasión, simultáneamente con un núcleo relativamente suave, sobre todo de alta tenacidad. Además de promedio del templado superficial descrito en el párrafo 4.4, es posible obtener estas características - por medio de la adición superficial de un elemento endurecedor o templador. En la práctica, se usa en general C y / o N, cuales elementos se pueden ofrecer en un medio gaseoso, líquido o sólido. A continuación se dará una breve explicación referente a cada uno de los procedimientos de tratamiento superficial de tipo termoquímico.

4.6.1 Carburización del acero.

Como se discutió en el capítulo 3 del presente curso, el carbono es el principal elemento endurecedor del acero, pero causa al mismo tiempo una pérdida de ductilidad. En muchas aplicaciones conviene el uso de un núcleo de acero con 0.20% C y una capa superficial del mismo acero, pero con por ejemplo 0.5 a 0.7% C para proporcionar resistencia al desgaste.

El carbono puede ofrecerse en tres fases diferentes: en estado gaseoso o por medio del uso de gases o productos volátiles como hidrocarburos, en estado líquido por medio de mezclas de sales fundidas y en estado sólido por medio de productos sólidos conteniendo carbono y activadores, como se describirá a continuación.

4.6.1.1 Carburización con gas.

4.6.1.1.1 Fuentes gaseosas de carbono.

La tabla siguiente presenta la composición de los principales gases usados para cementación o carburización con gas:

Composicion % vol	Gas Natural			Gas de hor no de Coke	Butano comercial normal	Propano comercial.
	Pitts- burgh	Kansas City	India- napolis			
CO ₂	-	0.8	0.4	2.2	-	-
O ₂	-	-	0.4	0.8	-	-
N ₂	0.8	8.4	6.0	8.1	-	-
CO	-	-	-	6.3	-	-
H ₂	-	-	-	46.5	-	-
CH ₄	83.4	84.1	87.2	32.1	-	-
C ₂ H ₆	15.8	6.7	6.0	-	-	-
C ₂ H ₄	-	-	-	3.5	-	2.5
C ₆ H ₆	-	-	-	0.5	-	-
C ₄ H ₁₀	-	-	-	-	93.0	-
C ₃ H ₈	-	-	-	-	7.0	96.0
C ₄ H ₁₀ ^{-iso}	-	-	-	-	-	1.5

Fuente: Metals Handbook.

El butano se usa poco y tiene que ser butano normal y no iso-butano. En algunos casos de baja demanda de carbono, puede usarse gas endotérmico. Las fuentes de carbono preferidas son el gas natural y el propano, cuando son disponibles con suficiente pureza. Se ha utilizado propano con contenido en azufre hasta de 8 g/100 pie³ sin problemas. El uso de gas doméstico no es muy recomendable cuando hay que esperar variaciones en su composición química, lo que lleva a carburizaciones irregulares y no reproducibles.

Para lograr una carburización uniforme, es necesaria una circulación de los gases del horno. Debido a la gran cantidad de carbono que proporcionan los gases hidrocarburos, sólo se requieren flujos muy reducidos de gas. En varias instalaciones es preciso instalar ventiladores en el horno para asegurar una buena circulación de los gases. - 389 -

Otra práctica común es el uso de gas endotérmico o de gas exotérmico purificado como portador y de enriquecerlo con un hidrocarburo. La relación entre portador y carburizante depende de muchos factores y varía en la práctica de 8-1 a 30-1.

En algunos equipos se utilizan hidrocarburos líquidos como fuente de carbono, los cuales pueden ser puros hidrocarburos como tetraeno, dipenteno, benceno o hidrocarburos oxigenados como alcoholes, glicoles o quetones. Se deja gotear el líquido sobre un blanco caliente en el horno. El líquido se evapora y disocia térmicamente en CO_2 , CO , CH_4 , H_2O , etc..., propiciándose una atmósfera carburizante. En un horno sellado, el ajuste del flujo de líquido permite un control exacto de potencial de carbono.

La ventaja del uso de líquido reside en el costo inicial bajo del equipo (ninguna tubería exterior o generador de gas), pero los carburizantes gaseosos son generalmente más baratos.

4.6.1.1.2 Equipo.

Los hornos de carburización gaseosa pueden clasificarse en dos categorías: los continuos y los discontinuos, usándose el segundo tipo sobre todo para alta producción de piezas con baja profundidad de caja (de cementación).

Los hornos discontinuos o de carga pueden ser:

- Verticales (amplio rango de capacidades).
- Horizontales (para cargas inferiores a 2000 lb.), pueden permitir un templado sin contacto con la atmósfera.
- De retorta (cargas de 100 a 1500 lb): caja cerrada en rotación, calentándose en un horno.

Los hornos continuos se usan de preferencia para cargas superiores a 400 lb/hora y requiriendo la misma profundidad de caja o para procesos que permiten una operación continua las 24 horas. Se logra una profundidad de cementación uniforme si las piezas se cargan de manera uniforme y en términos de su peso y área seccional y si el gas carburizante tiene buena circulación.

Los hornos continuos pueden ser de los siguientes tipos:

- Tipo Shaken: Una vibración mueve las piezas a través del horno; el control de la vibración permite variar el tiempo de permanencia en el horno y así la profundidad de caja.

- Tipo Retorta, comparable al horno discontinuo, pero con posibilidad de carga y descarga automática; una muesca espiral en el horno en rotación proporciona el movimiento a las piezas de la carga.

- Tipo empujo: las piezas son empujadas a través del horno (apto para alta producción).

4.6.1.1.3 Principales variables del proceso.

Las variables principales son: temperatura, tiempo y composición de la atmósfera. El éxito de la operación de carburización gaseosa depende del control exacto de estas tres variables.

Temperatura:

La temperatura afecta fuertemente la velocidad de difusión del carbono en el acero: por ejemplo la razón de adición de carbono a 925°C es aproximadamente 40% superior a aquella a 875°C.

La temperatura de carburización gaseosa más común es de 1700°F (equivalente 925°C), la cual permite una carburización razonablemente rápida - sin deterioración excesiva del equipo del horno, principalmente de las aleaciones refractarias.

Tiempo:

La siguiente fórmula permite estimar el efecto del tiempo y de la temperatura sobre la profundidad de caja para carburización normal:

$$\text{Profundidad} = \frac{31.6 \sqrt{t}}{10^{(6700/T)}}$$

en donde la profundidad se expresa en pulgadas, t es el tiempo de permanencia a la temperatura, expresado en horas y T es la temperatura absoluta expresada en grados Rankine ($^{\circ}\text{F} + 460$).

Para una temperatura de carburización específica, la relación es simplemente:

$$\begin{aligned} \text{Profundidad de Caja} &= K \sqrt{t} \\ &= 0.025 \sqrt{t} \quad \text{para } 1700^{\circ}\text{F} \\ &= 0.021 \sqrt{t} \quad \text{para } 1650 \\ &= 0.018 \sqrt{t} \quad \text{para } 1600 \end{aligned}$$

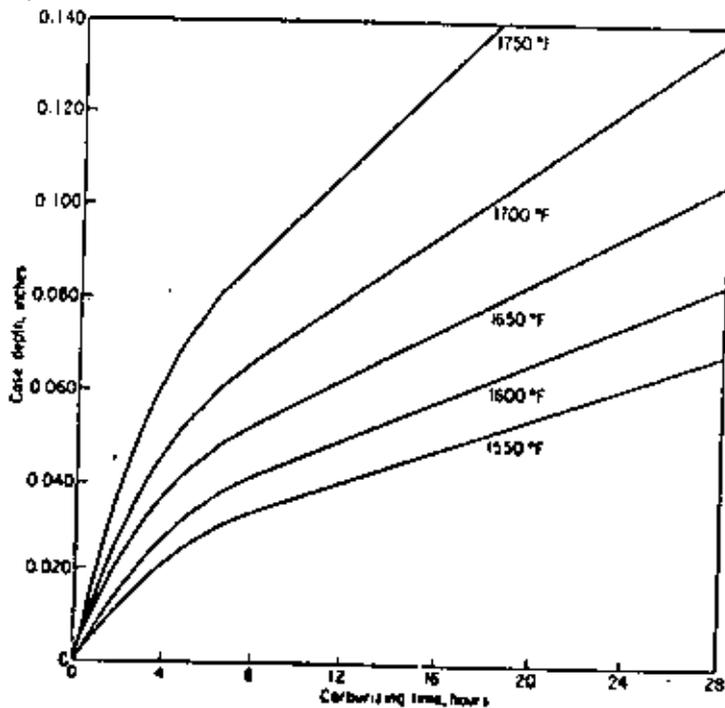


Figura 179 : Relación entre tiempo - temperatura y profundidad de caja

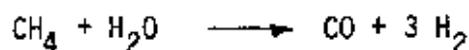
La tabla siguiente da valores de profundidad de caja para tiempos de 2 a 36 h para tres temperaturas usuales de carburización.

Profundidad de Carburización (pulg.).

Tiempo (horas)	A 1600°F	A 1650°F	A 1700°C
2	0.025	0.030	0.035
4	0.035	0.042	0.050
8	0.050	0.060	0.071
12	0.061	0.073	0.087
16	0.071	0.084	0.100
20	0.079	0.094	0.112
24	0.086	0.103	0.122
30	0.097	0.116	0.137
36	0.108	0.126	0.150

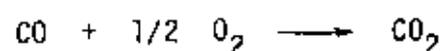
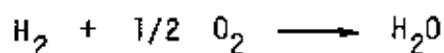
Control de la atmósfera:

Además de proporcionar el carbono necesario para la reacción de carburización, los hidrocarburos gaseosos pueden aumentar el potencial de carbono, reduciendo el punto de rocío (% H₂O) y el contenido en CO₂ de acuerdo a las siguientes reacciones:



Sin embargo, estas reacciones son relativamente lentas y no se aconseja utilizar un gas portador con alto punto de rocío y alto porcentaje de CO₂ y tratar de "limpiarlo" en el horno por medio de las reacciones mencionadas.

El potencial de carbono de la atmósfera puede ser reducido rápidamente por medio de la adición de pequeñas cantidades de aire, lo que causa las siguientes reacciones rápidas:



4.6.1.1.4 Gradientes de concentración.

La figura 180 representa un gradiente de carbono normal, como se produce durante una carburización normal, o sea con austenita saturada en la superficie.

Se obtienen varias modificaciones del gradiente normal de carbono por medio del control de temperatura, tiempo y composición de la atmósfera. Este control afecta también la concentración superficial en carbono, como se observa en la figura 181.

Con el fin de cumplir con las especificaciones de dureza superficial, es necesario controlar la cantidad de austenita residual, lo que depende a su vez del porcentaje de carbono disuelto. La figura 182 muestra la relación que existe entre la dureza de la carburización y el contenido en carbono de un acero 1024 carburizado.

Existe actualmente una fuerte tendencia en la práctica de la carburización para utilizar concentraciones superficiales de carbono de composición eutectoide o ligeramente superiores. Cuando se usan aceros aleados, a menudo es muy importante aprovechar la máxima templabilidad del acero, lo que se obtiene en general con una composición aproximadamente eutectoide. Los carburos en exceso podrían reducir la templabilidad.

4.6.1.2 Carburización en caja (sólida)

La carburización en caja y la carburización gaseosa son similares ya que ambas emplean monóxido de carbono como fuente de carbono. En la carburización en caja, el monóxido de carbono se deriva de un compuesto carburizante sólido que reacciona dentro del recipiente carburizante, y en la carburización gaseosa es una componente de la atmósfera gaseosa preparada fuera del horno.

En ambos procesos, el carbono nascente absorbido por el acero se forma por la descomposición del monóxido de carbono en carbono y dióxido de carbono. En la carburización en caja, el dióxido de carbono reacciona inmediatamente con un material carbonoso presente en el compuesto sólido carburizante para producir monóxido de carbono fresco. Esta reacción se mejora por

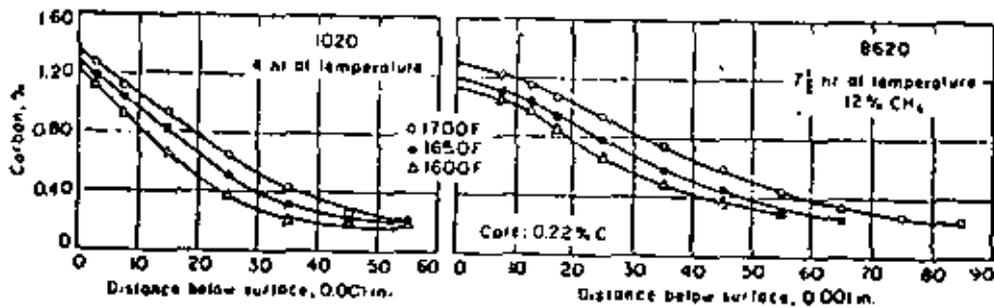


Figura 180 : Gradientes de carbono para aceros 1020 y 8620 carburizados a tres temperaturas diferentes

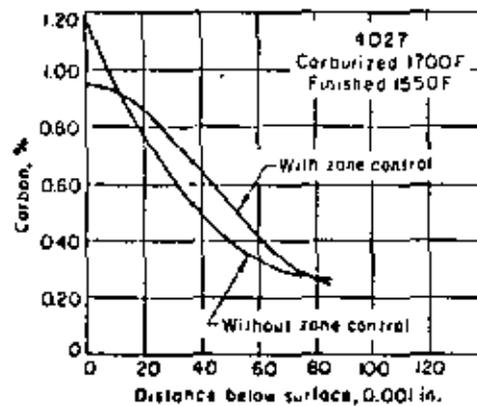


Figura 181 : Efecto del control de la atmósfera sobre el gradiente de carbono de un acero 4027 carburizado en horno continuo

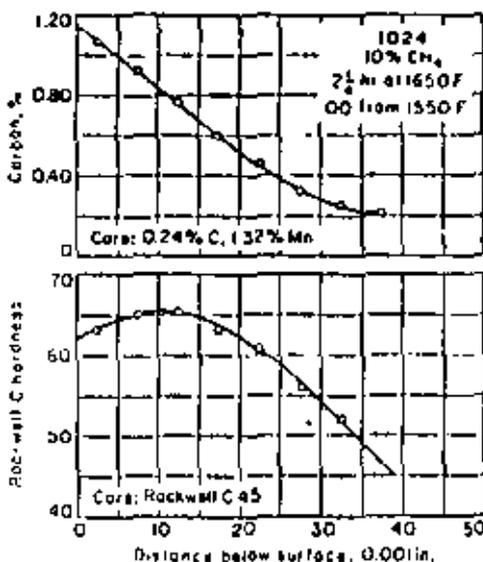
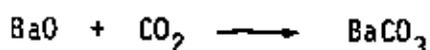
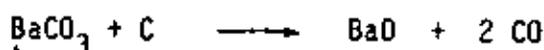
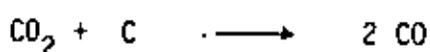
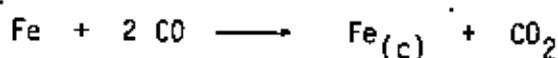


Figura 182 : Gradiente en carbono y de dureza de un acero 1024, observándose el efecto de la austenita residual

energizadores o catalizadores, tales como el carbonato de Bario (BaCO_3) y carbonato de Sodio (Na_2CO_3), que están presente en el compuesto carburizante y reaccionan con carbono para formar monóxido de carbono adicional y un óxido de compuesto energizante. Este óxido en cambio reacciona en parte con bióxido de carbono para rehacer carbonato. De esta manera, en un sistema cerrado, el energizador está siendo usado y reformado continuamente.

Reacciones químicas:



El proceso de carburización continúa mientras que existe suficiente carbono para reaccionar con el exceso de bióxido de carbono.

4.6.1.2.1 Comparación entre carburización gaseosa y sólida.

Ventajas.

El uso continuo del proceso de carburización en caja es grandemente el resultado de mejoras que han sido hechas en el proceso, junto con ventajas inherentes en ciertas aplicaciones de carburización. Entre las principales ventajas que ofrece la carburización en caja están las siguientes:

1) Puede hacer uso de una mayor variedad de hornos, ya que no se requiere del uso de atmósferas preparadas.

2) Es eficiente y económico para el procesamiento individual de lotes pequeños de piezas y de piezas grandes y masivas.

3) Incorpora un método sencillo para enfriar la pieza a una velocidad lenta desde la temperatura de carburización, que puede ser ventajoso para piezas que deben recibir un maquinado de acabado después de la carburización y antes del endurecimiento.

4) Comparado con la carburización gaseosa, ofrece una selección más amplia de técnicas para una carburización selectiva.

Desventajas.

Debido a la naturaleza y tamaño particular de los sólidos usados en la carburización en caja o paquete, otros procesos de carburización son más limpios y convenientes para trabajar. Otras desventajas generalmente asociadas con la carburización en caja incluyen los siguientes:

1) No es conveniente para la producción de capas carburizadas delgadas que deben controlarse con tolerancias pequeñas.

2) No puede proveer el grado de control preciso de carbono superficial y gradiente de carbono que pueden obtenerse en la carburización gaseosa.

3) No es conveniente para el templeado directo.

4) No provee el grado de flexibilidad en el control de condiciones carburizantes que pueden obtenerse con la carburización gaseosa.

5) El peso del material de paquete y del recipiente reducen las velocidades de calentamiento y enfriamiento, y como resultado un mayor tiempo en el proceso.

4.6.1.2.2 Compuestos carburizantes.

Los compuestos carburizantes comerciales comunes son rehusables y contienen una mezcla de cerca de 10 a 20% de alcalí y carbonatos metálicos ligados a carbón vegetal o a coke por aceite, alquitrán y melaza. El carbonato de bario es el principal energizador, generalmente comprendiendo cerca del 50 al 70 % del contenido total de carbonato. El resto del energizador generalmente está hecho de carbonato de calcio, aunque el carbonato de sodio también puede usarse. Debido a que es mucho más reactivo que el coke, el carbón vegetal es la fuente de carbono más comúnmente usada. Sin embargo, el coke ofrece ciertas ventajas, tales como un encogimiento mínimo, buena potencia -

calorífica. Por ello, la mayoría de los compuestos carburizantes contienen ambos carbón vegetal y coke, constituyendo el carbón vegetal la mayor proporción. Únicamente cuando se desea o es importante que existan propiedades no inflamables el contenido de coke excede el de carbon vegetal.

4.6.1.2.3 Potencial de Carbono y Gradiente de Carbono.

El potencial de carbono de la atmosfera generada por el compuesto carburizante, así como el contenido de carbono en la superficie, aumenta directamente con un aumento en la razón de CO a CO₂. Por ello, mayor carbono se hace disponible en la superficie de trabajo mediante el uso de energizadores, y materiales carburizantes que promueven la formación de monóxido de carbono.

El gradiente de concentración de carbono de piezas carburizadas es influenciado principalmente por el potencial de carbono, la temperatura y el tiempo de carburización, y la composición química del acero.

4.6.1.2.4 Temperaturas de Carburización.

La carburización en caja se lleva a cabo normalmente a temperaturas de 816 a 954°C. En años recientes, los límites superiores han sido aumentados y se han reportado temperaturas tan altas como 1093°C. Los procesos de fabricación del acero han mejorado al extremo de que se mantiene un grano fino a temperaturas acercándose o excediendo los 1038°C. Arriba de estas temperaturas, el grano se hace más grande únicamente después de un calentamiento prolongado, permitiendo un tratamiento a alta temperatura sin un aumento excesivo de grano burdo.

4.6.1.2.5 Velocidad de Carburización.

La velocidad a la cual la capa carburizada se forma aumenta rápidamente con la temperatura. Si un factor de 1 es representativo de 816°C, el factor aumenta a 1.5 a 871°C y a más de 2.0 a 927°C. Recipientes mejorados, aceros de grano fino, y otras mejoras permiten ahora el uso de una gran variedad de condiciones de temperatura.

Sin embargo la velocidad de carburización es más rápida al principio del ciclo y disminuye gradualmente conforme se extiende el ciclo. (fig.183).

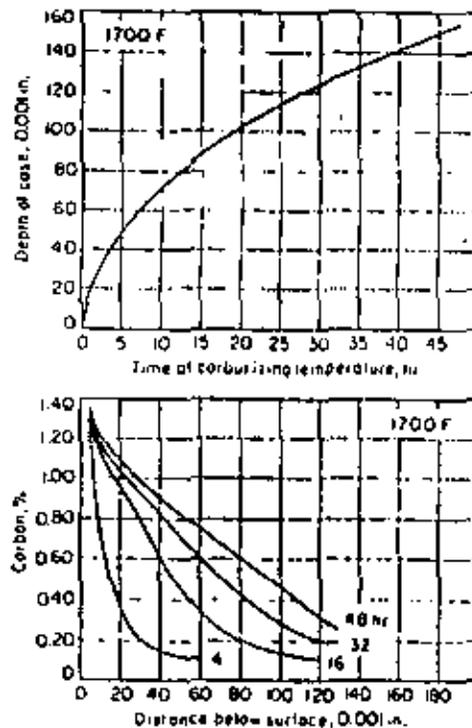


Figura 183 : Efecto de la duración del tratamiento de carburización en caja sobre la profundidad de caja y gradiente de carbono en un acero 3115

4.6.1.2.6 Profundidad de Capa.

Debido a la variación inherente en la profundidad de la capa y el costo de materiales de empaque, la carburización en caja normalmente no se utiliza en trabajos que requieren una profundidad de capa de menos de $1/32$ ". Ya que aún con un buen proceso de control, es difícil obtener un espesor de capa que tenga una variación total de menos de 0.010 pulg. de máximo a mínimo para una carga determinada, asumiendo temperaturas de carburización de cerca de 927°C . Estas tolerancias llegan a ser de $\pm 1/32$ " en espesores de capa mayores. La fig. 183 muestra la curva de profundidad de capa-tiempo para una temperatura dada. Cuando se requiere de una capa de carburización gruesa tal como sucede en equipo industrial pesado, la carburización en paquete produce buenos resultados a temperaturas de 927 a 954°C .

4.6.1.2.7 Aceros para carburización en Caja.

Cualquiera de los grados de carburización de carbono o acero aleado son convenientes para la carburización en caja. Está generalmente acordado que el grado de difusión en el acero no está influenciado marcadamente por la composición química del acero.

4.6.1.2.8 Equipo para la Carburización en Caja.

La conveniencia de un horno para carburización en caja depende de su habilidad para:

a) proveer una capacidad térmica adecuada y uniformidad de temperatura (los hornos deben ser controlables dentro de $\pm 5^{\circ}\text{C}$ y deben ser capaces de calentar uniforme y enteramente dentro de ± 8 a $\pm 11^{\circ}\text{C}$),

b) proveer soporte adecuado para los recipientes y piezas de trabajo a las temperaturas requeridas, y

c) Satisfacer ambos requisitos a bajo costo.

Los tres hornos más comúnmente usados para la carburización en caja son los siguientes: del tipo caja, de carro inferior y del tipo hueco.

Los hornos para la carburización en caja requieren de un número mínimo de piezas sujetas aun desgaste fuerte o gran mantenimiento. Muy poca aleación dentro del horno está sujeta a fatiga térmica, y un mínimo de equipo auxiliar es necesario. El personal requerido para operar estos hornos no requiere de un entrenamiento técnico extensivo.

Recipientes para la Carburización.

Son hechos de acero, acero al carbono con recubrimiento de aluminio, y de aleación resistente al calor de níquel-cromo. Siendo los de acero de recubrimiento de aluminio los de más bajo costo por hora por libra carburizada. Siempre que sea posible las piezas deben empaquetarse con su dimensión más grande en la posición vertical a la base del recipiente. Esto es de

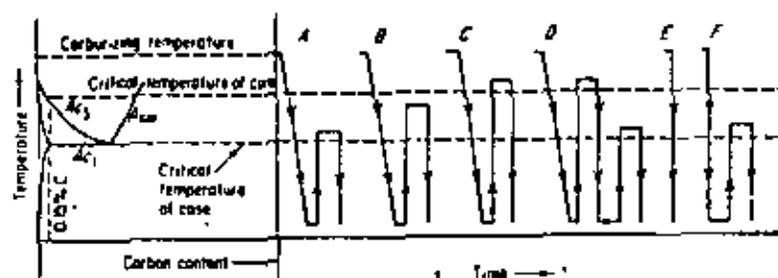
extrema importancia en el proceso de piezas largas tales como flechas, por ejemplo porque minimiza la tendencia de estas piezas a combarse.

4.6.1.2.9 Tratamiento Térmico después de la Carburización.

Debido a que el acero se carburiza en la región de austenitización, el temple directo desde la temperatura de carburización endurecerá ambos la capa y el núcleo si la velocidad de enfriamiento es mayor que la velocidad crítica de enfriamiento. El temple directo de acero de grano grueso frecuentemente conduce a la fragilidad y distorsión, de tal manera que este tratamiento debe aplicarse únicamente a aceros de grano fino. Los aceros aleados son raramente usados en la condición de temple directo debido a la gran cantidad de austenita retenida en la capa endurecida.

La fig. 184 muestra una representación diagramática de varios tratamientos de endurecimiento para aceros carburizados junto con las propiedades de la capa y el núcleo.

Cuando la pieza carburizada se endurece, la capa aparecerá como una zona martensítica clara seguida por una zona de transición más oscura. La profundidad efectiva de capa se mide desde la superficie hasta la parte media de la zona oscura. De la naturaleza del gradiente de carbono, la capa dura contiene la porción de la capa arriba de 0.40% de C y es aproximadamente igual a las dos terceras partes de la capa total. También se pueden utilizar mediciones de recorrido de dureza para determinar la profundidad de capa efectiva, ya que la mitad de la zona de transición se encuentra aproximadamente a Rockwell C 50.



Tratamiento	Caja	Núcleo
A. mejor adaptado para aceros de grano fino	Fina, carburos en exceso no disueltos	Sin afino, suave y maquinable
B. mejor adaptado para aceros de grano fino	Ligero crecimiento, alguna disolución de carburos en exceso	Afino parcial, más fuerte y tenaz que A
C. mejor adaptado para aceros de grano fino	Ligero crecimiento, disolución de carburos en exceso favorecida, mucha aust. residual en acero de alta aleación	Afino, máxima resistencia y dureza del núcleo, mejor combinación resistencia-tenacidad que B
D. mejor tratamiento para aceros de grano grueso	Fina, disolución de carburos excedentes favorecida, mínima retención de austenita residual	Afino, suave y maquinable, máxima tenacidad y resistencia al impacto
E. sólo adaptado para aceros de grano fino	Sin afino, disolución de carburos en exceso, austenita retenida, distorsión mínima	Sin afino pero endurecido
F. sólo adaptado para aceros de grano fino	Afino, disolución de carburos en exceso favorecida, mínima retención de austenita residual	Sin afino, tenacidad aceptable

Figura 184 : Diferentes tipos de tratamientos térmicos de aceros carburizados

4.6.1.3 Carburización líquida.

La carburización líquida es un método de endurecimiento superficial del acero o hierro, manteniéndolo arriba de A_{c1} en un baño fundido de cianuro de tal manera que el carbono se difunda del baño al metal y produzca una pared comparable con una resultante de una carburización gaseosa en una atmósfera conteniendo algo de amoníaco. La carburización líquida puede ser distinguida de la cianurización (que es llevada a cabo en un baño conteniendo un porcentaje de cianuro) por el carácter y composición de la pared producida. La pared cianurizada contiene más nitrógeno y menos carbono; lo inverso es cierto en paredes por carburización líquida. Las paredes cianurizadas son rara vez aplicadas a profundidades mayores de 0.010 pulg.; los baños carburizados producen paredes tan profundas como 0.250 pulg. Para paredes muy delgadas, la carburización líquida con baños de baja temperatura puede ser empleada en lugar de la cianurización.

4.6.1.3.1 Tipos de Baño.

Los términos caja de poca profundidad y caja profunda son términos arbitrarios que han sido asociados con aplicaciones de carburización líquida. Hay necesariamente cierta sobreposición de composición de baño para los dos tipos de pared. En general, los dos tipos son distinguibles con mayor facilidad por sus temperaturas de operación, que por la composición del baño. Por ello los términos baja temperatura y alta temperatura son preferidos.

Baños de baja temperatura.

Los baños de sales de baja temperatura (carburización delgada) son aquellos generalmente operados en el rango de temperatura de 1550 a 1650°F (843 a 899°C), aunque para ciertos efectos específicos, este rango de temperatura en algunas ocasiones extendido para operar de 1450 a 1700°F (788 a 927°C). Los baños de baja temperatura son más convenientes para la formación de paredes de 0.003 a 0.030 pulg. de profundidad. Son baños acelerados de cianógeno conteniendo varias combinaciones y constituyentes enlistados en la tabla de la página siguiente. Son operados con una cubierta protectora de carbono.

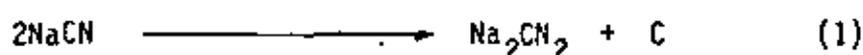
La química de los baños de baja temperatura es compleja. De

Tabla : Composiciones de operación de baños
de carburización líquida

Constituyente	Composición del baño	
	Poco profundo baja temperatura 1550-1650 °F	Profundo alta temperatura 1650-1750 °F
Cianura de sodio	10 a 23	6 a 16
Cloruro de bario	0 a 40	30 a 55
Sales de otros metales	0 a 10	0 a 10
Cloruro de potasio	0 a 25	0 a 20
Cloruro de sodio	20 a 40	0 a 20
Carbonato de sodio	30 máx.	30 máx.
Aceleradores	0 a 5	0 a 2
Cianato de sodio	1.0 máx.	0.5 máx.
Densidad de la sal fundida	110 lb/pie ³ a 1650 °F	125 lb/pie ³ a 1700 °F

los productos finales e intermedios formados, es evidente que varias reacciones ocurren simultáneamente, dependiendo de la composición del baño. Entre los productos finales e intermedios formados están los siguientes: carbono (C), carbonato alcali (Na_2CO_3 o K_2CO_3), nitrógeno (N_2 ó 2N), monóxido de carbono (CO), dióxido de carbono (CO_2), cianamida (Na_2CN_2 ó BaCN_2) y cianato (NaNCO).

Algunas de las reacciones mayores implican únicamente una pequeña fracción de la composición del baño. Entre éstas está la transformación de cianamida y formación de cianato según:



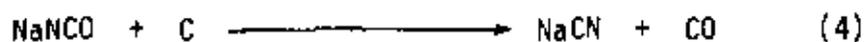
y ya sea:



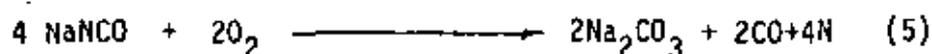
ó



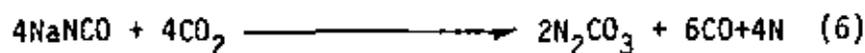
Reacciones que influyen sobre el contenido de cianato son como sigue:



y ya sea:

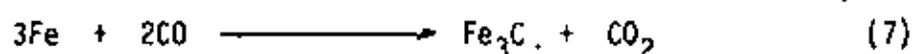


ó:



Las reacciones (5) y (6) agotan la actividad del baño y llevan a una pérdida eventual de efectividad de carburización a menos que se lleve a cabo una práctica de abastecimiento efectiva. Las reacciones (1) y (3) son,

por lo menos parcialmente, reversibles. Las reacciones que producen ya sea CO ó C son benéficas para obtener la pared carburizada deseada, como por -- ejemplo:



y

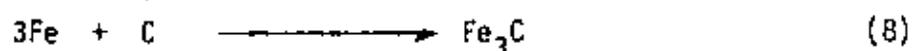


Tabla : Relación de la temperatura de operación con el contenido en cianuro de sodio en baños líquidos de carburización

Temperatura (°F)	Cianuro de sodio (NaCN), %		
	mínimo	aconsejado	máximo
1500	14	18	23
1550	12	16	20
1600	11	14	18
1650	10	12	16
1700	8	10	14
1750	6	8	12

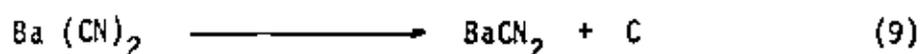
Los baños de baja temperatura (pared delgada) son generalmente operados con contenidos de cianuro más altos que los baños de alta temperatura (pared profunda). Los contenidos de operación preferidos de cianuro mostrados en la tabla arriba proveeran una penetración de pared de densidad normal de carbono que es ampliamente eutectoide.

Si se desea una pared hipoeutectoide, resulta conveniente una operación en el límite inferior del rango temperatura -cianuro para lograr - este propósito. Opuestamente, operando en el extremo superior del rango sugerido favorece la formación de una zona hipereutectoide más extensa.

Baños de Alta temperatura

Son operados generalmente en el rango de 1650 a 1750°F -- (900 a 950°C). Este rango puede ser ampliado, aunque a menores temperaturas la carburización se lleva a cabo con lentitud extrema y a temperaturas mayores se produce un mayor deterioro en el equipo y el baño. Ya que a temperatura entre 1800 a 1900 °F (980 a 1040°C) se obtienen penetraciones bastante rápidas.

Los baños de alta temperatura son usados para producir profundidades de pared de 0.020 a 0.120 in. En algunas ocasiones se producen paredes hasta más gruesas (hasta 0.25 in), pero el uso más importante de estos baños es la obtención rápida de paredes entre 0.040 a 0.080 in. Estos baños consisten de cianuro y una proporción mayor de cloruro de bario (tabla de la página anterior) con o sin aceleración suplementaria de otras sales de metales alcalino terréos. Aunque las reacciones mostradas para la carburización líquida a baja temperatura son aplicables en cierto grado, la reacción principal es la transformación de cianamida. Esta reacción es reversible:



En la presencia de hierro la reacción es:



Las paredes producidas con baños de carburización líquida de alta temperatura consisten esencialmente de carbono disueltos en hierro. Se dispone de la suficiente cantidad de nitrógeno (2N en lugar de N₂) para producir una ligera capa conteniendo nitruros, que ayudan en resistencia al desgaste y también resiste al revenido si la pieza es recalentada.

En ambos casos de alta y baja temperatura se proporciona cianuro en cantidades variables para satisfacer los requisitos de la actividad de carburización (potencial de carbono) dentro de las limitaciones de arrastre normal y abastecimiento.

4.6.1.3.2 Profundidad de Caja.

Esta está determinada principalmente por la temperatura de carburización y la duración del ciclo de carburización. Los efectos de la composición del acero son relativamente menos importantes. Una fórmula sencilla -- para estimar profundidades de pared que se pueden obtener en la carburización líquida es:

$$C = k \sqrt{t}$$

En donde C es la profundidad de la pared en pulgadas, k es una constante que representa la penetración en la primera hora de calentamiento y t es el tiempo de calentamiento en horas. Valores de K a 3 temperaturas diferentes son: 0.012 in (1500°F - 816°C), 0.018 in. (1600°F - 871°C), 0.025 in. (927°C - 1700°F).

4.6.1.3.3 Equipo.

Hornos de Calefacción Externa.

Los hornos de calefacción externa pueden ser calentados por medio de gas o aceite, o por medio de elementos de resistencia eléctrica. -- (Ver figura 185 a y b).

Hornos de flama por aceite o gas.

Similar en diseño como el que es mostrado en la figura 185 a son usados convenientemente para la carburización líquida. Estos hornos son generalmente menores en costo inicial que los hornos de electrodos o de resistencia eléctrica y son fáciles de instalar y operar. Estos hornos utilizan crisoles de acero o aleados que pueden ser redondos o rectangulares.

Hornos de resistencia eléctrica.

Para la carburización líquida, tal y como el mostrado en la fig.185 b , son usados con menor frecuencia que los hornos de quemador. Estos son calentados por una serie de resistencia de calentamiento que rodean al crisol.

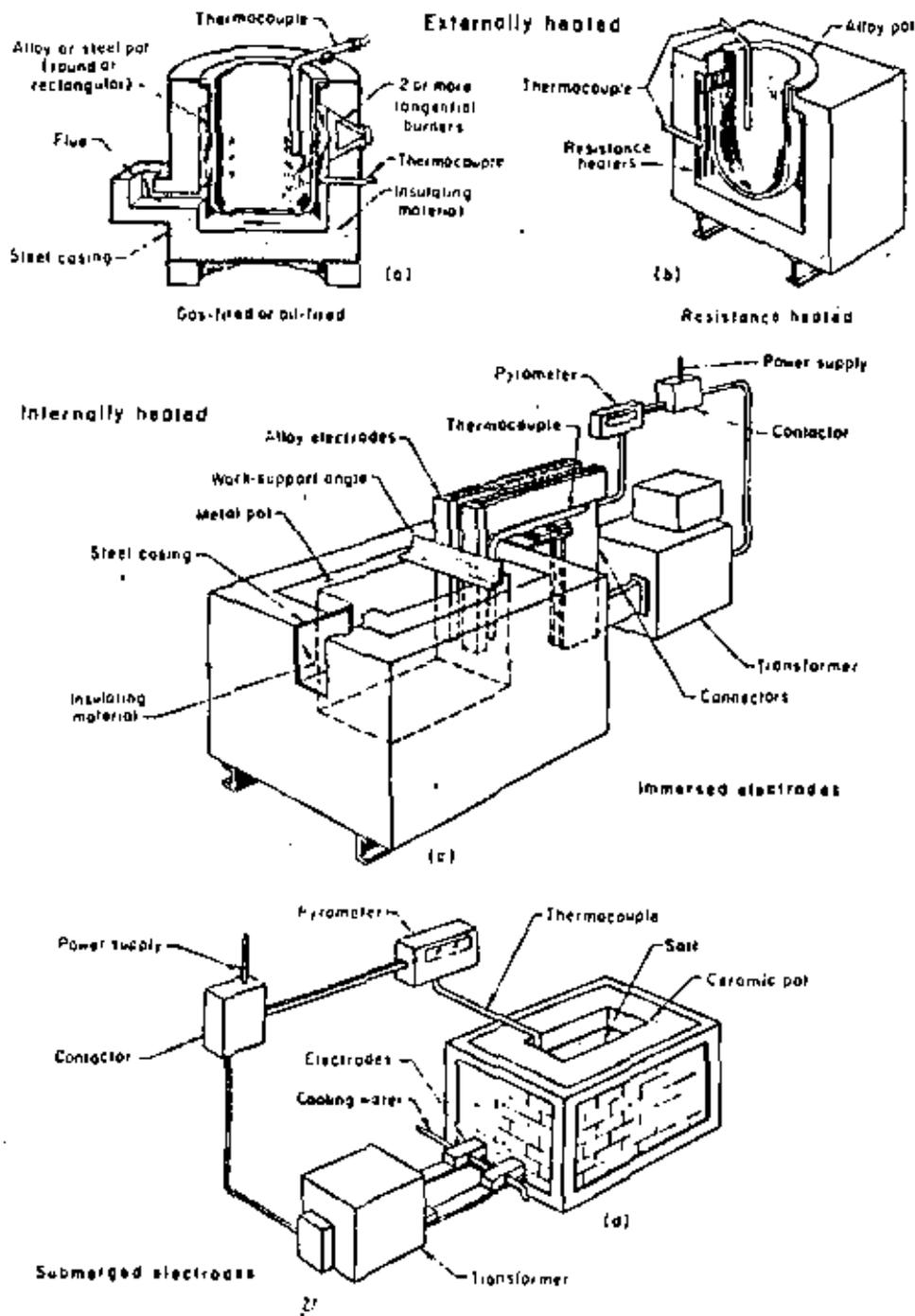


Figura 185 : Principales tipos de hornos de baño de sal calentados internamente y externamente para carburización líquida (ver texto para mayor detalle)

Crisoles para Sales.

Debido a que los crisoles para sales están generalmente sostenidos por un borde, el tamaño del crisol está limitado por la resistencia del material usado.

Los crisoles pueden ser hechos de una sola pieza mediante una prensa y son hechos de bajo contenido de carbono o aleación de hierro-níquel-cromo. Es posible fabricar crisoles menos caros con estos materiales, simplemente utilizando soldadura. La vida de servicio de los crisoles de bajo contenido de carbono aluminizado se acercan a aquella de crisoles de aleación y los crisoles aluminizados se obtienen a menor costo.

La temperatura de la sal de carburización se mide y se indica por medio de un termopar y un pirómetro conveniente.

Hornos de Electrodo Inmersos.

La introducción en el horno de electrodos inmersos extendió grandemente la capacidad y el rango útil de los baños de carburización líquida. En este tipo de baños, la sal fundida está contenida en un crisol de acero variando en espesor desde 1/2 a 1 1/2 in. El crisol está rodeado por materiales aislantes convenientes, que lo separan de una coraza gruesa de acero que le da al horno una mayor resistencia estructural. La sal fundida es calentada haciendo pasar una corriente alterna a través de ella por medio de los electrodos inmersos. Como resultado de la resistencia creada por el paso de corriente a través de la sal, se genera calor dentro de la misma sal.

Un horno de electrodos típico para la carburación líquida es mostrado en la fig. 185 (c).

Hornos de Electrodo Sumergidos.

El marco exterior del horno de electrodos sumergidos (fig. 185 d) está hecho de perfil de hierro grueso; una placa de acero grueso se coloca debajo del enladrillado. El enladrillado exterior consiste de losa hueca o ladrillo común de construcción. El crisol para sal está hecho de ladrillo refractario de alúmina quemada. Un refractario aislante moldeable llena --

el espacio entre las paredes laterales y el crisol de cerámica.

Cuando la sal se funde en el crisol, penetra en el refractario hasta que se enfría lo suficientemente para solidificarse. La concha resultante de sal solidificada retienen a la sal líquida en el horno.

Si se hace una grieta en el refractario, la temperatura del baño debe ser bajada para permitir que la sal se solidifique en la grieta.

Los electrodos enfriados por agua están en contacto con la sal líquida en el crisol y están sellados en las paredes del refractario por la sal solidificada.

Dispositivos de Sujeción.

Por lo general cuando se introduce una pieza que se desea tratar en un horno de sales, es necesario sumergirla usando determinados dispositivos de sujeción que hagan fácil su extracción del baño de sales; los alambres son los mas convenientemente usados, de los cuales se cuelga la pieza de trabajo o bien mediante el uso de canastos que pueden ser hechos de varilla de acero al carbono o bien acero aleado y una malla de alambre de acero. Es recomendable tener en cuenta que cuando se sumergen las piezas, éstas deben estar libres de aceite ya que de lo contrario se pegarán. Cuando por el tamaño, forma o disposición de las piezas, o bien por requisitos o facilidad de tratamiento se utilizan ciertos tipos de accesorios que resultan sumamente útiles y que pueden ser observados en la fig. 186.

4.6.1.3.4 Control del Proceso.

Los baños de sales de calefacción externa.

Pueden ser mantenidos dentro de los límites de temperatura más cercanos cuando se utiliza un sistema de control proporcional, empleando instrumentación electrónica. El control por medio de válvulas (prendido-apagado o control alto - bajo) requiere de instrumentación mecánica y es menos exacta, aunque para una mayoría de aplicaciones, es enteramente adecuado.

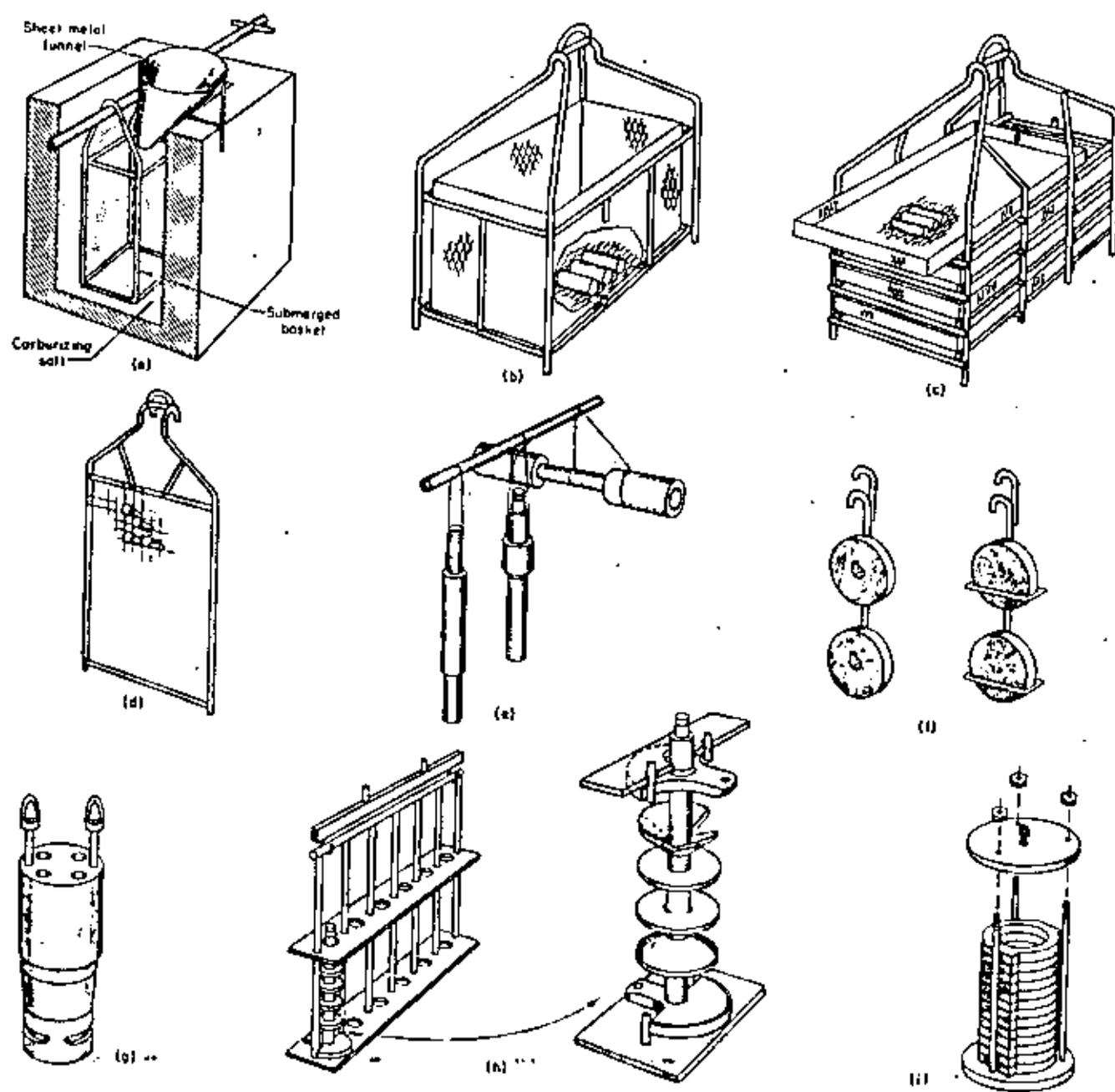


Figura 186 : Técnicas de sujeción de las piezas y técnicas de alambrado para carburización líquida

Los baños de sales de calefacción interna (de electrodos de inmersión o sumergidos) pueden ser regulados con ya sea controladores mecánicos o electrónicos del tipo de encendido - apagado. En cualquier tipo, el instrumento de control de temperatura opera un relevador que, en cambio, acciona otro relevador para encender o apagar los 440 volts de potencia del transformador.

Control de la Composición del Baño.

El control del contenido de cianuro de sodio es el factor más importante para mantener la efectividad de un baño de carburización líquida. El método del sulfato de cobre para determinar el contenido de cianuro de sodio es un método rápido, volumétrico que se prefiere para control de rutina debido a que no requiere de filtración de la muestra disuelta para la determinación inequívoca del punto extremo a saber, el desarrollo de una coloración azul distinta. El método depende de la decoloración de la solución amoniacal azul de sales cúpricas mediante un cianuro soluble; la reducción a la condición cuprosa permite la estimación exacta del cianuro.

La fig. 187 muestra datos relacionados con aceros 1020, 1117, 8620. Los datos indican que variaciones en la profundidad de la pared cementada pueden ser controladas dentro de límites estrechos cuando se emplean procedimientos de carburización controlados.

A una temperatura de carburización de 1650° F (900°C) el acero 1117 produjo una pared más profunda a Rockwell C 50 que la que produjeron los aceros 1020 y 8620, los cuales fueron carburizados a 1575°F (858°C). Sin embargo, la dispersión total en los datos de profundidad de pared para cualquiera de estos aceros no excedió los 0.005 in. Datos presentados en la cuarta carta representan el rango de durezas obtenidos a profundidades de 0.010 a - - 0.050 in. debajo de la superficie de un acero 8620 carburizado en líquido. - Estos datos, basados en 24 pruebas, indican una ligera dispersión de dureza a 0.050 in. que a 0.010 in. debajo de la superficie.

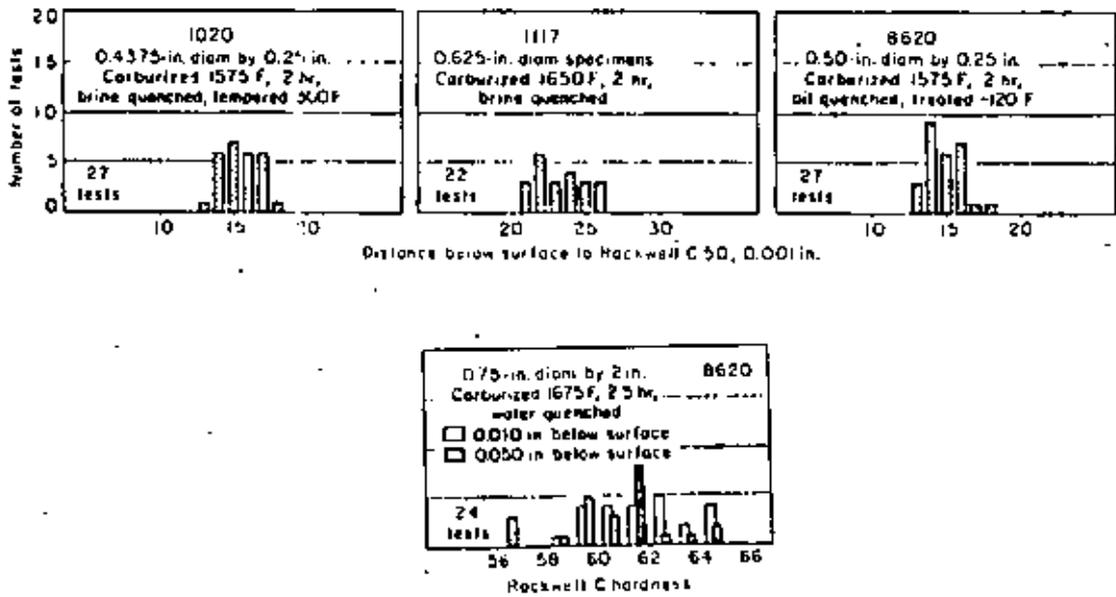


Figura 187 : Comparación entre profundidad de caja y valores de dureza obtenidos por carburización líquida de tres aceros diferentes con proceso controlado

Datos adicionales de profundidad de pared como función del tiempo y la temperatura son dados para algunos aceros en la fig.188. Estos datos también reflejan varios criterios que han sido aplicados para evaluar la profundidad de pared. Note, por ejemplo los datos relacionando la profundidad de pared con un mínimo de dureza, contenido de carbono y contenido de perlita.

4.6.1.3.5 Aplicaciones típicas.

Depth of case as a function of time and temperature

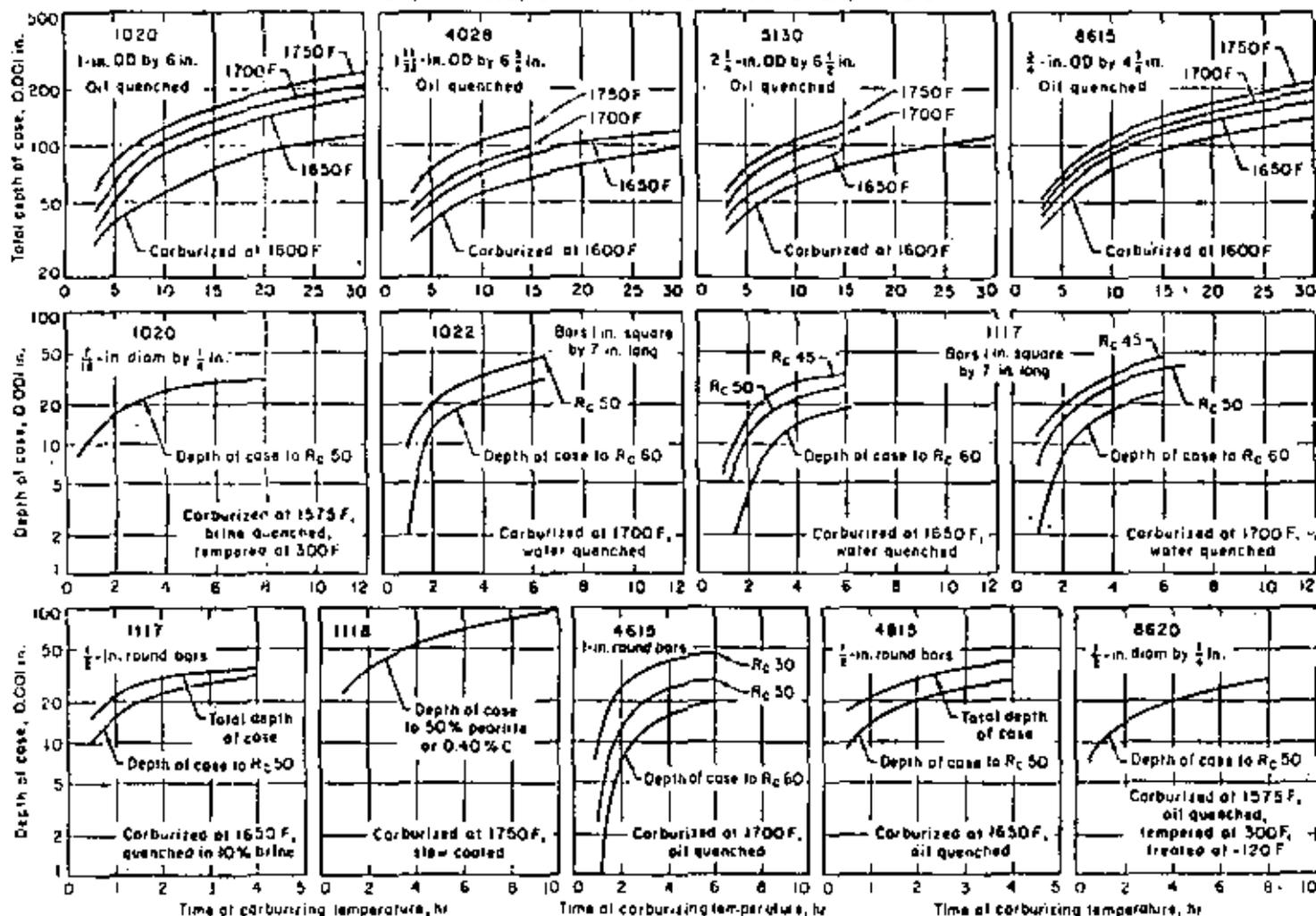


Figura 188 : Efecto del tiempo y de la temperatura sobre la profundidad de caja de aceros carburizados en líquido

En general la carburización líquida es más conveniente para piezas de tamaño pequeño y medio. Las piezas demasiado grandes, de tamaños de 20 pies de longitud o 7 pies de diámetro, son demasiado grandes para ser procesadas convenientemente en sal, y son comúnmente carburizadas mediante métodos de carburización en caja. Debido a los problemas asociados con la remoción de sal, no se recomienda la carburización en baños de sales de piezas que tengan agujeros pequeños, hilos o áreas con depresiones que resulten difíciles de limpiar.

4.6.2 Carbonitruración.

4.6.2.1 Carbonitruración gaseosa.

La carbonitruración, también conocida como cianurización seca, cianurización gaseosa, nitrocarburoización, es un tratamiento de endurecimiento superficial en el cual aceros al carbono y aceros aleados se exponen a alta temperatura (generalmente superior a la crítica) a una atmósfera gaseosa de la cual absorben simultáneamente carbono y nitrógeno, luego se enfrían hasta temperatura ambiente con una velocidad que produce las propiedades deseadas de la capa y del núcleo del material. El carbono se obtiene por medio de cualquier gas rico en carbono o de hidrocarburo líquido evaporizado apto para carburizar y el nitrógeno se obtiene a partir de amoníaco.

La diferencia entre la carburización gaseosa y la carbonitruración gaseosa consiste entonces en la introducción de amoníaco al gas de carburización, con el fin de añadir nitrógeno a la capa de carburización. En términos de características de la capa, la carbonitruración gaseosa difiere de la carburización y de la nitruración en que:

- la capa carburizada no contiene nitrógeno
- la capa nitrurada no contiene mayor carbono que el material original.

La principal razón del carbonitrurado es la obtención de una capa dura y resistente al impacto, con espesor de 0.003 a 0.030 pulg. Una capa carbonitrurada tiene mayor templabilidad que una carburizada, de modo que el templado proporciona mayor dureza a menor costo.

Los aceros más usuales para la carbonitruración son los tipos 1000, 1100, 1200, 1300, 4000, 4100, 4600, 5100, 6100, 8600 y 8700 con un contenido en carbono hasta de 0.25% aproximadamente.

4.6.2.2 Aplicaciones.

Aunque la carbonitruración es un proceso modificado de

carburización, tiene mucho menos aplicación que éste, sobre todo por su limitación respecto a la profundidad de endurecimiento, inferior a 0.030 p_g. Sin embargo, la resistencia de la superficie carbonitrurada al ablandamiento durante un revenido es marcadamente mayor, y además existen otras diferencias en términos de patrón de esfuerzos residuales, estructura metalográfica, resistencia a la fatiga y al impacto^a determina do nivel de dureza, etc...

Para muchas aplicaciones, la carbonitruración de aceros menos caros proporciona propiedades equivalentes a aquellas obtenidas en los aceros aleados carburizados con gas.

4.6.2.3 Composición y estructura superficial.

La composición de la capa carbonitrurada depende de la temperatura, del tiempo, de la composición de la atmósfera y del tipo de acero. A mayor temperatura de carbonitruración, el amoníaco es menos efectivo en la atmósfera. Menores temperaturas favorecen mayor concentración superficial de nitrógeno y un gradiente de nitrógeno más fuerte.

La figura 189 representa los gradientes de carbono y nitrógeno y la dureza de la capa para un acero al carbono (1018) y un acero de baja aleación (8620), los cuales se carbonitruraron durante 4 h a una temperatura de 1550° F (850°C).

Una de las principales ventajas de la carbonitruración es que el nitrógeno absorbido en la superficie durante el proceso reduce la velocidad de enfriamiento crítica del acero, de modo que la templabilidad de la capa carbonitrurada es mucho mayor que aquella de una capa carburizada (ver figura 190). Esta ventaja permite utilizar aceros en los cuales no sería posible lograr una dureza superficial uniforme por medio de simple carburización y templado. La carbonitruración permite a veces el uso de aceros 1010, 1020, 1113 con templado en aceite, reduciendo así los costos de materia prima y obteniéndose mejor maquinabilidad. Otra ventaja es la reducción de distorsión y mejor control dimensional, de modo que se pueden evitar operaciones finales de rectificado y en drezamiento.

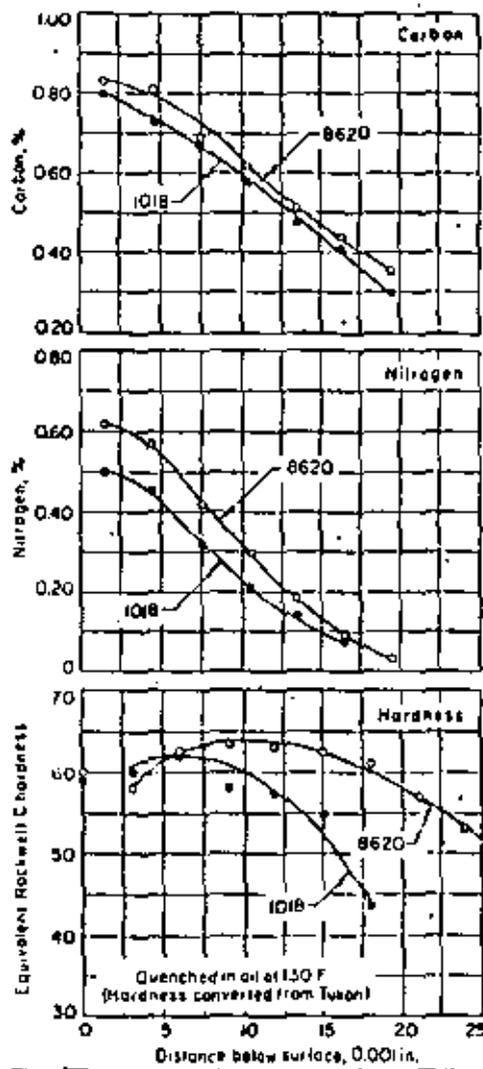


Figura 189 : Gradientes de carbono, nitrógeno y dureza para aceros carbonitrurados 1018 y 8620

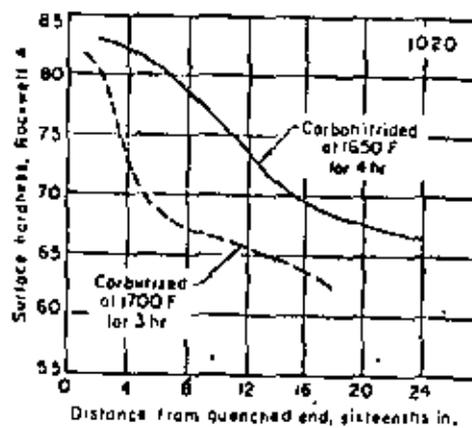


Figura 190 : Curva de templabilidad de punta templada de acero 1020 carbonitrurado a 1650 °F, comparada con la curva para el mismo acero carburizado a 1700 °F

Profundidades de capa de 0.001 a 0.003 plg. se aplican a veces en piezas delgadas que requieren resistencia al desgaste con cargas ligeras. Profundidades hasta de 0.030 plg. pueden aplicarse a elementos expuestos a altas cargas de compresión. Se aplican profundidades de capa de 0.025 a 0.030 plg en ejes y engranes sujetos a altos esfuerzos de tensión o compresión, debido a cargas torsionales, flexionantes o de contacto.

Aceros de medio carbono con durezas centrales de Rockwell C 40 a 45 requieren normalmente menos profundidad de capa que aceros con centros a 20 Rc o menos. Aceros de baja aleación de medio carbono, como p. ej. para engranes de automóvil, se utilizan a menudo con profundidades de capa de 0.004 a 0.006 plg.

Control de austenita residual.

Debido a que el nitrógeno reduce las temperaturas de transformación de la austenita, una capa carbonitrurada contiene más austenita residual que una capa similar carburizada, lo que resulta en una dureza superficial reducida e indeseable en muchas aplicaciones, sobre todo en unidades móviles, en las cuales la transformación de la austenita a martensita resulta en un aumento volumétrico que puede bloquear el sistema.

Un enfriamiento a -40 hasta -150°F (de -40 a -100°C) puede reducir apreciablemente la cantidad de austenita residual en piezas templadas. Otros factores del proceso que pueden modificar la cantidad de austenita residual son:

- temperatura del horno: con mayor temperatura se reduce la cantidad superficial de nitrógeno

potencial de carbono: en general, se controla el potencial de carbono por medio de adiciones de hidrocarburos para obtener una concentración superficial en carbono de 0.70 a 0.85%

- contenido en amoníaco: se reduce al mínimo necesario para lograr la templabilidad y propiedades metalúrgicas deseadas, en general, se empieza con 5%.

4.6.2.2 Carbonitruración líquida o cianurización.

En este proceso, el acero se calienta hasta temperatura superior a A_{c1} en un baño de sales de cianuro fundidas, durante lo cual la superficie del material absorbe carbono y nitrógeno. Después de templado consiguiente (en aceite, agua o salmuera) se obtiene una superficie dura y con bastante resistencia al revenido. Estas capas contienen más nitrógeno y menos carbono que las simplemente carburizadas y el control de la composición del baño y temperatura de tratamiento permite regular las cantidades relativas de carbono y nitrógeno en la capa superficial.

NOTA IMPORTANTE:

En caso de ingerencia, los cianuros son veneno fatal. En caso de contacto con heridas (aún leves), son extremadamente tóxicos. Cuando cianuros entran en contacto con ácidos, se producen gases altamente venenosos.

4.6.2.2.1 Operación de los baños.

Las reacciones químicas que producen los elementos de nitruración y carburización son totalmente análogas a las mencionadas en el párrafo sobre carburización líquida.

La velocidad de formación y descomposición de los cianatos, liberando carbono y nitrógeno en la superficie de l acero, determina la actividad del baño. A la temperatura de operación, con mayor concentración de cianatos, más rápida es la descomposición. La actividad del baño depende también de la temperatura de operación: a mayor temperatura, mayor actividad.

Una composición de baño típica es la siguiente: 30% NaCN,

40% Na_2CO_3 y 30% NaCl . Se añaden las sales al cianuro para proporcionar fluidez y controlar el punto de fusión. La tabla siguiente presenta composiciones y propiedades de mezclas para cianurización:

Constituyente o Propiedad	Grado			
	96-98	75	45	30
Composición en %				
Cianuro de sodio	97	75	45.3	30.0
Carbonato de sodio	2.3	3.5	37.0	40.0
Cloruro de sodio	trazas	21.5	17.7	30.0
Propiedades				
Punto de fusión ($^{\circ}\text{F}$)	1040	1094	1058	1157
($^{\circ}\text{C}$)	560	590	570	625
Peso específico				
a 77°F (25°C)	1.50	1.60	1.80	2.09
a 1590°F (860°C)	1.10	1.25	1.40	1.54

Cuando se recubre el baño con carbono para reducir pérdidas de calor y humos, hay que añadir oxígeno en forma de aire o de CO_2 para mantener la producción del cianato, ya que sin oxígeno, la actividad cianurizante del baño se detiene.

El contenido en carbono de la capa aumenta con mayor concentración en cianuro: un baño a $1500 - 1550^{\circ}\text{F}$ con 2-4% de cianuro puede restaurar el carbono en aceros descarbonizados con 0.3 a 0.4% C en el centro, mientras que un baño con 30% de cianuro a la misma temperatura producirá una capa de 0.005 plg. con 0.65% C superficial en 45 min.

La siguiente tabla muestra la influencia de la concentración de NaCN sobre la profundidad de la capa en acero 1020 (30 min a 1500°F).

% NaCN	prof.	% NaCN	prof.	% NaCN	prof.
94.3	0.0060	43.0	0.0060	15.1	0.0050
76.0	0.0070	30.2	0.0060	10.8	0.0040
50.8	0.0060	20.8	0.0055	5.2	0.0020

El rango de temperatura para los baños de cianurización varía entre 1400 (760) y 1600°F (870°C). Las temperaturas inferiores permiten minimizar las distorsiones de templado, mientras que las mayores temperaturas, superiores a Ac_3 , permiten mayor penetración de elementos.

La figura 191 representa datos específicos de cianurización de acero 1022 a diferentes temperaturas, mientras que la tabla siguiente muestra el efecto de la temperatura de cianuración sobre la profundidad de caja y contenido en carbono superficial:

Acero	Prof. plg.	% C superf.	Acero	Prof. plg.	% C superficial
1 h a 1550°F			1 h a 1600°F		
1020	0.010	0.62	1020	0.010	0.50
3115	0.010	0.63	3115	0.010	0.38
3 h a 1550°F			3 h a 1600°F		
1020	0.018	0.74	1020	0.015	0.65
3115	0.020	0.69	3115	0.018	0.60

El templado consiguiente a la cianurización se efectúa en aceite o soluciones acuosas, según el tipo de acero y su futuro uso.

4.6.2.2.2 Aplicaciones.

A parte de la cianurización convencional, es bastante usual llevar a cabo una cianurización selectiva, por ejemplo sólo sumergiendo la parte de la pieza que tiene que ser tratada. También puede calentarse toda la pieza al rojo vivo y luego echarle polvo de ferrocianuro de potasio (no tóxico), recalentar, reecharle sal y templar. El uso de un recubrimiento de cobre para evitar localmente la cianurización tiene su restricción en que los baños con 30% de cianuro disuelven rápidamente el cobre.

4.6.3 Nitruración.

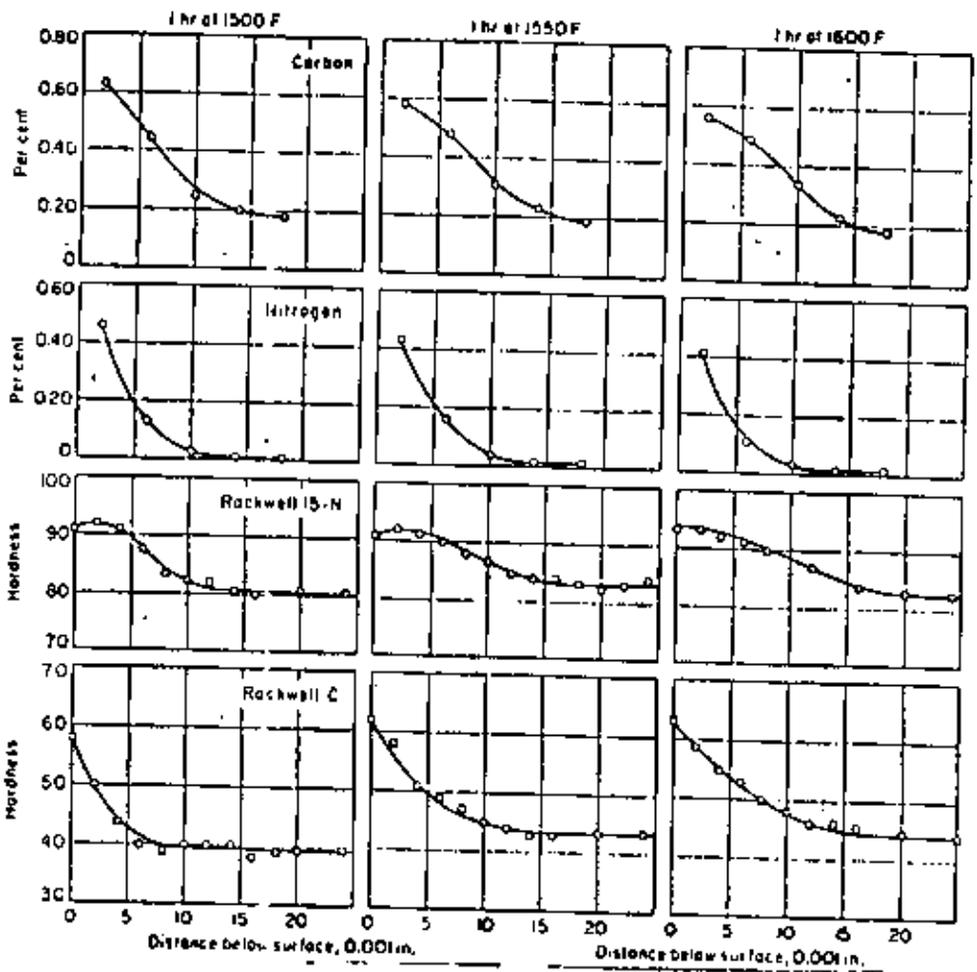


Figura 191 : Efecto de la temperatura del baño de cianurización sobre el contenido en carbono y nitrógeno y la dureza de la caja obtenida en un acero 1022

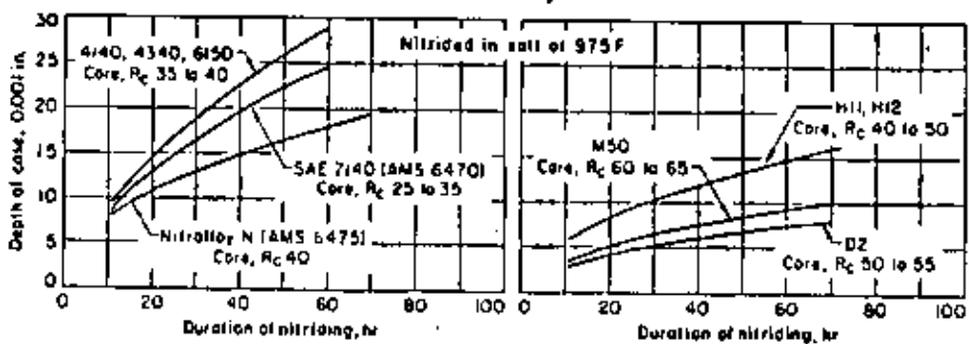


Figura 192 : Profundidad de caja para diferentes aceros de baja aleación contenido cromo, conteniendo aluminio y acero de herramienta después de una ración líquida en un baño convencional a 975 °F durante 70 horas

4.6.3.1 Nitruración líquida.

La nitruración líquida (en baño de sal líquida) se efectúa en un rango de temperatura de 950 a 1050°F (510 a 565°C). De modo análogo como para la carburización líquida y cianurización, el medio de tratamiento es cianuro fundido. Sin embargo, la nitruración líquida se efectúa a una temperatura inferior a la de transformación del acero tratado. Además, la nitruración añade más nitrógeno y menos carbono al acero que los procesos tratados anteriormente.

En general, el uso de la nitruración líquida y gaseosa es similar o idéntico. Se puede preferir la nitruración gaseosa en aplicaciones que requieren mayores profundidades de caja, mientras que la nitruración líquida es única en su capacidad de producir una capa nitrurada satisfactoria en aceros al carbono. Sin embargo, ambos procesos proporcionan las mismas ventajas: mayor resistencia al desgaste y a la fatiga, menor distorsión por temperatura.

4.6.3.1.1 Procedimiento.

Un baño comercial típico para nitruración, se compone de una mezcla de sales de sodio y potasio. Las sales de sodio, representando un 60-70% del peso total de la mezcla consisten en 96.5% NaCN, 2.5% Na₂CO₃ y 0.5% NaCNO. Las sales de potasio, 30-40% del peso total, consisten en 96% KCN, 0.6% K₂CO₃, 0.75% KCNO y 0.5% KCl. Esta mezcla se opera a 1050°F (565°C) y se usa mucho para la nitruración de acero de herramienta, incluyendo acero rápido y una variedad de aceros de baja aleación, incluyendo los aceros de nitruración conteniendo aluminio.

A veces se añade NH₃ gaseoso al baño de cianuro-cianato, manteniéndolo bajo presión de 1 a 30 psi. El gas se introduce en la parte inferior y fluye verticalmente.

4.6.3.1.2 Profundidad de caja y dureza

La figura 192 muestra datos de profundidad de dureza ob-

tenidas en varios aceros por nitruración líquida en un baño comercial a 975 °F durante 70 horas. Las curvas se refieren a tres aceros de baja aleación con cromo (4140, 4340 y 6150), dos aceros de nitruración con aluminio (SAE 7140 y AMS 6475) y cuatro aceros de herramienta (H11, H12, M50 y O2).

4.6.3.2 Nitruración gaseosa

La nitruración gaseosa es un proceso de endurecimiento superficial en el cual se introduce amoníaco en la superficie de una aleación ferrosa sólida, permaneciendo la pieza a una temperatura adecuada (debajo de A_{c1} para aceros ferríticos.) en contacto con un gas nitrogenado, en general amoníaco. No se requiere ningún templado para la producción de una superficie dura. La temperatura de nitruración para todos los aceros varía entre 925 y 1050 °F (495 - 565 °C).

4.6.3.2.1 Factores de aplicación

Las principales razones para la nitruración son :

1. obtener alta dureza superficial
2. aumentar la resistencia al desgaste y a la excoiación
3. aumentar la vida en fatiga
4. aumentar la resistencia a la corrosión (excepto en los aceros inoxidables)
5. obtener una superficie resistente al efecto suavizador del calor a temperaturas hasta la de nitruración.

Debido a la temperatura relativamente baja que se emplea en este proceso, la nitruración causa menos distorsión y deformación que la carburización o el templado convencional. Ocurre un ligero crecimiento de grano como consecuencia de la nitruración, pero los cambios volumétricos son relativamente pequeños.

Aceros para nitruración

De los elementos de aleación comúnmente utilizados en aceros comerciales, el aluminio, cromo, vanadio y molibdeno son benéficos

en la nitruración porque forman nitruros estables a la temperatura de nitruración. El molibdeno, además de su contribución como formador de nitruros, reduce el riesgo de fragilización a las temperaturas de nitruración. Otros elementos de aleación, como el níquel, cobre, silicio y manganeso no tienen prácticamente ningún efecto sobre las características de nitruración.

Aunque, cuando se alcanza una temperatura adecuada, todos los aceros son capaces de formar nitruro de hierro en presencia de nitrógeno naciente (nitrógeno en proceso de formación), los resultados de la nitruración son más favorables en aquellos aceros que contienen uno o más de los principales elementos de aleación formando nitruros. Como el aluminio es el elemento de aleación común con más tendencia a formar nitruro, los aceros al aluminio (0.85 a 1.50 % Al) proporcionan los mejores resultados en términos de nitruración. Los aceros conteniendo cromo pueden aproximarse a estos resultados si su porcentaje en cromo es suficientemente alto. Aceros al carbono no aleados no son muy adecuados para la nitruración gaseosa, ya que forman una capa extremadamente frágil.

Los siguientes aceros fueron nitrurados para aplicaciones específicas :

1. Aceros de baja aleación conteniendo aluminio : ver tabla siguiente :

Acero			c o m p o s i c i ó n								Temperatura de	
SAE	AMS	Nitralloy	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Al	Se	aust. °F	revenido °F
-	-	G	0.35	0.55	0.30	1.2	-	0.20	1.0	-	1750	1050-1300
7140	6470	135 M	0.42	0.55	0.30	1.6	-	0.38	1.0	-	1750	1050-1300
-	6475	N	0.24	0.55	0.30	1.15	3.5	0.25	1.0	-	1650	1200-1250
-	-	EZ	0.35	0.80	0.30	1.25	-	0.20	1.0	0.20	1750	1050-1300

2. Aceros de medio carbono, aceros de baja aleación conteniendo cromo de las series 4100, 4300, 5100, 6100, 8600, 8700, 9300 y 9800

3. Aceros para matrecería en caliente con 5 % Cr, como el H11, H12 y H13

4. Aceros inoxidable ferríticos y martensíticos de las series 400

5. Aceros inoxidable austeníticos de las series 300

6. Aceros inoxidable de endurecimiento por precipitación, como el 17-4 PH, 17-7 PH y A-286.

Tratamiento térmico previo

Todos los aceros templables deben ser endurecidos y revenidos antes del tratamiento de nitruración. La temperatura de revenido tiene que ser suficientemente alta para garantizar una estabilidad estructural durante la permanencia a la temperatura de nitruración. La temperatura mínima de revenido es generalmente por lo menos 50 °F más alta que la temperatura máxima que se usará durante la nitruración.

En determinadas aleaciones, como los aceros de series 4100 y 4300, la dureza de la capa nitrurada se modifica apreciablemente por la dureza del núcleo, de la siguiente manera: una reducción de la dureza del núcleo provoca una reducción de la dureza superficial. Por consecuencia, para lograr máxima dureza superficial, es necesario proveer estos aceros con la máxima dureza de núcleo, lo que se obtiene por medio de un revenido a la menor temperatura permisible.

4.6.3.2.2 Operación

Después del templado y revenido, pero antes de la nitruración, es preciso limpiar cuidadosamente las piezas, lo que puede efectuarse por desengrase con vapor y limpieza abrasiva con arena de óxido de aluminio inmediatamente antes de nitrurar o por aplicación de un recubrimiento de fosfato.

Después de cargar y sellar el horno al inicio del ciclo de nitruración, hay que eliminar el aire de la retorta (contenedor) antes de calentar el horno arriba de 300 °F, para evitar la oxidación de las piezas y de componentes del horno. También finalizando la operación hay que purgar la retorta para eliminar o diluir el amoníaco presente, con el fin de evitar molestias de los trabajadores que abren la retorta. Esta purga puede hacerse con aire, pero sólo cuando la temperatura del horno bajó a menos de 300 °F (145 °C).

Velocidad de disociación

El proceso de nitruración se basa en la afinidad del nitrógeno naciente para formar nitruro de hierro y de determinados elementos

metálicos. El nitrógeno naciente se produce por la disociación del amoníaco gaseoso cuando éste entra en contacto con las piezas de acero caliente :



Aunque es posible utilizar con éxito diferentes velocidades de disociación para nitrurar, es importante iniciar el ciclo de nitruración con una velocidad de disociación de 15 a 30 %, manteniéndose ésta así durante 4 a 10 horas, en función de la duración total del ciclo. La temperatura debe mantenerse a 975 °F (525 °C) aproximadamente.

Durante la mayoría de los ciclos de nitruración, la disociación varía ligeramente, aunque los factores de control (flujo de amoníaco, area superficial y temperatura de nitruración) quedan constantes. En general, la disociación aumenta poco a poco cuando el ciclo va procediendo con un flujo constante de amoníaco. Sin embargo, este incremento, en general, no afecta significativamente las características de la nitruración.

Una vez terminado el ciclo de nitruración, se enfría el horno con la ayuda de un intercambiador de calor con flujo de agua o por circulación forzada de aire. Después de purgar el horno y de dejar que se enfríe a menos de 150 °C (300 °F), se puede abrirlo.

4.6.3.2.3 Control de la profundidad de caja

La profundidad de caja y su dureza, los principales parámetros finales del proceso, no sólo dependen de la duración y de otras condiciones de la nitruración, sino también de la composición del acero, de su estructura previa y de su dureza en el núcleo.

Aceros conteniendo aluminio

De los aceros para nitruración conteniendo aluminio, el más usado es el SAE 7140 (AMS 6470). La figura 193 representa los gra-

SAE 7140

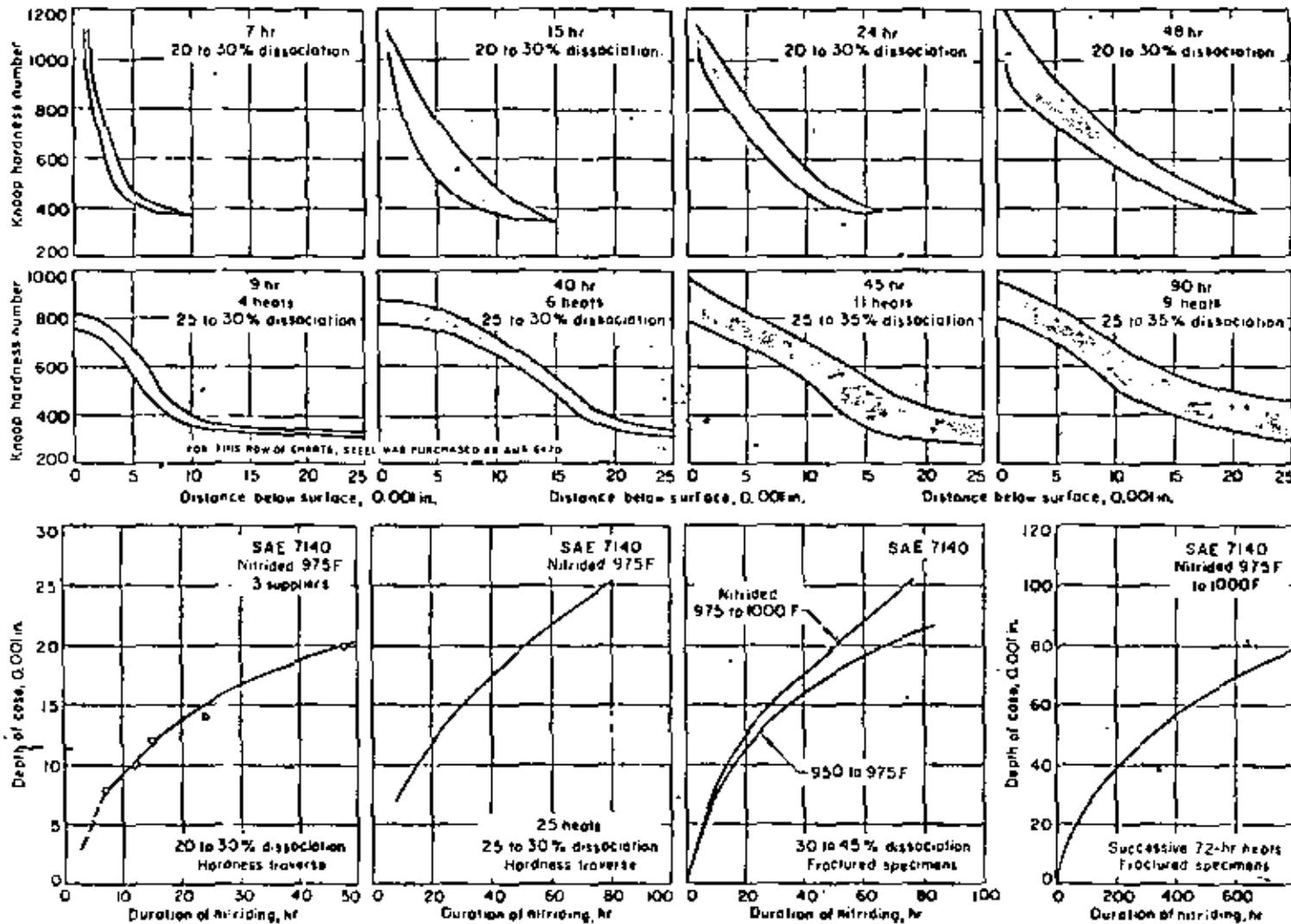


Figura 193 : Gradientes de dureza y relaciones de profundidad de caja para aceros conteniendo aluminio, después de nitruración

dientes de dureza y profundidades de caja obtenidas con este acero en función de la duración del ciclo y condiciones de nitruración. Es aparente que la velocidad de nitruración disminuye en periodos de tiempo largos : La profundidad de caja obtenida después de 800 horas es sólo tres veces mayor que en 100 horas.

Aceros de baja aleación conteniendo cromo

Las figuras 194 y 195 relacionan la profundidad de caja con el tiempo y las condiciones de nitruración para varios aceros de baja aleación conteniendo cromo, principalmente : 4140, 4337, 4340 y 8640. Entre estos aceros, el 4140, presenta las mejores características de nitruración debido a su mayor contenido en cromo y ausencia de níquel.

Aceros de herramienta conteniendo cromo

Los aceros H11, H12 y D2 proporcionan alta resistencia en el núcleo con alta dureza de caja, lo que representa una excelente combinación para aplicaciones que involucran cargas fuertes de impacto y altas cargas locales. La figura 195 representa resultados de profundidad de caja para nitruración simple a 975 °F y 975 a 1000 °F. La poca profundidad de caja refleja el efecto de retraso sobre la difusión del nitrógeno debido al alto contenido en cromo.

Cambios dimensionales

Durante la nitruración, las partes aumentan ligeramente en dimensión debido al aumento en volumen en la capa nitrurada. Esto causa un alargamiento del núcleo, resultando en esfuerzo de compresión en la superficie después del enfriamiento a temperatura ambiente. Estos fenómenos pueden causar crecimiento y distorsión de la pieza, dependiendo de la composición de la pieza, su temperatura de revenido, duración y temperatura de nitruración, espesor relativo de caja y núcleo y forma.

4.6.3.2.4 Equipo

Existen muchos hornos con diferentes tipos de diseño, pero

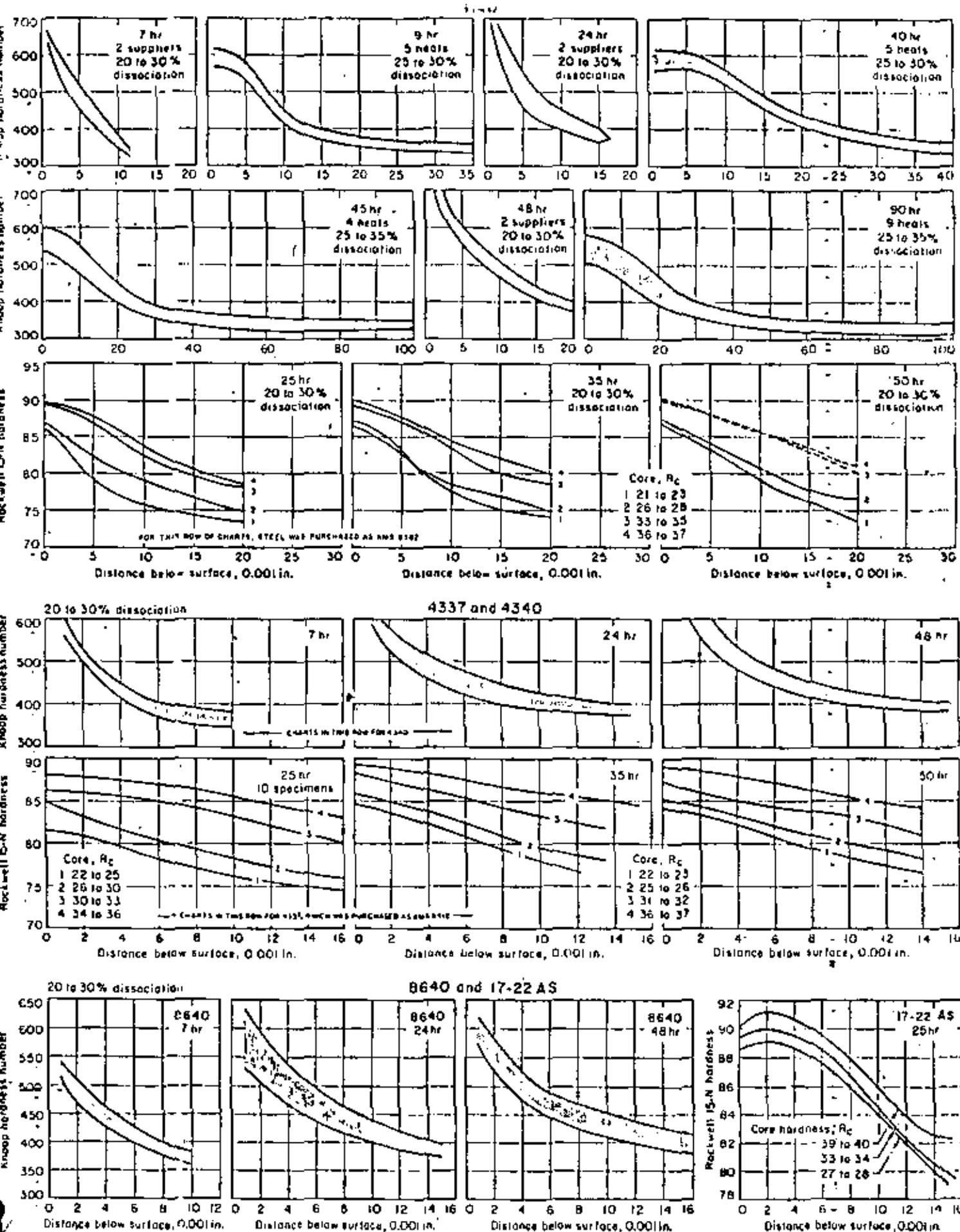


Figura 194 : Gradientes de dureza para aceros de baja aleación conteniendo cromo, después de nitruración

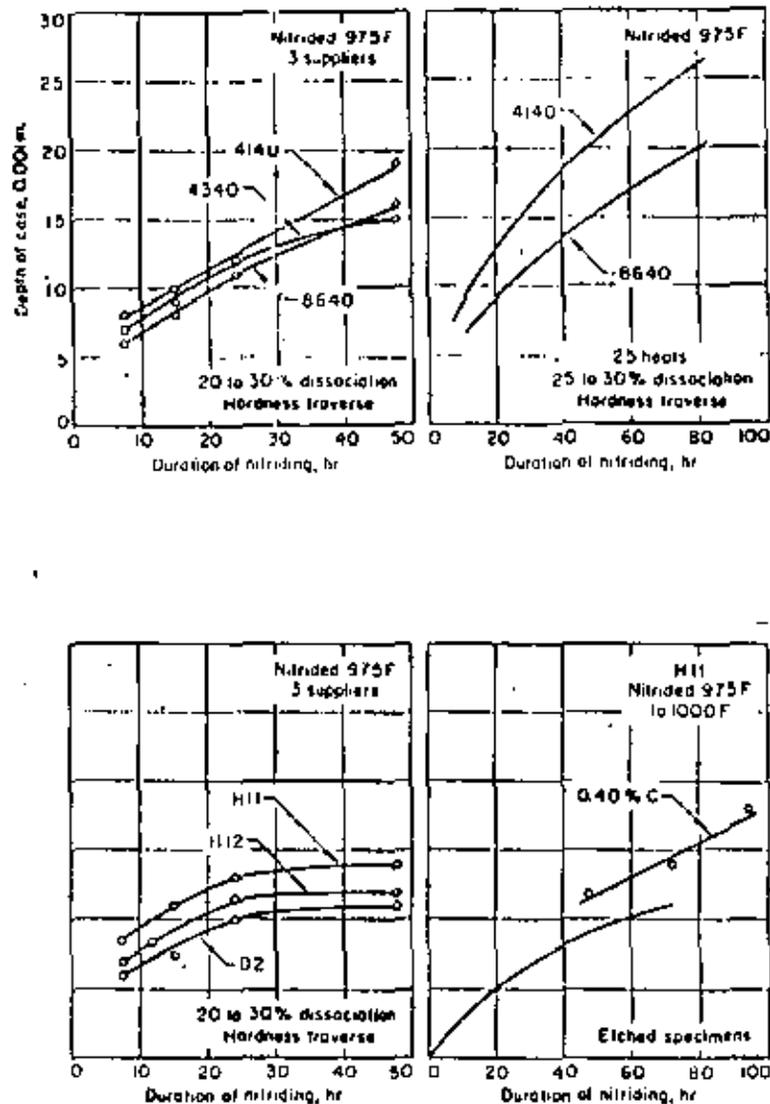


Figura 195 : Profundidad de caja en función de la duración de la nitruración, para aceros de baja aleación conteniendo cromo y para aceros de herramienta

la mayoría son discontinuos y presentan algunas características comunes :

- posibilidad de sellar la carga para excluir aire y otros contaminantes cuando contiene la atmósfera controlada
- línea de entrada para introducción de una atmósfera y línea de salida para retirar la atmósfera usada
- sistema de calentamiento con control adecuado de temperatura
- sistema para hacer circular la atmósfera en el contenedor (retorta) y para uniformizar la temperatura en el horno (por ejemplo : ventilador).

La figura 196 representa un horno de retorta vertical y la figura 197 un horno móvil de tipo campana.

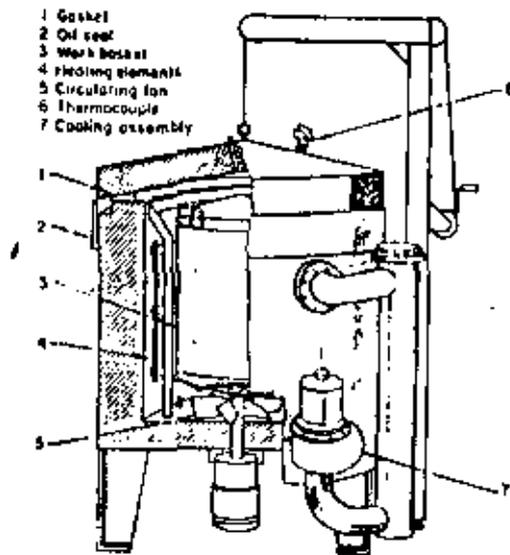
En condiciones de nitruración, el amoníaco y los productos de disociación reaccionan químicamente con la retorta y los materiales en la retorta, como ventiladores, canastas, ganchos, etc..., lo que contribuye a una mayor disociación del amoníaco, acaparando nitrógeno atómico y produciendo un exceso de hidrógeno. Para reducir esta reacción a un mínimo, es usual hacer los elementos críticos del horno en aleaciones con alto contenido en níquel y cromo, como se observa en la siguiente tabla.

Materiales recomendados para elementos interiores de hornos para nitruración :

Parte	Material	
	Conformado	Colado
Retortas	Acero tipo 330; Inconel	inusual
Ventiladores	Acero tipo 330; Inconel	35-15 o equivalente
Charolas, canastas, fijaciones,...	Acero 310, 330; Inconel	35-15 o equivalente
Tubo de protección de termopar	Acero tipo 330; Inconel	inusual

4.6.3.2.5 Nitruración de aceros inoxidable

Debido a su alto contenido en cromo, todos los aceros inoxidable pueden ser nitrurados hasta cierto grado. Aunque la nitruración reduce la resistencia a la corrosión, también aumenta la dureza superficial



At end of cycle, a valve is opened and fan (not shown) incorporated in the external cooler circulates atmosphere through the water-jacketed cooling manifold.

Figura 196 : Horno vertical de retorta para nitruración

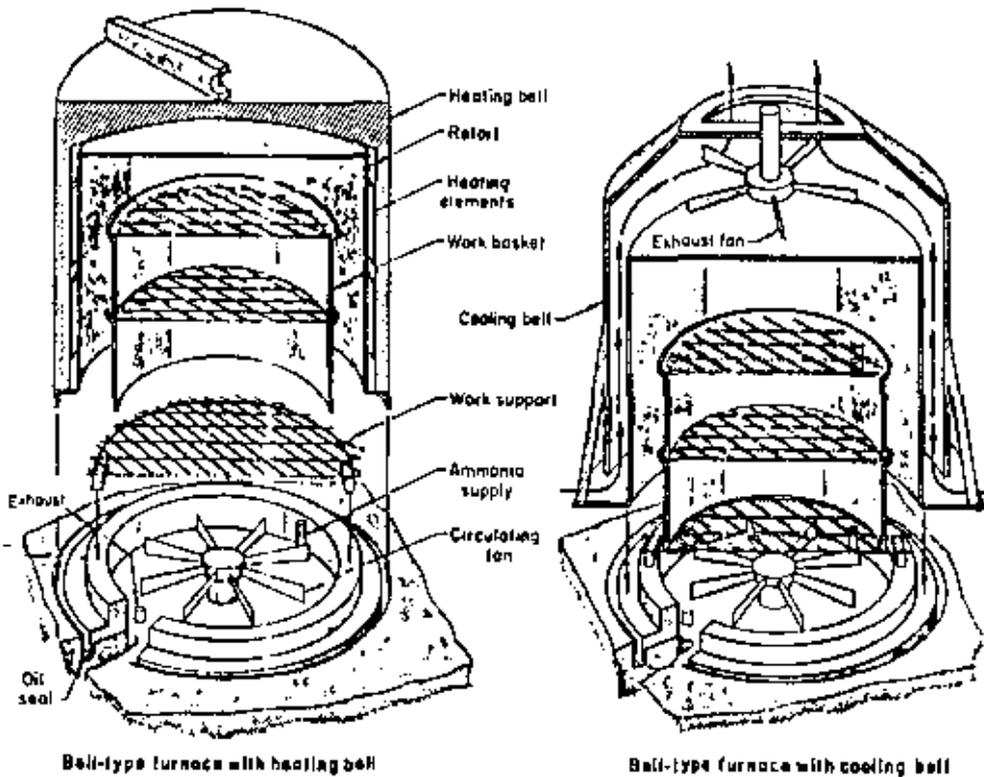


Figura 197 : Esquema de horno de tipo campana, mostrando la base estacionario y la campana

y da un coeficiente de fricción inferior, aumentando así la resistencia a la abrasión.

Aleaciones austeníticas y ferríticas

Aunque los aceros de la serie 300 son muy difíciles de nitrurar, esta operación se llevó a cabo con éxito sobre los tipos 301, 302, 303, 304, 308, 309, 316, 321 y 347. De los aceros serie 400, se trataron los 430 y 446.

Aleaciones templables

Las aleaciones martensíticas pueden obtener una dureza interior suficiente para soportar la caja nitrurada. También se nitruraron con éxito las aleaciones para endurecimiento por precipitación, como 17-4 PH, 17-7 PH y A - 286.

4.7 Tratamientos Termomecánicos.

4.7.1. Introducción

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

En trabajos de investigación de las posibles mejoras y variantes de los tratamientos de templado descritos en los párrafos anteriores, se ensayaron combinaciones de tratamientos térmicos con deformaciones mecánicas simultáneas del material, en alguna fase de su proceso. Así fue posible elevar la resistencia mecánica de algunos aceros de 205 Kg/mm^2 a 280 Kg/mm^2 , cifra realmente notable en comparación con las resistencias corrientes de los aceros.

Los tratamientos termomecánicos más usuales que se practican actualmente son tres:

a) el ausforming, basado en la deformación de la austenita inmediatamente antes de su transformación en martensita,

b) el Mar-straining o zerolling, en el que se deforma la martensita sin revenido y,

c) el andeforming o marforming, en el cual se deforma la martensita revenida.

4.7.2 El ausforming.

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

A veces, este tipo de tratamiento térmico se denomina "trata-

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

En la literatura anglosajona se habla en el primer caso de clase I_a y de HTMT (high temperature thermomechanical treatment) = tratamiento termomecánico de alta temperatura. La fig. 198 representa esquemáticamente el enfriamiento para un HTMT en un diagrama TTT.

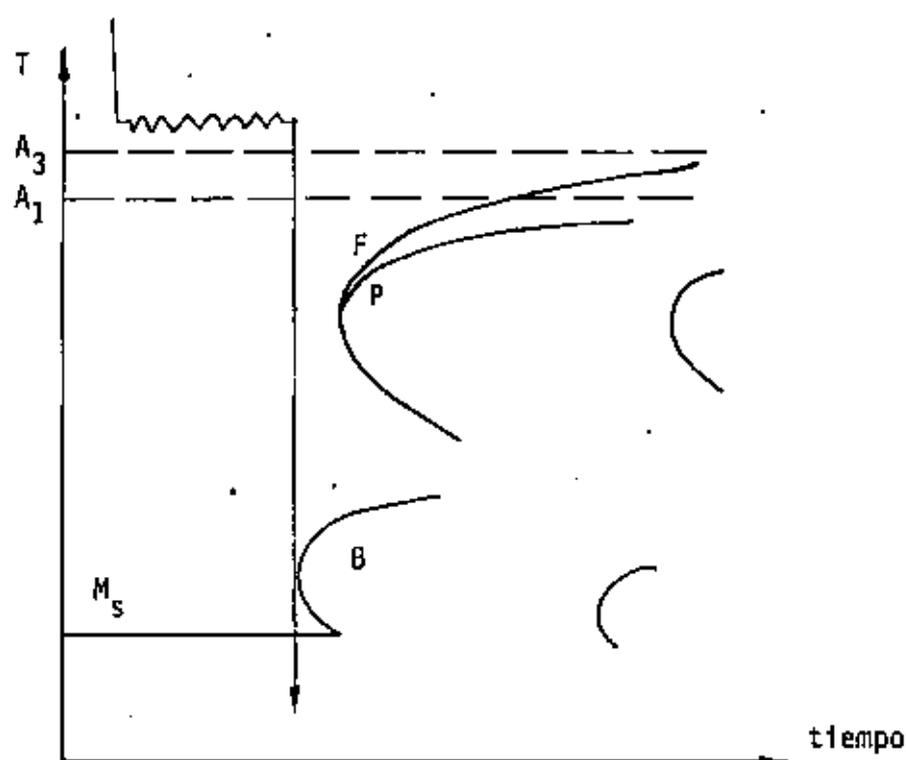


Figura 198 : Representación esquemática del enfriamiento y deformación durante un tratamiento de ausforming

En el segundo caso, se habla de la clase I_b y de LTMT = tratamiento termomecánico de baja temperatura. Se indica en la fig. 199 la posibilidad de aprovechar la gran distancia entre la rodilla perlítica y la rodilla bainítica de algunos aceros aleados, permitiendo una larga estancia sin transformación en esa zona de temperatura.

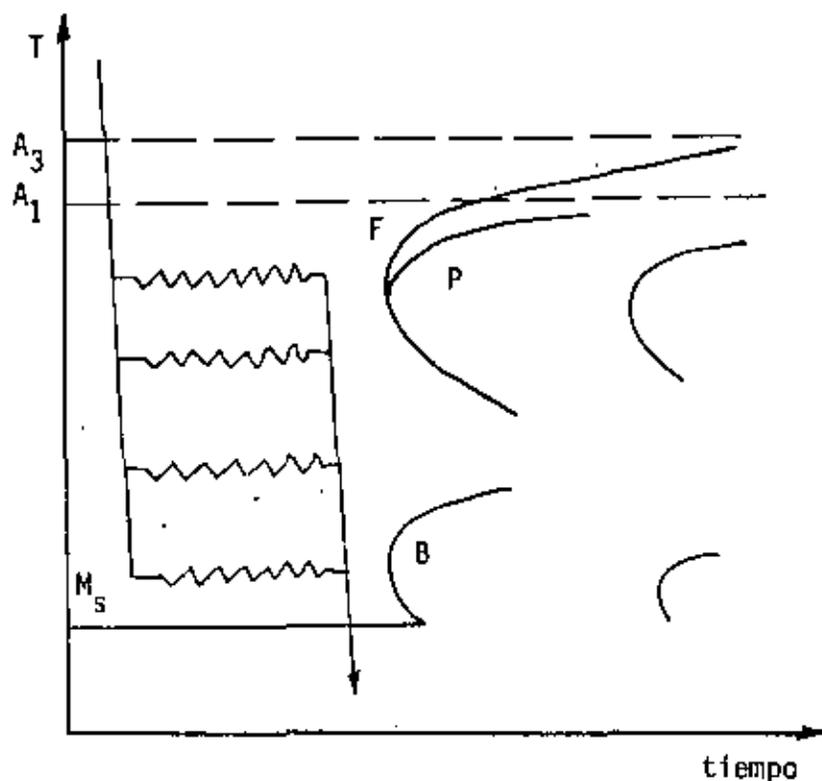


Figura 199 : Representación esquemática del enfriamiento y deformación durante un tratamiento de LMT

4.7.2.1. Fundamentos del ausforming de la clase I_b.

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

No se conoce bien todavía a que se debe la mejora de las propiedades del acero que se logra por este tratamiento. Se atribuye en parte a la actitud que la deformación produce en la austenita, en parte al afino de su grano y, sobre todo, a una dispersión submicroscópica de los carburos de tamaño inferior a 50 Å, que multiplica el efecto endurecedor de éstos. - Por eso los elementos de aleación que más influencia tienen en el éxito de este tratamiento son los carburígenos, como el cromo y el molibdeno.

4.7.2.2 Práctica del ausforming.

El ausforming se realiza en cinco fases (fig. 200)

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

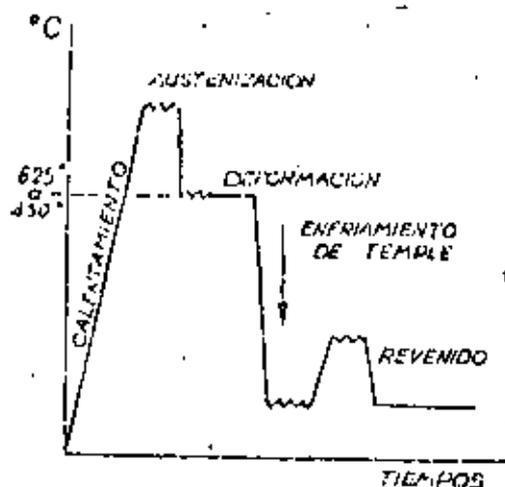


Figura 200 : Representación esquemática del transcurso temperatura-tiempo y de las deformaciones para un tratamiento de ausforming

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

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

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

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

4.7.2.3 Aceros ausforming.

Los aceros adecuados para el ausforming son los de bajo contenido de carbono, inferior a 0.5%, relativamente altos en silicio (1.50% de media) y aleados con cromo (2.5%), níquel (1.50 a 4%), molibdeno (0.5 a 1.5%) y algunas veces vanadio (0.35%).

En el cuadro I de la página siguiente figuran algunos tipos de aceros que han resultado experimentalmente los más adecuados por este tratamiento. Las características obtenidas después de tratados pueden verse en el cuadro II y las del AISI-4340 se han representado en la figura 201.

Puede verse que la resistencia mejora en un 20% como mínimo y, lo que es más interesante, sin pérdida apreciable de ductilidad (alargamiento). También la resistencia a la fatiga resulta muy mejorada (fig. 202)

4.7.2.4 Aplicaciones del Ausforming.

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

ACEROS EXPERIMENTADOS CON EL TRATAMIENTO AUSFORMING (Gurtin Puggio)

Industria y rolado	Agrup.	Características químicas										Nº del ensayo
		C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	V		
Lippert y colab. (6)	---	0,35	---	---	---	---	4,50	1,50	---	---	A	
Guilbert y colab. (11)	---	0,12	0,43	0,17	0,016	0,017	0,12	3,75	0,47	---	B	
Guilbert y colab. (11)	4340	0,41	0,76	0,21	0,011	0,013	1,74	0,81	0,33	---	C	
Schwarz y colab. (9)	842	0,25	---	1,78	0,01	0,007	4,60	1,46	---	---	D	
Schwarz y colab. (9)	B-12	0,40	---	1,51	0,01	0,005	4,75	1,45	---	---	E	
Schwarz y colab. (9)	A-26	0,19	---	1,48	0,01	0,005	4,50	1,44	---	---	J	
Lindsay y colab. (12)	0-56	0,40	0,55	1,00	---	---	---	1,25	2,50	0,35	G	
Lindsay y colab. (12)	0-218	0,48	0,40	1,00	---	---	---	3,00	1,35	0,35	H	
Kuk y Dhee. (6)	4150	0,16	0,62	0,76	0,02	0,013	1,75	0,81	0,73	---	I	
Shyne y colab. (7)	48	0,48	0,75	1,50	---	---	1,50	1,02	0,50	---	J	
Shyne y colab. (7)	41	0,43	0,75	1,50	---	---	1,50	1,00	0,50	---	K	
Marshall (11)	4350	0,36	0,49	0,31	0,015	0,010	1,75	0,78	0,26	---	L	
Evans y colab. (14)	---	0,26	0,52	0,01	0,016	0,032	---	0,75	---	---	M	
Shyne y colab. (7)	A-41	0,31	1,15	1,50	---	---	1,01	2,21	0,11	0,31	N	
Shyne y colab. (7)	A-41	0,41	1,12	1,61	---	---	1,07	2,23	0,34	0,32	P	
Shyne y colab. (7)	A-47	0,47	1,10	1,26	---	---	1,05	2,27	0,34	0,31	Q	
Hopkins y colab. (10)	En 310	0,27	0,51	0,21	0,031	0,050	4,07	1,78	0,23	---	R	

Cuadro I

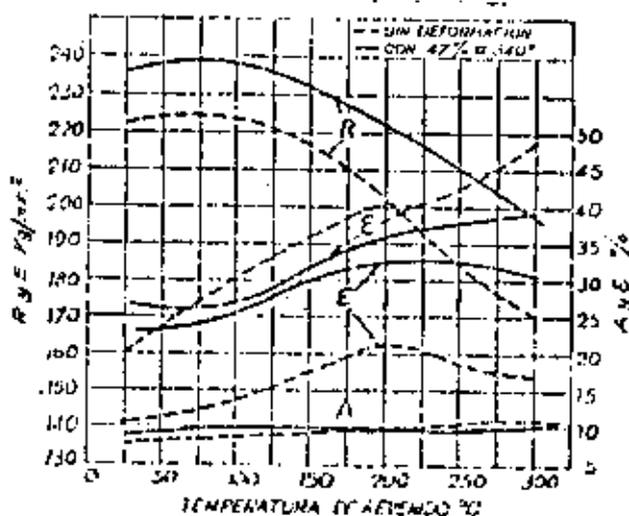


Figura 201 : Características mecánicas obtenidas después de un ausforming

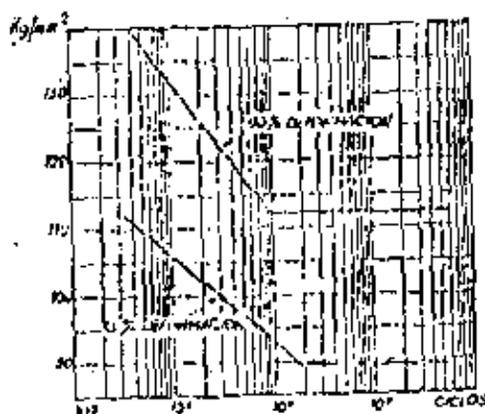


Figura 202 : Curvas de fatiga del acero Vascojet 1000 de 0.4 C, 0.5 Mn, 5 Cr, 0.5 V, 1.3 Mo, después de templado (9 % deformación) y con ausforming (90 % deformación)

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

N.º del acero	Deformación		Resistencia Kg/mm²		Límit elástico Kg/mm²		Alargamiento %		Temperado	
	Temp. °C	%	Deformado	Sin deformar	Deformado	Sin deformar	Deformado	Sin deformar	Temp. °C	Tiempo horas
A	--	--	283	207	--	--	12	12	--	--
B	672	50	145	138	105	100	--	--	100	3
C	672	35	212	212	196	165	--	--	204	1
D	537	75	226	200	205	170	7,4	8,0	260	1
E	537	75	236	215	218	180	6,5	7,6	260	1
F	537	75	230	207	210	196	5,2	7,5	260	1
G	593	52	246	215	210	177	4	5	537	--
H	427	45	223	204	176	171	5	5	537	--
I	537	72	219	194	193	165	--	--	215	--
J	--	90	270	--	255	--	5	--	260	--
K	--	90	294	--	255	--	5	--	260	--
L	537	18	300	--	193	--	--	--	--	--
M	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--
N	454	93	255	200	254	162	--	--	315	1
P	454	93	274	--	225	204	--	--	315	1
Q	454	93	274	--	270	190	--	--	315	1
R	450	46	184	154	137(*)	109(*)	16	18	250	1

(*) Al 90%.

Cuadro II

4.7.3 El marstraining o zerolling.

El mar-straining, también denominado zerolling, es un tratamiento termomecánico que se realiza deformando de un 8 a un 10% determinados aceros una vez templados y sin revenir. Como esta deformación es generalmente un estirado del material, o sea, de la martensita, la denominación de este tratamiento se deriva de esta operación (mar, martensita; straining, estirado).

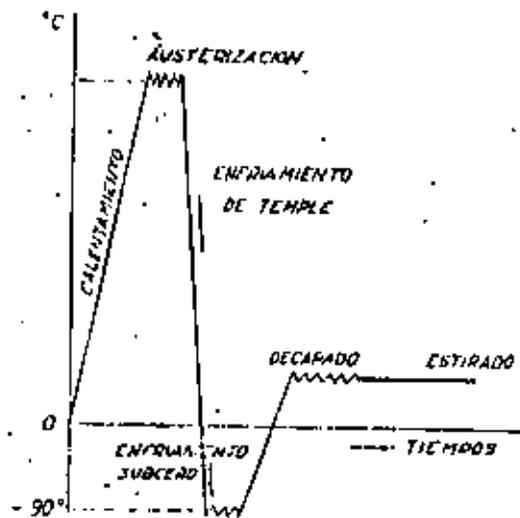


Figura 203 : Representación esquemática del transcurso temperatura-tiempo y deformaciones correspondientes para un tratamiento de marstraining

El tratamiento se realiza de la manera siguiente: (fig. 203)

1. Se calienta el acero hasta la temperatura de temple para austenizarlo.
2. Se enfría a continuación a la velocidad requerida por el acero, según sea su templabilidad, para transformar la austenita en mar tensita.
3. Una vez el material a la temperatura ambiente y en estado martensita, se sigue enfriando hasta 90° bajo cero.

4. Se decapa el acero a continuación.

5. Finalmente, se estira en hilera, dándole una deformación de 8 a 10%: 300 Kg/mm^2 , con una estricción del 30% y alargamiento de 3 a 4%. La resistencia a la fatiga supera en un 35% a la del acero templado normalmente.

Los aceros experimentales y los resultados obtenidos se dan en los cuadros III y IV de la página siguiente.

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

4.7.4 Andeforming o marforming.

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

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

Después de la deformación se da al material un tratamiento de envejecimiento artificial o maduración, calentándolo a 200° durante dos horas (fig. 204).

Con este tratamiento se eleva el límite elástico del acero de 10 a 20%, sin ninguna variación del alargamiento si la deformación no ha superado el 0.4%. La estricción se mantiene sin variación hasta un 1% de deformación. También aumenta la resistencia a la fatiga un 25% (fig. 205).

Aplicaciones de marforming.

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

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

Aceros	C	Mn	Si	Ni	Cr	V	Mo	W
Aceros de bajo aleación								
300 M	0,40	0,75	1,6	1,8	0,9	0,1	0,40	—
D 6 A C	0,46	0,75	0,2	0,6	1,0	0,1	1,0	—
W C M-1	0,50	0,60	2,0	5,0	1,0	0,1	0,5	—
W C M-4	0,40	0,60	2,0	5,0	1,0	0,1	0,5	—
W H C (*)	0,50	0,50	1,5	4,0	1,0	0,25	0,5	1,0
Mod. S-5	0,50	0,60	1,6	—	—	0,25	0,5	—
Hy-Tuf	0,25	1,30	1,5	1,8	—	—	0,4	—
Aceros de martensita								
Vascojet 1.000	0,40	0,5	—	—	5,0	0,5	1,3	—
Aceros semi austeníticos								
AM-355 (**)	0,13	0,95	0,25	4,3	15,5	—	2,75	—
Aceros martensíticos								
AISI-422	0,20	0,75	0,75	—	12,0	0,25	1,0	1,0

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

Cuadro III

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

Acero	Temperatura de austenización °C	Enfriamiento	Doble revenido (2 horas cada uno) °C	Maduración después de la formación (2 h) °C	Límite elástico Kg/mm ²	
					Después del revenido (temperatura doble revenido)	Después de una deformación en frío de 0,1% y madurado
300 M	900	Salas (*)	315	200	172	196
D 6 A C	845	Salas (**)	315	200	166	194
W C M-1	900	Aire (**)	315	200	197	238
W C M-4	900	Aire (**)	315	200	175	214
Mod. S-5	900	Salas (*)	300	200	203	230
W H C	900	Aire (**)	315	200	196	223
Hy-Tuf	870	Aire	290	200	138	168
Vascojet 1.000	1010	Aire	540	430	157	193
AM 355	1010	Aire (**)	455	370	120	150
AISI-422	1040	Aire	430	400	130	165

(*) Bana de sales a 175 °C
 (**) Refrigeración a 70 °C bajo cero después del temple .

Cuadro IV

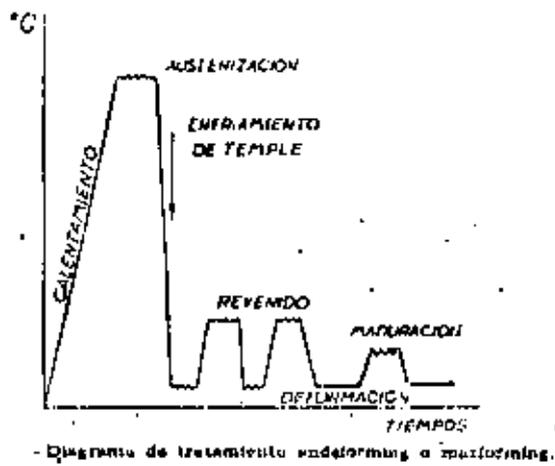


Figura 204 : Diagrama de tratamiento andeforming o marforming

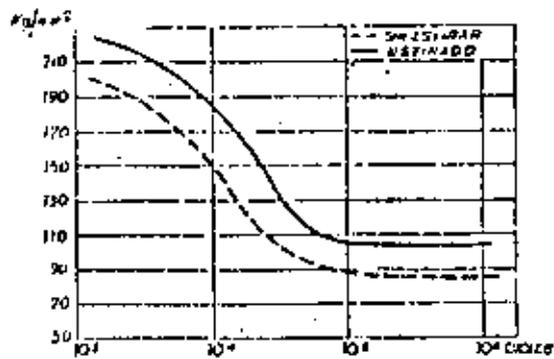


Figura 205 : Curvas de resistencia a la fatiga de acero tratado con andeforming (línea continua) y templado (línea de trazos)

BIBLIOGRAFIA UTILIZADA

1. De Sy, A. y Vidts, J. : " Teoretische en Toegepaste Metaalkunde " N.I.C.I. Gent, Bélgica, 1966
2. Avner, S.H. : " Introduction to Physical Metallurgy " Mc Graw-Hill Tokyo 2a. edición 1974
3. American Society for Metals : " Metals Handbook, Vol. II ", ASM, Metals Park, Ohio, 8a edición, 1964
4. Guy, A.G. : " Metalurgia Física para Ingenieros " Fondo educativo Interamericano, S.A., Bogotá, 1970
5. Lajtin, Y.M. : " Metalografía y Tratamiento Térmico de los Metales " Editorial MIR, Moscú, 1973
6. Barrera, M.D. : " Prácticas de Tratamientos Térmicos " Tesis Profesional, Facultad de Ingeniería, U.N.A.M., 1978
7. Houbaert, Y. : " Comportamiento Mecánico de los Materiales Metálicos " Bufete Meta-Mecánico, S.C., México D.F., 1978
8. IRSID : Institut de Recherches de la Sidérurgie Française : " Atlas des Courbes de Transformation ", 1974



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



TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

TEMA 4: FUNDICIONES

LA FUNDICION BLANCA
LA FUNDICION GRIS Y SUS VARIABLES
LA FUNDICION MODULAR
LA FUNDICION MALLEABLE

DR. YVAN HOUBAERT IRMEN

JULIO, 1979.

Capítulo ~~XII~~^B: FUNDICION BLANCA.

13.1 Fundición en general:

La denominación general "fundición" comprende un grupo de aleaciones que contienen principalmente hierro y carbono, además silicio, manganeso, ..., pero siempre con bastante carbono para que la solidificación termina en el punto eutéctico C o C' (fig. 99).

En unos aceros aleados especiales, como por ejemplo para buriles rápidos y aceros de 12% Cr a alto carbono, la solidificación termina también con la formación de un complejo eutéctico de ledeburita. Sin embargo, no se clasifican nunca esas aleaciones entre las fundiciones de hierro. A veces se utiliza la denominación "aceros ledeburíticos".

El diagrama binario de la fig 94 da los equilibrios estables y metaestables de las fases que ocurren en la fundición y muestra ^{qué} la condición para una solidificación final eutéctica corresponde a un contenido en carbono superior al 1.7% (punto E en la fig. 99).

El elemento carbono rebaja considerablemente el punto de fusión del hierro: de 1539°C a 0% C hasta 1147°C a 4.3%. El carbono tiene entonces una influencia muy grande sobre la colabilidad del hierro debido a la baja del punto de fusión y, con suficientemente carbono, por la solidificación final eutéctica.

La denominación "fundición" indica entonces la colabilidad muy buena de la aleación y además su utilización en estado colado.

13.2 Fundición blanca.

La fundición blanca es una aleación de Fe-Cr. con más de 1.7% C, con solidificación según el sistema metaestable. En la fundición blanca, la casi totalidad del carbono está ligado en el compuesto intersticial Fe₃C, que se llama, como sabemos "cementita" y es en realidad un carburo mezclado, ya que el elemento Fe puede ser sustituido en cantidades tolerables por Mn o eventualmente por otros elementos carburizadores. En principio la fundición blanca no contiene grafito. Por eso, la fractura tiene una superficie blanca y metálica, lo que explica la denominación "fundición blanca".

13.3 Estructura de fundición blanca.

Como sabemos, la estructura de cualquier aleación está determinada por la proporción de las fases presentes, por su asociación eventual en constituyentes y por la forma, el tamaño y la distribución de

las partículas. La estructura se forma en la solidificación; esa estructura se modifica eventualmente durante el enfriamiento del punto de fusión a temperatura ambiente y esto es sobre todo cierto para la aleación en cuestión. Por eso, para juzgar la estructura, es preciso examinar la solidificación y el enfriamiento de fundición blanca utilizando el diagrama de fases de la fig 99 que representa el sistema metaestable o sea Fe-Fe₃C. Utilizemos como ejemplo una aleación con 3 % de carbono.

En el comienzo de la solidificación se forman cristales dendríticos de austenita. Llegando al punto eutéctico C hay:

porcentaje en peso de austenita primaria precipitada

$$(\gamma_E) \quad \frac{L C}{E C} \times 100 = \frac{4.3 - 3}{4.3 - 1.7} \times 100 = 50\% ;$$

porcentaje en peso del líquido residual (C: 4.3%) = 50%

La fundición residual se solidifica ahora, a temperatura constante como mezcla eutéctica "ledeburita".

$$\frac{C F}{E F} \times 100 = \frac{6.7 - 4.3}{6.7 - 1.7} \times 100 = 48\% \text{ austenita } (\gamma_E)$$

$$y \quad \frac{E C}{E F} \times 100 = \frac{4.3 - 1.7}{6.7 - 1.7} \times 100 = 52\% \text{ cementita (F)}$$

Inmediatamente después de la solidificación quedan entonces como constituyentes: austenita 50%;

ledeburita 50% y

como fases: austenita (γ_E) : 74%
cementita (F) : 26%.

Durante el enfriamiento siguiente de la aleación, la fase cementita no experimenta ninguna transformación; sin embargo, la fase austenita evoluciona según la línea de saturación ES, precipitando cementita secundaria; esa cementita cristaliza principalmente sobre la cementita eutéctica (o eventualmente, para composiciones hipereutécticas, sobre la cementita primaria).

Llegando al punto S (a 723°C) hay:

$$\text{como fases: austenita } (\gamma_S) : \frac{D'K}{LK} \times 100 = \frac{6.7 - 3}{6.7 - 0.87} \times 100 \approx 63.50\%$$

$$\text{cementita} : \frac{D'S}{SE} \times 100 = \frac{3 - 0.87}{6.7 - 0.87} \times 100 \approx 36.50\%$$

A la temperatura eutectoide, la austenita residual γ_s se separa en la mezcla eutectoide: ferrita (α_p) y cementita (K).

En condiciones de equilibrio se formaría en el enfriamiento siguiente cementita terciaria según la línea de saturación P ϕ . Finalmente hay a temperatura ambiente:

como fases: ferrita (α_p) : $\frac{P''K''}{\phi K''} \times 100 = \frac{6.7 - 3}{6.7} \times 100 \approx 55\%$;

cementita (K') : $\frac{L''}{\phi K''} \times 100 = \frac{3}{6.7} \times 100 \approx 45\%$

Para calcular las proporciones de equilibrio de las fases presentes, se utilizó la regla de la palanca. A temperatura ambiente, a la cual casi todo el carbono está ligado en forma de cementita, el cálculo puede ser simplificado:

Una parte en peso de carbono corresponde con $\frac{12 + (3 \times 56)}{12} = 15$ partes en peso de cementita;

3 partes en peso ó 3% de carbono precipitado corresponden a 45 partes en peso ó 45 % de cementita precipitada.

13.4 Estructura, propiedades y aplicaciones de la fundición blanca.

En las consideraciones anteriores indican que la fundición blanca se compone de una asociación de dos fases: la ferrita y la cementita. Con 3.35% C la fundición contiene 50 % de ferrita y 50 % de cementita. Los porcentajes de ambas fases tienen entonces siempre el mismo tamaño y es difícil hablar de una matriz, ya que la palabra matriz se usa para la fase que está claramente en exceso.

Microfotografías muestran claramente la diferencia entre fundición blanca hipoeutéctica e hipereutéctica.

La ledeburita, que se forma inmediatamente después de la solidificación como constituyente normal, no existe como tal a temperatura ambiente, ya que la austenita (una de las dos fases que forman la ledeburita) primero disminuyó bastante (línea ES) y después se transformó a la temperatura eutectoide en perlita. Entonces sólo se puede hablar de ledeburita transformada.

Examinando más la estructura de fundición blanca se observa la constituyente perlita, que aparece como manchas negras con aumentos bajos. Solo con aumentos superiores se reconoce esta constituyente como

la mezcla eutectoide de perlita. La fase cementita se presenta con aspectos muy diferentes. De hecho hay, por lo menos en teoría, cuatro tipos diferentes de cementita y en la fundición blanca hipereutética hay cinco:

- cementita primaria
- cementita eutéctica
- cementita secundaria (precipitación según ES)
- cementita eutectoide (en la perlita)
- cementita terciaria (eventualmente según PQ).

Observables son sólo la cementita primaria, eutéctica y eutectoide. La cementita secundaria se precipita sobre la cementita eutéctica o eventualmente primaria y no puede ser distinguida de esta última. A simple vista no se pueden distinguir las cantidades muy pequeñas de cementita terciaria, eventualmente precipitadas sobre los tipos precedentes de cementita.

Para discutir las propiedades, hay que considerar la fundición blanca como agregado de perlita y de cementita libre, la última formando un armazón casi ininterrumpido.

Desde luego se trata de un material duro, frágil y sin deformabilidad plástica. La deformación en caliente es posible pero casi nunca se practica. Esa deformación puede llevarse a cabo entre 800 y 1050°C (austenita - cementita) y es aún más fácil que la deformación de la fundición gris, porque el grafito ni siquiera a alta temperatura obtiene plasticidad, lo que sí ocurre en parte con la cementita. Hay que mencionar que Wittmoser logró estirar una fundición blanca de 70% por laminado entre 1050 y 900°C, utilizando una serie de 20 pasos y obtuvo un material con una resistencia a la ruptura de 70Kg/mm² y una elongación de 1%. Esa posibilidad no se aplica ahora en la práctica y la fundición blanca se utiliza casi únicamente como material resistente al desgaste. Esta resistencia al desgaste se debe a la presencia de la fase cementita muy dura en concentración de un 50% aproximadamente.

La fundición blanca se utiliza para bolas de molinos, paredes de refractores, placas de desgaste, etc., o sea para todas las aplicaciones en las cuales la resistencia al desgaste sin demasiada carga de choque es la propiedad primordial. Además, es posible encontrar para cada aplicación, el compromiso ideal por la adaptación del contenido en car

bono, ya que así se pueden regular los porcentajes de la ferrita relativamente tenaz y de la cementita dura y frágil.

Si hay que aumentar la dureza sin cambiar el contenido en carbono, se puede sustituir la perlita por la martensita mucho más dura. Para la fundición no aleada, esto no es posible, ya que templando en agua, la transformación martensítica solo ocurrirá hasta unos milímetros de profundidad y la formación de grietas de templeado es muy probable debido al alto contenido en carbono.

Sin embargo, existe la posibilidad de la utilización de elementos de aleación como por ejemplo combinaciones de Ni y Cr o Cu, Ni, Cr y Mo.

Una posibilidad es el templeado en aceite; otra el autotempleado. En el último caso es posible llegar a un templeado por enfriamiento de la pieza en el molde. Entonces hay que acomodar el contenido de los elementos de la aleación Ni y Cr o Cu, Ni, Cr, y Mo al tamaño de la pieza a colar.

Sin embargo, para la mayoría de las aplicaciones, el agregado de martensita y cementita es demasiado frágil, de modo que es aconsejable hacer un tratamiento de revenido de la fundición blanca martensítica a 350-450°C para transformar la martensita y la austenita residual en constituyentes intermedios y además reducir las tensiones internas. A veces se llama una fundición blanca martensítica o autotemplada "Ni-hard" (patente de Mon Nickel Company, del nombre Nickel-hard)

Otra fundición blanca con templabilidad al aire contiene:

Cu = 2.5%; Cr = 1.5% ; Ni = 0.65% y Mo = 0.30% .

FUNDICION GRIS

Como en el caso de la fundición blanca, la denominación "fundición gris" se refiere al color de la superficie de ruptura. Por la presencia de carbono libre, o sea de carbono cristalino en forma de grafito, la superficie de fractura es gris. Desde luego, el tono de color depende mucho de la cantidad y de la forma del grafito.

La presencia de unas partículas de grafito no basta para que una fundición pueda denominarse "gris". En principio, el término "fundición gris" se aplica a una fundición que se solidifica completamente en el sistema estable; esto significa entonces, que todo el carbono eutéctico se precipita en forma de carbono elemental o grafito. En el punto eutéctico (fig 99) se solidifica entonces el eutéctico estable: austenita más grafito.

Sin embargo, ocurre a menudo que la solidificación eutéctica empieza en C' según el diagrama estable, pero que rápidamente cambia al sistema metaestable (punto C en la fig. 99). En este caso aparece el traslape de ambos sistemas y se obtiene una fundición mezcla de gris y blanca, llamada a menudo fundición mezclada., caracterizada por la presencia simultánea de grafito y cementita eutéctica o ledeburítica.

En general hay que considerar la fundición mezclada como un producto casual, a veces se quiere obtener esa estructura mezclada en la superficie de una pieza de colada de fundición gris, por ejemplo para la mesa de un torno o las bancadas de máquinas, herramientas, y con el objetivo de obtener una dureza más alta y mejor resistencia al desgaste. Se logra esto fácilmente colando una fundición de potencial gris contra una placa de enfriamiento: la superficie en contacto con la placa se enfría y se solidifica más rápidamente, de modo que con la composición y velocidad de enfriamiento adecuadas se obtiene una capa de fundición mezclada.

14.1 Grafitización durante la solidificación: factores de influencia.

La solidificación eutéctica de la fundición gris y la estructura de eutéctico estable, están determinadas sobre todo por la nucleación y el crecimiento del grafito.

Con una composición lo suficientemente hipereutéctica se precipita en primer lugar grafito primario. El número de laminillas primarias de grafito es relativamente pequeño (difusión rápida de carbono a la alta temperatura de la fundición hipereutéctica) y estos cristales pueden lle-

gar entonces a dimensiones considerables (p.ej: longitud de 1 mm en piezas de fundición grandes)

Es cierto que la presencia de cristales de grafito tiene influencia sobre la nucleación eutéctica de grafito, donde pueden servir de núcleos. Sin embargo, la influencia es menor de lo que se supondría a priori, probablemente debido al pequeño número de laminillas primarias de grafito, de modo que la nucleación eutéctica del grafito se basa principalmente en nuevos núcleos.

Esto permite un ligero superenfriamiento de la solidificación eutéctica.

Sin embargo, para las composiciones eutécticas e hipoeutécticas, la formación de grafito depende totalmente de la nucleación eutéctica del grafito.

Cuando la fundición, después de la precipitación de dendritas primarias de austenita, llega a la composición eutéctica (C' en fig 99), el eutéctico estable austenita-grafito tendría que cristalizar. Esto supone que hay núcleos efectivos en ambas fases, pero en general faltan los núcleos de grafito, por lo menos llegando a la temperatura y composición eutéctica. Ya que el grafito y la austenita forman un eutéctico anormal, o sea que no hay nucleación recíproca, es preciso tener núcleos de grafito para que la solidificación eutéctica empiece.

La nucleación del grafito, o sea la formación de núcleos efectivos de grafito, está determinada por tres factores, los cuales están relacionados respectivamente con la composición, la velocidad de enfriamiento y el poder de nucleación de la fundición a una temperatura y composición determinada.

1º. Factor composición.

Una aleación binaria Fe-C solidifica siempre según el sistema metaestable; para obtener la solidificación en el sistema estable, hay que utilizar elementos adicionales de aleación. Esos elementos se llaman "elementos de grafitización". En orden de su disminución de poder de grafitización, son: Si, Al, Ni, Cu, ...; de estos el Si es el más importante, y además, el más utilizado. La aplicación del P, no se basa en su influencia de grafitización; el P mejora la colabilidad por la formación de un eutéctico ternario con bajo punto de fusión (953°C): austenita-Fe₃C-Fe₃P, llamado "esteadita".

Aunque el P en si es un elemento de grafitización, su presencia provoca la formación de cementita eutéctica como tercera fase en el eutéctico de esteadita.

Se añade P en concentraciones de 0.7 hasta un máximo de 1.2% para mejorar la colabilidad de piezas de fundición difíciles como por ejemplo con paredes delgadas (estufas, hornos, radiadores de calefacción central).

El Al, aunque aumenta mucho la grafitización, no se utiliza a menudo en práctica, ya que ese elemento provoca defectos de fundición a partir de concentraciones muy bajas y a concentraciones más altas puede reducir mucho la colabilidad.

El Ni y Cu son elementos de la grafitización moderada, pero elementos de aleación favorables, de modo que su aplicación en fundición gris aunque no sea muy general, se basa principalmente en su influencia como elemento de aleación para mejorar propiedades de la matriz metálica.

En oposición a los elementos de grafitización, están los elementos de anti-grafitización o estabilizadores de carburos. Son todos los elementos que forman carburos más estables que el Fe_3C ; que son: Mn, Cr, Mo, V, etc... El Mn, el elemento principal de la elaboración del acero, siempre está presente en las materias primarias y en los productos siderúrgicos: la fundición gris contiene generalmente de 0.5 a 0.8% Mn, necesario para evitar la segregación cristalina del azufre en forma de FeS (véase cap. 2) y para favorecer la formación de perlita en la transformación eutectoide (véase cap. 3).

Los demás elementos estabilizadores de cementita, en porcentajes que sobrepazan la concentración de "trazas", deben ser considerados como elementos de aleación.

Fe_3C es un compuesto metaestable y eso es la razón por la cual el sistema Fe- Fe_3C se denomina "metaestable". Sin embargo, Mn_3C , Cr_7C_3 , MoC , VC ,... son carburos estables. Los elementos Mn, Cr, Mo, V, .. se disuelven en el carburo Fe_3C y aumentan su estabilidad como carburo mezclado (fig 61). Se entiende fácilmente la influencia de anti-grafitización de estos elementos. Sin embargo, el aumento en el poder de grafitización del metal líquido por los elementos de aleación Si, P, Al, Cu, Ni, .. no se entiende tan fácilmente. Para explicar este fenómeno, hay que introducir una hipótesis doble: el efecto de dilución y el efecto de afinidad. En ambos casos hay que basarse en otra hipótesis, o sea en la existencia de agrupamientos prealeables en el metal líquido.

Efecto de dilución. preliminares

Agrupamientos prealeables en la fundición arriba del punto de fusión o exactamente en este punto ocurren debido a la afinidad recíproca de

los elementos. Por la presencia de elementos como Si, P, Al, Ni, Cu, etc. que no tienen afinidad o una afinidad inferior que la del Fe para formar compuestos con el carbono, se diluyen las agrupaciones preestables de Fe-C, que son en realidad los núcleos potenciales de Fe₃C. Así aumenta la tendencia de la fundición a precipitar carbono elemental o grafito. La consecuencia del efecto de dilución de los elementos Si, P, Al, Ni, Cu, durante la solidificación eutéctica es entonces la grafitización.

Si el efecto de dilución fuera el único término de influencia, concentraciones atómicas iguales de los elementos de grafitización tendrían el mismo efecto, lo que no está confirmado por la experiencia, ya que una parte en peso de Si, tiene el poder de grafitización de 5 partes en peso de Cu. En concentración atómica, la relación es de 1 a 2.7.

Efecto de afinidad.

Entre los elementos de grafitización bien conocidos, los primeros tres: Si, P y Al pueden formar compuestos con el elemento Fe. En los sistemas binarios respectivos aparecen los compuestos siguientes: Fe₃Si, Fe₅Si₃, FeSi, FeSi₂; Fe₃P; Fe₃Al, FeAl, FeAl₂, Fe₂Al₅ y FeAl₃. Si se acepta que en el metal líquido las agrupaciones de los elementos Si, P y Al con el Fe se forman con preferencia a las agrupaciones de Carbono con Fe, esto representa otra vez, una tendencia aumentada a precipitar grafito desde la fundición líquida.

Aunque esta explicación sea satisfactoria para el poder de grafitización de los elementos Si, P, Al, Ni, Cu, etc. y su influencia relativa de grafitización, hay que darse cuenta que esta teoría se basa en la formación de agrupaciones preestables en la fundición líquida, aunque la existencia de tales agrupaciones no esté comprobada científicamente, aunque sea probable.

Intervalo entre el eutéctico estable y metaestable.

En pruebas recientes se encontró que el cobre puede aumentar la temperatura del eutéctico grafito-austenita y bajar, en forma menos pronunciada, la temperatura del eutéctico cementita-austenita. El cobre abre entonces el intervalo entre ambas temperaturas, lo que representa desde luego un efecto de grafitización en la solidificación.

Esto es también el caso para el silicio, pero lo contrario para el cromo.

La influencia de un elemento sobre el tamaño del intervalo entre el eutéctico estable y metaestable puede explicarnos el efecto de grafitiza-

eutéctico y la estructura del grafito:

tipo C: composición hipereutéctica; precipitación de grafito primario (placas gruesas) seguida por la precipitación de grafito eutéctico (laminillas más pequeñas y dobladas); superenfriamiento eutéctico poco o no observable. La formación de grafito primario en general no se distingue en la curva de enfriamiento debido al efecto térmico muy reducido que le acompaña.

tipos

A y B : nucleación rápida de grafito, concordando con un superenfriamiento eutéctico poco perceptible; laminillas normales de grafito bastante grandes y de orientación arbitraria (tipo A) o en rosetas (tipo B)

tipos

D y E : nucleación de grafito tardíamente, correspondiendo a un superenfriamiento eutéctico bien perceptible hasta fuerte; gran número de laminillas pequeñas de orientación arbitraria (tipo D) o laminillas pequeñas de orientación claramente interdendrítica (tipo E) para composiciones muy hipoeutécticas. Los tipos D y E se denominan grafito de superenfriamiento.

tipo N: nucleación de grafito terciaria; los cristales de grafito crecen en la fase sólida, según una reacción peritética; curva de enfriamiento correspondiente.

14.3. Núcleos de grafito.

Como ya explicamos, nuestro conocimiento actual de los núcleos de cristalización todavía es muy vago y esto es válido también y especialmente para los núcleos de grafito.

¿Se trata aquí de nucleación homogénea (nucleación espontánea) o de nucleación heterogénea? En la segunda suposición, ¿se trata de núcleos de grafito exógenos o endógenos? Estas preguntas todavía no tienen una respuesta segura.

Nuestro conocimiento sobre la nucleación del grafito se reduce a unos hechos experimentales que describiremos y trataremos de explicar en lo que sigue:

14. Grado de pureza.

Una fundición gris, elaborada con materias primarias industriales, presenta en general grafito del tipo A. Si al contrario se elabora una

aleación ternaria Fe-C-Si a partir de materias primas muy puras, se forma una fundición gris con grafito del tipo B. En el primer caso existe un poder de nucleación del grafito relativamente bueno y una nucleación rápida; en el segundo caso, al contrario, un débil poder de nucleación dá lugar a una nucleación tardía. Este comportamiento diferente de fundiciones análogas está provocado probablemente por la diferencia en composición (Mn, S, elementos en trazas), lo que significaría que por lo menos en este primer caso, se trata de una nucleación heterogénea, o sea con núcleos ajenos.

2* Supercalentamiento

Volvamos al ejemplo de la fundición industrial. Si se supercalienta mucho esta fundición, antes de la colada, por ejemplo a 1600°C, se forma el tipo B de grafito en lugar del A. Esto significa entonces, que el poder de nucleación de grafito de la fundición se ha reducido mucho por el supercalentamiento. ¿ Se destruyeron los núcleos ajenos? Una de las modificaciones posibles que pueden ocurrir en la fundición debido al superenfriamiento es la reducción de sílica.

SiO₂ es el producto natural de desoxidación de la fundición en la zona de temperaturas debajo de 1400°C. Ciertos investigadores han supuesto que las partículas extremadamente finas de SiO₂ en suspensión en la fundición funcionan como núcleos para el grafito. El supercalentamiento de la fundición a alto carbono provoca sin duda la reducción de las partículas de SiO₂ según la reacción conocida: $SiO_2 + 2C \rightarrow Si + 2CO$. Al supercalentamiento elimina entonces los núcleos ajenos del grafito, como las partículas de SiO₂. Sin embargo, se puede preguntar porqué no se forman nuevos núcleos durante el enfriamiento de la fundición supercalentada, ya que el SiO₂ sigue siendo el producto de desoxidación natural de la fundición debajo de 1400°C. El efecto del supercalentamiento es un hecho, la función de las partículas de SiO₂ como núcleos es una hipótesis.

3* Contenido en azufre.

Como ya se mencionó en el 1º, se forma grafito de superenfriamiento del tipo B cuando se solidifica una aleación Fe-C-Si muy pura. Sin embargo, añadiendo azufre, se forma grafito del tipo A.

La influencia del azufre puede explicarse como sigue: como sabemos el S reduce considerablemente la energía de la superficie en la fundición líquida. Por otro lado sabemos que el azufre casi no se disuelve en los cristales austeníticos, sino que se segrega en el metal líquido.

El cambio en entalpia libre acompañando la nucleación es:

$$\Delta G = - \Delta G_v + \sigma \times s$$

Como la energía superficial σ entre núcleo y fundición líquida disminuye con el aumento del contenido en azufre, este efecto aumenta el poder de nucleación del grafito. Parece entonces posible que unas partículas ajenas, que normalmente no pueden funcionar como núcleos de grafito, sí lo pueden hacer cuando hay suficientemente azufre en el metal líquido.

4º Inoculación.

El poder de nucleación del grafito de una fundición líquida puede ser muy diferente para determinadas concentraciones de los elementos principales: C, Si, Mn, P y S. Además puede ser variado por adiciones determinadas, que en general aumentan el poder de grafitización de la fundición. Este tratamiento se denomina "inoculación" o a veces "vacunación". Como adición se utiliza por ejemplo ferro-silicio. La inoculación sólo es eficiente si ocurre muy tardía, por ejemplo en forma de adición en la cuchara poco antes de la colada en el molde. El efecto de inoculación disminuye bastante rápidamente y se pierde totalmente después de 20 a 30 minutos. El mayor poder de grafitización que se obtiene por la adición de ferro-silicio se explica parcialmente por el aumento en el contenido en Si y parcialmente por la adición tardía. Sólo el efecto del último puede ser considerado como inoculación. Para juzgar el efecto de inoculación, hay que comparar siempre concentraciones finales iguales, por ejemplo, a partir de las mismas materias primas, se comparan dos fundiciones líquidas con 1.6% Si y 1.4% Si respectivamente (las concentraciones de todos los demás elementos siguen siendo iguales), y si se añade tardíamente a la segunda fundición ferro-silicio para llegar a la misma concentración en Si de 1.6%, se constata que la segunda fundición (inoculada) tiene una grafitización superior. La diferencia en poder de nucleación del grafito es claramente la consecuencia de la inoculación.

El mecanismo de la inoculación todavía no se conoce exactamente. Basándose en el hecho que el efecto de inoculación de una adición de Fe-Si disminuye poco a poco, se atribuyó el efecto de inoculación a la existencia de gradientes de concentración en silicio poco después de la adición del Fe-Si. Más tarde, se descubrió que el ferro-silicio muy puro casi no tiene ningún efecto de inoculación, de todos modos es un efecto mucho menos importante que las variedades industriales de Fe-Si, más impuras. El ferro-silicio industrial siempre contiene pequeñas cantida-

des en Al, Mg, Ca,.. entonces hay que hacerse la pregunta, si el efecto de inoculación del ferro-silicio no es la consecuencia de la adición a la fundición líquida de las impurezas mencionadas, sobre todo porque el silicio-calcio, el silicio-manganeso-circonio,..son productos de inoculación muy buenos y muy utilizados.

La adición de tales aleaciones, que siempre contienen elementos de fuerte desoxidación, provoca desde luego una desoxidación de la fundición formando sin duda productos de reacción en suspensión. Es muy probable que unas partículas sólidas sirvan como núcleos, ya que además de una grafitización superior se forman más partículas de grafito que son entonces más finas.

El número superior de partículas de grafito es la prueba de la mejor nucleación obtenida por la adición de inoculación. Sin embargo, esto no comprueba que se trata aquí de una nucleación del grafito directamente por los núcleos inoculados, ya que es teóricamente posible que esos núcleos heterogéneos no nucleen el grafito, sino la austenita, puesto que la inoculación no sólo produce más partículas de grafito más fino, sino que además más granos austeníticos y celdas eutécticas, ambas más finas, como se puede ver fácilmente en las fundiciones eutécticas. Partículas de grafito más finas y más numerosas son la consecuencia de un número superior de pequeños cristales de austenita y por consiguiente de un número superior de celdas eutécticas.

16 17-4-7
14-1

14.4 EL MECANISMO DE LA CRISTALIZACIÓN LAMINAR DE GRAFITO.

El eutéctico austenita-grafito laminar es un ejemplo típico de un eutéctico anormal. Aunque se trata de los eutécticos normales y anormales en los cursos de metalurgia física, la discusión del mecanismo de la cristalización del grafito laminar nos da la oportunidad de comparar con ejemplos concretos las diferencias entre los eutécticos normales y anormales.

a. Crecimiento eutéctico normal de los cristales.

Elijamos como ejemplo de un eutéctico normal el constituyente bien conocido: perlitita, el cual en realidad es un eutectoide, o sea un sistema eutéctico formándose dentro de una solución sólida.

Las características de un eutéctico normal son:

1. Nucleación recíproca de ambas fases.
2. Crecimiento coherente y
3. Crecimiento simultáneo, durante el cual ambas fases avanzan en la matriz original con un frente de cristalización común.

Otro ejemplo típico es el sistema eutéctico Al-Zn.

En tales sistemas eutécticos normales la fase de primera nucleación determina la orientación de la segunda. Si el crecimiento es claramente de aspecto laminar, como en la perlita y en el sistema Al-Zn, todas las laminillas (placas) de la primera fase tienen la misma orientación, como también todas las laminillas de la segunda fase. Es entonces posible considerar un grano de perlita como cristal compuesto o cristal doble, con dos fases coherentes, o sea crecidas con una diferencia en orientación cristalográfica constante. Tal crecimiento ocurre según la llamada "ley de Straumanis".

1 +

Además se observa que para la forma laminar de la fundición eutéctica, la distancia entre las laminillas es constante y característica para la temperatura -- real de formación, o sea para el grado de superenfriamiento.

b. Crecimiento eutéctico anormal de cristales.

Además del sistema austenita-grafito laminar, Al-Si y Pb-Ag son otros sistemas muy típicos de eutécticos anormales. Aquí faltan las características del eutéctico normal: no hay nucleación recíproca, ni crecimiento coherente de ambas fases, ni frente común de cristalización, pero sí hay crecimiento simultáneo, ya que todavía es un sistema eutéctico.

Las principales características comunes de los tres eutécticos son:

1. La fase primera llamada, o sea austenita, Al o Pb, prepondera claramente en masa y volumen,
2. La segunda fase, la menos en masa y volumen, tiene un punto de fusión propio claramente superior a la primera.

Como consecuencia, por un lado de la falta de posibilidad de nucleación recíproca, y por otro lado del volumen preponderante de la fase mayor, todos esos sistemas eutécticos presentan un crecimiento eutéctico anormal de los cristales.

Ese crecimiento ^{puede} ~~como~~ describirse para la fundición gris con grafito laminar como sigue:

La solidificación empieza con la precipitación primaria de ^{dendritas} ~~dendritas~~ de austenita (para las composiciones hipaeutécticas), de placas de grafito (para composiciones ^{hiper} ~~hiper~~ eutécticas) o con la formación de la mezcla eutéctica (para la composición ---

eutéctica).

Con excepción de la fundición claramente hipereutética, en la cual los cristales primarios de grafito son relativamente poco numerosos y tienen por eso poca influencia como núcleos de grafito para la solidificación eutéctica, esa última empieza con la precipitación de grafito eutéctico, de modo que ahora grafito y austenita crecen simultáneamente como agregatos desde los núcleos de grafito correspondientes, como se representa esquemáticamente en la figura 102.

Los agregatos son en realidad las celdas eutécticas creciendo que al final de la solidificación se soldan una a otra.

Desde luego, las zonas de segregación están ubicadas entre los límites de las celdas y hacen posible la observación de las celdas, utilizando el ataque químico adecuado.

14.5 El mecanismo de la cristalización de grafito esferoidal.

Tratamientos especiales de la fundición (ver 18.1) pueden provocar la cristalización de grafito esferoidal y forman así fundición gris con grafito esferoidal, comúnmente llamado "fundición nodular". Desde luego, las propiedades de la fundición con grafito esferoidal (ver 18.2) son muy diferentes de las de fundición con grafito laminar o sea fundición gris normal.

Cuando se hace un tratamiento de Mg a la cuchara sobre una fundición de potencial gris (ver 18.1), (o sea de una fundición que se solidificaría gris en un molde de arena), esa fundición se solidificará en condiciones normales en un molde de arena según el sistema metaestable, formando fundición blanca. Ese es un fenómeno típico -

de superenfriamiento, durante el cual el sistema estable cambia bruscamente al sistema metaestable. El superenfriamiento eutéctico es sin lugar a dudas la consecuencia de la destrucción o de la inhibición de los núcleos de grafito por el tratamiento especial en la cuchara. A veces se denomina ese tratamiento una inoculación de Mg. Sin embargo, el efecto obtenido por el Mg es exactamente el contrario del efecto de inoculación descrito en 17.3, formando núcleos para el grafito.

Si uno quiere obtener una fundición gris a pesar del tratamiento de cuchara al Mg, ^{tiene} que aumentar mucho el poder de grafitización de la fundición, sea por un contenido inicial en Si superior o por una adición posterior de ^{ferro} ~~ferro~~-silicio. En el último caso, sube el poder de grafitización de la fundición simultáneamente por el contenido superior en Si y por el efecto de inoculación de la adición tardía.

En esas condiciones, o sea tratamiento en la cuchara con Mg de una fundición de alto Si, o, mejor, tratamiento de cuchara al Mg seguido por una adición de Si para obtener un contenido en Si de 1% superior al contenido de fundición gris normal, se obtiene fundición modular gris.

Para ilustrar el mecanismo de grafitización de cristales de grafito modular, es adecuado comparar la estructura de dos fundiciones claramente hipoeutécticas con composiciones iguales, ~~pero con composiciones iguales,~~ pero con grafito esferoidal y grafito laminar.

Comparando las fotografías, aparece :

- 1o. La diferencia en la estructura del grafito : esferas y laminillas ;
- 2o. Las zonas análogas, de segregación, más abastadas por el ataque químico, correspondientes a las impurezas enriquecidas en la fundición que se

solidificó al final ; esas zonas de segregación permiten discernir los granos primarios de la austenita ;

- 3o. La diferencia de posición entre los dos tipos de grafito : las esferas - están en las zonas centrales de los cristales originales de la austenita y las laminillas en las zonas de segregación.

La ubicación de las esferas de grafito en las zonas centrales de los --- cristales de austenita significa que las esferas crecieron en realidad dentro de la austenita misma, o sea envueltos por la fase austenítica, y entonces con un mecanismo de difusión de carbono de la fundición líquida a través del cristal de austenita hacia el cristal de grafito creciendo.

Aunque no se puede excluir a priori que el crecimiento esférico de los cristales de grafito sea la consecuencia o sea favorecido por fenómenos de superficie, que a su lado serían consecuencias de la absorción del Mg o de otros productos de no oxidación, existe otro método para explicar el crecimiento esférico utilizando difusión y autodifusión isotrópica.

Si aceptamos que la austenita sea homogénea, la velocidad de difusión - del carbono a través de esa fase homogénea hacia el cristal de grafito creciendo será igual en cada dirección : una velocidad de crecimiento radial constante conduce automáticamente a una forma esférica. Sin embargo, hay que hacer lugar para el crecimiento de la esfera y eso puede ocurrir, a priori, o por la deformación plástica de - la fase austenítica bajo la fuerza de cristalización, o por la difusión del elemento Fe (autodifusión) y de otros elementos disueltos en la austenita, en la dirección opuesta a la difusión de carbono.

La segunda hipótesis parece ser la más probable, ya que varias observaciou

nes demostraron que cuando un cristal de grafito esférico encuentra una inclusión durante su crecimiento, el cristal crecerá alrededor de la inclusión y perderá su forma esférica, lo que es un argumento muy fuerte contra la hipótesis de la deformación plástica, pero en favor de la hipótesis de difusión y autodifusión isotrópica en la fase austenítica homogénea.

Como describimos en 17.4, el grafito laminar crece en contacto con la fundición líquida y la fase austenítica: se trata de un equilibrio de tres fases en contacto recíproco y entonces de un verdadero eutéctico, aunque anormal.

El grafito esférico, en cambio, crece dentro de la fase austenítica y no tiene contacto directo con la fundición líquida. Se trata aquí de una reacción peritética como ya apareció en la forma de curva de enfriamiento (fig. 101 Tipo N, sin alto en la temperatura).

El mecanismo de la cristalización peritética del grafito esférico se explica en la fig. 103, comparándola con la cristalización peritética en un diagrama clásico A-B.

Comparemos el diagrama de equilibrio A-B con el diagrama dinámico de solidificación de la fundición gris con grafito laminar (fig. 103 a., derecha) - c' representa el punto eutéctico en el sistema estable austenita-grafito y E' - el límite de saturación de la austenita en contacto con grafito.

Por consecuencia del tratamiento con Mg, destruyendo los núcleos y provocando así un superenfriamiento, la nucleación del grafito no ocurre a la temperatura de equilibrio $T_{E'C'}$, sino más bien a $T_{E'_S C'_S}$.

En una fundición líquida hipoeutéctica no tratada, obtendríamos, llegando a la temperatura eutéctica, cristales primarios de austenita con la composición E' en contacto con la fundición eutéctica C' líquida.

En cambio en una fundición líquida tratada al Mg, la cristalización de cristales primarios de austenita seguirá según la línea alargada de solidificación $E'E'_S$, y primero al llegar a la temperatura $T_{E'_S C'_S}$ empezará la nucleación del grafito. A esa temperatura, la composición de la fundición líquida está determinada por el punto C'_S , mientras que la fase austenítica en equilibrio con la fundición líquida tiene la composición del punto E'_S . También si ese equilibrio no está obtenido en toda la masa del cristal de austenita, es cierto que la composición E'_S existe en la superficie de cada cristal de austenita que está suspendido en la fundición líquida C'_S . Pero eso representa una fuerte supersaturación de la austenita en contacto con grafito (curva de saturación E'_S ; grado de supersaturación $E'_S E'_S$). Una pregunta importante que se impone aquí es ¿dónde se forman ahora los núcleos de grafito? Solamente hay dos posibilidades: o se forman en la austenita supersaturada o en la fundición líquida.

Sin embargo en ambos casos es probable que se formen cerca de la su

perficie o sobre la superficie entre la fase sólida y la fundición líquida (concentración en C máxima).

En el primer caso, el grafito está rodeado de austenita desde el momento de su formación y el cristal crece desde el principio según su mecanismo peritético.

En el segundo caso, la partícula de grafito se forma en la fundición líquida pero se rodea casi enseguida con austenita (fuerte superenfriamiento, nucleación tardía; casi inmediatamente rodeado)

Aunque no se pueda decir si los núcleos de grafito se forman en la austenita supersaturada o en la fundición líquida supersaturada cerca de la superficie de los cristales de austenita, el cristal de grafito crece desde el principio, o desde un estado muy temprano, en la fase austenítica homogénea según una reacción peritética, como se explica más en la fig. 103 b y 103 c. En la figura 103 b se muestra esquemáticamente como un cristal de grafito "g", rodeado por austenita de composición E'_g a la superficie entre austenita-grafito, y con la composición E'_s en el límite entre la austenita y la fundición líquida, esta creciendo simultáneamente con el cristal de austenita a costo de la fundición líquida de composición c'_s . La figura 103 c muestra el gradiente de concentración, representado según un eje x, pasando a través del centro del cristal de grafito creciendo, de la envoltura de grafito y de la fundición líquida. Se puede ver que el gradiente de concentración del carbono en la fase austenítica es de

$$\frac{E'_s - E'_g}{\Delta x}$$

El cristal de austenita creciendo tiene una composición constante (E'_s) en la superficie; el carbono difunde continuamente de la superficie del cristal austenítico al cristal de grafito, y está reemplazado por carbono, saliendo de la fundición líquida. Es posible dividir, en imaginación, la fundición en dos partes: una fase con composición E'_s que provoca el crecimiento de la austenita por la solidificación sobre su superficie, y una fase de carbono puro que difunde a través de la fase austenítica y se precipita como grafito sobre el cristal de grafito creciendo. De este modo, la fundición líquida se agota poco a poco y después del agotamiento total, desaparece el gradiente de concentración de grafito en la fase austenítica.

En una fundición ^{hi} eutectica con tratamiento al Mg, se podría suponer la precipitación de esferas de grafito, lo que significaría que no solo pueda formarse grafito esferoidal, sino también que puedan crecer en la fundición líquida hasta -

formar esferas grandes. Si eso ^{fuera} el caso, debería aparecer espuma de grafito ~~modu~~lar, como se forma siempre en la fundición gris líquida hipereutética con grafito laminar, que sube más difícilmente y lentamente a la superficie que el grafito ~~mo~~dular, debido a su forma. Sin embargo, a pesar de varios experimentos en las condiciones más favorables, nunca se pudo observar espuma de grafito ~~modu~~lar. Esto parece indicar que el grafito esferoidal siempre crece en una envoltura austenítica o sea que el grafito esferoidal siempre crece según una reacción peritética y que nunca pueden ocurrir precipitaciones primarias ni ^ueutéticas de grafito esferoidal.

17.6 Transformaciones en estado sólido

Inmediatamente después de la solidificación, la fundición gris se compone de dos fases: austenita saturada γ_E y grafito.

Durante el enfriamiento siguiente, en condiciones de equilibrio, la composición de la fase austenítica evoluciona según la curva de saturación $E'S'$ (fig. 99 ó 104 b) con precipitación simultánea de carbono cristalizándose sobre el grafito ya existente.

En primera aproximación, podemos considerar que las condiciones de equilibrio de la fundición gris están representadas por el diagrama ternario Fe-C-Si; como la representación de ese diagrama ternario es bastante complicada, es más práctico discutir las transformaciones en estado sólido utilizando dos cortes del diagrama, ó sea a 3% C (fig. 104 a) y a 2% Si (fig. 104b).

Durante el enfriamiento en condiciones de equilibrio desde el final de la solidificación - hasta temperatura ambiente, la aleación recorre las zonas siguientes (fig. 104b):

- Una zona de equilibrio de dos fases: austenita + grafito ($\gamma + g$);
- Una zona de equilibrio de tres fases: ferrita, austenita y grafito ($\alpha + \gamma + g$), y finalmente,
- una zona de equilibrio de dos fases: ferrita y grafito ($\alpha + g$).

La figura 104 a muestra que la posición y el tamaño de la zona trifásica $\alpha + \gamma + g$ dependen del contenido en Si; con un contenido de 0% Si, la zona trifásica no existe y como aumenta el contenido en Si, aumenta el ancho de la zona y las temperaturas límites aumentan - (fig. 104 a).

Como ya sabemos, solamente es posible ^{o p} obtener fundición gris con un suficiente contenido en Si y una velocidad de enfriamiento apropiada. En condiciones de enfriamiento de equilibrio, ó sea lo suficientemente lento para que el estado de equilibrio siempre pueda establecerse, se recorre siempre la zona trifásica y se forma, debajo de esa zona, a temperatura ambiente, una aleación bifásica; la matriz ferrítica y una distribución de partículas de grafito: laminillas ó esferas ó tipos intermedios. Sin embargo, son muy raros los casos en los cuales uno quiere esa estructura, y en los casos que sí se requiere, es usual llevar a cabo un tratamiento térmico de ferritización (recocido de ferritización), sobre la pieza de colada después de su enfriamiento en el molde.

Para obtener una matriz ferrítica en el estado natural de colada, hay que utilizar un enfriamiento muy lento, que no es económico, ó utilizar un contenido en Si tan alto que fragiliza demasiado la ferrita.

Aunque en muchos casos es posible obtener una estructura ferrítica en el estado normal de colada, casi siempre es preferible obtener una matriz 100% perlítica, lo que significa lo que sigue:

- Solidificación en el sistema estable (fundición gris);
- enfriamiento según el sistema estable a través de la zona bifásica $\gamma + g$ (ó sea no se forma cementita secundaria, sino sólo precipitación secundaria de grafito);
- un cambio total del sistema estable al metaestable durante el enfriamiento a través de la zona trifásica ($\alpha + \gamma + g \rightarrow \alpha + C_m + g$) ó zona eútectoide;
- conservación de la cementita eútectoide metaestable durante el enfriamiento siguiente hasta temperatura ambiente.

Para obtener ese transcurso de las transformaciones en estado sólido en práctica, hay que ^{coordinar} ~~considerar~~ con mucho cuidado la velocidad de enfriamiento y la composición. Eso no es tan crítico como podría parecer a primera vista, ya que el diagrama de la figura F 4 y la práctica diaria nos demuestran que se efectúa a menudo en muchos talleres de fundición.

En relación con la obtención sistemática de fundición gris con una matriz perlítica es útil y casi necesario entender a fondo el mecanismo de las transformaciones eutéctoides (ferritización directa; perlitización y ferritización indirecta), para conocer la influencia de los elementos sobre el transcurso de aquellas transformaciones.

14.6.1 El mecanismo de la ferritización directa.

Después de recorrer la zona $\gamma + g$ en sentido bajando, la aleación llega a la zona trifásica $\alpha + \gamma + g$; en condiciones de equilibrio, la ferritización empieza en el límite inferior F_2 . La ferrita se forma aquí por precipitación desde la austenita, mecanismo denominado "ferritización directa", según la reacción:

100 g de austenita con unos 0.6% C \rightarrow unos 99.4 g de ferrita + unos 0.6 g de grafito.

Entonces, la ferritización siempre está acompañada de una formación de grafito (grafitización); ambas fases se forman en una proporción determinada, como se demostró en el ejemplo anterior.

El mecanismo de la ferritización-grafitización directa se ilustra en la figura 105, en la cual, para más claridad de la representación gráfica, se eligió una partícula de grafito esférica.

Si enfriamos una fundición gris hasta una temperatura dentro del intervalo $\alpha + \gamma + g$, ó sea entre F_1 y F_2 , los esquemas a, b y c de la figura 105 representan respectivamente el estado inicial,

intermediario y final, ó sea el equilibrio a la temperatura determinada.

En el estado inicial, tenemos partículas de grafito "g" envueltas en austenita γ . Como consecuencia del historial de la estructura, ó sea del enfriamiento a través de la zona $\gamma + g$, acompañado de una precipitación de grafito secundario, sobre el grafito ya presente (de solidificación), ya existe en la austenita un gradiente de concentración en carbono, como indicado en la figura 105a.

La precipitación de ferrita (y de grafito en una proporción fija) empieza ahora y ocurre lógicamente siempre en la superficie $g - \gamma$ para las razones siguientes:

- 1º la energía de superficie a producir es mínima sobre la superficie ya existente, y
- 2º la concentración en carbono es mínima, de modo que la tendencia a precipitar ferrita es máxima.

Sin embargo, desde el momento de la primera precipitación de ferrita, esta nueva fase envuelve las partículas de grafito, que entonces ya no están en contacto con la austenita (estado b). El transcurso siguiente de la ferritización-grafitización es ahora más complicado e implica:

- 1º precipitación de ferrita en el límite entre la austenita (γ) y la ferrita (α);
- 2º difusión del carbono de la austenita a través del límite austenita-ferrita y a través de la envoltura de ferrita, y,
- 3º precipitación de ese carbono y cristalización sobre las partículas ya existentes de grafito.

Si la temperatura considerada se sitúa entre las temperaturas F_1 y F_2 , obtenemos finalmente

un equilibrio ternario $\alpha/\gamma/\delta$ con una proporción de γ/α determinada, función de la temperatura. Tal estado final de equilibrio está representado en la figura 105 δ .

Desde luego, la ferritización total solamente es posible a una temperatura igual ó inferior ^{al límite inferior} de la zona de equilibrio trifásico.

La velocidad de la ferritización en la zona $\alpha/\gamma/\delta$ depende mucho de la composición; Si, que es un elemento de estabilización de la ferrita, acelera la reacción y además desplaza la zona trifásica hacia temperaturas superiores a las cuales hay una mayor velocidad de difusión (efecto doble).

Desde luego, los elementos que aumentan la estabilidad de la austenita, como Ni, ^{Mn} ~~Si~~, Cu... reducirán la velocidad de ferritización. Además, los elementos Cu, Sn, Pb, Bi... desaceleran la misma reacción, probablemente por la formación de barreras de difusión, ~~probablemente~~ y ~~en~~ por la precipitación submicroscópica de esos elementos en los límites de grano.

El efecto desacelerante del Cu es muy importante y aquel del Sn enorme.

17.6.2. La formación de perlita.

La formación de perlita corresponde al cambio del sistema estable ^{al} del sistema metaestable. Enfriando la pieza de colada con una composición normal en el molde, se recorre la zona trifásica $\alpha/\gamma/\delta$ en un tiempo insuficiente para la ferritización completa, que a menudo aún no basta para que la ferritización directa empiece. En la zona trifásica, la matriz 100% austenítica no es estable, y a partir de una temperatura determinada (P_1 en la figura 104 a), dependiendo de la composición, se forman núcleos de cementita, seguido inmediatamente por la disociación de austenita a perlita. Cuando el enfriamiento a través de la zona trifásica ocurre muy lentamente, ó, cuando el contenido en Si es relativamente alto, como es el caso en general para la fundición con grafito esferoidal (p.ej. 2.5%), la ferritización

directa empieza, pero no termina totalmente.

Durante el enfriamiento entre F_1 y P_1 (fig. 104a) se formaron aureolas de ferrita alrededor de las esferas de grafito, como representado en la figura 105. Desde P_1 se forman ahora núcleos de perlita en el centro de la matriz austenítica (concentración de carbono máxima), y de allí crece un grano de perlita (figura 106). En la zona de eventual traslape, la ferritización directa sigue (ó sea el crecimiento de las aureolas de ferrita ya existentes) simultáneamente con la perlitización (formación de perlita). Finalmente, entre F_2 y P_2 , la austenita residual se transforma a perlita. Así obtenemos según la composición y según la velocidad de enfriamiento a través de la zona trifásica:

1^a Ferritización total; estructura final: fundición gris ferrítica;

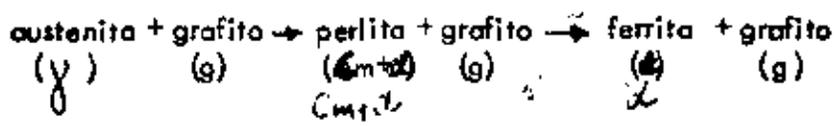
2^a ferritización parcial seguida por una perlitización; estructura final: fundición gris con matriz ferrítica-perlítica en todas las proporciones posibles de ferrita / perlita.

3^a sin ferritización y entonces 100% formación de perlita; estructura final: fundición gris perlítica.

Como sigue de las consideraciones previas, una alta velocidad de enfriamiento a través de la zona trifásica, un bajo contenido en Si, alto contenido en Mn, la presencia de los elementos Nb pero sobre todo Cu, Sn, ... son factores desfavorables para la ferritización directa y entonces favorables para obtener fundición gris perlítica.

14.6.3 Ferritización indirecta

Como sabemos, la cementita es una fase metaestable que en fundición gris puede disociarse fácilmente en ferrita más grafito, debido a la presencia de grafito (nucleación) y del alto contenido en Si (α -geno). La formación de ferrita por disociación de cementita es la última reacción en la cadena de transformación:



y se denomina ferritización indirecta. La reacción se representa esquemáticamente en la figura 107. Una fundición gris perlítica, o parcialmente ferrítica y perlítica, se compone en realidad de una matriz ferrítica con una dispersión de partículas de grafito y laminitas de cementita. Existe siempre en la matriz ferrítica un gradiente de concentración en carbono, ya que la concentración en carbono de la ferrita en contacto (y en equilibrio) con la fase de grafito es inferior a la concentración en carbono de la ferrita en contacto (y en equilibrio) con la fase de cementita. Ese gradiente de concentración es la ^{fuerza} ~~pieza~~ activante de la difusión de carbono (fig. 107). La cementita se disuelve en la ferrita y el carbono disuelto difunde hacia las partículas de grafito y se precipita sobre esas últimas. La velocidad de esa reacción depende mucho de la temperatura, ya que está determinada por la velocidad de difusión del carbono: tiene un máximo al límite superior de la zona $\alpha + g$ (de hecho la disociación de cementita es aún más rápida a temperaturas superiores, ó sea en la zona trifásica, pero allí siempre se formará austenita, de modo que la ferritización no podrá ser total). Debajo de 600°C, la ferritización indirecta es muy lenta y debajo de 500°C prácticamente no existe.

Cuando se forma ferrita durante el enfriamiento de una pieza de colada, es principalmente la ferritización directa, ya que esa formación de ferrita ocurre en contacto con grafito. La ferrita formada más tarde no puede disociarse mientras no está en contacto con grafito. Por eso, en el estado representado en la figura 106, la perlita formada no puede disociarse, ya que no existe un "canal de transporte" ferrítico.

La ferritización indirecta sólo puede ocurrir cuando la fase ferrítica formada por ferritización directa entre en contacto con la fase perlítica que está creciendo con la baja de temperatura. Por en general la proporción de ferritización indirecta bastante reducida, la ferrita

que aparece en el estado natural (de colada) de las piezas de fundición gris es sobre todo un producto de la ferritización directa.

La ferritización indirecta casi solamente ocurre cuando la fundición perlítica está "ferritizada" por un recocido a unos 700-740°C. Esto se hace mucho para la fundición nodular para llegar a la ductilidad máxima. En este caso, la pieza enfriada con una matriz perlítica ó perlítica-ferrítica está recocida a unos 700-740°C hasta que toda la perlita esté disociada y que se obtenga una matriz 100% ferrítica.

La fase ferrítica en la fundición gris es en realidad una ferrita aleada, principalmente con el elemento disuelto Si en concentraciones de 1 a 3 %. El silicio es uno de los principales elementos de endurecimiento por solución sólida en el hierro (figura 63).

Por eso, la fase ferrítica en la fundición gris es mucho más dura que en el acero (ver tabla 36, página 27 de las figuras). Esto vale también para el constituyente perlita, que es la mezcla ^u eutéctica de cementita en la misma fase ferrítica dura. La fase austenítica solamente -- ocurre en las variedades de fundición gris muy complejas y de alto grado de aleación, las cuales, aparte de grafito, siempre contienen carburos y presentan por eso una dureza Brinell superior a la dureza Brinell de la fase austenítica.

Para las propiedades de las fases: austenita, ferrita y cementita, y de los constituyentes perlita y troostita, apareciendo en las fundiciones usuales, es posible utilizar los valores límites de la tabla 36.

Desde luego, no es posible predecir las propiedades mecánicas de una estructura determinada de fundición gris directamente con la tabla 36, porque:

1ª la matriz metálica raramente es muy homogénea: en la fundición austenítica siempre hay carburos eutécticos en la matriz austenítica, en la fundición ferrítica a menudo perlita residual y en la fundición perlitica a menudo ferrita; además, la estructura mezclada perlita-ferrita en todas las proporciones es muy común y a veces pueden ocurrir cantidades considerables de ^{stea} ~~troostita~~, o sea del eutéctico de fosfide y eventualmente carburos libres;

2ª la matriz metálica está interrumpida en numerosos lugares ^{por} las partículas de grafito siempre presentes en la fundición gris.

14.7.2 Influencia del grafito sobre las propiedades mecánicas.

Consideremos una fundición gris perlítica con 3.3% C, del cual unos 0.8% está fijado en forma de cementita y 2.5% precipitado en forma de carbono libre o grafito. Como la densidad de grafito es de 2.2 el porcentaje de volumen es tres veces superior al porcentaje en peso.

Para juzgar de las propiedades mecánicas de la fundición gris, es posible imaginarse la aleación como una matriz de acero en la cual hay una cantidad enorme de pequeños huecos, rellenos de grafito.

La presencia del grafito tiene poca influencia sobre la resistencia a la compresión. En cambio, la influencia sobre la resistencia a la tracción es muy grande, ya que la cohesión del grafito a la matriz metálica es casi cero. De todos modos, aún con una cohesión suficiente, la ~~contribución~~^{tribu}ción del grafito a la resistencia total a la tracción sería muy reducida. Además, la matriz se desataja del grafito durante el primer ligero calentamiento, debido a su dilatación térmica mucho superior. La baja resistencia a la tracción de la fundición gris comparada por ejemplo con aquella de la matriz metálica es la consecuencia de la reducción de área efectiva y del efecto de entalladura de los huecos rellenos de grafito. La reducción de área efectiva es una función de la cantidad, de la forma y de la distribución del grafito. La cantidad de grafito generalmente se sitúa entre 6 y 10 porcientos de volumen.

Si la forma del grafito es esferoidal y su distribución estadísticamente homogénea, la reducción de área efectiva es del mismo orden de importancia como el porcentaje en volumen del grafito presente. Pero si la forma del grafito es laminar, la reducción de área efectiva es mucho más grande: puede llegar a 30, 40 y aún más de 50 por ciento si las placas de grafito son muy delgadas y cubren casi una superficie importante (ver la representación esquemática de la figura 108).

El efecto de entalladura depende únicamente de la forma de las partículas de grafito; el efecto es mínimo si tienen una forma perfectamente redonda y máximo si las placas de grafito son muy delgadas y presentan entonces entalladuras muy profundas.

Entonces, la forma del grafito determina la entalladura y la distribución de esfuerzos que la acompaña. La influencia de la entalladura y de su agudeza sobre la resistencia a los choques se conoce generalmente, de modo que sabemos a priori que la resistencia al choque de una fundición con grafito esferoidal será mucho más grande que la resistencia de fundición ^{con grafito laminar. Esa última variedad de fundición} es por su naturaleza muy frágil y prácticamente insensible a las entalladuras exteriores, puesto que ya tiene en el interior tantas entalladuras, que una entalladura suplementaria en la superficie prácticamente no tendrá ningún efecto, mientras que una entalladura semejante reducirá muy sensiblemente la resistencia al choque de por ejemplo un acero. La influencia del efecto de entalladura del grafito (ó sea de los huecos rellenos de grafito) sobre la resistencia a la tracción se ilustra esquemáticamente en la figura 109.

Para juzgar del orden de importancia del efecto de entalladura del grafito sobre la resistencia de fundición gris, daremos en lo que sigue un ejemplo con valores basados sobre una evaluación, pero acercándose bastante a la realidad para poder ser considerado como ejemplo concreto.

Consideremos dos probetas cilíndricas muy pequeñas en las cuales las proporciones relativas de las masas de grafito y de matriz metálica se relacionan como en una pieza de colada (figura 109a y 109b). En las pruebas de tracción de las probetas "a" con grafito laminar y "b" con grafito esferoidal aparecen las distribuciones de carga representadas en la figura 109 para el momento al cual empieza la ruptura.

Supongamos que en ambos, casos trabajamos con la misma matriz perlítica con una resistencia propia a la ruptura de por ejemplo 100 Kg/mm^2 . Eso significa que la ruptura se iniciará en el momento de que haya una punta de tensión σ_m con el valor de 100 Kg/mm^2 . Esto - corresponde con los estados de esfuerzo representados en las figuras 109a y 109b, respectivamente para fundición con grafito laminar y con grafito esferoidal. Para $\sigma_m = 100 \text{ Kg/mm}^2$ obtenemos, teniendo en cuenta que el campo de esfuerzos pasa por arriba del límite entre matriz y grafito sin cohesión:

$$\text{caso a: } \sigma_m = \frac{P_1}{S - S_a} = \text{p. ej. } 40 \text{ Kg/mm}^2$$

$$\text{caso b: } \sigma_m = \frac{P_2}{S - S_b} = \text{p. ej. } 66 \text{ Kg/mm}^2$$

(tensión promedio de la matriz metálica cargada en la sección efectiva de la zona de ruptura esperada).

$$\text{caso a: } \sigma_t = \frac{P_1}{S - S_a} = \text{p. ej. } 24 \text{ Kg/mm}^2$$

$$\text{caso b: } \sigma_t = \frac{P_2}{S - S_b} = \text{p. ej. } 66 \text{ Kg/mm}^2$$

(tensión teórica calculada para la iniciación de la ruptura, o sea la resistencia a la ruptura σ_R).

Sigue además de las consideraciones anteriores que la cantidad de grafito tiene mucha influencia sobre la resistencia a la ruptura para la fundición con grafito laminar, pero que esa influencia casi es despreciable en fundición con grafito esferoidal. Es así, que para una matriz idéntica, la relación de resistencia a la tensión de una fundición nodular entre una fundición laminar es de 2/1 para un bajo contenido en carbono (p.ej. 2.8-3%) y de casi 4/1 para un alto contenido en carbono (p.ej. 3.4-4%).

La influencia de la forma del grafito sobre la ductilidad es aún mayor. La fundición con grafito laminar sólo permite una deformación plástica muy reducida: la elongación en una prueba de

tracciones siempre inferior a 0.1% (con excepción de la fundición gris austenítica) aún para fundición con matriz ferrítica y nunca se mide en práctica. Para fundición con grafito esferoidal la elongación puede llegar hasta 5% cuando la matriz es perlítica y hasta unos 25-30% cuando la matriz es 100% ferrítica.

17.7.3 Fundición gris normal ó fundición con grafito laminar.

Entre el número enorme de posibilidades de combinación entre la estructura de la matriz metálica por un lado y la distribución del grafito por otro lado, combinaciones que determinan la estructura de la fundición, solamente unas cuantas corresponden a las propiedades de utilización interesantes.

La forma más favorable del grafito laminar es el tipo A, de modo que siempre se trata de esa cristalización.

Para la mayoría de las aplicaciones, la matriz perlítica es la preferible. Para unas aplicaciones, con relación a la resistencia al choque térmico, se supone que la matriz ferrítica o mezclada ferrita-perlita es la más favorable, aunque eso no sea cierto ni aceptado en general.

La presencia del constituyente δ es favorable para la resistencia al desgaste; para aplicaciones determinadas y también para mejorar la colabilidad se añade a menudo P en cantidades con los cuales se forma el eutéctico Fe-P-C.

Aunque la solubilidad del P en el Fe- γ a 1100-1150 °C es de unos 0.25%, el Fe₃P ya puede precipitarse durante la solidificación de la fundición desde una concentración en P superior a 0.07% (solidificación rápida) y el compuesto se precipita siempre cuando la concentración en P sobrepasa 0.2%. Eso demuestra la fuerte tendencia del fósforo a la segregación en las aleaciones de Fe.

Durante la solidificación de fundición, la precipitación de Fe_3P siempre está acompañada de una precipitación de cementita, y ambas fases forman entonces junto con la austenita la mezcla ternaria eutéctica de bajo punto de fusión, llamada steadita. El fósforo segrega hacia la fundición líquida residual y rebaja la temperatura de solidificación de la fundición a $950^\circ C$, cuando se forma el eutéctico ternario steadita con la composición.

elementos :	$C \cong 2\%$	$P \cong 6.9\%$	$Fe \cong 91.1\%$
fases	$Fe_3C \cong 31\%$	$Fe_3P \cong 42\%$	$\gamma-Fe \cong 27\%$

Mencionemos que con un contenido suficiente en Si (más de 2%) y/o con un enfriamiento muy lento, puede formarse el eutéctico ternario estable : austenita - Fe_3P -grafito. Para investigar si, en la microfotografía, se trata de Fe_3P sólo, ó de una mezcla de Fe_3P - Fe_3C es usual utilizar un ataque específico: el picrato de sodio neutral colora el Fe_3P y no la cementita Fe_3C , mientras que una solución de ácido crómico (5%) ataca más fuertemente y más rápidamente Fe_3P que Fe_3C .

La fundición gris hipereutéctica tiene muy buenas propiedades de amortiguamiento, pero, sin embargo, las propiedades mecánicas en general no son suficientes para la mayoría de las aplicaciones y por eso la fundición gris hipereutéctica sólo puede ser utilizada para la producción de bloques de moldes y moldes para la colada de acero o de otros metales; ya que resiste bien al choque térmico. Sin embargo, ese material es poroso y presenta el fenómeno del "crecimiento térmico" como consecuencia de oxidación interna.

PROPIEDADES MECANICAS EN FUNCION DEL GSE.

La cantidad de grafito está principalmente determinada por la composición y por el grado de macizo, que a su lado, es un factor determinando la velocidad de solidificación y de enfriamiento. Existirá entonces una correlación entre las propiedades mecánicas y la composición, si no varía el grado de macizo. Es posible reemplazar la composición por el equivalente en carbono (EC) o por el grado de saturación eutéctica (GSE).

Se calcula el equivalente en carbono según las fórmulas:

$$EC = C\% + \frac{1}{3} (Si \% + P\%), \text{ ó:}$$

$$EC = C\% + 0.31 Si \% + 0.27 P\%$$

que dan una equivalencia en relación con la composición eutéctica. Según los casos de EC mayor, igual o inferior a 4.23%, se trata de una fundición hipereutéctica, eutéctica ó hipoeutéctica. Sin embargo, en lugar de la diferencia (CE - 4.23%), es más representativo utilizar para la medida de la desviación del equilibrio la relación siguiente, determinada por el grado de saturación eutéctica:

$$GSE = \frac{C\%}{4.23 - 0.31 Si \% - 0.27 P\%}$$

La figura 110 da la correlación entre la resistencia a la ruptura σ_R y el grado de saturación eutéctica GSE según un estudio estadístico, basado en numerosos resultados obtenidos con variedades industriales de fundición gris.

Como se indica en la figura, se trata de barras con un diámetro de 30 mm., que forman la base de la clasificación in-

ternacional de la fundición gris con grafito laminar, ya que es a base de la resistencia a la ruptura de una barra colada de 30 mm. de diámetro, que se efectúa la clasificación. --- Así tenemos: clase 15: $\sigma_R > 15 \text{ Kg/mm}^2$; clase 20: $\sigma_R > 20 \text{ Kg/mm}^2$; clase 40: $\sigma_R > 40 \text{ Kg/mm}^2$.

LAS PROPIEDADES MECANICAS EN FUNCION DEL GRADO DE MACIZO.

La influencia de un tamaño más macizo aparece en el mismo -- sentido como un GSE superior, o sea una reducción de las propiedades mecánicas.

Esto se ve claramente en la tabla 37 (pág. 28 de las figuras arriba), que presenta los resultados de un estudio estadístico sobre unos millares de probetas.

Podemos derivar de esos resultados que una pieza colada, con diferencias importantes en el espesor de las paredes, también presentará propiedades mecánicas heterogéneas. La resistencia σ_R de la fundición gris en un lugar determinado de la pieza colada puede ser derivada del valor de la dureza -- Brinell HB_x en el mismo lugar y de los valores de la resistencia $\sigma_{R_{30}}$ y de la dureza Brinell HB_{30} , medidos en una -- probeta de 30 mm. de diámetro, colada en la misma fundición, utilizando la fórmula empírica de COLLAUD:

$$\lg \sigma_{R_x} = \lg \sigma_{R_{30}} + 1.57 (\lg HB_x - \lg HB_{30})$$

El valor calculado de σ_{R_x} tiene una precisión de unos 10%.

Aplicaciones.

Las aplicaciones de la fundición gris, cuya producción mundial casi es el 10% de la producción mundial de acero, son numerosas y diversas. Desde luego, las aplicaciones se basan sobre las propiedades de utilización muy diversas.

Casi todas las máquinas de ~~de~~ herramientas se fabrican en fundición gris por su buena capacidad de amortiguamiento, acompañada por una muy buena maquinabilidad, buena resistencia al desgaste y buena resistencia a la corrosión.

Se aprovecha la buena resistencia al desgaste, principalmente en fricción lubricada, para la fabricación de los cilindros y pistones de máquinas a combustión interna.

Moldes y bloques para la colada de lingotes de acero y de otros metales se fabrican de fundición gris, ya que ese material, con la estructura y la composición adecuadas, tiene una resistencia excelente al choque térmico que experimenta el material cuando se vierte el metal líquido en la forma fría.

La buena resistencia a la corrosión de la fundición gris está demostrada por la larga vida de conducciones subterráneas (pipe-lines). Existen casos de conducciones de agua, ya enterrados más de un siglo y todavía funcionando muy bien. Debido a la buena colabilidad de la fundición gris, es posible colar piezas con secciones muy delgadas, como partes de hornos o de radiadores de calor, que además resistirán bien durante su utilización a la corrosión y a la oxidación a temperaturas superiores. Mencionemos finalmente que muchas de las aplicaciones de la fundición gris se basan en el bajo precio de ese material y su facilidad de conformado por la colada.

14.7.4 Fundición gris aleada.

No hay ninguna comparación entre la importancia de los aceros aleados y de las fundiciones aleadas por razones muy sencillas.

Como discutimos en el capítulo 8, la importancia de los elementos de aleación sólo aparece en el tratamiento térmico, con el cual es posible obtener características de resistencia mecánica muy altas y todavía una ductilidad y tenacidad suficiente.

La resistencia de la matriz de fundición gris ya es bastante alta (100 Kg/mm²), pero la resistencia efectiva de la fundición gris se queda relativamente baja debido al efecto de entalladura provocado por el grafito laminar. Es posible aumentar la resistencia de la matriz de la aleación por la adición de los elementos adecuados y con el tratamiento térmico adecuado, pero las posibilidades siempre son muy reducidas y siempre nos quedamos con un material frágil (laminillas de grafito). El resultado no está en relación con el aumento en precio debido a la aleación y sobre todo al tratamiento térmico.

Sin embargo, no hay que concluir del anterior que la adición de determinados elementos de aleación a la fundición gris sea totalmente inútil e irresponsable.

En unos casos especiales y para ^{unas} ~~mas~~ aplicaciones determinadas, no sólo es útil sino necesario de alear la fundición gris. Los elementos principales que pueden ser utilizados, son, según el efecto deseable: Cu, Ni, Cr y Mo o combinaciones de esos elementos.

Cobre.

Cobre tiene un efecto de grafitización en la solidificación (factor 1/5 en comparación con el Si) y un efecto de fuerte antiferritización durante el enfriamiento a través de la zona eutectoide. Ese doble efecto evitará la formación de puntos duros (carburos libres) y de zonas suaves (ferrita libre), de modo que será posible obtener una matriz perlítica con estructura y propiedades homogéneas, aun con importantes diferencias de espesores en una sola pieza colada, mientras que sin cobre, se encontrarían zonas de ferrita libre en una parte gruesa o carburos libres en las partes delgadas de la pieza colada.

Investigaciones recientes demostraron que el cobre mejora todas las propiedades de la fundición gris, excepto la resistencia al choque (pero ningún elemento mejora la resistencia al choque de la fundición gris).

Adiciones de 1 a 3 % de Cu, por ejemplo 2% Cu, mejoran la resistencia a la ruptura y la dureza Brinell de unos 15%, mientras que la maquinabilidad aumenta a veces considerablemente. También aumentan la resistencia al desgaste y a la corrosión por una adición de cobre. Una adición de 1 - 2 % Cu es entonces siempre favorable, pero 3% es un máximo que no hay que sobrepasar.

Níquel.

El níquel tiene una influencia análoga, pero, con una excepción, menos fuerte que el cobre. Esa excepción consiste en el afino de la perlita: Ni y Cu aumentan la estabilidad de la fase austenítica y rebajan entonces la temperatura de trans

formación de la austenita, lo que tiene como consecuencia una perlita más fina. El efecto del níquel, que es más soluble, sobre el afino de la perlita es superior al efecto del cobre. Comparándolo con el efecto sobre otras propiedades el cobre es más efectivo.

Cromo.

El cromo es un elemento que aumenta la estabilidad de los carburos; ligeras adiciones ya pueden provocar la formación de carburos libres. El cromo afina la perlita y, por su efecto de estabilizador de cementita reduce el efecto del "crecimiento" de la fundición gris a las temperaturas de 600 a 700°C. El crecimiento de la fundición está provocado por un lado por la disociación de los carburos y por otro lado por la oxidación interna.

Para aumentar la "resistencia refractaria" a temperatura moderada, se añade Cr hasta 1%. Para mejorar las propiedades mecánicas generales, pequeñas adiciones de Cr (0.2 - 0.3%) en combinación con Cu o Ni son favorables.

Las variedades refractarias de fundición con unos 15% Cr y 1.8% C, o unos 30% Cr y 0.8% C no se discutirán aquí, ya que no son ni fundiciones grises, ni variedades normales de fundición.

Molibdeno.

La influencia principal del molibdeno, sobre todo en combinación con Ni y/o Cu es el desplazamiento hacia la derecha de la rodilla perlítica de las curvas T-T.T. (ver capítulo 3.7.2).

Ligeras adiciones de Mo, Mo + Cu ó de Mo + Ni mejoran las propiedades mecánicas. Adiciones de 1% Mo + 2% Ni --- (a variar según el espesor de las paredes, o sea según la ve-
 locidad de enfriamiento en el molde), la curva de enfriamien-
 to de la pieza colada en el molde pasa a la izquierda de la
 rodilla perlítica, de modo que se obtiene ^{una} matriz bainítica -
 en el estado de colada. Tal fundición gris se denomina fundi-
 ción acicular y tiene una resistencia a la ruptura de 35 a
 50 Kg/mm², resistencia que no puede ser obtenida con una ---
 fundición de matriz perlítica.

Desde el descubrimiento de la fundición nodular que tie-
 ne aun mejores propiedades mecánicas, la importancia de la -
 fundición acicular ha disminuido mucho. Una excepción es la
 fundición acicular con grafito esferoidal, que se utiliza ---
 mucho para cilindros de laminadoras.

Silicio.

Además de Fe y C, el Si es el elemento principal de la fundi-
 ción gris. Si el contenido en Si sobrepasa 3%, hay que con-
 siderarlo como elemento de aleación, ya que se trata de ob-
 tener un efecto especial, sobre todo una mejor resistencia -
 refractaria.

La fundición gris con 5 - 7 % de Si (matriz entonces siempre
 ferrítica) tiene una buena resistencia refractaria, hasta ---
 unos 750°C si el grafito es laminar y hasta unos 800°C si el
 grafito es esferoidal.

Mencionemos además, aunque no directamente en el ramo adecua-
 do, una fundición blanca aleada denominada "duriron" con unos
 14% Si, 0.4 - 1% C y 0.3 - 0.5% Mn. Esa aleación resiste muy

bien a soluciones diluidas y concentradas de H_2SO_4 , HNO_3 , ... pero casi no resiste a HCl ; además, la aleación es muy frágil.

14.7.5 Fundición nodular.

La fundición nodular es una fundición gris con grafito esferoidal, y entonces una de las principales variedades de la fundición gris, que tendríamos que considerar dentro del grupo de las fundiciones gris demás.

Sin embargo, debido a la importancia primordial de ese material, todavía relativamente nuevo, lo consideraremos en un capítulo separado (18).

14.7.6 Fundición gris austenítica.

Como para el acero, sólo es posible obtener la fase austenítica a temperatura ambiente, cuando el punto M_A está rebajado suficientemente por la adición de los elementos de aleación adecuados.

En teoría, se podrían utilizar los elementos que aumentan la estabilidad de la austenita, como Mn, Ni, Cu o la combinación Ni + Cr. Sin embargo, debido al alto contenido en carbono de la fundición, hay que reducir mucho las concentraciones en elementos formando carburos, como Mn y Cr, sino se formarían cantidades importantes de carburos libres en lugar de grafito y obtendríamos al final fundición blanca en lugar de fundición gris. Es entonces imposible producir fundición gris austenítica sobre la base 18/8, como se hace para los aceros (ver capítulo 13).

Para obtener fundición gris austenítica con pocos carburos libres (tipo Ni - resist.) o sin carburos libres (tipo amagnético), hay que utilizar principalmente el elemento de aleación Ni, ya que la adición de Cu está limitada por su límite de solubilidad y las adiciones de Mn y Cr por la formación de carburos.

La aplicación de la fundición gris austenítica se limita a unos casos especiales: el tipo Ni - resist. cuando la resistencia a la corrosión es la propiedad principal; fundición amagnética para partes de motores y de máquinas, para las cuales es muy importante tener una permeabilidad magnética mínima (por ejemplo: buques para la busca de minas acuáticas) tipo Minovar para el coeficiente de dilatación térmica muy reducido; tipo Microsilal para aplicaciones a alta temperatura.

La tabla 36 (página 26 de las figuras) da los límites de composición y los nombres comerciales de las principales variedades de fundición gris austenítica.

La característica común de las fundiciones austeníticas es la baja resistencia a la ruptura σ_R que vale sólo unos 13-25 Kg/mm² para grafito laminar y 32-45 Kg/mm² para grafito nodular. Esto es desde luego la consecuencia de la matriz muy suave. Como la matriz también es muy ^{ductil} ~~deformable~~, las fundiciones austeníticas experimentan una elongación medible durante el ensayo de tracción. Aun el grafito laminar permite una deformación de 2-3% y para el grafito nodular la deformación es considerablemente más alta.

Aunque las propiedades mecánicas siempre son importantes, esas variedades especiales de fundición se utilizan princi-

palmente por sus propiedades muy específicas.

Los tipos Ni - resist presentan una resistencia a la corrosión por sal y ácido mineral u orgánico en muchos casos incomparablemente superior a aquélla de la fundición gris no aleada o poco aleada.

A menudo, se prefieren las fundiciones del tipo Ni - resist - con Cu, con excepción de los casos de resistencia a la corrosión por alcalinos, o cuando hay que evitar la contaminación con Cu de los materiales a tratar. En relación con las propiedades secundarias podemos mencionar que las variedades de bajo carbono (1a, 2a, 3a, y 4a) tienen desde luego una mejor resistencia mecánica y el tipo 4 además resiste más a la oxidación a alta temperatura.

- La mayoría de las variedades de fundición austenítica es ligeramente magnética, debido a la presencia de carbonos libres. Su permeabilidad magnética μ_r (en un campo magnético de 200 Oersted) es en general de 1.1 a 1.4, mientras que la fundición gris normal es muy magnética y tiene una permeabilidad del orden de importancia de 200.

Sin embargo, para las variedades amagnéticas de fundición como Nomag, 556, ... se exige una permeabilidad $\mu < 1.05$ o aún $\mu < 1.03$. Sólo es posible obtener ese valor con una carencia total de carburos libres en un procedimiento de inoculación tardía.

Como sabemos, la austenita tiene un factor de dilatación térmica mucho más grande que aquél de ferrita: unos $18 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ entre 0 y 200°C para γ contra $12 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ para α . En cambio la aleación austenítica de alto níquel Inveer tiene un coeficiente de dilatación térmica excepcionalmente bajo: - - - - -

$0.4 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ entre 0 y 200°C .

De modo análogo, los tipos normales de Ni - resist (tipo 1) tienen un coeficiente de dilatación de unos $18 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$, pero con el contenido en níquel aumentando, el coeficiente de dilatación disminuye paulatinamente y llega a un mínimo de $4 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ entre 0 y 200°C para la aleación de fundición Minovar. Se utiliza esa propiedad para las aplicaciones que requieren una estabilidad máxima de medida, como es el caso para piezas de precisión de máquinas herramientas o de instrumentos de precisión, formas metálicas para vidrio, para ~~vidrio~~, ~~para~~ materiales plásticos, etc.

El Microsilal tiene bastante buenas propiedades mecánicas, también a alta temperatura y además bastante buena resistencia a la oxidación hasta unos 900°C . Sin embargo, la resistencia a la oxidación de Microsilal a alta temperatura es mucho inferior a la resistencia de las aleaciones a alto contenido en cromo (12 hasta 30%), que a veces se clasifican entre las fundiciones, a veces entre los aceros.

En cuanto a la estructura de las fundiciones austeníticas, esa es muy sencilla y se compone de una matriz austenítica con grafito laminar o esferoidal y pequeñas cantidades de carburos ^úestécticos.

CAPITULO XVII FUNDICION NODULAR O FUNDICION GRIS CON GRAFITO COMERCIAL.

En principio, la fundición nodular sólo difiere de la fundición gris normal por la forma de la fase de grafito, cuyo mecanismo de formación ya se discutió antes, (ver 17.4 y 17.5).

Por eso, basta aquí discutir la estructura, las propiedades y las aplicaciones de ese material relativamente nuevo, pero muy importante.

15.1 Estructura

Las figuras 111 y 112 muestran unas estructuras típicas de la fundición nodular: se observan en la figura 111 sobre todo las aureolas de ferrita alrededor de las esferas de grafito, una prueba clara que la ferrita se formó por ferritización directa. Esa estructura es aquella de la fundición en su estado normal de colada. Al contrario, la estructura de la figura 112 muestra -- 100% de matriz ferrítica, estructura que sólo puede ser obtenida por un recocido de ferritización a 730° C; aparecen claramente los límites de los granos ferríticos y ~~señales~~ ^{indicios} de perlita residual en las zonas de segregación.

La figura 113 muestra una esfera de grafito en una matriz perlítica, con un aumento de 500 X.

La figura 114 representa unas formas intermedias de grafito, entre laminilla y esfera bien formada.

15.2 Propiedades

Como pareció en la discusión de la influencia de la forma del grafito sobre las propiedades mecánicas de la fundición gris (ver 17.7.2), la forma esferoidal tiene la menor influencia de entalladura. Las propiedades de resistencia y de ductilidad de la fundición modular logran casi $\frac{2}{3}$ de las propiedades de la matriz no entallada.

Una matriz perlítica con esferas de grafito bien formadas corresponde a una resistencia a la ruptura de 60 a 75 kg/mm^2 y una elongación de 1 a 5 %. Con una matriz totalmente ferrítica y las mismas esferas de grafito bien formadas, se obtienen resistencias a la ruptura de 45 a 50 kg/mm^2 y elongaciones de 25% que pueden ser aún mayores.

Desde luego, con una matriz mezclada perlítica-ferrítica, se logran valores intermedios de las propiedades mecánicas.

Claro es que la composición y sobre todo el contenido en Si, tiene mucha influencia en relación con las propiedades mecánicas. Con alto contenido en Si, alto contenido en C y bajo contenido en Mn (ψ -geno), es posible obtener una matriz ferrítica en las partes suficientemente gruesas de la pieza de colado, sin tratamiento térmico. Sin embargo, debido al alto contenido en Si, (p.ej. 3%), esa ferrita es más dura y menos dúctil que una ferrita -

con cerca de 2 % de Si, pero que sólo puede ser obtenida por un recocido de ferritización. Por otro lado la resistencia a la ruptura y sobre todo las propiedades de ductilidad bajan mucho por la presencia, al lado de esferas -- bastante bien formadas, de partículas de grafito intermedias (fig. 114). Como límites de composición de la fundición modular se pueden indicar los valores siguientes:

	LIMITES	VALOR TÍPICO
C	2.8-4 %	3.50 %
Si	1.6-3 %	2.50 %
Mn	0.15-0.90 %	< 0.50 %
P	0.10 % max	0.08 %
S	0.015 % max	0.01 %
Mo	0.01-0.10 %	0.05 %

Elementos muy desfavorables para el grafito esferoidal son: Ti, Pb, Sn, As, Bi., y sobre todo la presencia simultánea (en trazas) de dos o más de esos elementos. Con Mg como elemento de modulación, la influencia nefasta de aquellos elementos desfavorables puede ser reducida -- por la adición de cerio. Ni el mecanismo de la influencia desfavorable de los elementos denominados, ni el efecto inhibidor del cerio se entienden completamente.

En la tabla 39 (pág. 27 de las figuras) se dan las normas internacionales actuales para las propiedades re-

queridas en relación con la producción industrial de fundición modular. Las altas propiedades de resistencia 120-90-02 de la tabla 40 (pág. 29 de las figuras) se obtienen sólo con una matriz sorbítica o bainítica fina, o sea por tratamiento térmico.

Las propiedades de la fundición modular se acercan a aquellas de la fundición maleable (ver 19) y sobre todo aún más cerca a aquellas del acero de fundición (ver 14) que a la fundición gris con grafito laminar.

Eso aparece sobre todo en las aplicaciones de ese material relativamente nuevo. La fundición modular cubre la zona de transición (con traslape) entre la fundición maleable, el acero de fundición y la fundición gris normal.

14.3 Aplicaciones

Como aplicación la más importante de la fundición gris, hay que mencionar en primer lugar: los cigüeñales para motores de automóviles, utilizados desde 1953, por una de las plantas automovilísticas, más grandes de los Estados Unidos.

Además de esa aplicación, los cilindros de laminadoras en fundición modular y varias partes de engranajes son las aplicaciones más importantes. Además, la fundición modular se utiliza más y más para muchas partes diferentes de construcción automóvil, de la construcción de tractores y de máquinas agrícolas, así como en la construcción general de máquinas.

XVI
Capítulo ~~XIX~~: Fundición maleable.

La fundición maleable es una fundición que se cola blanca y después se suaviza en un recocido neutral u oxidante. Durante ese recocido, el carbono está eliminado (fundición maleable europea) ó precipitado como grafito (fundición maleable americana).

En este estado de aplicación, la fundición maleable tiene una tenacidad y una ductilidad que pueden ser comparadas a las propiedades de la fundición nodular. El carbono desapareció ó está precipitado en forma de "nidos" de grafito, cuyo efecto de entalladura es comparable a aquello de la fundición nodular.

La denominación "fundición maleable", como además el inglés "malleable iron" y el francés "fonte malléable" no es muy correcta: esta fundición no se forja aunque es maleable, pero a una temperatura adecuada (900-950 °C) la fundición blanca y aún la fundición gris con grafito laminar puede ser forjada y laminada. La denominación alemana "Temperguss" es mucho mejor, ya que "temperen" significa hacer un tratamiento térmico y "Guss" significa fundición.

La pieza de colada que se transformará por un tratamiento térmico ^{de} fundición maleable, tiene que solidificarse 100% en el sistema metaestable, ó sea formar fundición blanca, ya que si se formara grafito en la solidificación, aunque sea en cantidades muy reducidas, ese grafito sería laminar y su efecto de entalladura reduciría mucho las propiedades de ductilidad y tenacidad de la fundición maleable.

Es bastante fácil obtener la solidificación blanca: basta elegir un contenido en Si suficientemente bajo. Sin embargo, con un contenido en Si muy bajo, la grafitización por recocido a 900-950 °C, ó sea la disociación de los carburos ^ú eutécticos, requiere demasiado tiempo y

procedimiento ya no es económico. Como siempre, habrá que elegir un compromiso: un contenido mínimo determinado en Si para reducir el tiempo de recocido y un contenido máximo determinado para evitar la formación de grafito durante la solidificación. Como la grafitización durante la solidificación depende de la composición (sobre todo del Si %) y al mismo tiempo de la velocidad de enfriamiento, hay que reducir el espesor de las paredes de la pieza de colada. En general, el espesor de la pared se queda entre 5 y 20 mm.

Es posible reducir la tendencia de solidificación mezclada (blanca + gris) en fundiciones de alto Si y/o con espesor importante por adiciones de trazas de Bi o Te. Sin embargo, así se pierde la ventaja de la grafitización rápida que acompaña un contenido en Si superior. Es posible compensar esa pérdida por adiciones de trazas de B.

Así se utilizan a veces adiciones combinadas de Bi (p. ej. 0.025%) y B (p. ej. 0.003%) para forzar la solidificación blanca en espesores de pared hasta 50 mm y aún más con contenidos en Si normales. En este caso basta un ciclo de recocido normal ó, en secciones de espesor normal pero con alto Si, un ciclo de recocido muy reducido.

16.1 Fundición maleable europea.

El arte de fundir hierro como fundición gris, utilizando así la buena colabilidad de la aleación Fe-C, y de modificarlo después por un tratamiento de recocido oxidante, eliminando así el carbono, para obtener un material relativamente tenaz y dúctil, como un acero suave, se basaba en un secreto, que durante el transcurso de los siglos se perdió varias veces y fue redescubierto.

La última vez, ese secreto fue descubierto por Réaumur^{ur} en principios del siglo XVIII, y presentado en un documento en aquel entonces muy extraño, con el título: L'art d'adoucir le

fer fondu, ou l'art de faire des ouvrages de fer fondu, aussi fin que de fer forgé". Desde luego, ahora ya no hay secretos.

Las piezas de fundición blanca están empaquetadas en mineral de hierro que sirve al mismo tiempo como soporte mecánico y como fuente de oxígeno para el recocido oxidante a unos $980 - 1050^{\circ}\text{C}$ para 80 - 100 horas. Durante ese tratamiento de recocido ocurre la disociación del carburo de hierro en austenita y grafito en la masa de la pieza y la difusión del carbono en la matriz austenítica hacia la superficie de la pieza, donde el carbono se oxida a $\text{CO} + \text{CO}_2$. En poco tiempo, se establece un equilibrio dinámico correspondiendo a un gradiente en C bastante fuerte: concentración de saturación en los límites entre Fe_3C y austenita y entre grafito y austenita y concentración casi nula en la superficie donde se forma una capa de óxido.

Después del largo procedimiento de recocido isotérmico, las piezas se enfrían con una velocidad de 5 a 10°C por hora, hasta llegar a la temperatura de unos 650°C , ó sea debajo de la zona de transformación eutectoide. Entonces pueden ser sacadas del horno y enfriados al aire.

Las condiciones principales son:

- 1º.- la disociación completa de los carburos durante el recocido isotérmico a alta temperatura.
- 2º.- La ferritización completa durante el enfriamiento a través de la zona eutectoide.

Así se obtiene a la temperatura ambiente una matriz totalmente ferrítica con eventualmente unos nidos de grafito en el centro de la pieza colada.

En principio, la fundición maleable europea tiene que ser completamente libre de carbono. -- Piezas de pared delgada lo son en general, pero las partes espesas, ó mejor dicho las partes menos delgadas presentan a menudo nidos de grafito en el centro.

ferrítica

Después, las piezas pueden ser enfriadas al aire, y se logra al final una matriz ~~perlítica~~ con todo el grafito originalmente presente en la forma de nidos de grafito.

Los nidos ó ^{núcleos} nodos de grafito se encuentran en una distribución arbitraria, y aunque su forma sea bastante irregular y muy diferente de la forma del grafito ~~nodular~~ ^{esferoidal} como aparece por ejemplo en fundición nodular, su efecto de entalladura es muy reducido. Ese hecho junto a la matriz 100% ferrítica, explica la ductilidad relativamente buena y la tenacidad de ese producto.

La diferencia en composición entre las piezas de coladas en fundición blanca para la fundición maleable americana y europea concierne únicamente los contenidos en C y en Si. Para la fundición maleable americana es usual:

$$C = 2.10 - 2.75\% \quad \text{y} \quad Si = 0.80 - 1.70\%$$

Se elige un contenido en C bastante más bajo porque ese elemento no desaparece durante el recocido neutral y porque las propiedades mecánicas se mejoran cuando la cantidad de la fase de grafito que interrumpe la matriz disminuye.

Es claro que el contenido en Si superior compensa el contenido en C mucho inferior, en relación no solo con la colabilidad pero también con el poder de grafitización. Desde luego, hay que acomodar el contenido en Si al espesor de las piezas, para evitar la formación de grafito durante la solidificación. Sin embargo, para adelantar la grafitización a la temperatura de recocido de -- 870-950 °C, se elige siempre el contenido en Si máximo con el cual las piezas se solidifican en fundición blanca.

Además, para obtener eso, se utilizan adiciones de trazas de telurio ó bismuto, elementos que impiden la grafitización durante la solidificación y permiten obtener fundición blanca con composiciones y espesores de pared que normalmente se solidifican en fundición gris ó mezclada. Así

es posible aprovechar un contenido superior en Si para reducir el tiempo del tratamiento de recocido.

Además, es posible reducir el tiempo de grafitización en la zona 870-950 °C por adiciones adecuadas de ferro-boro a la cuchara, añadiendo cantidades muy pequeñas de boro (0.001 a 0.003 %) al metal. Así aumenta mucho el número de puntos de grafitización y entonces también el número de los nidos de grafito. La reducción de la distancia promedio de difusión reduce también el tiempo total de recocido necesario para la disociación total de los carburos. Con adiciones de Al (0.02-0.05%), se forman también más puntos de grafitización.

Finalmente, es posible reducir el tiempo de recocido utilizando una temperatura de recocido superior y así aumentando la velocidad de difusión. Por combinación de esos varios métodos se volvió posible en los últimos años de reducir el tiempo total del tratamiento térmico de unas 100-150 horas a unas 30 horas en el procedimiento de recocido rápido.

Las propiedades mecánicas de la fundición maleable americana varían entre los valores límites :

- $\sigma_R = 26 - 38 \text{ Kg/mm}^2$
- $\sigma_{0.2} = 16 - 26 \text{ Kg/mm}^2$
- A% = 25 - 6%
- NDB = 110 - 160

Existen más normas europeas, clasificando la fundición en cuatro calidades diferentes:

	1	2	3	4	
$\sigma_R =$	38	38	35	32	Kg/mm ²
A =	18	15	10	10	%

En las normas americanas ASTM y SAE existen los tipos dados en la tabla siguiente con las propiedades correspondientes:

Norma	Tipo	Resistencia Mínima a la Ruptura: σ_R		Resistencia Mínima a la Fluencia: $\sigma_{0.2}$		Elongación Mínima (A%)
		psi	Kg/mm ²	psi	Kg/mm ²	
ASTM	32 510	50 000	35.2	32 500	22.8	10
SAE	35 018	53 000	37.2	35 000	24.6	18

18.3 Fundición maleable americana perlítica.

Cuando al final del recocido a 870-950 °C toda la cementita está disociada, la aleación está compuesta de la matriz austenítica saturada, con una distribución de nidos de grafito.

Si ahora se deja enfriar la pieza muy lentamente a través de la zona μ eutectoide, se obtiene una fundición maleable ferrítica, como ya descrito en 18.2.

Desde luego es posible reprimir la ferritización en la zona μ eutectoide. Para hacerlo, basta pasar por la zona $\gamma + \mu + \text{grafito}$ con bastante velocidad de modo que la fase austenítica se transforma a perlita. La estructura final de la matriz está entonces determinada por la velocidad de enfriamiento a través del intervalo μ eutectoide: con velocidad de enfriamiento - aumentada, se forman: ferrita, perlita con aureolas de ferrita alrededor de los nidos de grafito perlita, sorbita, ~~hasta~~ ^{hasta} martensita.

En práctica, se dejan enfriar las piezas desde la zona homogénea γ , ó sea un poco arriba del intervalo $\gamma + \mu + \text{grafito}$, al aire.

Para piezas muy delgadas es posible obtener así una matriz perlítica homogénea. Sin embargo, en piezas de mayor solidez, se forman muchas aureolas de ferrita alrededor de los nidos de grafito. Para evitar eso, a veces se utiliza un templado más rápido en líquidos, como por - -

ejemplo en aceite. Para reducir las tensiones que aparecen por ese templado y para reducir la dureza exagerada de la matriz, es usual hacer un revenido a unos 600 °C. Con ese tratamiento, se eliminan las tensiones y se obtiene una perlita coagulada, correspondiendo a propiedades mecánicas favorables y además una buena maquinabilidad.

Comparando la fundición maleable perlítica con la fundición maleable ferrítica, la primera tiene desde luego propiedades de resistencia mecánica superior y de ductilidad y tenacidad inferior.

Para las propiedades mecánicas de fundición maleable americana perlítica, valen los valores límites siguientes:

$$\sigma_R = 42 - 70 \text{ Kg mm}^2$$

$$\sigma_{0.2} = 30 - 56 \text{ Kg mm}^2$$

$$A = 10-2\%$$

$$NDB = 160 - 270.$$

Muchas veces se utilizan elementos de aleación, sobre todo 1 % Cu, para aumentar las propiedades de resistencia mecánica y de maquinabilidad.

La tabla 42 (pag. 24. de las figuras) de las normas americanas ASTM y SAE y las propiedades mecánicas.

16.4 Aplicaciones.

Las aplicaciones de la fundición maleable europea son muy reducidas en comparación con la fundición maleable americana. El procedimiento europeo es complicado y no se puede industrializar tan fácilmente como el procedimiento americano. Además, el límite puesto al espesor de las piezas debido al tiempo de recocido (consecuencia de la mayor distancia de difusión

es más bajo para la europea. La consecuencia de ambos factores es un precio superior de la fundición maleable europea, además aumentando con el espesor de la pieza.

Así es que las aplicaciones de la fundición maleable europea se reducen a la producción de piezas muy pequeñas y delgadas, pero precisamente en ese sector, la industria de sinterización tiene más y más importancia, de modo que la fundición europea pierde mucha importancia en comparación a la fundición maleable americana y los productos de sinterización.

Sin embargo, la fundición europea tiene la ventaja muy importante de su soldabilidad, debido a la carencia en carbono (grafito).

Por eso, las aplicaciones principales de la fundición maleable europea son las pequeñas -- piezas de transición, como aquellas utilizadas para la construcción de bicicletas. Etc

La fundición maleable americana, en cambio, tiene mucha importancia en la industria automovilística y de construcción de máquinas agrícolas

Debido a la propiedad mecánica relativamente buena y la tenacidad y ductilidad suficiente de la fundición maleable, es un material muy adecuado para la producción de varias partes de automóviles, a veces con formas muy complicadas, fáciles a producir en colada pero -- muy difíciles en procesos de corte o de forjado

Para piezas más compactas, sujetas a fricción, se utiliza en general fundición maleable americana perlítica, debido a la mejor resistencia al desgaste y resistencia mecánica de la matriz perlítica. En base de la buena resistencia al desgaste y buena maquinabilidad, se producen muchas engranajes muy pequeños, y piezas parecidas en fundición perlítica. No hay que extrañarse entonces que la producción anual de un país como los EE. UU. sobrepasa 1 000 000 de toneladas anuales de productos de fundición maleable terminados.

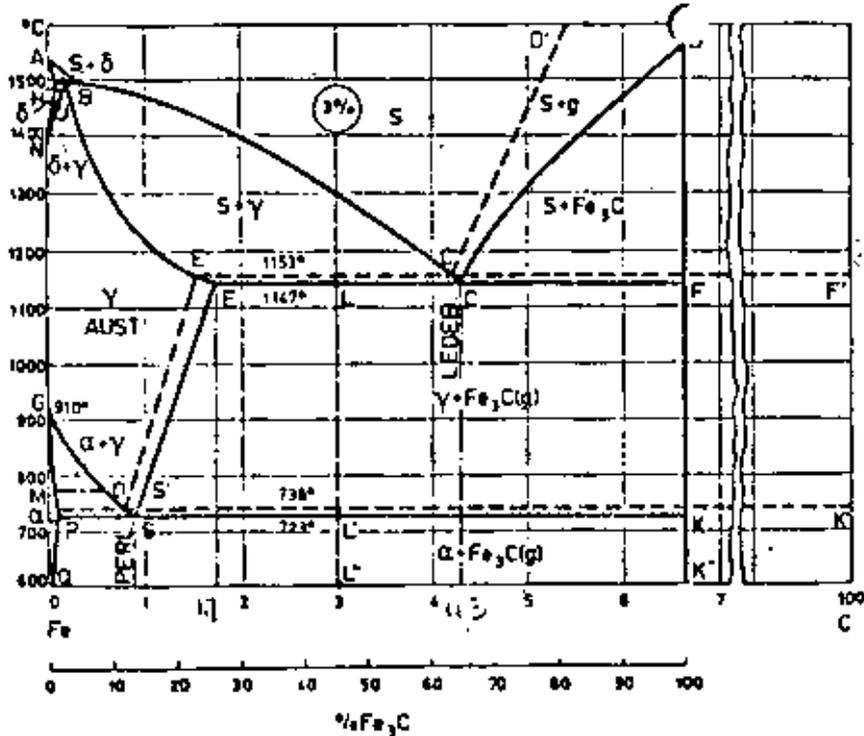


Fig. 99: Diagrama de equilibrio Fe-Fe₃C
Fe-grafito -----

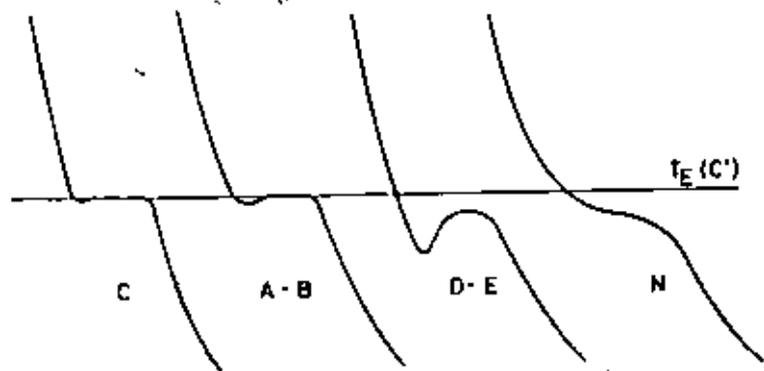


Fig. 101: Curvas de enfriamiento típicas correspondiendo con los tipos diferentes de grafito

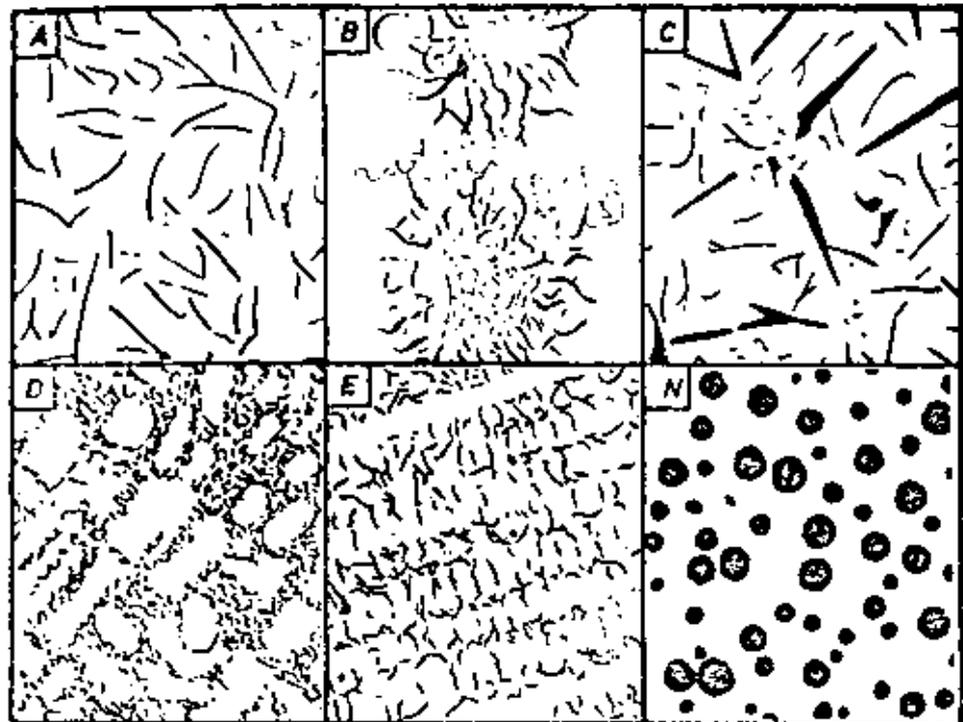


Fig. 100: Tipos de grafito laminar A, B, C, D y E,
grafito nodular M

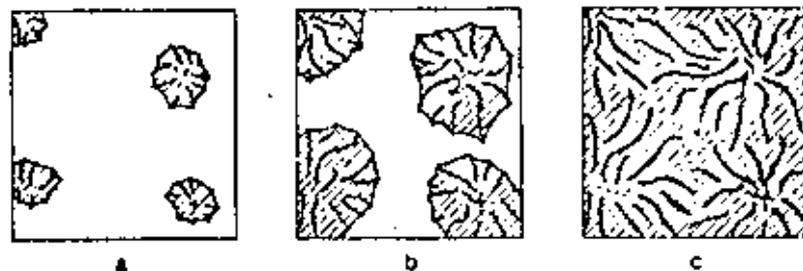


Fig. 102: Mecanismo de la solidificación eutéctica de fundición gris con grafito laminar; estados en secuencia a, b y c (fin de solidificación)

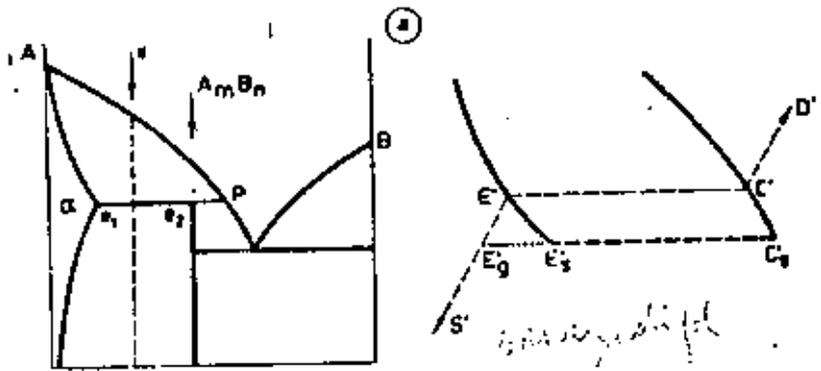


Fig. 103: Cristalización peritética de grafito esferoidal (esquemáticamente)

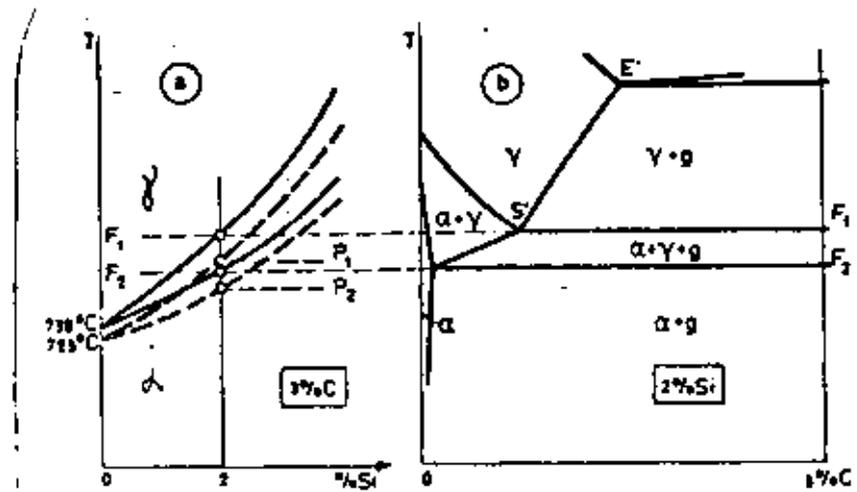


Fig. 104: Cortes del diagrama ternario Fe-C-Si; a) a 3% C b) a 2% Si

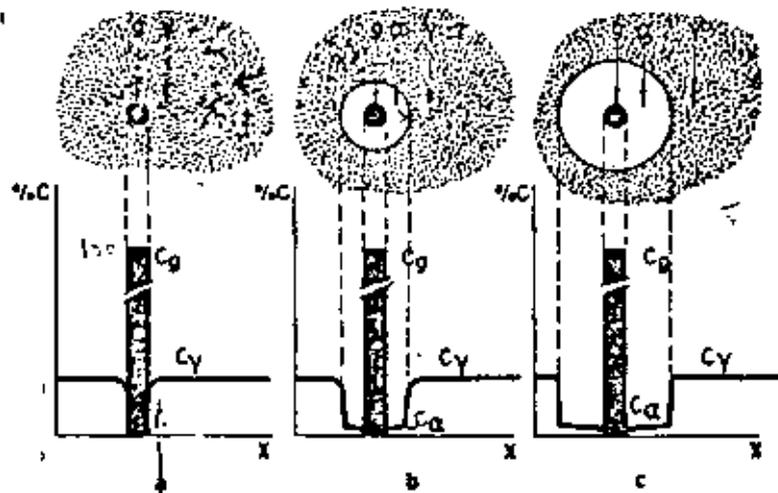


Fig. 105: Mecanismo de la ferritización directa (esquemáticamente)

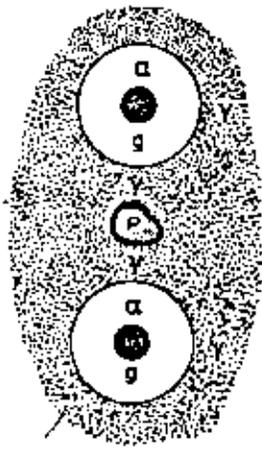


Fig. 106: Formación de perlita en la matriz austenítica de fundición gris parcialmente ferritizada

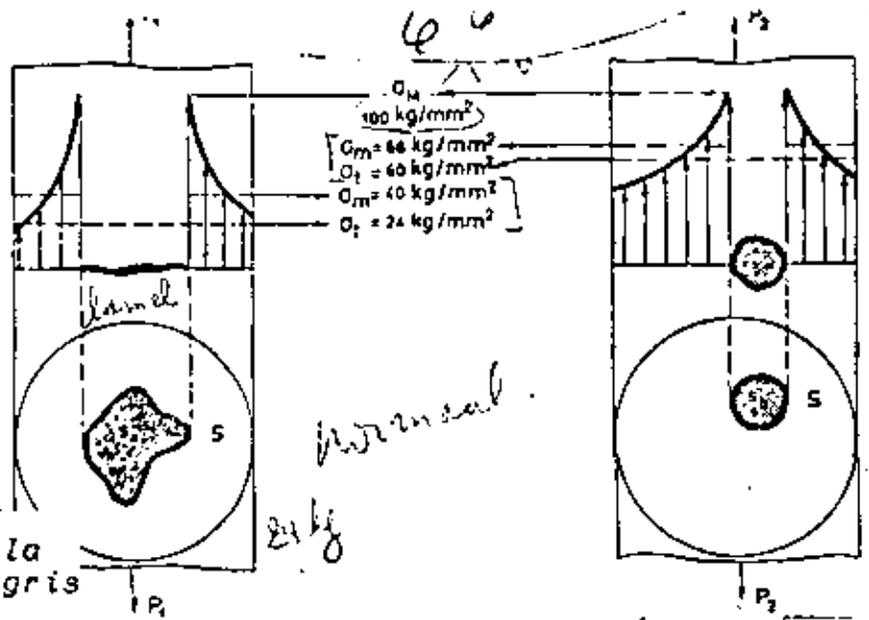


Fig. 109: Influencia del grafito sobre la resistencia a la ruptura de fundición gris (esquemáticamente)
 a) grafito laminar b) grafito esferoidal

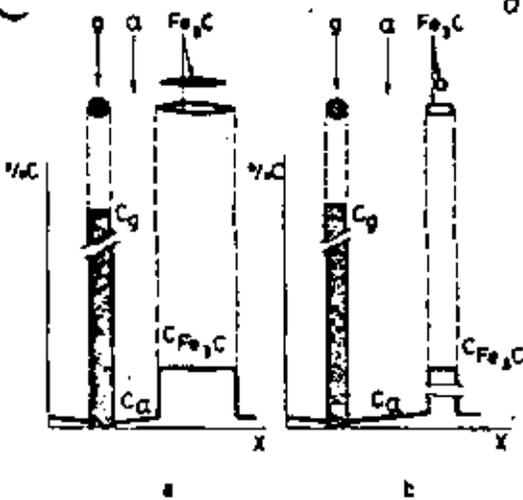


Fig. 107: Mecanismo de la ferritización directa (esquemáticamente)

PROPIEDADES DE FASES Y CONSTITUYENTES QUE
 EIGENSCHAPPEN DER FASEN EN KONSTITUENTEN
 DIE IN GRIJS GIETIJZER KUNNEN VOORKOMEN
 PUEBEN LAARER EN FUNDICION GRIS

Fase of konstituent (in gietijzer)	Brinell-hardheid HB DUREZA	Treksterkte in kg/mm ² σ_p	Duktiliteit DUCTILIDAD
austeniet	ong. 100 — 150	ong. 40 — 55	zeer duktiel
ferriet	ong. 100 — 150	ong. 35 — 50	duktiel
perlite	ong. 220 — 310	ong. 90 — 120	matig duktiel
oementiet	ong. 800 — 1100	—	zeer bros
steadiet	ong. 400 — 600	—	bros

may due
 ductil
 I dicitil
 may frig
 frafil

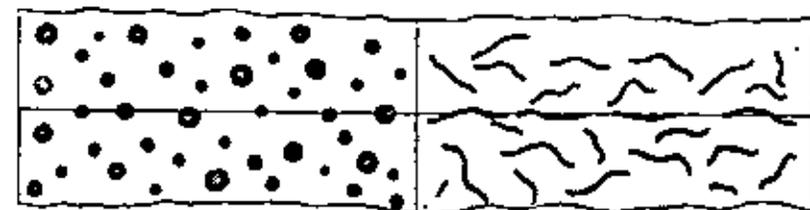


Fig. 108: Reducción del área efectiva de fundición en función de la forma del grafito (esquem.)

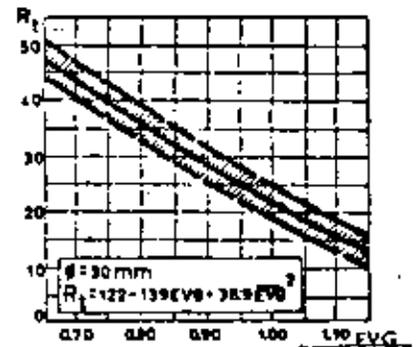


Fig. 110: Correlación R_p (σ_p)/EVG para fundición gris normal, macizo Ø (fundición gris industrial)

107
CORRELACION PROP. MECANICAS → GRADO DE MACIZO PARA FUNDICION GRIS CON GRAFITO LAMINAR
KORRELATIE MECHANISCHE EIGENSCHAPPEN/MASSIVITEIT VOOR GRIJS GIETIJZER MET LAMELLAIRE GRAFIET
 (naar A. De Sy en J. Van Eeghem)

CLASE **GR** DUREZA **MODULO - E**

Klasse	Massiviteit z in mm	Treksterkte R _t in kg/mm ²	Brinell-hardheid HB in kg/mm ²	Buigvastheid R _f in kg/mm ²	Elasticiteitsmodulus E ₀ in kg/mm ²
(15)	7,5	21 - 31	235 - 300	50 - 68	10 600 - 13 800
	15	17 - 24	190 - 240	41 - 58	10 000 - 13 200
	30	15 - 20	155 - 200	28 - 39	7 700 - 11 100
	60	9 - 15	110 - 145	19 - 34	6 200 - 10 800
	90	8 - 15	100 - 145	17 - 30	6 300 - 10 100
(20)	7,5	> 27	> 255	54 - 75	10 600 - 14 400
	15	21 - 29	210 - 240	41 - 65	11 500 - 13 700
	30	20 - 25	180 - 215	38 - 46	9 300 - 11 700
	60	12 - 20	125 - 180	25 - 40	8 100 - 11 100
	90	10 - 19	120 - 165	22 - 38	7 900 - 10 900
(25)	7,5	> 30	> 275	60 - 74	> 13 000
	15	28 - 34	225 - 270	54 - 69	12 000 - 15 000
	30	25 - 30	195 - 235	43 - 57	10 700 - 12 900
	60	17 - 24	170 - 210	36 - 50	9 300 - 12 900
	90	14 - 24	150 - 210	31 - 47	9 400 - 13 200
(30)	7,5	>> 40	>> 300	63 - 79	12 900 - 16 100
	15	>> 33	>> 240	50 - 62	11 300 - 14 800
	30	>> 35	215 - 260	41 - 55	10 800 - 13 600
	60	21 - 27	195 - 225	41 - 55	10 800 - 13 600
	90	20 - 26	185 - 225	36 - 52	10 400 - 14 000
(35)	15	>> 40	>> 300	64 - 87	> 13 500
	30	>> 35	>> 240	56 - 71	11 500 - 15 000
	60	>> 29	>> 215	48 - 73	10 800 - 14 800
	90	>> 28	>> 215	42 - 66	11 300 - 14 900

MACIZO

RESISTENCIA AL DOBLADO

FUNDICION GRIS AUSTENITICA AUSTENITISCHE GIETIJZERSOORTEN

Naam	C %	Si %	Ni %	Cu %	Mn %	Cr %
Ni-resist type 1	3 max.	1 - 2,5	13,5 - 17,5	5,5 - 7,5	1 - 1,5	1,75 - 2,5
Ni-resist type 1a	2,8 max.	1,5 - 2,75	13,5 - 17,5	5,5 - 7,5	1 - 1,5	1,75 - 2,5
Ni-resist type 2	3 max.	1 - 2,5	18 - 22	0,5 max.	0,8 - 1,5	1,75 - 2,5
Ni-resist type 2a	2,8 max.	1,5 - 2,75	18 - 22	0,5 max.	0,8 - 1,5	1,75 - 2,5
Ni-resist type 2b	3 max.	1 - 2,5	18 - 22	0,5 max.	0,8 - 1,5	3 - 6
Ni-resist type 3	2,75 max.	1 - 2	28 - 32	0,5 max.	0,4 - 0,8	2,5 - 3,5
Ni-resist type 4	2,60 max.	5 - 6	29 - 32	0,5 max.	0,4 - 0,8	4,5 - 5,5
Nomag	3 max.	1 - 2,5	9,5 - 10,5	—	5 - 6	—
556 (labo)	2,9	2,5	6	5	5	—
Minovar	2,4 max.	1 - 2	34 - 36	0,5 max.	0,4 - 0,8	0,80 max.
Nicrosilal	1,8 - 2	4 - 5	18 - 22	—	0,6 - 1,2	2 - 4

NOMBRE

NIEUWSTE AMERIKAANSE SPECIFIKATIES
VOOR NODULAIR GIETIJZER
NODULAR (E.E.V.V.)

ASTM A 536-65T	SAE J 434a	Minimum treksterkte R_t MINIMO		Elasticiteitsgrens $E_{0.2}$ FLUENCIA		Minimum verlenging A % MINIMA
		psi	kg/mm ²	psi	kg/mm ²	
60-40-18	D4018	60 000	42,2	40 000	28,1	18
65-45-12	D4512	65 000	45,7	45 000	31,6	12
80-55-06	D5506	80 000	56,2	55 000	38,7	6
100-70-03	D7003	100 000	70,3	70 000	49,2	3
120-90-02	—	120 000	84,4	90 000	63,3	2

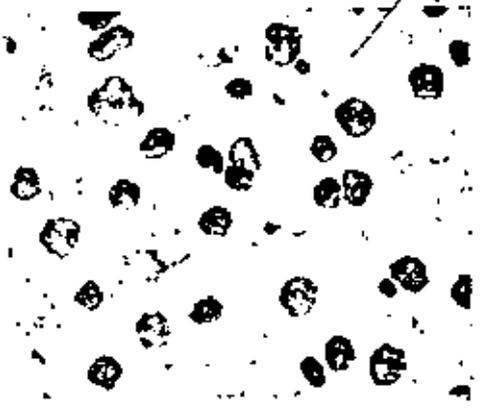
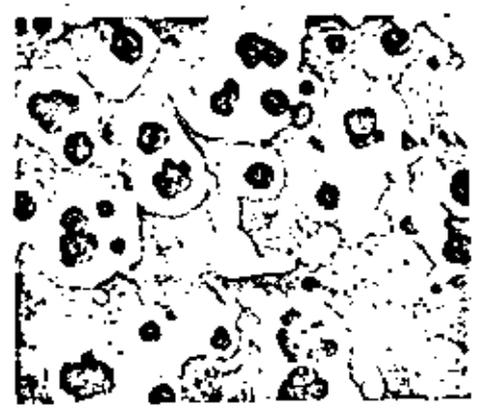


Fig. III: Fundición no-nodular; matriz perlita + ferrita (100x)

Fig. II2: Fundición no-nodular; matriz ferrítica (100x)

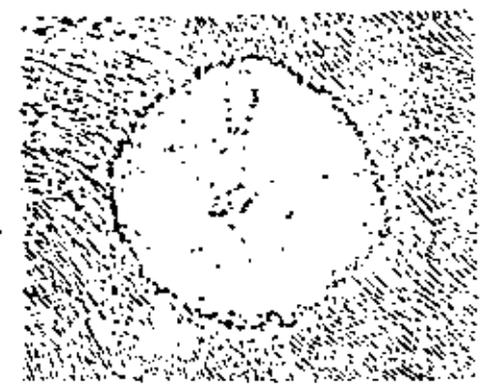


Fig. II3: Esferoid de grafito en matriz perlítica (500x)

Fig. II4: Tipos intermediarios de grafito (dibujo esquemático) izq. esferoides deformados (canceres) der. grafito compacto (quasi flake)

NORMAS ISO PARA FUNDICION NODULAR
ISO-NORMEN VOOR NODULAIR GIETIJZER

Type	Minimum treksterkte R_t kg/mm ² MINIMO	Konventionele elasticiteitsgrens $E_{0.2}$ kg/mm ²	Minimum verlenging A % ($L_0=5d_0$)	Struktuur van de matrix (overwegend) ESTRUCTURA
38-17	38	24	17	Ferriet
42-12	42	28	12	Ferriet
50-7	50	35	7	Ferriet-Perliet
60-2	60	40	2	Perliet
70-2	70	47	2	Perliet

Norm	Type	Minimum treksterkte R_t		Minimum strekgrens $E_{0.2}$		Minimum verlenging A %
		psi	kg/mm ²	psi	kg/mm ²	
ASTM A 220-35 T.	43010	65 000	45	45 000	31	10
	43007	68 000	47	45 000	31	7
	48004	70 000	49	48 000	33	4
	50007	75 000	52	50 000	35	7
	53004	80 000	56	53 000	37	4
	60003	80 000	56	60 000	42	3
	80002	100 000	70	80 000	56	2
SAE	43010	60 000	42	43 000	30	10
	48005	70 000	49	48 000	33	5
	53004	80 000	56	53 000	37	4
	60003	90 000	63	60 000	42	3
	70002	90 000	63	70 000	49	2

ACEROS PARA BORNILLES TRABAJANDO A ALTA TEMPERATURA

COMPOSICIONES TÍPICAS

Tabel 26

SNELDRAAISTALEN: TYPISCHE SAMENSTELLINGEN

Subgroep	COMPOSICION Samenstelling						Austenitatie-afschrik-temperatuur	REVENIDE Onklaar-temperatuur
	C	W	Cr	V	Mo	Co		
							AUSTENITACIEN	
W	0,75 0,80 0,75	18 18 14	4 5 4	1 1,5 0,3	— 1 —	— — —	1280-1300° C 1280-1300° C 1260-1280° C	560-580° C 560-580° C 560-580° C
Co	0,95 0,85 0,85 0,85	20 18 18 18	4 5 5 5	— 1,5 1,5 1,5	1 1,5 1 1	20 18 10 5	1300-1320° C 1300-1320° C 1300-1320° C 1300-1320° C	580-600° C 580-600° C 580-600° C 580-600° C
V	1,25 1,20	15 11	4,5 4,5	4 3	0,5 0,5	— —	1280° C 1280° C	600° C 600° C
Mo	0,85 0,90	6 6,5	4,5 5	2 2	6 5	— —	1300° C 1300° C	560° C 560° C
W-Mo	0,70 0,75	12 11	5 4	2,5 2	2,5 2	— —	1280-1300° C 1280-1300° C	560° C 560° C

↑ SUBGRUPO

ACEROS DE CONSTRUCCION ALEADO SOLDABLES

Tabel 27

GELEGERDE LASBARE KONSTRUKTIESTALEN

C %	Mn %	Si %	Cu %	Ni %	Cr %	E ₂₂ kg/mm ²	R ₂₂ kg/mm ²	A %
0,15-0,20	1,20-1,50	< 0,5	< 0,55	—	—	—	—	—
0,15-0,20	0,70-1,10	0,20-0,40	0,40-0,55	—	0,25-0,35	36	52-62	24
< 0,17	1,00-1,40	0,60-0,90	—	—	0,30-0,60	34	50-64	19
< 0,10	0,10-0,50	0,50-1,00	0,30-0,50	—	0,50-1,50	33-39	60-70	—
< 0,12	0,50-0,70	< 0,30	0,90-1,20	0,45-0,65	—	35	50	20
< 0,12	> 0,20	< 0,10	> 0,35	> 0,50	Mo > 0,05	38-42	35	20
0,11-0,14	0,50-0,80	—	0,30-0,50	—	—	35	46-53	20-22
						36-42	47-54	20

↑ RUPTURA
EMPIEZA DEF. PLÁSTICA

COMPOSICION DE LOS ACEROS TEMPLABLES EN AGUA O ACEITE SAMENSTELLINGEN DER IN OLIE EN IN WATER GEHARDE STALEN

Staalsoort	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Mo %	Ni %	V	Harden in:
SAE 2345	0,43/0,48	0,20/0,35	0,70/0,90	< 0,04	< 0,04	—	—	3,25/3,75	—	olie
SAE 3145	0,41/0,48	0,20/0,35	0,70/0,90	< 0,04	< 0,04	0,70/0,90	—	1,10/1,40	—	olie
SAE 3240	0,38/0,41	0,20/0,35	0,70/0,90	< 0,04	< 0,04	0,80/1,10	—	1,65/2,00	—	olie
SAE 4145	0,43/0,48	0,20/0,35	0,75/1,00	< 0,04	< 0,04	0,80/1,10	0,15-0,25	—	—	olie
SAE 4340	0,38/0,43	0,20/0,35	0,60/0,80	< 0,04	< 0,04	0,70/0,90	0,20/0,30	1,65/2,00	—	olie
SAE 4645	0,43/0,48	0,20/0,35	0,60/0,80	< 0,04	< 0,04	—	0,20/0,30	1,65/2,00	—	olie
SAE 5145	0,43/0,48	0,20/0,35	0,70/0,90	< 0,04	< 0,04	0,70/0,90	—	1,65/2,00	—	olie
SAE 2330	0,28/0,33	0,20/0,35	0,60/0,80	< 0,04	< 0,04	—	—	3,25/3,75	—	water
SAE 3130	0,28/0,33	0,20/0,35	0,60/0,80	< 0,04	< 0,04	0,55/0,75	—	1,10/1,40	—	water
SAE 4130	0,28/0,33	0,20/0,35	0,40/0,60	< 0,04	< 0,04	0,80/1,10	0,15/0,25	—	—	water
SAE 5130	0,28/0,33	0,20/0,35	0,70/0,90	< 0,04	< 0,04	0,80/1,10	—	—	—	water
SAE 6130	0,28/0,33	0,20/0,35	0,70/0,90	< 0,04	< 0,04	0,80/1,10	—	—	> 0,15	water

↑ VARIEDAD

↑ TEMPLAR EN

67

ACEITE

AGUA

10-10

INFLUENCIA DE Mo SOBRE LA RESISTENCIA A LA TERMOFLUENCIA DE Fe A 528°C

Tabel 29

INVLOED VAN Mo OP DE KRUIPVASTHEID VAN Fe BIJ 528° C (NAAR CLIMAX MOLYBDENUM COMPANY)

C %	Mo	belasting in kg/mm ²	verlenging in % na 1000 h bij 528° C
0,012	0	3,5	0,160
0,010	0,51	3,25	0,032
0,009	1,01	8,4	0,078

DEFORMACION EN % DESPUES DE 1000h A 528°C

CARGA EN kg/mm²

Tabel 30

SAMENSTELLINGEN DER KRUIPVASTE Mo-STALEN
COMPOSICION DE ACEROS AL Mo (RESISTENTES A LA TERMOFLUENCIA)

Staaltype	C %	Si %	Mn %	Cr %	Mo %
1,25 Cr-Mo	< 0,15	0,50 - 1	0,3 - 0,6	1,0 - 1,5	0,4 - 0,6
2,50 Cr-Ni	< 0,15	0,50 - 1	< 0,5	2,25 - 2,75	0,4 - 0,6
Si-Mo	< 0,15	1,15 - 1,65	< 0,3	—	0,4 - 0,6
C-Mo	0,10 - 0,20	< 0,25	0,3 - 0,6	—	0,45 - 0,65
5 Cr-Mo	< 0,15	< 0,50	< 0,50	4,0 - 6,0	0,45 - 0,65
Mn-Mo	< 0,15	0,15 - 0,30	1,1 - 1,4	—	0,2 - 0,3

TERMOFLUENCIA

70

Tabel 31

KRUIPVASTHEIDSEIGENSCHAPPEN VAN AUSTENITISCHE 18/8, 25/12, EN 25/20-STALEN

Temperatuur in °C	Belasting die een verlenging veroorzaakt	
	van 0,1 % in 1000 h	van 0,01 % in 1000 h
500	14 - 21	9 - 14
550	11 - 16	6 - 9,5
600	8 - 10	4 - 6,5
650	4,5 - 6,5	3 - 4
700	2,5 - 3,5	1,5 - 2,5
800	ca 1	ca 0,5

PROPIEDADES DE RESISTENCIA A LA TERMOFLUENCIA DE ACEROS AUSTENITICOS 18/8, 25/12, 25/20

TEMPERATURA en °C

CARGA PROVOCANDO UNA DEFORMACION DE 0.1% EN 1000h

DEFORMACION DE 0.01% EN 1000h



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



TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

TEMA 5: ACEROS ESPECIALES

DR. YVAN HOUBAERT IRMEN

JULIO, 1979.

5. Aceros Especiales.

5.1 Aceros aleados de herramientas.

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

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

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

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

Un acero de herramientas clásico, no aleado, con 0.8% - 1% C, no puede cumplir con todas esas exigencias por las razones siguientes:

1. La templabilidad es insuficiente.

Los aceros de herramientas no tienen que ser de templabilidad profunda, pero para la mayoría de las aplicaciones, una profundidad de templeado de 2 a 3 mm. como ocurre en los aceros de herramientas no aleados, no es suficiente en absoluto. Se puede modificar fácilmente ese comportamiento, -- como ya se explicó en 7.4: basta añadir un elemento con fuerte tendencia a la formación de carburos, para obtener más templabilidad y además reducir la sensibilidad al crecimiento de la austenita. Pero otra posibilidad es la utilización del elemento de aleación menos carburizante Mn en concentraciones de 1.5 a 2%. Este método ofrece la ventaja de una temperatura de templeado más baja (influencia del manganeso sobre A_{r1}) con la posibilidad de templar en aceite, lo cual puede reducir mucho las tensiones residuales y las deformaciones que pueden dar lugar a la formación de grietas. La aleación con manganeso se

utiliza sobre todo en herramientas de precisión como calibres, matrices, etc. A veces ésta variedad de acero se denomina "acero indeformable", lo que desde luego no es exacto.

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

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

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

3. La tenacidad es insuficiente.

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

4. La resistencia al desgaste es insuficiente.

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

Las observaciones realizadas del 1 al 4 dan una idea clara de la importancia de los elementos de aleación; sin embargo, ésas observaciones representan solo unas directrices generales y es fácil imaginarse que son necesarias muchas combinaciones para cumplir con las diferentes exigencias de uso, que además son muchas veces contrarias, de modo que casi siempre hay que

buscar la combinación ideal que las satisfaga a todas de la mejor manera posible en forma simultánea. Cada casa comercial importante de acero aleado produce más de cien variedades diferentes, pero pueden ser clasificadas en 8 o 10 grupos principales. Se da enseguida para cada grupo principal y algunos subgrupos la composición típica. Cerca de cada composición se agrupan varios aceros de herramientas aleados con composiciones ligeramente diferentes, para cumplir con exigencias especiales.

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

La clasificación en grupos principales puede hacerse en base al medio de enfriamiento adecuado: templado en agua, en aceite o en aire, o como en la clasificación que aquí se hace, en base a su aplicación: aceros para herramientas trabajando en frío o en caliente.

5.1.1 Aceros para herramientas trabajando en frío.

Grupo 1:	Aceros al manganeso	(llamados aceros indeformables).
	Composición típica:	C 0.8-Mn 2- .: Cr, W
	Suavización :	750-775°C
	Templado :	760°C en aceite, hasta 800°C (cr)
	Revenido :	150-200°C ($R_c = 61$).
	Aplicaciones típicas :	Calibres, matrices de precisión ...

Grupo 2:	Aceros al Cromo	(resistencia al desgaste).
Subgrupo 2a		
	Composición típica:	C 1 - Cr 1.5.
	Suavización :	720 - 740°C.
	Templado :	830°C en aceite; 800°C en agua.
	Revenido :	220°C ($R_c = 65$).
	Aplicaciones típicas :	Aplicación muy amplia para corte de metal; además, debido a su buena resistencia al desgaste, en -

Herramientas para el corte de papel, cartón y hule. Además para bolas de cojinetes y para brocas de mina. Para la última aplicación el revenido es a 40-55 R_c .

Subgrupo 2b

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

Subgrupo 2c

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

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

Composición típica: C1 - W 1.5 - Cr 1 - evt.: Mo, V.
 Suavización : 750°C
 Templado : 780-800°C en agua
 Revenido : 220-300°C, según el tipo de herramienta.
 Aplicaciones típicas : Se usa mucho para barras calibradas

(acero STUB), para la fabricación de varias herramientas como brocas, buriles especiales, espigas, ...

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

composición típica: C 0.45 - Cr 1 - W 2 - Si 0.8
suavización : 800°C.
templado : 820-850°C en agua.
revenido : 220-300°C
aplicaciones típicas : debido a la buena resistencia al - - choque (C = 0.35 - 0.45%) variedad - típica de acero para buriles neumáticos.

5.1.2 Aceros para herramientas trabajando en caliente.

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

Composición típica: C 0.6 - Cr 0.5 - Ni 1.5 - Mo 0.3
Ablandamiento : 750°C
Templado : 850°C, en aceite.
Revenido : 450°C, enfriamiento en aire.
($\sigma = 120 \text{ Kg/mm}^2$, $\sigma = 110 \text{ Kg/mm}^2$,
A = 8%).
Aplicaciones típicas : Bloques matriz para corte en caliente de acero duro y también de aluminio.

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

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

en caliente de tuercas y pernos; formas para colado a presión de aluminio.

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

- Composición típica: C 0.3 - W 9 - Cr 3 - Evt.: V, Mo, N, Co.
- Ablandamiento : 800°C.
- Templado : 1050-1200°C (= 170 Kg/mm²).
- Revenido : Poco arriba de la temperatura de trabajo de la herramienta.
- Aplicaciones típicas: : Matrices para el forjado en caliente de pernos, remaches.

Grupo 8: Aceros rápidos.

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

Para que un acero rápido conserve su dureza en un calentamiento hasta 500-600°C, es preciso que satisfagan a dos condiciones principales, como ya se discutió en 7.5.

1. El acero tiene que ser aleado con una cantidad suficiente de los elementos W, Cr, V, Mo y Co.

2. La austenitización tiene que hacerse a temperaturas muy altas casi en la temperatura de principio de la fundición), para disolver el alto contenido de los elementos de aleación (presentes en forma de carburos) en la austenita. Esta es la condición para obtener suficiente endurecimiento -- secundario durante el revenido a 500-600°C.

Los catálogos de las fábricas de aceros especiales indican de 40 a 50 composiciones diferentes de aceros rápidos, clasificados en subgrupos que reciben nombre según un elemento que no necesariamente es el elemento principal, ya que el principal es siempre el tungsteno. Así, existen aceros rápidos al W, al Co, al V, al Mo y al W-Mo. Sin embargo, siempre hay Cr y el grupo de los aceros rápidos se representa a menudo por la fórmula general: 18-4-1 (18% W - 4% Cr. - 1% v).

La estructura de los aceros rápidos es bastante sencilla: en el estado suavizado, la aleación se compone de una matriz ferrítica con una dispersión de carburos más o menos esferoidizados; en este estado, el acero rápido tiene mucha semejanza con los aceros de herramientas aleados o no aleados en su estado suavizado. Sin embargo, la semejanza no es completa: los aceros rápidos son aceros rápidos son aceros ledeburíticos, y los carburos ledeburíticos que nunca pueden disolverse totalmente y que se rompen y distribuyen más o menos durante el forjado, son entonces siempre más gruesos y de forma menos redonda. Los mismos carburos no se disuelven durante el calentamiento a cerca de 1300°C que precede al templado, de modo que aparecen también en la estructura del acero templado.

Algunas composiciones típicas de aceros rápidos se dan en la tabla 26, en la que se encuentran clasificados en subgrupos.

Como se puede observar en la tabla 26, las temperaturas de austenitización son muy altas. Es absolutamente necesario llegar a esas temperaturas, porque de lo contrario el material no adquiriría las propiedades requeridas y sería por demás inútil utilizar un acero de alta aleación excesivamente costoso.

Desde luego, debe elegirse cuidadosamente el tipo de acero según la aplicación que vaya a dársele. Una fresa con forma complicada por ejemplo, no puede ser calentada a temperatura demasiado alta debido al peligro de

la deformación: entonces no se puede elegir una aleación que tiene que ser austenitizada a una temperatura cercana al punto de plasticidad.

El endurecimiento mismo, o sea el templado del acero rápido se hace siempre en aceite, en corriente de aire o aun en aire tranquilo, atendiendo a la forma más o menos complicada de la herramienta en cuestión. Un enfriamiento rápido de un objeto de forma complicada (transiciones bruscas y diferencias importantes de la solidez) provocan gradientes de temperaturas importantes y por consiguiente tensiones inevitables, a menudo deformaciones no tolerables y aún grietas de templado.

El revenido tiene que hacerse a las temperaturas relativamente altas de la tabla 26, para obtener el efecto del endurecimiento secundario (-7.5).

Aplicaciones:

Herramientas para el corte de metales: buriles, cinceles, fresas, brocas.

5.2 Aceros aleados de construcción.

Por combinación del contenido en carbono, del contenido en uno o varios elementos de aleación y de tratamientos térmicos, es posible variar tanto las propiedades de aceros aleados de construcción, que no es posible tratar completamente este tema en este curso reducido.

También las aplicaciones de los aceros de construcción son casi ilimitadas.

Nos limitaremos aquí a un estudio breve, clasificando los aceros de construcción en tres grupos:

1. Los aceros de construcción utilizados en su estado natural.
2. Aquéllos que se utilizan con un tratamiento térmico.
3. Los aceros resistentes a la termofluencia.

5.2.1. Aceros aleados de construcción utilizados en estado natural (o sea sin tratamiento térmico).

El acero suave normal (0.1 - 0.25% C) utilizado enormemente en muchos tipos de construcción, presenta varias desventajas cada vez más importantes según evoluciona la técnica de la construcción en concreto (concreto armado y pretensionado).

La desventaja principal del acero suave es su resistencia mecánica relativamente baja, sobre todo el límite de elasticidad de 22-26 kg/mm^2 , reduciéndose la tensión de seguridad en la práctica a 12-14 kg/mm^2 .

Es bastante fácil aumentar esa resistencia utilizando contenidos superiores en carbono (fig.), pero para construcciones soldadas, el aumento del contenido de carbono no es aceptable porque el acero se volvería templeable. Los aceros templeables se denominan "no soldables", porque durante el enfriamiento rápido de la soldadura y de la zona adyacente del metal de base, ocurre un endurecimiento martensítico (grietas).

En nuestra época, la soldadura es un procedimiento bastante económico, de manera que se utiliza casi siempre para las construcciones de acero; por ejemplo: en construcción de puentes, de buques, de calderas, material ferroviario, etc.

Se trató entonces, de desarrollar aceros de alta resistencia mecánica según el principio del endurecimiento por solución sólida, con un contenido en carbono lo suficiente bajo (C 0.20%) para evitar el templeado martensítico y obtener así un material soldable.

Como podemos ver en la figura, los elementos de aleación principales son: Si y Cu, dos elementos que no forman carburos y además el Mn que forma debilmente carburos y eventualmente el Cr.

Aleando con el elemento Bien soluble Si, es posible aumentar bastante las propiedades mecánicas y sobre todo el límite elástico. Se utiliza mucho éste efecto en aceros para resortes. Sin embargo, altos contenidos en Si provocan en tal medida la formación de rechupes en los lingotes de acero que el rendimiento de lingotes se vuelve demasiado bajo para ese pro-

ducto de gran consumo, en principio barato. Por eso, se debe reducir el contenido en Si de los aceros de alta resistencia para construcción general. - También la aleación de Cu está limitada por el límite de solubilidad de este elemento; su influencia sobre las propiedades mecánicas es importante y eventualmente doble: el endurecimiento normal de solución sólida y para contenidos en Cu superiores a 0.3%, la posibilidad de endurecimiento por precipitación con un revenido o un enfriamiento lento en la zona de temperatura 450-500°C.

Además, el Cu aumenta la resistencia del acero a la corrosión atmosférica de modo que aceros con Cu 0.3% se denominan a veces acero semi-inoxidable. La influencia de los contenidos en manganeso de 2 - 3% sobre las propiedades de aleaciones Fe-C de bajo contenido en carbono es bastante reducida, pero el efecto combinado de Mn con Si y/O con Cu es muy importante. Los aceros con 48 y 52 kg/mm² (tabla de la página siguiente) contienen en general cantidades de Mn superiores a 0.4 - 0.6%, o sea el contenido en manganeso de un acero normal. Hay que considerar entonces esos aceros como aceros aleados al manganeso.

Los aceros de construcción con alta resistencia mecánica en el estado natural y buena soldabilidad son siempre aceros aleados a bajo carbono, utilizando el fenómeno de endurecimiento de por lo menos dos de los cuatro elementos: Mn, Si, Cu, Ni.

Algunas composiciones típicas y las propiedades correspondientes se dan en la tabla de la página

5.2.2 Aceros de construcción utilizados después de un tratamiento térmico

Estos aceros son destinados principalmente en la construcción de máquinas en general especialmente de motores. Es por lo tanto a los aceros utilizados en la fabricación de piezas de máquinas a los cuales se ponen las exigencias más severas en relación con:

1. Las propiedades de resistencia mecánica (reducción del peso de la pieza de la máquina), y

2. Las propiedades de tenacidad (seguridad contra ruptura).

Se obtienen altas resistencias mecánicas por el templado a mar tensita seguido por el revenido a sorbita muy fina. Como sabemos, en un acero no aleado solo se puede obtener una estructura revenida homogénea en secciones delgadas, ya que el endurecimiento martensítico no penetra a más de 2-3 mms. Entonces, hay que aumentar la templabilidad añadiendo elementos de aleación, para obtener en el templado un endurecimiento martensítico total y después, por el revenido de la masa homogénea de martensita, por ejemplo una sorbita - homogénea.

Como la templabilidad aumenta con el contenido en determinados elementos de aleación, siempre habrá que elegir la composición del acero en función de que tan maciza es la pieza de máquina a tratar. Sin embargo, como es importante para el endurecimiento total obtener en el centro de la pieza - una velocidad de enfriamiento superior al valor crítico V_c (Fig.), el medio enfriante también es de importancia.

Como medios de enfriamiento pueden ser utilizados: agua, aceite, aire soplado y aire tranquilo. Según sea el medio de enfriamiento utilizado para lograr el endurecimiento total de un acero (con grado de macisez determinado), se habla de acero templado en agua, en aceite o auto-templado (= en aire).

Debido al peligro de la deformación y eventualmente de la formación de grietas de templado por el gradiente de temperatura muy grande que ocurre en una pieza de máquina al enfriarla en agua, el templado en aceite - o al aire es preferible. Desde luego, la composición del acero tiene que ser apropiada al grado de macisez de la pieza de máquina.

La elección de la clase de acero para la fabricación de una pieza con determinadas exigencias a las Propiedades de tenacidad y resistencia (por ej.

es de importancia primordial.

No hay problemas para llegar a las Propiedades de resistencia requeridas: por combinación del contenido en carbono y de los elementos de

aleación hay muchas posibilidades. Para ilustrarlo, la fig. muestra la relación entre la resistencia a la ruptura y a la fluencia por un lado y la temperatura de revenido por otro lado, para una serie de 12 aceros aleados clásicos de construcción, de los cuales 7 son templables en aceite y 5 en agua (tabla

Todos los valores caen dentro de una zona bastante estrecha. Cada una de las variedades de acero con el templado correspondiente en aceite o agua, nos da la posibilidad de llegar a cada valor de la resistencia a la ruptura entre 90 y 170 kg/mm².

Utilizando la tabla y las figuras y , es muy claro que la combinación y tratamiento térmico nos da posibilidades muy amplias - para obtener propiedades determinadas. Sin embargo, eso no significa que la elección de una variedad de acero sea más o menos arbitraria. Además del costo, el constructor tendrá que examinar cuidadosamente el factor de seguridad que es de importancia capital en algunas aplicaciones como por ejemplo: eje de una turbina o cigueñal de un motor de avión. Además, pueden tener importancia los factores siguientes: la dureza de la superficie en problemas de resistencia a la fatiga, la resistencia al desgaste, la resistencia a la corrosión, la resistencia a la termofluencia, etc.

Según las aplicaciones, se dará más importancia en la elección de la aleación a una o varias de las propiedades de utilización.

5.2.2.1 Tipos principales de acero de construcción para tratamiento térmico.

Debido a las Propiedades necesarias de ductilidad y tenacidad, el contenido en carbono siempre es muy reducido y raramente sobrepasa 0.50%. Los tipos principales pueden ser clasificados en grupos según su principal elemento de aleación, o según la combinación favorable de los elementos de aleación. Se distinguen así:

Grupo I: Aceros al Mn.

- Límites de composición: C=0.30 - 0.50%, Mn = 1. - 1.5%.
- Templado : En agua o aceite desde 830°C.
- Revenido : 200-550°C, según la resistencia mecánica deseada.
- Aplicaciones : Se reduce a piezas de espesor limitado, debido a la templabilidad reducida.

Grupo II: Aceros al Mn-Cr.

- Límites de composición: C = 0.12 - 0.25%, Cr = 0.7 - 1.5%, Mn - 1. - 1.5%.
- Templado : en agua o en aceite desde 850°C.
- Revenido : 200-550°C, según la resistencia mecánica deseable.
- Aplicaciones : piezas de construcción, sobre todo en la industria automotriz.

Grupo III: Aceros al Si (Si-Mn y Si-Cr).

- Límites de composición: C = 0.40 - 0.50%, Si = 1.2 - 2%, Mn = 0.4 - 0.9%, Mo = 0 - 0.3%, Cr = 0 - 0.8%.
- Templado: En agua o en aceite desde 875-900°C.
- Revenido: 400-500°C, según la resistencia mecánica deseada.
- Aplicaciones: Típico para acero de resortes (muy alto).

Grupo IV; Aceros al Cr.

- Límites de composición: C = 0.10 - 0.50%, Cr = 0.5 - 1.5%, Mn = 0.5 - 0.9%, Si = 0.4% o menos.
- Templado: 850°C; en agua para C 0.25%, en aceite para C 0.25%.

Revenido: 200-550°C, según la resistencia mecánica deseada y hasta 600°C para ductilidad máxima.

Aplicaciones: Piezas de construcción, buena resistencia al desgaste, sobre todo las variedades a alto carbono, se utiliza mucho en la industria automotriz.

Grupo V; Aceros al Ni.

Límites de composición: C = 0.10 - 0.20%, Ni = 2 - 5%,
Mn 0.5%, Si 0.4%.

Templado: 850°C (C = 0.20%) hasta 900°C (C = 0.10%) en agua o aceite.

Revenido: 525-600°C, según la resistencia mecánica deseada.

Aplicaciones: Piezas importantes de máquinas requiriendo una seguridad absoluta: ejes de turbina, bielas de motores.

Grupo VI: Aceros al Cr-Mo.

Límites de composición: C = 0.15 - 0.35%, Cr = 0.8 - 1.2%,
Mo = 0.15 - 0.35%, Mn = 0.6 - 0.9%,
Si 0.40%.

Templado: 875°C en aceite.

Revenido: 200-550°C, según la resistencia mecánica deseada

Aplicaciones: Piezas de construcción prácticamente insensible a la fragilización azul, y por eso a menudo preferido a los aceros al Cr - Ni, que además son caros.

Grupo VII: Aceros al Cr - Ni.

Límites de composición:	C = 0.15 - 0.40%, Cr = 0.8 - 2%, Ni = 1.2 - 4.5%, Mn = 0.20 - 0.80%, Si 0.4%.
Templado:	de 850°C en aceite (Ni 3.5%), o al aire (Ni 3.5%).
Revenido:	200-600°C, según la resistencia mecánica deseada.
Aplicaciones:	Clase de acero más utilizado para aplicaciones generales: construcción de motores, construcción de máquinas. Las piezas de máquinas en acero al Cr - Ni tienen que enfriarse rápidamente en el intervalo de fragilización azul (450-500°C).

Grupo VIII: Aceros al Cr-Ni-Mo.

Límites de composición:	C = 0.15 - 0.40%, Cr = 0.5 - 2%, Ni = 1 - 5%, Mo = 0.2 - 0.8%, Mn = 0.5%, Si 0.4%.
Templado:	825-875°C en aceite o al aire según el contenido en Ni.
Revenido:	200-600°C, según la resistencia mecánica deseada.
Aplicaciones:	Como los aceros al Cr-Ni, tienen la ventaja de ser insensibles o poco sensibles a la fragilización azul.

5.2.2.2 Tres ejemplos de aplicación importantes.

1. Eje de rotor de turbina, forjado.

Tales piezas de máquina son muy macizas y muy caras deben tener una seguridad absoluta contra peligro de ruptura. En la práctica, se cargan ligeramente; por eso, y para reducir el doblado del eje, esas piezas de turbina son muy macizas.

Los aceros al Ni tiene buena forjabilidad, además las mejores propiedades de ductilidad y sobre todo de tenacidad, acompañada por una resistencia a la corrosión en vapor.

Para esta aplicación, se puede usar una variedad de acero cuya composición, tratamientos térmico y propiedades se dan en un ejemplo concreto:

Composición: C = 0.22%, Ni = 3.07%, Mn = 0.41%,
Si = 0.32%, P = 0.021%, S = 0.019%.

Tratamiento térmico : Templado: de 850°C al aire.
Revenido: 525°C.

Propiedades mecánicas:
51 kg/mm² 65 Kg/mm² 20% 62%
18 kg / mm².

2. Cigüeñal de Motor Diesel.

Como para el eje del rotor de la turbina, el factor de seguridad es de importancia primordial. Pero se requieren propiedades de resistencia mecánica muy superiores con el fin de reducir el peso del cigüeñal a un mínimo. Esto es aún más importante tratándose del cigüeñal del motor de un avión. Se utilizará de preferencia un acero al Cr-Ni-Mo de bajo carbono en estado revenido.

Composición típica: C = 0.15 - 0.20%, Ni = 2.5 - 4%, Cr =
1%, Mo = 0.4%, Mn 0.5%, Si 0.32%,
P 0.025%, S 0.025%.

Tratamiento térmico: Templado: en aceite desde 850°C.
Revenido: 200-560°C.

Propiedades mecánicas: según la temperatura de revenido es posible obtener las siguientes combinaciones de las Propiedades mecánicas:

(kg/mm ²)	(kg/mm ²)	A % (L = Sd)	5%	(kg / mm ²)
120	140	11	50	7
110	125	12	58	7.5
105	115	113	60	8.5
95	105	14	62	10
85	95	16	65	11

Se habla aquí de un revenido a 140, 125, ... 95 kg / mm². Tales aceros de construcción al Cr-Ni-Mo se consideran debidamente como los aceros más tenaces con alta resistencia mecánica.

Al mismo tiempo que la alta resistencia mecánica deseada, se obtiene para ésta clase de acero mediante un tratamiento térmico el equilibrio adecuado entre las Propiedades de resistencia mecánica, ductilidad y tenacidad.

3. Resortes muy cargados.

Resortes para autos, camiones, vagones de ferrocarril, etc. siempre están sujetos a cargas momentaneas muy altas. Desde luego, no puede ocurrir ninguna deformación plástica, de modo que el límite de fluencia tiene que ser lo más alto posible.

Aceros al Si o al Si-Mn o al Si-Cr se usan en general para esta aplicación:

Composición Típica: C = 0.55%, Si=1.5%, Cr=0.7%, Mn=0.5

Tratamiento térmico: Templado: de 850°C en aceite.

Revenido: a 450°C.

Propiedades mecánicas:

140 kg/mm² 155 kg/mm² 8% 25%

Para tales resortes (= 140 kg/mm²), se calcula una tensión máxima tolerable en estado normal de 60-70 kg/mm², o sea cerca de 1/2

5.2.3. Aceros aleados resistentes a la termofluencia.

Los elementos Mo, V, W, Ti, Nb y en grado inferior Cr, aumen-

tan la resistencia del acero a la termofluencia. No se conoce exactamente el mecanismo de su influencia. Posiblemente tiene que ver con la formación de carburos o de fases intermedias, o tal vez de agrupamientos que preceden a su formación. El hecho que la aleación con los elementos citados aumenta bastante la temperatura de recristalización del hierro deformado en frío, nos proporciona cuando menos una explicación parcial de la influencia positiva de dichos elementos sobre la resistencia a la termofluencia del acero.

La formación mediante tratamiento térmico adecuado de la estructura bainítica en el acero, ayuda también al aumento de la resistencia a la termofluencia.

Para las aplicaciones en las cuales la resistencia a la fluencia es la propiedad de utilización principal, el Mo es sin duda el elemento de aleación más importante. La influencia del Mo aparece claramente en los valores dados en la tabla

Sin embargo, la influencia favorable del Mo así como de los elementos V, W, Ti, Nb y Cr es limitada a la concentración a la cual la transformación desaparece parcialmente en el calentamiento, ya que éstos elementos son alógenos. Desde luego, las concentraciones dependen del contenido en carbono y de los demás elementos presentes, como Si y Mn.

El molibdeno se añade siempre, generalmente en concentraciones de 0.4 a 1% y excepcionalmente a más de 2%.

El Vanadio en concentraciones de 0.4% a un acero con 0.5% Mo, aumentando considerablemente su resistencia a la fluencia.

Tungsteno: Se utiliza poco debido a su efecto mucho menos importante comparado con el molibdeno.

Titanio: Tiene una influencia muy favorable sobre la resistencia a la termofluencia. Concentraciones óptimas corresponden a una relación Ti / C de 6 a 9, lo que indica que la influencia del titanio no se debe únicamente a la formación de carburos de titanio (con Ti/C = 4, o sea la relación estequiométrica, la gran mayoría del carbono ya está ligado como TiC). Debido a la mala solubilidad del TiC, la influencia del Ti solo se ocurre después de

un tratamiento térmico de 1150 a 1200°C, lo que provoca muchos problemas.

Niobio: Se comporta de modo análogo al Ti.

Cromo: En concentraciones de 2-3% en acero al molibdeno es favorable. Con oncentraciones en Cr superiores, la resistencia a la fluencia disminuye. Sin embargo, se utilizan mucho contenidos en Cr de 5% y aún de 10% y en ocasiones más para lograr un aumento considerable de la resistencia a la oxidación a alta temperatura.

Los principales aceros resistentes a la fluencia son:

1. Los aceros al Mo y Cr-Mo de baja aleación.

Se utilizan principalmente en la técnica de vapor: pipas de vapor, sobrecalentadores, pernos, etc. La zona de aplicación va de 400°C hasta el máximo de 550°C. La fig. 87 da información importante sobre la resistencia a la fluencia de diferentes clases de acero de este grupo. Las composiciones se dan en la tabla

2. Los aceros con 5-6% Cr (al Mo-V).

Este grupo importante de aceros tiene sobre tod su aplicación en la industria petrolera. Para aumentar la resistencia a la fluencia se añade generalmente 0.5% de Mo ó 0.5% Mo + 0.25% V. El contenido en carbono siempre es bajo (\pm 0.1%).

Además de una buena resistencia de fluencia, éstos aceros tienen buena resistencia a la oxidación hasta tmperaturas de 650°C.

3. Los aceros ferríticos al Cromo: 13% cromo, 17% Cr y 25-30% Cr.

Estos son en primer lugar aceros inoxidables y refractarios, de los cuales se tratará en los capítulos posteriores. Se nombran aquí debido a su regular resistencia a la fluencia, además de muy buena resistencia a la oxidación a alta y a muy alta temperatura.

4. Los aceros austeníticos al Cr-Ni: 18/8, 25/12, y 25/20.

Tambiën estos aceros inoxidables y refractarios típicos se discutirán ampliamente más adelante.

Tienen Propiedades interesantes de resistencia la fluencia a alta temperatura y se utilizan mucho como variedades de aceros resistentes a temperaturas superiores a 600°C. La tabla da valores de resistencia a la fluencia de estos aceros austeníticos.

Desde el punto de vista de la resistencia a la fluencia no hay mucha diferencia entre los aceros 18/8, 25/12 y 25/20. Los valores límites de la tabla son valores extremos de resultados experimentales, obtenidos con aceros diferentes por varios investigadores.

V - 3 : ACEROS INOXIDABLES Y REFRACTARIOS.

Como sabemos, el hierro y la mayoría de las aleaciones base de hierro se oxidan en contacto con la atmósfera. De hecho, se forma una capa de óxido en la superficie del material, llamada comúnmente "óxido" o "herrumbre". Al contrario de la capa de óxido que se forma sobre aluminio o cinc, el óxido de hierro no da ninguna protección contra la oxidación siguiente. Aleaciones de hierro que en las mismas condiciones no se "oxidán" o forman eventualmente una capa de óxidos de protección, se denominan "aceros inoxidable",

Las mismas aleaciones se quedan pasivas también en otros medios, por ejemplo en ácidos oxidantes.

El hierro es un metal reactivo y en la serie de las tensiones electroquímicas es claramente anódico en comparación con el electrodo de hidrógeno, mientras que el cobre y los metales nobles tienen un potencial catódico.

El elemento cromo, elemento principal de aleación de los aceros inoxidable, también es anódico en comparación con el electrodo de hidrógeno. Sin embargo, en un medio oxidante, como por ejemplo en una solución de ácido nítrico o crómico, el cromo tiene la propiedad interesante de pasivarse inmediatamente y de llegar al potencial catódico de 0.8 a 0.9 V, o sea casi el potencial de platino.

Cuando se examinan las aleaciones Fe-Cr, se observa que el elemento cromo tiene la posibilidad de transferir su poder de pasivación a aleaciones de Fe-Cr a partir de una concentración en Cr de por lo menos 12%, o sea de más o menos 1 átomo de cromo para 7 de hierro. Eso aparece claramente en el transcurso del potencial de aleaciones de Fe-Cr en una solución diluida de ácido sulfúrico en función del contenido en cromo

Sigue de la figura 88 que adiciones de cromo hasta 12% prácticamente no tienen ningún efecto. Primero, el potencial se queda muy anódico, y, de repente, sin transición ninguna, se vuelve catódico para contenidos en Cr entre 12 y 15% según el contenido en otros elementos de aleación, principalmente en carbono.

¿Qué significa esa pasivación de aleaciones? Según unos investigadores, hay que comparar ese fenómeno de pasivación con aquéllo del aluminio, o sea con una pasivación -- por la formación de una capa de óxido de buena adherencia y alta densidad, con un espesor de 100 - 300 Å.

Según otros, la pasivación se debe a la absorción de una película de oxígeno. Finalmente, otros suponen que la pasivación de las aleaciones al Fe-Cr se debe a la interacción de -- electrones de valencia entre los átomos de Fe y de Cr.

Ninguna de esas tres teorías está totalmente comprobada.

Es extraño que el cromo es el único elemento que puede provocar la pasivación del hierro. La influencia de los demás elementos de aleación sobre la resistencia de las aleaciones --- Fe-Cr a la corrosión depende del elemento. La influencia del carbono, por ejemplo, es -- muy desfavorable, debido a la tendencia del cromo a formar carburos, de modo que el carbono elimina cromo de la solución sólida Fe-Cr para formar precipitaciones de carburo de -- cromo. Por eso, el mínimo de 12% en las aleaciones al Fe-Cr ya no basta en la presencia de carbono, sino tiene que ser aumentado en proporción con el contenido en carbono. Además del carbono, siempre presente en las aleaciones industriales inoxidables de hierro, el níquel es el elemento de aleación principal por su influencia sobre la resistencia de las aleaciones Fe-Cr a la corrosión. Níquel es un elemento muy γ -geno, y a pesar del carácter -- muy α -geno de Cr (fig. 74 y 7.2) es posible obtener una fase austenítica homogénea por adición de 7 - 8% Ni a un acero con 18% de cromo, casi estable de temperatura ambiente has-

ta la temperatura de comienzo de fundición.

La combinación 18% Cr más 8% Ni determinó la denominación general de los aceros de la clase 18/8.

Esos aceros inoxidable^{US}s auténticos, formando una clase importante con el acero 18 Cr-8Ni como composición típica la más utilizada, no solamente presentan una mejor resistencia a la corrosión que los aceros inoxidables al cromo en varios medios diferentes, como ácidos ligeramente ^{de} ^{ción} ~~reducidos~~ y orgánicos, sino que tienen además propiedades plásticas muy apreciables y una soldabilidad mucho superior a aquella de los aceros inoxidables al cromo. Sin embargo, tanto en los aceros 18/8 como en los aceros inoxidables al Cr, el elemento principal provocando la pasivación sigue siendo el cromo.

Ese efecto importante del cromo no ^{se} ^{a la} ~~limita~~ ^{esta} pasivación a temperatura ambiente y atmósfera húmeda.

El cromo tiene además una influencia muy apreciable sobre la resistencia del hierro a la oxidación por oxígeno seco o aire en una ^{zona} ~~zona~~ de temperaturas que se extiende de temperatura ambiente hasta arriba de 1000° C. Al contrario del efecto antes descrito de pasivación en soluciones acuosas o atmósfera húmeda, esa influencia no aparece de repente con un contenido determinado en cromo: el efecto del cromo sobre la resistencia a la oxidación seca, sobre todo importante a alta temperatura, es progresivo.

Desde unos 5% de Cr el efecto es muy claro: un acero con 5% de Cr resiste bien a la oxidación a 600 - 650 ° C, pero no a temperatura ambiente a la cual, en contacto con una atmósfera húmeda, el material se oxidará con la formación de óxido, como es el caso con un acero normal.

A temperaturas superiores, la resistencia a la oxidación disminuye bastante rápidamente, pero

puede ser compensada por un aumento en el contenido en cromo. Así, los aceros con 10-12% de Cr tienen buena resistencia a la oxidación hasta 800 °C, los aceros con unos 22% hasta 1000° C y los aceros con 27-30% Cr resisten todavía bastante bien -- hasta temperaturas de unos 1100 ° C.

A temperaturas muy altas, o sea superiores a 800 °C, se habla en general de aleaciones refractarias y los aceros que tienen suficiente resistencia a la oxidación a temperaturas altas se denominan "aceros refractarios".

La resistencia de los aceros al Cr a la oxidación a alta temperatura puede ser aumentada por la adición de Ni pero la experiencia nos mostró que hay que ajustar las concentraciones de Ni y Cr entre sí. Sin embargo, la ventaja principal de la adición apropiada de Ni está en la fase austenítica obtenida con buenas propiedades plásticas y buena soldabilidad, ventajas muy importantes en la construcción y en el conformado.

Así tenemos en las clases de los aceros ferríticos y austeníticos, al mismo tiempo las clases de los aceros inoxidables y de los aceros refractarios.

12. Aceros ferríticos inoxidables y refractarios.

Clasificamos en este grupo todos los aceros inoxidables y refractarios que presentan una estructura cúbica a cuerpo centrado (o sea, estructura ferrítica) a temperatura ambiente, y, para la mayoría de estos aceros, también a temperatura superior. En la misma categoría se incluyen los aceros inoxidables martensíticos, presentando generalmente una martensita revenida, con estructura cúbica a cuerpo centrado.

12.1. Diagramas estructurales (de equilibrio).

Además del cromo, principal elemento de aleación, estos aceros contienen carbono. Aún si este elemento existe en concentración muy reducida, nunca se puede menospreciar, ya que su influencia es de suma importancia (ver más adelante).

Se puede estudiar casi completamente la estructura de los aceros inoxidables ferríticos por medio de las figuras 89 y 90, las cuales representan el diagrama binario Fe-Cr y tres cortes pseudobinarios del diagrama ternario Fe-Cr-C, respectivamente.

Como ya se discutió en el capítulo 6.1., el cromo es uno de los elementos que reducen la zona γ , o sea, el cromo es un elemento alfa-geno. Esto se observa claramente en el diagrama estructural de la figura 89: el bucle γ se extiende hasta 12-13% Cr y está separado de la zona α por una zona bifásica $\alpha + \gamma$ muy estrecha.

Una segunda zona muy importante e interesante aparece a temperaturas inferiores cerca de 45% de cromo. Se trata de la zona ζ , en la cual existe una fase intermedia llamada ζ , que se precipita a partir de 820°C. Una zona bifásica $\alpha + \zeta$ se encuentra a ambos lados de ζ , ensanchándose hacia temperaturas inferiores y cuyos límites no se conocen exactamente. Con respecto a la formación de la fase ζ y su efecto sobre las propiedades de la aleación, se puede resumir lo que sigue:

1º.: la precipitación de la fase σ es muy lenta, sobre todo a temperatura inferior (menos difusión)

2º.: a una temperatura determinada, la precipitación es más lenta cuando disminuye el contenido en cromo; sin embargo, la fase σ puede aparecer en aleaciones con tan poco como 20% Cr, según la reacción: $\alpha \rightarrow \alpha + \sigma$

3º.: la precipitación de la fase σ ocurre principalmente en el intervalo de temperatura 650-800°C; sin embargo, aún a esta temperatura, la precipitación sólo ocurre después de una permanencia del acero en el intervalo de temperatura indicado durante cientos o a veces miles de horas

4º.: una deformación en frío previa puede acelerar marcadamente la precipitación

5º.: la precipitación de la fase σ provoca un endurecimiento de la aleación y una fragilidad excepcional

6º.: una estancia prolongada a 450-500°C también provoca un endurecimiento y fragilización de la aleación, pero sin que se pueda observar una precipitación de la fase σ . Se trata probablemente de una transformación de tipo orden-desorden, la cual prepara la precipitación de la fase σ (pre-precipitación).

Además, es preciso mencionar que las llamadas "ferritas al cromo" también se hacen muy frágiles por un calentamiento cerca de 1100°C. Como este fenómeno no ocurre en aleaciones fundidas al vacío, se puede concluir que la explicación de la fragilización de las aleaciones está en los elementos O, H, N, etc..., los cuales son eliminados por un tratamiento al vacío.

En la figura 90 se representan tres cortes binarios en el diagrama ternario Fe-Cr-C, a 6, 12 y 18% Cr, respectivamente. En estos cortes sucesivos se aprecia claramente la influencia importante del Cr, el cual reduce notablemente la zona de existencia de la fase γ , en presencia del carbono. En ausencia de carbono, la zona γ desaparece (ver figura 89) con 12 a

a 13% Cr. Con 18% Cr, la zona γ es inexistente en las aleaciones de bajo carbono ($c = 0$ a 0.1 %). Los tres cortes binarios de la figura 90 muestra claramente el efecto contradictorio del elemento alfa cromo y del elemento gamma carbono.

Según las cantidades relativas de los elementos cromo y carbono, es posible austenitizar totalmente (zona γ) o parcialmente (zona $\alpha + \gamma$) estas aleaciones, o totalmente imposible austenitizarlas (zona α). Por consecuencia, sólo podrán ser endurecidas a martensita totalmente, parcialmente o no endurecidas, lo que es la base para la clasificación de estos aceros en:

- aceros ferríticos o "ferritas al cromo", que sólo se dejan endurecer ligeramente

- aceros martensíticos, los cuales, según su contenido en carbono, pueden ser endurecible hasta muy endurecible (templable hasta muy templable).

- Además, es posible clasificar estos últimos en semi-martensíticos y todo-martensíticos, según la posibilidad de austenitizarlos totalmente o parcialmente, con la templabilidad correspondiente.

A temperatura ambiente y sin templado, los aceros ferríticos o "ferritas al cromo" son monofásicos, mientras que los aceros martensíticos presentan carburos sueltos (Cm) en una matriz de ferritas al cromo. Como vimos en la figura 71, la fase del carburo no es una cementita aleada $(FeCr)_3C$, sino principalmente un carburo especial complejo.

12.2 Aceros ferríticos inoxidables al cromo.

Límites de composición: Cr = 15-18%; c < 0.12%

No es posible austenitizar estas aleaciones (ver figura 89), de modo que se trata de aleaciones soldables, ya que debido al alto contenido en cromo, un enfriamiento rápido de la soldadura y zona adyacente llevaría a la transformación de la austenita formada a martensita, con la aparición probable de pequeñas grietas de templado y de una fragilización apreciable del acero.

Sin embargo, aparte de la ventaja de la soldabilidad, la ausencia de transformación alotrópica $\gamma - \alpha$ tiene como desventaja la imposibilidad de llevar a cabo un afino de grano por medio de un tratamiento térmico (recristalización).

Sólo se logra una recristalización de tal aleación después de una deformación en frío o en caliente (nucleación de nuevos granos).

Como todas las aleaciones monofásicas, estos aceros tienen una estructura sencilla. Sin embargo, aparte de las ferritas al cromo, aparecen a menudo pequeñas partículas de carburos dispersos, dependiendo eso de los contenidos en Cr y C. Estos carburos se disuelven por un calentamiento en la zona de 1000°C y se precipitan más o menos, según la rapidez del enfriamiento siguiente

Con respecto a la resistencia a la corrosión, está claro que estas partículas de segunda fase reducen la resistencia a la corrosión. Además, refiriéndose a las propiedades mecánicas, hay que repetir que un calentamiento a 1100°C provoca una fragilización y que un mantenimiento prolongado en la zona de temperatura 550 - 700°C (precipitación de la fase σ) o cerca de 475°C (transformación orden-desorden y endurecimiento por precipitación), en ambos casos, sobre todo después de una previa deformación en frío, vuelve la aleación excesivamente frágil.

El tratamiento térmico más adecuado consiste en una normalización a 800 - 900°C, por el cual se logran aproximadamente los siguientes valores de las propiedades mecánicas:

$\sigma_{0.2}$	σ_R	δ	ρ (Mesnager)
33 kg/mm ²	58 kg/mm ²	22%	12 kgm/cm ²

Aplicaciones.

Esta categoría de acero es inoxidable a la atmósfera, con la excepción de la atmósfera marina y de algunas atmósferas industriales.

Resisten perfectamente al ácido nítrico (HNO_3) en cualquier concentración y hasta $60-70^\circ\text{C}$; también el ácido fosfórico (H_3PO_4) diluido y frío y a los ácidos orgánicos, como ácido acético (0 a 20% y 70 a 100% hasta 50°C), ácido cítrico (frío) y ácido muriático (frío).

Como este tipo de acero es muy adecuado para deformación en frío como doblado, embutido, ... y además soldable y más barato que los aceros 18/8 (ver más adelante), es comprensible que sus principales áreas de aplicación serán: la industria del nitrógeno en especial y la industria química en general, objetos decorativos y artículos domésticos, sobre todo cubiertos de mesa y utensilios para la cocina.

12.3 Aceros ferríticos refractarios al cromo:

Límites de composición: Cr= 25-30%; C < 0.30%.

Igual como los aceros ferríticos al cromo con 15-18% Cr, estos también son sensibles a una fragilización por mantenimiento en una zona de temperatura entre 550 y 750°C (fase $\sqrt{\alpha}$) ó de 475°C (transformación orden-desorden), pero ahora en mayor medida, debido a la mayor concentración en cromo. \cup

El endurecimiento por precipitación cerca de 475°C y la pérdida de ductilidad que lo acompaña ocurre rápidamente en estas aleaciones. Ya puede presentarse debido a un enfriamiento lento, de modo que hay que pasar el rango cerca de 475°C rápidamente, para evitar el fenómeno descrito de fragilización.

Debido a estas desventajas, y sobre todo a la alta fragilidad intrínseca y excepcional sensibilidad a las entalladuras (excepto si se fundieron en vacío) de estas aleaciones,⁵⁴ explica porqué sus aplicaciones son bastante reducidas.

Según su temperatura de utilización, de respectivamente máximo 900°C o máximo 1150°C , se aplican los aceros ferríticos al cromo 15-18% o 25-30% como acero refractario para cajas de calentamiento, rejillas, recuperadores de calor, elementos de quemadores y de hornos de rejilla, etc...

Estos aceros no sólo son refractarios, sino que también resisten muy bien al efecto corrosivo de gases calientes ricos en SO_2 y SO_3 , lo que no

es el caso para aleaciones al Ni.

La resistencia a la corrosión de los aceros con 25 - 30 % Cr en HNO_3 , ácidos orgánicos, agua marina, etc... es mejor que aquella de los aceros con 15 - 18 % Cr. Sin embargo, esta ventaja no compensa las desventajas mencionadas anteriormente y el mayor precio de la aleación al alto cromo.

Hasta un 0.3 % C, las aleaciones con 25 - 30 % Cr son forjables y laminables. Con porcentajes en carbono llegando hasta 2 - 3%, se utilizan como aleaciones para colada, o sea como acero para colado, rico en cromo, o como fundición rica en cromo, según el contenido en carbono. La distinción entre los dos productos se hace por la presencia del eutéctico ledeburita (ver capítulo 16), aunque no se respeta siempre esta clasificación.

También hay que mencionar los aceros refractarios al Cr - Al que se desarrollaron mucho en los últimos años. Como todas las ferritas al cromo son relativamente frágiles y sensibles a entalladuras y grietas, pero sobrepasan los demás aceros refractarios en cuanto a la resistencia a la oxidación. Por ejemplo, los aceros con 20% Cr y 3 a 5 % de Al se pueden utilizar hasta 1200 - 1250°C, los con 30% Cr y 5% Al hasta 1250 - 1300°C y los con 30 - 35% Cr y 6% Al hasta 1300 - 1350°C.

Estas aleaciones se utilizan cada vez más como resistencia eléctrica de calefacción y sobrepasan la aleación 80 Ni - 20 Cr en cuanto a la resistencia a la oxidación y a la resistencia mecánica en caliente; además, tienen mayor resistencia eléctrica y cuestan menos.

Sin embargo, como todas las ferritas al cromo, presentan la desventaja de una fragilización por calentamiento prolongado a alta temperatura.

12.4 Aceros inoxidables martensíticos al cromo.

Se distinguen cuatro grupos de estos aceros más o menos templeables (endurecibles), según sus contenidos relativos en Cr y en C:

Grupo 1: Cr: 12-14%; C < 0.15%

Se trata de aceros con buena templeabilidad: con un templeado en aceite a partir de 1000°C se obtiene una martensita al cromo y de bajo carbono con una resistencia a la tensión $\sigma_R = 140 \text{ kg/mm}^2$, un límite elástico de cerca de

120 kg/mm² y una deformación a la ruptura de 8 a 9%.

Debido al fenómeno conocido del endurecimiento secundario (ver capítulo 8.5), el cual ocurre en las aleaciones de alto cromo, en un revenido en el rango de temperaturas de 450 - 500°C, las propiedades de resistencia mecánica de la aleación casi no disminuyen por un revenido a unos 500°C, mientras que la ductilidad se mejora ligeramente.

Según la temperatura de austenitización (800 - 900°C), el tiempo de calentamiento (1-3 h), el porcentaje en C y la velocidad de enfriamiento, estos aceros presentan resistencias a la tracción de 50 a 70 kg/mm² en estado recocido.

Aplicaciones:

Estos aceros se utilizan principalmente para elementos de máquina en los cuales se requieren, además de buenas propiedades mecánicas, una buena resistencia a la corrosión, como condición primordial. Las principales aplicaciones son sin duda: álabes de turbinas y además: válvulas y asientos de válvula de motores de explosión, elementos de bombas, ganchos para carnicería, etc...

Grupo II: Cr: 13 - 15%; C = 0.20 - 0.40 %

Al mayor porcentaje en carbono, comparado con el grupo I, corresponde una dureza martensítica mucho mayor: con un C = 0.35% se logra una estructura de martensita homogénea con una dureza de $R_c = 50$ a 55. Estos aceros, sobre todo con C = 0.30 a 0.40%, se utilizan mucho para la fabricación de cuchillos de mesa y de carnicería, mientras que los de menos carbono se utilizan todavía para construcciones mecánicas.

En realidad, el grupo II representa una transición entre los aceros inoxidable de construcción (grupo I) y los aceros inoxidable de herramientas (grupo III).

Grupo III: Cr: 14 - 16%; C = 0.6 - 1%

Este es el grupo de los aceros inoxidable duros para herramientas. La dureza martensítica que se puede lograr depende del porcentaje en carbono,

lo que significa que no se aumenta el porcentaje en Cr para lograr mayor dureza (comparando el % Cr de los grupos I, II y III), sino para compensar la pérdida de resistencia a la corrosión, debido a la disminución del porcentaje de cromo disuelto, ya que una parte se utilizó para la formación de los carburos de cromo. Sin embargo, esta compensación sólo puede ser parcial, ya que la formación de una segunda fase (aquí el carburo), provoca siempre una disminución de la resistencia a la corrosión.

Como se observa en la figura 90, estas variedades de acero se templarán desde 1050°C aproximadamente. A esta temperatura, la aleación existe en condiciones de equilibrio como austenita (γ) con carburos todavía no disueltos (C_m , ver también figura 71). Como el punto representativo de esta aleación a $1050-1100^{\circ}\text{C}$ se encuentra a la derecha del punto E, aparecen carburos ledeburíticos, o sea carburos que se formaron durante la solidificación.

En esta categoría de aceros es posible lograr durezas martensíticas de $R_c = 55$ a 60 , mientras que se logra $R_c = 50-55$ para el grupo II y $R_c = 60-66$ para acero al carbono no aleado. Eso explica porqué el poder cortante de aceros y herramientas inoxidables siempre es inferior al poder cortante de acero al carbono no aleado.

Los aceros del grupo III se usan mucho para cuchillos e instrumentos quirúrgicos. En comparación con los aceros del grupo II, los del grupo III tienen la ventaja de mayor dureza, mayor poder cortante y mayor resistencia al desgaste, pero la desventaja de mayor fragilidad.

Grupo IV. Cr: 15 - 20%; Ni: 2 - 4%; C = 0.1%

Estos aceros tienen las buenas propiedades mecánicas de los aceros inoxidables de construcción (grupo I) y simultáneamente una resistencia a la corrosión sensiblemente mejorada. Debido a la presencia de un mínimo de 2% de elemento muy gamageno Ni, pueden ser totalmente austenitizadas, a pesar del bajo contenido en carbono y del alto contenido en cromo. Un templado desde $950-1000^{\circ}\text{C}$ en aceite les proporciona los siguientes valores de propiedades mecánicas:

$$\bar{\sigma}_{0.2} = 100 \text{ kg/mm}^2; \quad \bar{\sigma}_R = 120 \text{ kg/mm}^2; \quad \delta = 11\%$$

Además, estos aceros son resistentes a un revenido hasta 500°C : conservan sus valores de resistencia mecánica, mientras que su ductilidad aumenta ligeramente.

Se trata de aceros inoxidable típicos de construcción que se aplican sobre todo debido a su resistencia a la corrosión en atmósfera marina y en contacto con agua y agua marina.

Capítulo 13: Aceros austeníticos inoxidables y refractarios.

Poco antes de la primera guerra mundial de 1914-18, se produjo el primer tipo de acero inoxidable austenítico con la composición siguiente: Cr = 20%; Ni = 7% y C = 0.35%. Durante los primeros años de su desarrollo, se redujo su composición a: Cr = 18%; Ni = 8% y C = 0.15%. Hasta ahora, pero con porcentaje reducido en carbono, esta aleación sigue siendo la más importante y a menudo se denominan los aceros austeníticos inoxidables aceros 18|8.

La evolución de estos aceros de importancia excepcional fué muy rápida, tanto en producción como en aplicación (de menos de 100,000 ton. en 1930 a cerca de 2×10^6 toneladas en 1960), como en ampliación de las variedades, ya que ahora extienden sus rangos de composición de 14 a 30% Cr y de 8 a 35% Ni, incluyendo además una serie de elementos aleaciones como: Mo, Ti, Nb, Cu, Si, Mn, etc . . .

Una clasificación simplificada de estos aceros todavía contiene de 4 a 6 grupos (ver más adelante).

13.1 Estructura de los aceros inoxidables austeníticos.

La figura 91 muestra claramente la influencia de adiciones cada vez mayores de Ni a un acero con 18% Cr en función del contenido en carbono. Una adición del elemento níquel, el cual es muy gamageno, o sea, estabilizador de la austenita, provoca la transición de un acero ferrítico al Cr a un acero austenítico al Cr-Ni.

Es posible conservar la fase homogénea austenítica en estado meta estable a temperatura ambiente por un enfriamiento rápido desde 1000-1100°C (templado en agua o enfriamiento al aire para lámina muy delgada). Esto se observa además en el diagrama estructural a 20°C (fig. 93) de acero al Cr-Ni con 0.1%C y templados desde 1100°C. En este diagrama se nota que los aceros austeníticos 18|8 son metaestables a temperatura ambiente. La difusión está casi totalmente congelada a esta temperatura.

Sin embargo, durante un calentamiento entre 500 y 800°C se precipitan fácilmente carburos de cromo (Cr_2C en la figura 93) y eventualmente también ferritas al cromo (α_{Cr} en la figura). Las consecuencias de este fenómeno no se discutirán más adelante.

La estructura metalográfica de los aceros 18|8 está caracterizada por la apariencia de muchas maclas y por los límites de grano de forma poliédrica. Un ataque químico revela más o menos claramente los límites de grano, según la velocidad de enfriamiento y el porcentaje en carbono. Un límite de grano muy desarrollado indica un principio de precipitación en estas superficies, lo que hace el acero muy sensible a una corrosión intercrisralina (ver más adelante). En un acero 18|8 con un 0.05% C y templado desde 1100°C en agua no es sensible a corrosión intercrisralina. Es entonces bastante difícil hacer aparecer los límites de grano, porque no se atacan preferencialmente.

Sin embargo, el mismo acero todavía no es estable (a pesar del bajo contenido en carbono), y un calentamiento a 550 - 750°C provoca una precipitación de carburos.

13.2 Estructura de los aceros inoxidables austeníticos-ferríticos 18|8.

Para aumentar la resistencia a la corrosión intercrisralina, se desea a veces interrumpir la matriz homogénea de austenita con pequeñas "islas" de ferrita, con el propósito de interrumpir los límites de grano de la austenita y así evitar o dificultar el progreso de una corrosión intercrisralina. Esta ferrita precipitada es una fase α , pero a menudo se habla de ferrita δ , lo que está justificado por el hecho que esta fase se obtiene por la extensión de la fase δ , como se puede apreciar en la figura 91 con 4% Ni.

La obtención de una ferrita se logra por la adición de una mayor proporción de elementos alfaógenos, como : Cr, Mo, Si, Ti, Nb, ... con respecto a la cantidad de los elementos gammaógenos: C, N, Ni, Mn, ... Se utiliza generalmente el elemento Mo, porque éste aumenta además la resistencia a la corrosión.

13.3 Transformaciones en la austenita metaestable.

Como ya se discutió en 13.1, la mayoría de los aceros austeníticos tipo 18|8 es metaestable a temperatura ambiente. La austenita homogénea que se obtuvo por el templado desde 1100°C es metaestable para temperaturas inferiores a 800°C. En condiciones favorables, evolucionará hacia el equilibrio $\gamma + \alpha + \text{Cm}$, eventualmente según la reacción $\gamma \rightarrow \alpha + \sigma$.

13.3.1 Formación de martensita.

La deformación en frío a temperatura ambiente endurece el acero inoxidable y lo hace ligeramente magnético: una parte de la austenita se transforma en martensita. El endurecimiento logrado y la cantidad de martensita formada son función del grado de estabilidad de la fase austenítica y entonces de su composición.

Una formación de martensita reduce la resistencia a la corrosión del acero austenítico.

13.3.2 Precipitación de carburo.

Cuando el porcentaje en C del acero 18|8 sobrepasa el límite de solubilidad (0.02 a 0.03%, según la temperatura y la composición), una precipitación de carburos puede ocurrir en el intervalo de temperatura de 550 a 750°C. Esta precipitación ocurre principalmente en los límites de grano ya que la superficie ya existente reduce la energía de superficie necesaria para la creación de una nueva fase (ver teoría de la nucleación en los cursos de Ciencia de Materiales o Metalurgia Física). Sin embargo, cuando el acero experimentó una deformación en frío previa, la precipitación de los carburos también puede ocurrir en los planos $\{111\}$, o sea los planos de mayor deslizamiento en la estructura cúbica a caras centradas de la austenita.

La temperatura mínima que permite alguna precipitación es de unos 550°C, ya que a menor temperatura la difusión aún del pequeño átomo de carbono, está prácticamente congelada. Entre 750 y 800°C, la solubilidad del carbono au-

menta rápidamente y a partir de 800°C eventuales carburos precipitados ya pueden disolver otra vez, aunque muy lentamente debido a la difusión lenta de los átomos de Cr a esta temperatura.

Como consecuencia de la precipitación de los carburos de cromo, siempre se producen heterogeneidades importantes y peligrosas, como veremos en lo que sigue. La heterogeneidad se debe en realidad a la diferencia en velocidad de difusión entre el pequeño átomo de carbono que difunde rápidamente y el átomo grande de cromo que difunde lentamente. Una heterogeneidad máxima se presenta cuando la precipitación ocurre en el intervalo de temperatura $650-700^{\circ}\text{C}$.

Para estudiar el fenómeno de la precipitación de carburos y la heterogeneidad consecuente, nos apoyaremos en un ejemplo concreto con la ayuda de la figura esquemática 92.

Consideremos un acero clásico tipo 18|8 con 0.1% C, templado en agua desde 1100°C y calentemos ahora este acero (revenido) a una temperatura T_x durante un tiempo t_x , suponiendo que T_x y t_x son valores críticos de los factores temperatura y tiempo, o sea, una combinación de temperatura y tiempo para la cual la precipitación de carburos provoca una máxima heterogeneidad.

En el caso del acero mencionado, podría ser $T_x = 700^{\circ}\text{C}$ y $t_x = 1$ minuto.

A la temperatura de 700°C , el pequeño átomo de carbono ya difunde muy rápidamente y fluye desde toda la masa del acero hacia la partícula de carburo que se está formando (ver leyes de difusión). Sin embargo, a la misma temperatura, la difusión de los átomos del cromo todavía es lenta y sólo ocurre sobre distancias cortas. Esto significa que los átomos de cromo de las partículas de carburo provienen de su cercanía inmediata, de modo que se forma una zona pobre en cromo alrededor de cada carburo, como observamos en el gradiente de concentración del cromo muy pronunciado en la figura 92. Desde luego, un calentamiento prolongado a $T_x = 700^{\circ}\text{C}$ reduciría el gradiente de concentración. Sin embargo, si después de un tiempo $t_x = 1$ min. se enfría (congela) la situación existente, se conserva una heterogeneidad muy crítica.

Entonces, podemos decir que la heterogeneidad, creada por la precipitación de los carburos es función de la composición del acero y de los factores temperatura y tiempo: a baja temperatura corresponde un mayor tiempo y viceversa. Sin embargo, no todas las temperaturas son igualmente críticas para la heterogeneidad eventual: la zona más crítica para la mayor heterogeneidad es de $650-700^{\circ}\text{C}$, quizás hasta 750°C , pero entonces para un tiempo tan corto como de unos segundos.

Desde luego, será posible eliminar la heterogeneidad por un recocido de regeneración (o de homogeneización) a temperatura superior a 850°C , pero de preferencia en el rango $1000-1100^{\circ}\text{C}$. Un templeado consecutivo congelará la nueva austenita homogénea.

13.3.3 Aceros inoxidables 18|8 estabilizados con Ti ó Nb.

Para evitar una matriz heterogénea, consecuencia de una precipitación de carburos de cromo, es necesario evitar precisamente esta precipitación, lo que puede ser logrado de dos maneras:

1o. reduciendo el porcentaje en carbono a un valor inferior al límite de solubilidad del carbono en la austenita, o sea debajo de 0.02 a 0.03% . Hasta hace unos años, esto no se pudo realizar debido al alto contenido en carbono de las aleaciones hierro-cromo. Ahora se dispone de cromo casi libre de carbono y es posible, pero caro, producir acero tipo 18|8 de muy bajo carbono (ej. 304 ELC, extra low carbon, $\text{C} < 0.03\%$).

2o. añadiendo uno de los elementos muy carburosos Ti (titanio o Nb (niobio, también llamado Cb = columbio) en una relación suficiente para fijar el carbono en forma de TiC o de NbC : $\text{Ti}|\text{C} \approx 4$ y $\text{Nb}|\text{C} \approx 8$ en peso. Esto permite calcular la cantidad necesaria en cada caso, pero un exceso siempre es necesario debido a los coeficientes de distribución de los elementos Ti y Nb y sobre todo debido a la formación simultánea de los nitruros TiN o NbN .

En la práctica se añade:

$\% \text{Ti} \Rightarrow 6 (\% \text{C} - 0.02\%) \cdot 6$

$\% \text{Nb} \Rightarrow 10 (\% \text{C} - 0.02\%)$

Si las condiciones de temperatura y de tiempo son favorables para la precipitación de carburos, no se formarán carburos de cromo, sino carburos de Ti o de Nb en los límites de grano. Este fenómeno no provoca ninguna zona pobre en cromo alrededor de los granos de austenita y entonces no representa ningún riesgo de corrosión intercrystalina (intergranular). Sin embargo, se produce una heterogeneidad nueva, aunque diferente, lo que siempre reduce la resistencia a la corrosión.

Además es preciso mencionar que en el caso de una deformación en frío previa, la precipitación eventual de carburos de cromo se distribuye entre las zonas de límites de grano y los planos octaédricos $\{111\}$ de los granos de austenita. Esta multiplicación de las zonas de precipitación lleva desde luego a una reducción de las diferencias en concentración de cromo en la matriz. Además, la sensibilidad del acero a la corrosión intercrystalina disminuye, pero el método no es suficientemente eficaz para tener interés práctico, sobre todo porque en muchas aplicaciones no se desea ninguna deformación en frío del acero.

13.3.4 Formación de la fase σ .

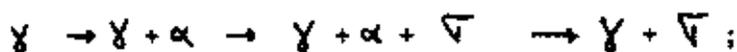
La fase σ no sólo puede formarse en los aceros al cromo, sino también en los austeníticos y en los austeníticos-ferríticos a base de Cr-Ni. Como se observa en las figuras 94 y 95, las cuales representan los equilibrios isotérmicos del sistema Fe-Cr-Ni a 650°C y 800°C , respectivamente, las zonas de estabilidad de la fase σ son muy amplias. La formación de la fase σ puede ocurrir según uno de los siguientes tres mecanismos:

1o. en aceros claramente austeníticos, según:

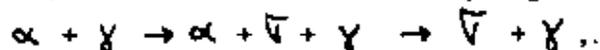


por una precipitación directa en los planos octaédricos de la red austenítica;

2o. en aceros austeníticos que se encuentran en la zona límite $\gamma + \alpha$, según:



3o. en aceros ferríticos-austeníticos, según:



o sea a través de una disociación final de la fase α en γ y en σ .

La formación de la fase σ , la cual se precipita principalmente en el intervalo de temperatura 600 a 900°C, ocurre muy lentamente y requiere tiempos de cientos a miles de horas. El primer mecanismo de los mencionados es el más rápido, el último es el más lento.

La reacción de precipitación es del tipo: nucleación y crecimiento y los elementos alfaenos tienen un efecto catalítico, sobre todo Mo, Si y Ti. Las consecuencias de la precipitación de la fase σ son, además de una reducción de la resistencia a la corrosión, una reducción sensible de las propiedades de ductilidad y tenacidad y finalmente, una fragilización general de la aleación.

13.4 Formas diferentes de la corrosión de los aceros 18/8.

Podemos distinguir entre cuatro formas diferentes de ataque (corrosión) de los aceros inoxidable austeníticos.

13.4.1 Corrosión general.

Un ataque general de tipo químico o electroquímico indica que la aleación no es totalmente resistente o no resistente en absoluto al medio corrosivo. En la práctica general, una disolución general y rápida, acompañado de un desprendimiento de hidrógeno nunca ocurre, ya que no se utilizará el acero en contacto con líquidos corrosivos contra los cuales el acero no tiene ninguna resistencia.

Sin embargo, todos los estadios intermedios, entre pasividad total y ataque rápido, pueden ocurrir, como p. ej. una lenta disolución química del material. Pero en la gran mayoría de los casos de una corrosión general de la superficie expuesta de un acero inoxidable 18/8, la corrosión es de tipo electroquímico, o sea básicamente por celda galvánica debido a heterogeneidades como inclusiones, segunda fase precipitada, deformación en frío local, etc... o debido a una alreacción diferencial (celda de Evans).

Entonces, tal corrosión electroquímica tiene que ser considerada más como una corrosión local generalizada que como una corrosión homogénea.

13.4.2 Corrosión por picaduras.

Una corrosión local de tipo electroquímico puede ser parada por un fenómeno de pasivación o puede ser activada, p. ej. por aireación diferencial. En el primer caso, el daño es mínimo; si el centro de ataque se mueve continuamente, se trata de una corrosión local generalizada, como se describió en 13.4.1.

Sin embargo, si en el caso de una corrosión local no ocurre ninguna pasivación rápida del centro de ataque, la corrosión local continúa, lo que lleva finalmente a la formación de un hueco o agujero (una picadura), de allí la denominación "corrosión por picaduras".

Uno de los posibles mecanismos de la corrosión por picaduras puede ser el siguiente: alguna inclusión noble (= menos activa, con menos tendencia a la disolución) en un medio conductor produce una pequeña celda galvánica con el metal de base, menos noble, en contacto eléctrico con esta inclusión. El metal menos noble actúa como ánodo y se disuelve preferentemente. De esta manera es posible que la inclusión sea excavada y eliminada con el líquido en movimiento. Una vez llegado a este estadio, la superficie del metal en el lugar atacado puede ser pasivada y se termina entonces la corrosión. El daño se limita a un pequeño agujero poco profundo.

Esto sería la corrosión por picaduras normal. Ahora, aún un agujero muy poco profundo, sobre todo si se encuentra relleno de un líquido estancado, tiene menos aireación (O_2 disuelto) que la superficie elevada alrededor del agujero. De allí que la concentración en oxígeno es inferior en la profundidad del agujero que en la superficie general, lo que produce una celda galvánica de aireación diferencial (celda de Evans).

Si la fuerza electromotriz de la celda formada de esa manera es insuficiente para vencer la polarización y si además el metal no presenta ningún ataque químico en el medio corrosivo, la superficie metálica del agujero queda pasiva o se pasiva.

Se trata entonces de la corrosión normal por picaduras como ocurre a menudo sobre un acero normal de tipo 18/8, pero en las mismas condiciones

no sobre un 18/10 - Mo - Mn, que es una variedad de acero resistente a las picaduras.

Ahora bien, si la fuerza electromotriz de la celda de Evans sí es suficiente para provocar la disolución anódica del metal en el fondo de la picadura, entonces existe la posibilidad de que el avance de la picadura no disminuya y que finalmente se llegue a la perforación del material, sobre todo cuando se toma en consideración que la diferencia en aireación, y entonces también la fuerza electromotriz, aumenta con mayor profundidad.

Este último fenómeno se denomina "corrosión perforante por picaduras".

La corrosión por picadura ocurre principalmente en presencia de iones de cloro; una solución de 10% NaCl + 5% FeCl₃ es una solución típica para el ensayo de la sensibilidad de un acero determinado a la corrosión por picaduras.

13.4.3 Corrosión Inter cristalina.

La heterogeneidad creada por la precipitación de los carburos de cromo (ver 13.3.2) sensibiliza el acero para la corrosión inter cristalina, también llamada corrosión intergranular o de límites de grano.

En los límites de grano de los aceros sensibilizados, ya no se trata de una composición normal 18Cr - 8Ni; sino de una matriz con porcentajes en Cr inferiores a 18% y localmente aún inferiores a 10-12%. Un ataque selectivo ocurre en estas zonas de bajo contenido en cromo en soluciones en las cuales el acero 18/8 normal resistiría completamente. Tomando en cuenta que las zonas bajas en cromo forman de hecho una envoltura continua o casi continua de cada grano, es fácil imaginarse que una pérdida de peso de 0.1 a 0.5% ya puede ser suficiente para desagregar totalmente un acero. A veces es posible transformar en polvo por pura fricción con los dedos una lámina de acero presentando un ataque inter cristalino, aunque a simple vista la pieza parezca intacta o sólo ligeramente dañada. Una muy buena solución química de ensayo para averiguar la sensibilidad de algún material a la corrosión inter cristalina es el reactivo de Strauss: 10% H₂SO₄ + 10% CuSO₄ a la temperatura de ebullición o el reactivo de Huey: ácido nítrico hirviendo, o sea: un oxidante fuerte causa una corrosión inter cristalina.

La corrosión intercrystalina de los aceros tipo 18/8 es un fenómeno muy peligroso: una heterogeneidad mínima, como aquella de los límites de grano, puede llevar a la destrucción total en poco tiempo de recipientes o de equipo muy valioso en contacto con un medio corrosivo en el cual el acero no sensibilizado no presentaría ninguna corrosión. La disolución de los límites de grano es difícil de medir, ya que es muy poco el material que se disuelve (menos de 1%), de modo que la ruptura del material por motivos mecánicos ocurre sin previo aviso. Se conocen casos de corrosión intercrystalina por cerveza.

Afortunadamente, existen varios remedios contra la corrosión intercrystalina, mejor dicho contra la pérdida preferencial de cromo en los límites de grano:

- la regeneración por un recocido a 1000 - 1100°C seguido por un templeado (pero la pieza no permite siempre tal tratamiento),
- la adición de elementos muy carburizantes como Ti y Nb (ver 13.3.3),
- bajar mucho el contenido en C ($C < 0.03\%$)

13.4.4 Corrosión bajo tensión (inglés: stress corrosion cracking: SCC).

El agrietamiento por corrosión bajo tensión (ACBT) de los aceros tipo 18/8 es totalmente análogo al fenómeno de ACBT de acero normal y de otras aleaciones. Para que ocurra un agrietamiento por corrosión bajo tensión se requieren dos condiciones necesarias y suficientes: un medio corrosivo (desde luego) y un estado de esfuerzos mecánicos, los cuales pueden ser debido a esfuerzos externos o internos (o sea: residuales).

En principio, la corrosión bajo tensión es de tipo transcristalino, eso es a través de los cristales, mientras que en el caso de la intercrystalina, el ataque ocurre entre los granos o cristales. Sin embargo, si se trata de un acero tipo 18/8 sensible a la corrosión intercrystalina en ausencia de esfuerzos mecánicos, es muy probable que cuando ocurre una corrosión bajo tensión, la cual tendría normalmente que ser de tipo transcristalino, pasará ahora pronto de un tipo a otro, o sea, tendrá parcialmente característica transintercrystalina.

En el aspecto metalográfico de una corrosión bajo tensión, es típico observar los bríncos agudos de la grieta de un plano cristalino a otra y a menudo muchas ramificaciones de la grieta.

La corrosión bajo tensión es otro tipo de corrosión local muy peligrosa. Es un error común pensar que el acero inoxidable tipo 18|8 es el material ideal para aplicación en condiciones de corrosión. Este acero es muy sensible a la corrosión localizada como por picaduras, inter y transcristalina y es muy difícil evitarlo en algunos medios, como los que contienen cloruros (p. ej. agua marina).

13.5 Soldabilidad de los aceros tipo 18|8.

Si se entendiera por el concepto de "soldabilidad" solamente el grado de facilidad de producción de una unión por medio de la soldadura, todos los aceros del tipo 18|8 serían muy bien soldables.

Sin embargo, el concepto "soldabilidad" se refiere en primer lugar a las propiedades, tanto mecánicas como químicas y electroquímicas, entonces también a la resistencia a la corrosión, las cuales no pueden variar tanto, debido al proceso de soldadura, que el acero soldado se vuelva inutilizable.

Por el proceso de soldadura de p. ej. 2 láminas de acero 18|8 con 0.1% C en estado templado (o sea totalmente seguro con respecto a la corrosión intercristalina, ya que el carbono quedó disuelto), el material se calienta hasta temperaturas que disminuyen desde el punto de fusión en la zona límite entre soldadura y lámina hasta algo superior a la temperatura ambiente a cierta distancia de la soldadura. Es inevitable que en algún lugar determinado las láminas se calientan durante un tiempo corto en la zona de temperaturas críticas de unos 700-750°C para esos tiempos cortos. En este intervalo de tiempo ocurrirá una precipitación de carburos de cromo, provocando una heterogeneidad peligrosa. Un ataque metalográfico muestra claramente la zona de carburos precipitados en la cual ocurre fácilmente una corrosión intercristalina.

Los aceros tipo 18|8 se usan mucho en la industria química y de alimento para tubería y toda clase de recipientes, los cuales tienen que ser cons--

truidos con técnicas de soldadura. Es prácticamente imposible efectuar una regeneración como descrito en 13.4.3, porque no se dispone de los hornos necesarios (muy grandes) y además porque sería inimaginable calentar recipientes grandes o aparatos hasta 1000-1100°C y templarlos en agua. Sólo la deformación de estos aparatos ya los haría a menudo inutilizables.

Por eso podemos decir que un acero normal 18|8 no es "soldable", porque no puede ser utilizado para construcciones soldadas.

Para esos casos, habrá que elegir las variedades llamadas "soldables" de esos aceros: los aceros 18|8 aleados al Nb o Ti y los de muy bajo contenido en carbono ($C < 0.03\%$).

13.6 Propiedades mecánicas de los aceros 18|8.

13.6.1 Propiedades físicas.

Conductividad térmica (a 100°C): 0.03-0.04 cal/cm³seg°C

Resistividad eléctrica (a 25°C): 70 μΩcm, mientras que para acero de bajo carbono $\rho = 10$ a 15 μΩcm

Expansión térmica lineal (0-100°C): $\pm 16 \times 10^{-6} [^{\circ}\text{C}]^{-1}$, contra $12 \times 10^{-6} [^{\circ}\text{C}]^{-1}$ para acero de bajo carbono

Permeabilidad magnética (aceros austeníticos 18|8):

$\mu_{\text{máx.}} = 1.004$ contra cerca de 5000 para acero de bajo carbono

Resumiendo: los aceros tipo 18|8 son amagnéticos (mejor dicho "paramagnéticos"), tienen mala conducción eléctrica y térmica y un coeficiente de expansión térmica que sobrepasa con 30% aquél del acero normal.

13.6.2 Propiedades mecánicas.

Módulo elástico: 20,000 kg/mm², o sea ligeramente inferior al módulo del hierro, debido al alto porcentaje en elementos de aleación

Límite elástico: la parte lineal y recta del diagrama esfuerzo-deformación ($\sigma - \epsilon$) es corta y no se puede hablar de un verdadero límite elástico; se usa el límite convencional $\sigma_{0.2} = 20 - 30$ kg/mm²

Resistencia a la ruptura: $\bar{\sigma}_R = 55-65 \text{ kg/mm}^2$

Deformación a la ruptura: $\delta = 40-60\%$

Los datos mencionados de propiedades dependientes de la estructura ($\bar{\sigma}_{0.2}$, $\bar{\sigma}_R$ y δ) valen para contenidos en carbono entre 0.05 y 0.10%. Para contenidos en carbono inferiores hay valores inferiores de resistencia mecánica (p.ej. para C = 0.02%: $\bar{\sigma}_{0.2} = 18 \text{ kg/mm}^2$ y $\bar{\sigma}_R = 60 \text{ kg}$), mientras que para mayor contenido en carbono habrá mayor resistencia mecánica (p. ej. para C = 0.20%: $\bar{\sigma}_{0.2} = 34 \text{ kg/mm}^2$ y $\bar{\sigma}_R = 76 \text{ kg/mm}^2$).

Los aceros tipo 18|8 presentan una deformabilidad plástica excepcional, debido a su estructura cristalina cúbica a caras centradas. La proporción $\bar{\sigma}_R / \bar{\sigma}_{0.2}$ es una buena medida para la deformabilidad plástica y se encuentra entre 2 y 3.

También las propiedades de tenacidad y ductilidad son excepcionalmente buenas.

En contraste con los tipos de aceros normales y con las demás aleaciones, los aceros 18|8 conservan todavía sus buenas propiedades de ductilidad y tenacidad a muy baja temperatura: p. ej. a -215°C : $\bar{\sigma}_R = 190 \text{ kg/mm}^2$ y $\delta = 25\%$, o sea una resistencia a la fractura de tres veces el valor a T.A. y una elongación de la mitad del valor a temperatura ambiente.

13.6.3 Endurecimiento por deformación en frío.

La deformación en frío provoca un importante aumento en la dureza de los aceros 18|8, sobre todo cuando la austenita es muy metaestable, o sea para composiciones en el rango límite entre las zonas γ y $\gamma + \alpha$. Para tales aceros, no sólo ocurre el endurecimiento normal por deformación en frío, sino que además se presenta el endurecimiento por la formación de martensita, según $\gamma \rightarrow \gamma + \text{martensita}$. La permeabilidad magnética sube entonces de $\mu = 1.004$ a $\mu =$ cerca de 40 para $H = 200$ Oersted.

El ejemplo concreto siguiente ilustra las propiedades mecánicas alcanzables de esta manera:

estado suave (γ 100%, templado) $\bar{\sigma}_{0.2} = 26 \text{ Kg/mm}^2$; $\bar{\sigma}_R = 61 \text{ Kg/mm}^2$
 fuerte deformación en frío $\bar{\sigma}_{0.2} = 152 \text{ Kg/mm}^2$; $\bar{\sigma}_R = 180 \text{ Kg/mm}^2$

En general, es posible lograr $\bar{\sigma}_R = 150-200 \text{ kg/mm}^2$ con un límite elástico convencional $\bar{\sigma}_{0.2} = 0.85$ a $0.90 \bar{\sigma}_R$.

Aunque la reducción en las propiedades de ductilidad y tenacidad es importante, esas propiedades todavía siguen siendo suficientes y no hay que temer una fractura frágil.

Es entonces lógico que la deformación en frío de los aceros 18|8 se utiliza mucho en construcciones en las cuales las propiedades de resistencia mecánica son más importantes que la resistencia a la corrosión, o sea en las aplicaciones en las cuales una resistencia a la corrosión atmosférica es suficiente, como p. ej: lámina para carros de ferrocarril y edificios (EE.UU.).

13.6.4 Endurecimiento por precipitación.

Algún endurecimiento ya se obtiene por un recocido cerca de 700°C debido a la precipitación de los carburos. Desde luego, el efecto endurecedor aumentará con el porcentaje en carbono, pero nunca es muy importante: para contenidos en carbono entre 0.2 y 0.4% se obtienen así valores de $\bar{\sigma}_{0.2} = 35-50 \text{ kg/mm}^2$ y $\bar{\sigma}_R = 70-80 \text{ kg/mm}^2$.

Por una adición de boro al mismo tipo de acero y un recocido a $700-750^\circ\text{C}$, la precipitación de carburos y boruros aumentará $\bar{\sigma}_R$ a $80-100 \text{ kg/mm}^2$.

Sin embargo, estos fenómenos de endurecimiento se deben a la aparición de una segunda fase y se clasifican entonces: en la categoría de endurecimiento por segunda fase y no por precipitación.

En los últimos años se desarrollaron varios tipos de acero 18|8 endurecibles por dispersión, parcialmente para satisfacer la demanda en la tecnología de la aeronáutica (cohetes, aviones supersónicos). En estas variedades de aceros se exige, además de una adaptación exacta de los porcentajes en Cr y Ni, la adición de uno o varios elementos como: Al, Be, Cu, Mo, P, Ti. Aquí unos ejemplos:

1o. Cr= 21%; Ni= 12%; C=0.5%; P= 0.5%

2o. Cr= 17%; Ni= 7%; C=0.07%; Al= 1.2%.

Sobre todo en este segundo tipo de acero es posible obtener valores excepcionales de resistencia mecánica por pura precipitación, o sea sin ninguna deformación en frío. Se trata de un acero inoxidable austenítico-ferrítico con 5 a 20% de ferrita.

El tratamiento para lograr la precipitación se lleva a cabo de la siguiente manera:

1o. sensibilización: 10 minutos a 950°C

2o. enfriamiento a -70°C, conservándolo 8 horas a esa temperatura

3o. envejecimiento (durante el cual ocurre la precipitación) a 510°C

Este tratamiento térmico complejo nos proporciona los datos siguientes de propiedades mecánicas:

$\sigma_{0.2} = 150 \text{ kg/mm}^2$; $\sigma_R = 160 \text{ kg/mm}^2$; $A = 7\%$

13.7 Clasificación de los aceros 18|8.

A partir del acero inoxidable clásico 18|8 se desarrolló una serie entera de aceros austeníticos inoxidables, con composiciones variando entre los límites siguientes:

Cr: 17 - 20% ; Ni: 7 - 14% ; C: 0.03 - 0.20%, en algunos casos estabilizados con Ti o con Nb. De manera paralela a esto y sobre todo en relación con el aumento en la resistencia a la corrosión por la adición de Mo se desarrollaron los aceros austeníticos o austenítico-ferríticos 18|8-Mo para la industria química y además la variedad de muy alta aleación 20|25-Mo-Cu.

Además existe, como variedad especial, la composición 12|12 que se usa principalmente para estampado profundo, debido a su deformabilidad plástica excepcionalmente buena.

Podemos clasificar los aceros 18|8 de la manera siguiente:

Grupo I: aceros 18|8, con las composiciones derivadas 18|9, 18|10 y 18|12.

Subgrupo Ia: bajo contenido en carbono: C < 0.08%

Normas:	EE.UU. (AISI)	: 304	(C < 0.08%)
	Francia	: Z5 CN 18-08	(C < 0.05%)
	Alemania	: 4301-X5 Cr Ni 18-9	(C < 0.07%)
	Suecia (SIS)	: 2332	(C < 0.10%)

Subgrupo Ib: contenido en carbono medio hasta alto (C=0.08 a 0.20%)

Normas:	EE.UU. (AISI)	: 302	(C=0.08-0.20%)
	Francia	: Z8 CN 18-08	(C < 0.12%)
	Alemania	: 4300-X12 Cr Ni 18-08	(C=0.08-0.20%)
	Suecia (SIS)	: 2330 y 2331	(C < 0.15%)

Subgrupo Ic: aceros 18|8 estabilizados con Ti o con Nb (C generalmente < 0.10%)

Normas:	EE.UU. (AISI)	: 321 (Ti) y 347 (Nb)
	Francia	: Z8 CNT 18-08 (Ti)
	Alemania	: 4541 X10 Cr Ni Ti 18-9
		4550 X10 Cr Ni Nb 18-9
	Suecia	: 2334, 2335, 2340

Nota: El subgrupo Ic y los aceros 18|8 de muy bajo carbono (C < 0.03%) representan el grupo de los aceros 18|8 soldables.

Grupo II: aceros 18|8 - Mo, con límites de composición entre los siguientes valores:

- Cr: 18-20% ; Ni: 18-14%
- Mo: 2-3% ; evt. + Cu, + Si
- C: 0.10%

a veces no estabilizado, a veces estabilizado con Ti o Nb y entonces "soldable".

Normas:	EE.UU. (AISI)	: 316	(C < 0.30%)
		317 (Mo:3-4%)	(C < 0.10%)
	Francia	: Z8 CNDT 18-08 (Ti)	(C < 0.08%)

Alemania	: 4401 - 5 Cr Ni Mo 18-10 (C < 0.07%)
	4571 - X10 Cr Ni Mo Ti 18-10 (C < 0.10%)
	4580 - X10 Cr Ni Mo Nb 18-10 (C < 0.10%)
Suecia (SIS)	: 2342 (C < 0.10%)

Grupo III: composiciones especiales con resistencia extrema a la corrosión, para aplicación en la industria química

Límites de composición: Cr: 20-25% ; Ni: 25-30% ;
Mo: 4-5% ; Cu: 1.5-4% ;
C < 0.10%

Ejemplo: Cr = 20% ; Ni = 25% ; Mo = 4.5% ; Cu = 1.5% ; C = 0.02% . .

Grupo IV: composición especial para embutido profundo: 12|12; a veces se utiliza también 18|12 (p. ej: equipo de cocina, cucharas y tenedores)

Normas americanas (AISI)

Debido al uso muy general de esas normas y sobre todo debido a las múltiples referencias en la literatura técnica por medio de un número normado para indicar algún tipo de acero inoxidable, se añade la tabla 32 con las normas AISI para aceros austeníticos inoxidables.

13.8 Resistencia a la corrosión de aceros 18|8.

El estudio de la resistencia a la corrosión de los aceros 18|8 es muy extenso debido al sinnúmero de tipos diferentes de medios de corrosión y a los amplios límites de composición de los diferentes aceros. Aquí se tratará sólo muy brevemente el asunto.

Consideremos los siguientes casos: resistencia a la corrosión atmosférica, resistencia a la corrosión por agua marina y resistencia a la corrosión en contacto con algunos de los principales ácidos minerales y orgánicos.

13.8.1 Resistencia a la corrosión atmosférica.

Aparte de los metales nobles, los aceros 18|8 son las únicas aleaciones que no presentan ningún ataque en contacto con la atmósfera y conservan entonces su brillo, a condición que la atmósfera no esté contaminada con SO_2 u otros gases corrosivos, como ocurre a veces en algunas zonas muy industriales.

Debido a estas propiedades, los aceros 18|8 no resisten al contacto con agua marina, sobre todo cuando contiene microorganismos, ya que ocurre un ataque por picaduras. Los aceros tipo 18|8-Mo tienen mayor resistencia a las picaduras, pero no podemos afirmar que tienen una buena resistencia a la corrosión por picaduras en un medio rico en cloruros como el agua marina.

13.8.3 Resistencia a la corrosión en contacto con ácidos anorgánicos.

Los aceros 18|8 y derivados definitivamente no son perfectos para el uso con todos los ácidos fuertes, a todas las concentraciones y todas las temperaturas. Consideraremos aquí sólo los ácidos nítrico, sulfúrico y clorhídrico como ejemplos.

Acido nítrico

Los aceros 18|8 tienen mejor resistencia al ácido nítrico que los aceros ferríticos inoxidables al cromo y pueden utilizarse para concentraciones hasta de 65% y temperaturas hasta el punto de ebullición.

Acido sulfúrico

18|8 : no resiste en principio

18|8-Mo: a temperatura ambiente, resiste hasta 20-25%
a 50°C hasta 5-10% de concentración

al punto de ebullición sólo en soluciones muy diluidas

20|25-Mo-Cu: a temperatura ambiente, resiste a todas las concentraciones
a 50°C hasta concentración de 70%
al punto de ebullición hasta 30% máximo.

Acido clorhídrico

18|8 : no resiste

18|8-Mo: a temperatura ambiente hasta 2%

20|25-Mo-Cu: a temperatura ambiente resiste a todas las concentraciones en caliente sólo en solución diluída.

Nota: aleaciones binarias Ni-Mo con 26-30% Mo son bastante resistentes en ácido clorhídrico en todas las concentraciones y a todas las temperaturas.

13.8.4 Resistencia a la corrosión en ácidos minerales.Acido acético

18|8 : a temperatura ambiente resiste a todas las concentraciones a 80°C a concentración hasta 50% al punto de ebullición hasta 20%

18|8-Mo y sobre todo

20|25-Mo -Cu : resiste a todas las concentraciones y temperaturas hasta el punto de ebullición.

Acido fórmico

18|8 : resiste a temperatura ambiente todas las concentraciones

18|8-Mo y sobre todo

20|25-Mo-Cu: resiste a todas las concentraciones hasta 80°C.

Acido cítrico y ácido tartárico

18|8 : resiste en concentración hasta 50% hasta el punto de ebullición

18|8-Mo: resiste en mayor concentración, aunque presenta un ligero ataque en soluciones saturadas hirviendo y también cuando el ácido cítrico contiene trazas de ácido sulfúrico, lo que ocurre a menudo.

20|25-Mo-Cu: se aconseja para soluciones saturadas hirviendo, también si contienen trazas de ácido sulfúrico.

13.9 Aceros austeníticos refractarios.

En principio, es posible considerar los aceros 18|8 al mismo tiempo como aceros inoxidable y como aceros refractarios. Debido a que los aceros 18|8 tienen una resistencia refractaria comparable a aquella de los aceros con 15-18% Cr (más baratos) que resisten hasta unos 900°C, se consideran como aceros típicos austeníticos refractarios sólo los tipos: 25|12 y 25|20, los cuales se usan hasta 1100°C - 1150°C.

Entendemos por "resistencia refractaria" en general la resistencia de un material a la oxidación a alta temperatura. Desde luego, el material se expondrá en la práctica a una multitud de fases gaseosas diferentes y de composiciones muy diversas. La resistencia a la oxidación a alta temperatura de los aceros mencionados aumenta con un grano más fino: la penetración del oxígeno ocurre principalmente de manera intercrystalina y el avance de la oxidación en el material es más difícil en el caso de grano fino.

El impedimento o la reducción del crecimiento de grano a alta temperatura por medio de la presencia de trazas de los elementos del grupo IIa o de las tierras raras tiene un efecto favorable sobre la resistencia refractaria.

Al contrario la influencia positiva de los elementos en trazas Ca, Ce, ..., el carbono, nitrógeno, y oxígeno tienen un efecto desfavorable sobre la resistencia a la oxidación a alta temperatura.

Como ya se mencionó, hay que tomar en cuenta la composición de la fase gaseosa para poder juzgar de la resistencia refractaria de un material. Además del oxígeno, el nitrógeno y los compuestos gaseosos a base de azufre son los gases más corrosivos.

El nitrógeno se disuelve en el acero y forma nitruros con los elementos Cr, Al, Si, ...

En contraposición al oxígeno, cuya penetración se reduce por la formación de una capa protectora de óxido, el nitrógeno penetra en toda la masa del metal. La formación de nitruros aleja el elemento cromo de la matriz, de modo que baja así su resistencia a la oxidación en caliente. La presencia de Ni reduce la penetración del nitrógeno; sin embargo, a temperatura superior a 1000°C y sobre todo cuando hay oxígeno presente en la fase gaseosa el nitróge-

no penetra en la masa de los aceros austeníticos Cr-Ni y forma unos nitruros típicos en forma de agujas.

Trabajando a una temperatura de servicio muy alta de 1000 a 1200°C, la penetración del nitrógeno es menos cuando se efectuó un calentamiento previo a una temperatura inferior en una atmósfera mezclada oxígeno-nitrógeno. Este fenómeno tiene su explicación en la formación, durante el primer calentamiento, de una capa de óxido compacto con buena adherencia al metal. Esta capa no sólo reduce la penetración del nitrógeno, sino que también reduce la penetración del oxígeno, ya que la capa formada a baja temperatura protege mejor que aquella que se formaría a la temperatura de servicio.

En lo que se refiere al ataque por compuestos gaseosos de azufre, el cromo es el principal elemento de aleación para protección, mientras que el níquel es desfavorable debido a su gran afinidad para el azufre y a la formación eventual del eutéctico Ni-NiS con bajo punto de fusión (650°C).

Para aplicación en fases gaseosas conteniendo SO₂, SO₃ y sobre todo H₂S, los aceros refractarios austeníticos no son indicados y mucho menos cuando se trabaja a temperaturas superiores a 700-800°C. Siempre son preferibles y más baratos los aceros refractarios al cromo: tienen buena resistencia al ataque por SO₂ - SO₃. Sin embargo, a temperaturas superiores a 700°C, los aceros refractarios al cromo, incluyendo aquellos con 25-30% Cr, no resisten en atmósfera de H₂S.

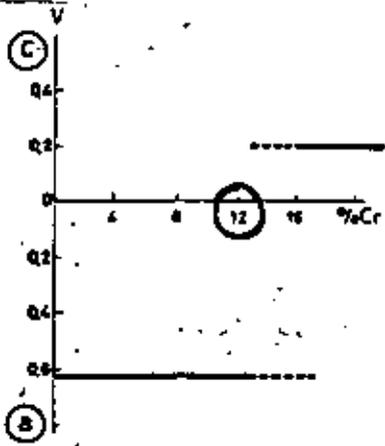


Fig. 88: Potencial de aleaciones Fe-Cr en relación con el electrodo de hidrógeno en soluciones diluidas de ácido sulfúrico (a = ánodo, c = cátodo)

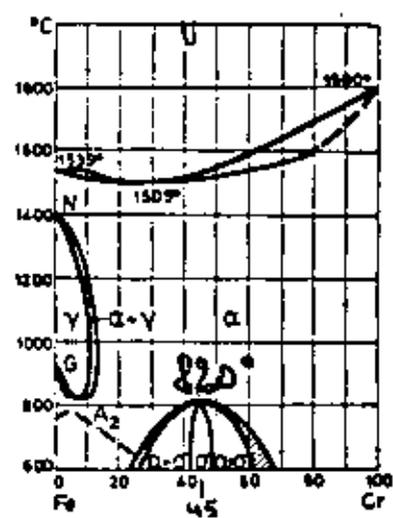


Fig. 89: Diagrama de estado Fe-Cr

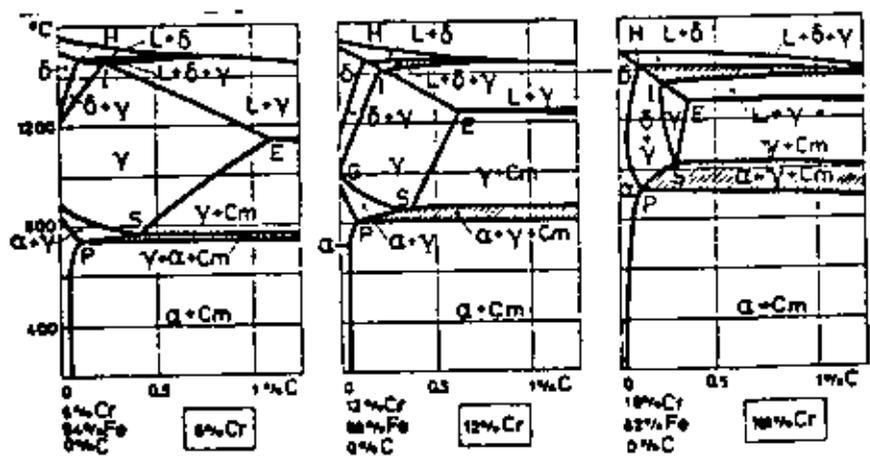


Fig. 90: Secciones binarias del diagrama ternario Fe-Cr-C

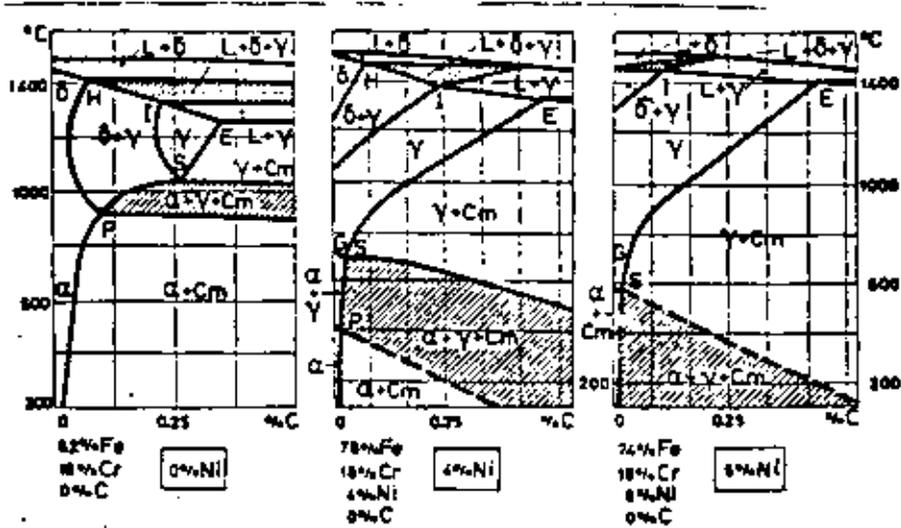


Fig. 91: Influencia de contenidos subidos de Ni sobre la estructura de aceros con 18% de Cr

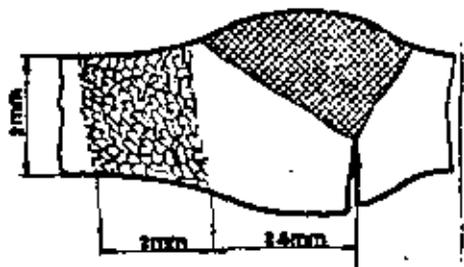


Fig. 96: Representación esquemática de precipitación de carburo cerca de una soldadura

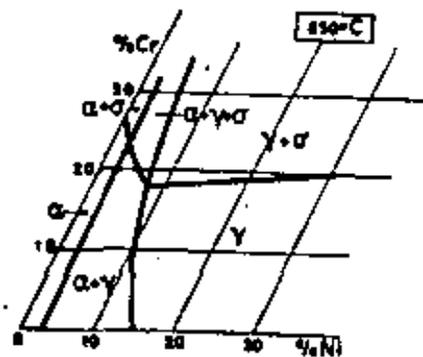


Fig. 94: Sistema Fe-Cr-Ni : equilibrios isotérmicos a 650 °C

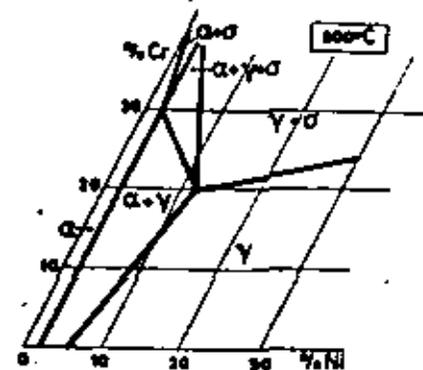


Fig. 95: Sistema Fe-Cr-Ni : equilibrios isotérmicos a 800 °C

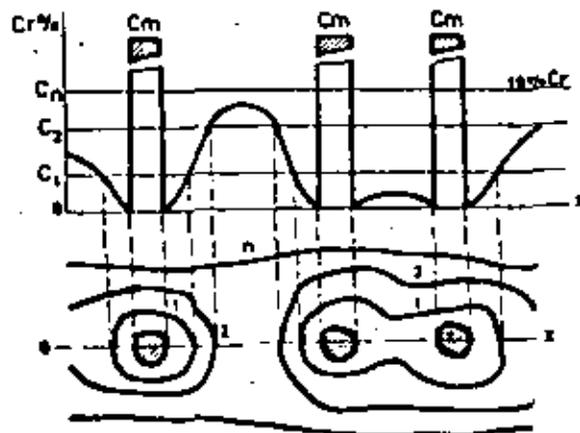


Fig. 92: Precipitación de carburos y heterogeneidad consecuente (esquemáticamente)

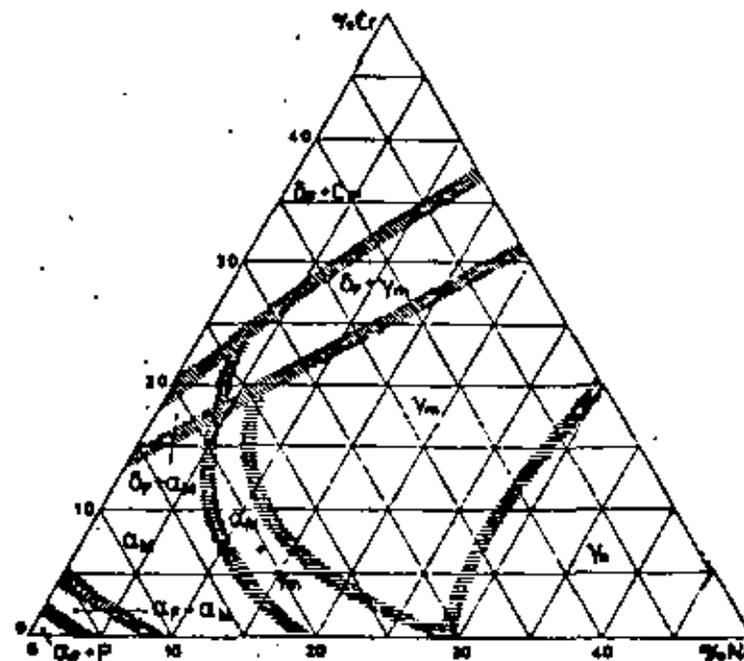


Fig. 93: Diagrama de equilibrio a temperatura ambiente de las aleaciones templadas Fe-Cr-Ni (C=0.1%)

56



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



TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES

TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS ACEROS

JULIO, 1979

CAPITULO

Tratamientos térmicos de los aceros

Partiendo de la base de que el lector posee conocimientos elementales sobre los tratamientos térmicos de los aceros, el tema se analiza en este capítulo con mayor profundidad, tanto en los aspectos teóricos como en los de aplicación práctica.

A. CURVAS DE TRANSFORMACION

El diagrama metaestable hierro-carbono (mostrado en la figura 2-1) determina las curvas correspondientes a las transformaciones en estado sólido que se producen cuando el enfriamiento de los aceros se realiza en forma lenta.

Si la velocidad de enfriamiento es superior a la requerida por las condiciones de equilibrio exigidas por el diagrama, las curvas de transformación pasan a depender de dicha velocidad. No sólo se modifica, en ese caso, la posición de las líneas respecto a la indicada por el diagrama hierro-carbono, sino que pueden aparecer fases diferentes.

Para tener en cuenta la influencia de la velocidad de enfriamiento en la estructura, se consideran curvas en las que se puede analizar la interacción entre la temperatura, el tiempo, y la transformación. Estas curvas se denominan curvas TTT y, por la forma que generalmente presentan, son conocidas también como curvas de las eses.

1. Curvas T.T.T. de transformación isotérmica

Las curvas TTT permiten vincular la temperatura, el tiempo y el grado de transformación producido, en un acero calentado hasta la temperatura de austenización y enfriado según un ciclo determinado. En las curvas TTT isotérmicas, el enfriamiento es inicialmente brusco, hasta una temperatura dada por el baño de enfriamiento, continuándose luego la transformación de la austenita, en dicho baño a temperatura constante. El enfriamiento brusco debe permitir conservar una estructura totalmente austenítica, hasta que el acero alcanza la temperatura del baño.

Estas curvas (véase la figura 3-1) se determinan empíricamente, enfriando distintas probetas de acero, desde la temperatura austenítica, en baños

de enfriamiento que se encuentran a diferentes temperaturas. Para determinar los distintos grados de transformación que se producen a una determinada temperatura de enfriamiento, se van enfriando en dicho baño probetas del acero correspondiente, que son mantenidas durante tiempos progresivamente mayores en el baño, y posteriormente templadas en agua. Registrando los tiempos de permanencia en el baño de las distintas probetas, y analizando la estructura micrográfica de las mismas después del temple en agua, puede determinarse el grado de transformación sufrido por la austenita en función del tiempo, ya que la austenita que ha quedado sin transformarse aparecerá como martensita en la micrografía. Es posible determinar así el tiempo en el que comienza la transformación, y el tiempo en el que ésta termina. Uniendo los puntos correspondientes a ambos casos para distintas temperaturas de enfriamiento, se obtendrán curvas como las indicadas con trazos oscuros en la figura 3-1. Estos gráficos pueden ser también determinados por métodos dilatométricos, ya que los cambios estructurales de los aceros van acompañados de cambios en la ley de variación volumétrica con la temperatura.

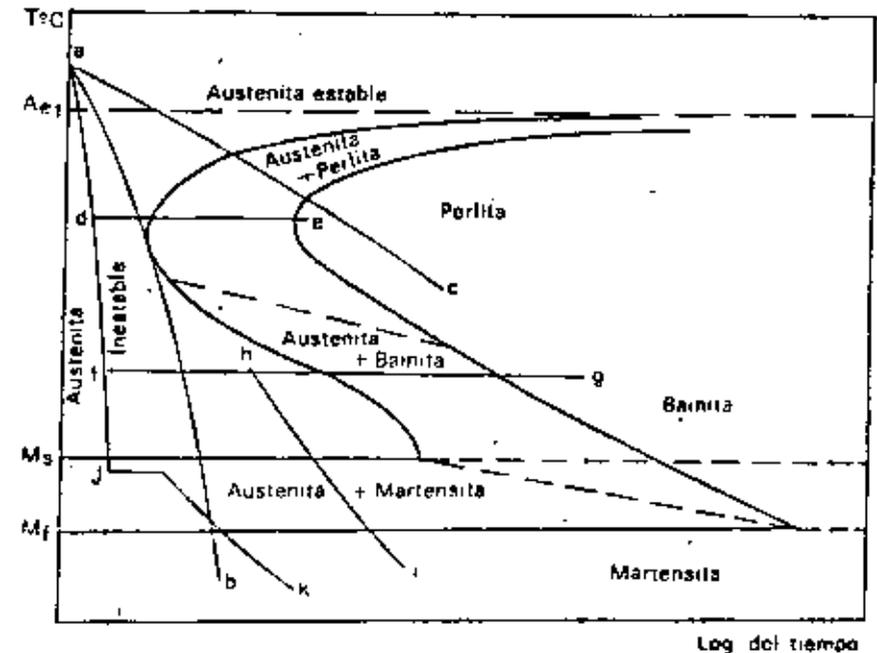


Fig. 3-1.- Representación esquemática de la curva T.T.T. de un acero eutectoide, indicando distintos ciclos de enfriamiento.

De la observación de la figura 3-1 puede deducirse el tipo de estructura en la que se transforma la austenita del acero considerado (acero eutectoide).

de), según la temperatura a la que se lleva a cabo el enfriamiento isotérmico. El ciclo *a-d-e* corresponde a una transformación que conduce a una estructura perlítica y el *a-f-g* a una estructura bainítica (las restantes líneas de trazo fino corresponden a ciclos de enfriamiento continuo que se analizan más adelante).

La designación de este tipo de diagrama como curvas de las eses, debería ser discontinuada pues, si bien las líneas de la figura 3-1 tienen cierta semejanza con la letra S, ello no sucede en otros casos, como puede verse en las figuras 3-2 y 3-3, que corresponden a otros tipos de aceros.

Lo que se mantiene en las curvas de todos los aceros, es la presencia de tramos horizontales, en la parte correspondiente a la transformación martensítica. En correspondencia con dichos tramos se denomina M_s a la temperatura a la cual comienza la formación de martensita, y M_f a la correspondiente a la transformación total. Una característica de la transformación martensítica, que la diferencia de la bainítica, consiste en que la primera no progresa isotérmicamente, haciéndolo sólo por disminución de temperatura.

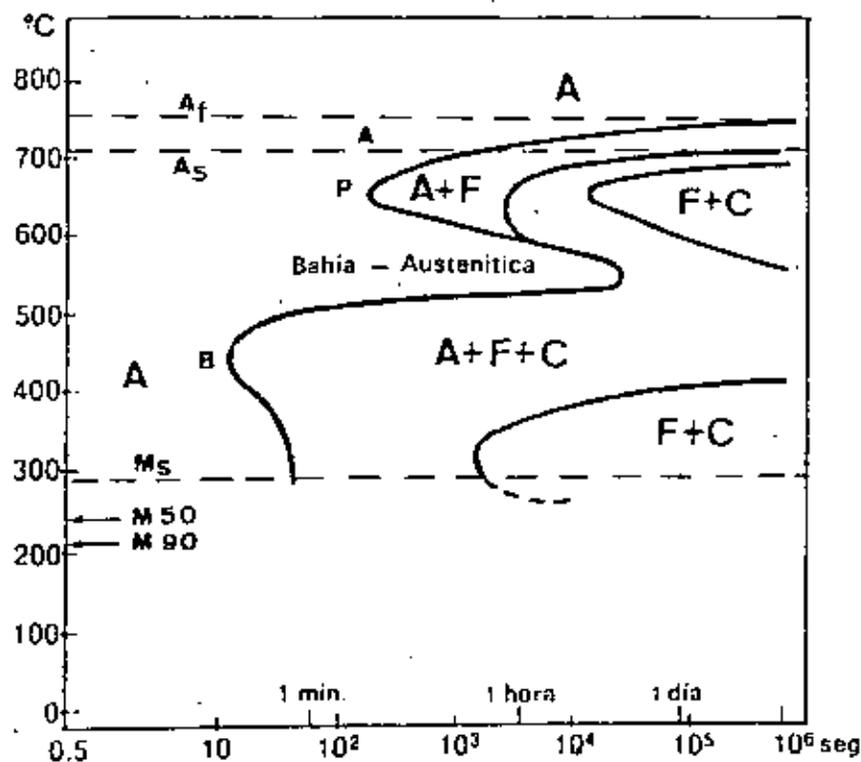


Fig. 3-2. - Curva T.T.T. isotérmica del acero SAE 4340 (I. T. Diagrams-United States Steel).

Se suele interpretar que las curvas TTT son el resultado de la superposición de curvas independientes que corresponden a las transformaciones perlíticas, bainíticas y martensíticas. Esto parece confirmarse por la observación de la figura 3-2 que muestra la existencia de una zona, llamada bahía austenítica, que revela una discontinuidad en las curvas representativas de las transformaciones perlítica y bainítica. Cuando las curvas TTT presentan un aspecto como el indicado por la figura 3-2, se dice que presentan una nariz perlítica (correspondiente al punto P de la figura), y una nariz bainítica (correspondiente al punto B de la misma). La nariz correspondiente a la transformación martensítica estaría situada (hipotéticamente) a la izquierda del eje de ordenadas, para todos los aceros.

Las curvas de las figuras 3-2 y 3-3 han sido trazadas con un criterio algo diferente al de la figura 3-1. Las líneas correspondientes a la transformación martensítica no han sido marcadas (figura sólo, en trazos, la correspondiente a M_s y se indican las temperaturas correspondientes al 50 y el 90 por ciento de formación de martensita). Tampoco se han diferenciado las transformaciones perlíticas y bainíticas, que figuran incluidas juntamente con la designación $F+C$ que corresponde tanto a la perlita como a la bainita, ambas formadas por ferrita y cementita.

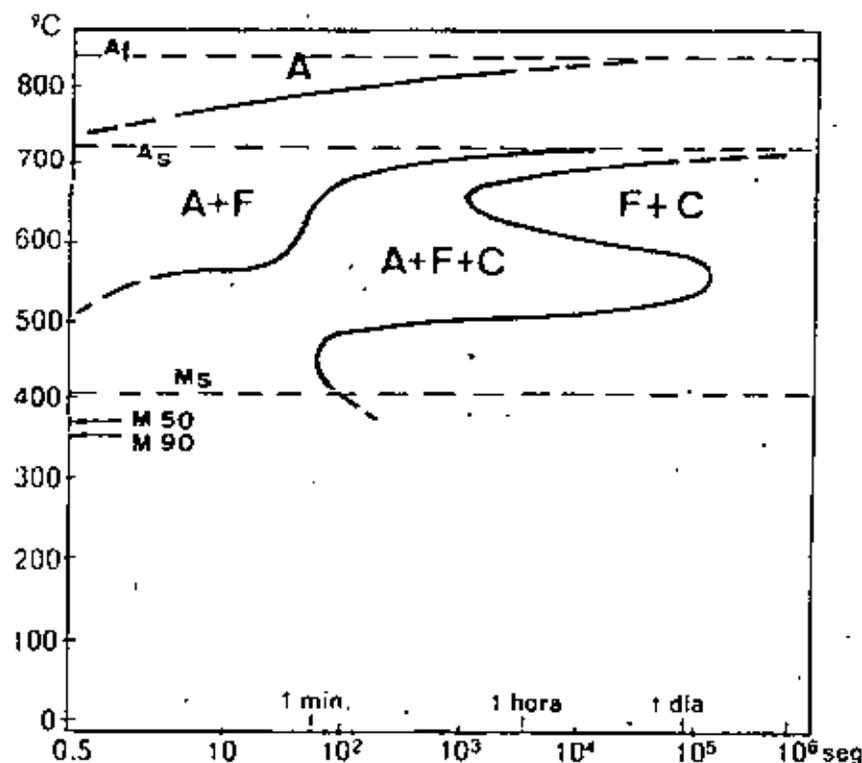


Fig. 3-3. - Curva T.T.T. isotérmica del acero SAE 8620 (I. T. Diagrams-United States Steel).

Otra modificación de las figuras 3-2 y 3-3 respecto de la figura 3-1 se vincula con el hecho de que los aceros correspondientes a dichas figuras son hipoeutectoides en vez de eutectoides. Ello hace que aparezca en ambas figuras una zona, marcada $A+F$, que corresponde a la aparición de la ferrita proeutectoide, que se forma antes que la perlita. Un fenómeno semejante se presenta con los aceros hipereutectoides, en relación con la aparición de cementita proeutectoide.

2. Curvas TTT de enfriamiento continuo

Las curvas de transformación isotérmica no permiten analizar, sino en forma aproximada, lo que sucede en aquellos tratamientos térmicos para los

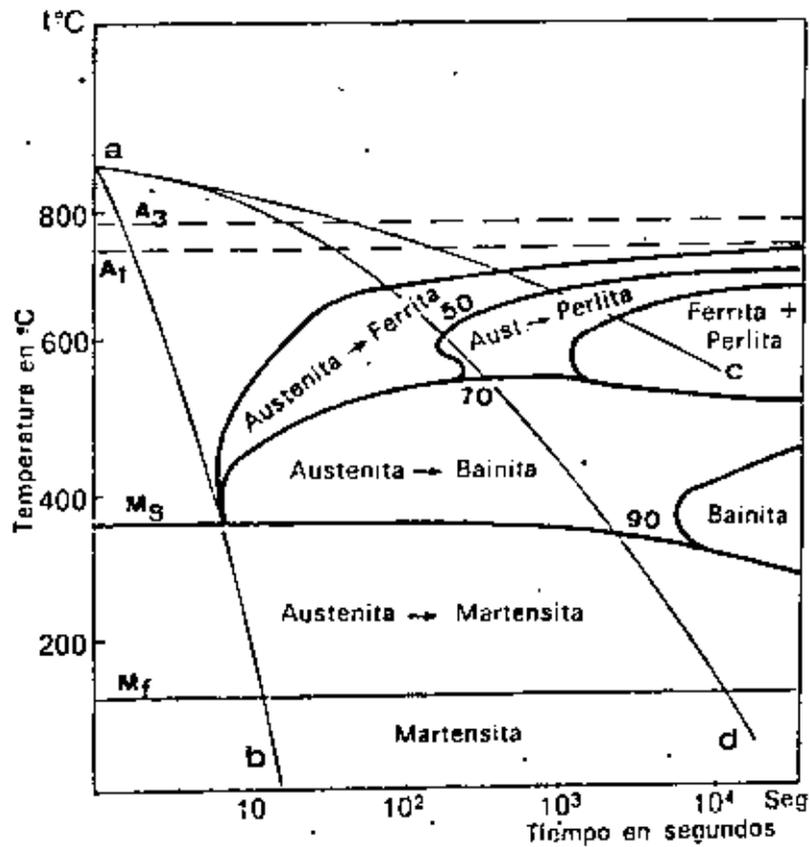


Fig. 3-4.— Curva TTT de enfriamiento continuo de un acero SAE 4140

cuales la transformación austenítica se produce con una variación continua de temperatura. Para realizar un análisis correcto de lo que sucede en dichos tratamientos, se deben utilizar las llamadas curvas TTT de enfriamiento continuo. La figura 3-4 muestra el diagrama correspondiente a un acero SAE 4140.

Es posible construir este tipo de curvas utilizando métodos que son más complejos que los usados en la determinación de las curvas isotérmicas. La figura 3-5 muestra, en forma comparativa, el aspecto de las curvas TTT (isotérmicas y continuas) para el acero SAE 4140. Las curvas de trazos finos corresponden al diagrama isotérmico y las más oscuras al continuo. Puede notarse en la figura la tendencia (que es general) de las curvas de enfria-

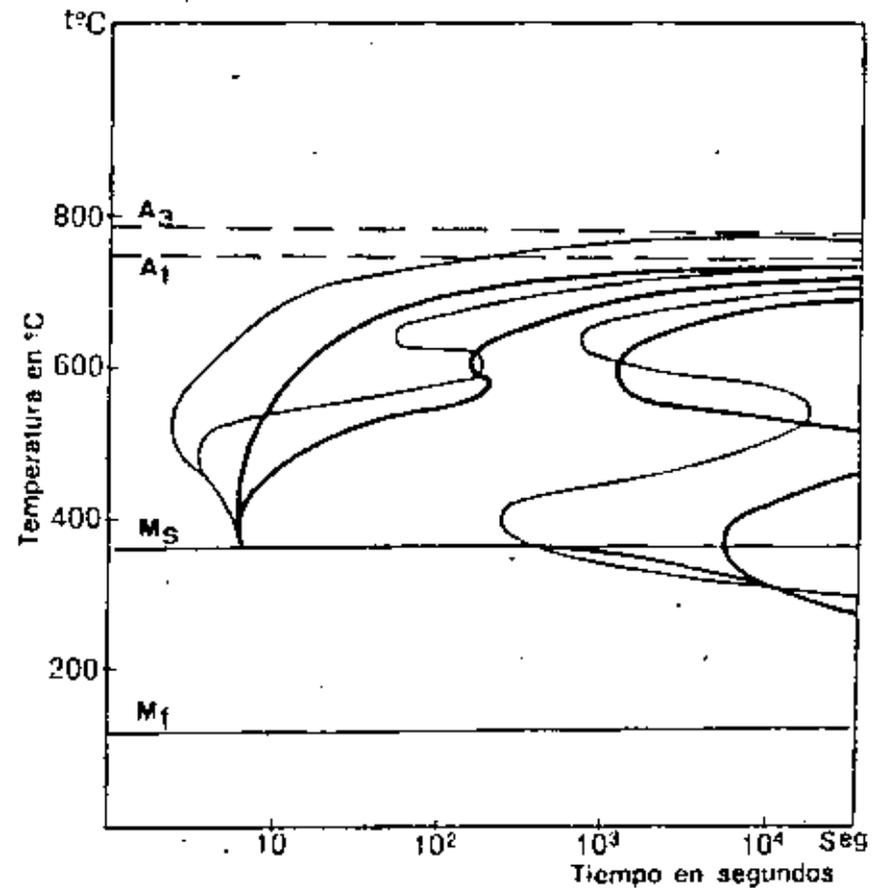


Fig. 3-5.— Comparación entre las curvas de enfriamiento continuo (líneas oscuras) e isotérmico (líneas más suaves), para el acero de la figura 3-4.

miento continuo a desplazarse hacia abajo y hacia la derecha, en relación con las curvas isotérmicas.

Para analizar un proceso con variación continua de velocidad de enfriamiento, se trazan sobre el diagrama TTT de enfriamiento continuo del acero correspondiente (y, si no se dispone de él, sobre el diagrama isotérmico) curvas como las *a-b* y la *a-c* de la figura 3-1 en las que la variación de la temperatura con respecto al tiempo sigue una ley determinada. El error que se comete al usar las curvas TTT isotérmicas, en vez de las de enfriamiento continuo, para análisis de ese tipo, tiene en general poca importancia.

La curva *a-c* indica que la austenita se ha transformado, con el ciclo de enfriamiento correspondiente, totalmente en perlita.

En relación con la curva *a-b*, la velocidad de enfriamiento que experimenta el material, en la zona de tangencia con la curva TTT, se denomina velocidad crítica de temple, entendiéndose por tal a la mínima velocidad de enfriamiento con la cual la estructura resulta totalmente martensítica.

En la figura 3-4 las líneas *a-b* y *a-c* tienen, en relación con el diagrama de enfriamiento continuo de dicha figura, el mismo significado que las equivalentes de la figura 3-1. En cambio la línea *a-d*, presenta características especiales que se analizan a continuación.

En relación con dicha línea, la transformación de la austenita no se completa al atravesarse la zona perlítica del diagrama. Ella continúa en las zonas bainítica y martensítica.

Con el fin de poder determinar los porcentajes de austenita transformada en cada una de las zonas atravesadas por la línea *a-d*, se han marcado, en la figura 3-4, los números: 50, 70 y 90. Estos números indican el porcentaje acumulado de austenita transformada. De acuerdo con ellos el 50 por ciento de austenita se transforma en ferrita; un 20 por ciento en perlita; otro 20 por ciento en bainita y el 10 por ciento restante en martensita.

La colocación de números, en la forma indicada, sobre las curvas de enfriamiento continuo, es necesaria para la interpretación del tipo de estructura a obtener con una ley determinada de enfriamiento.

Las líneas que representan la ley de variación de la temperatura en función del tiempo, se trazan generalmente en correspondencia con los ciclos de enfriamiento de la parte central de barras redondas de distintos diámetros, enfriadas en agua, aceite o aire.

En general se habla siempre de velocidades de enfriamiento en vez de ciclos de enfriamiento, porque éstos quedan prácticamente determinados, para el enfriamiento continuo en un medio dado, por la velocidad de enfriamiento correspondiente a una temperatura convenientemente elegida (por lo general se elige como temperatura de referencia 700° C).

B. TEMPLABILIDAD DE LOS ACEROS

La velocidad de enfriamiento de los aceros durante la operación de temple varía con la distancia desde la superficie hasta el centro de las piezas.

Como consecuencia de ello puede variar la estructura y las propiedades de una pieza de acero templado, cuando se consideran distintos puntos de una sección transversal de la misma.

El modo más simple de poner este hecho en evidencia consiste en seccionar las piezas templadas, y medir su dureza desde la superficie hasta el centro. Procediendo de ese modo, con piezas cilíndricas de 100 mm de diámetro, templadas en agua, se obtienen, para los aceros SAE 1035 y SAE 4135, las curvas de dureza indicadas en la figura 3-6. Estos gráficos se conocen con el nombre de curvas U.

Puede observarse que la curva correspondiente al acero SAE 4135 muestra una menor variación de dureza que la del SAE 1035 entre la superficie y el centro de la barra.

Las diferencias entre las dos curvas de la figura 3-6 deben ser atribuidas a una propiedad de los aceros llamada templabilidad, que depende de las características de las curvas TTT de cada acero.

La templabilidad de los aceros puede ser medida por un parámetro llamado diámetro crítico ideal que se analiza en el punto 4. En la práctica, la templabilidad se determina, en forma comparativa por el análisis de las curvas U y, más generalmente, mediante las llamadas curvas Jominy, que se estudian en el punto 2.

1. Principios de la templabilidad

Los estudios sobre templabilidad de los aceros se basan en la aceptación de los siguientes principios de carácter empírico.

1°—La dureza de temple de un acero, en un punto de una pieza, depende de la velocidad de enfriamiento de temple en ese punto y no de la forma de la pieza ni del medio de enfriamiento.

2°—La velocidad de enfriamiento en los distintos puntos de dos piezas iguales no depende de la composición química del acero con el que están fabricadas dichas piezas. Esto equivale a decir que todos los aceros se comportan del mismo modo en el proceso de transmitir calor a un fluido refrigerante.

3°—La estructura de temple de un acero (medida por el porcentaje de martensita obtenido) resulta, en un punto determinado de una pieza, definida por la dureza en ese punto y por el porcentaje de carbono del acero, siendo independiente de los demás componentes químicos.

4°—La influencia de un elemento de aleación de un acero, en la templabilidad del mismo (medida por el correspondiente diámetro crítico ideal) es aproximadamente proporcional al contenido de ese elemento de aleación.

5° - La templabilidad de los aceros (medida por el diámetro crítico ideal) crece con el aumento del tamaño del grano. La ley de crecimiento depende del contenido de carbono del acero pero no de los restantes componentes químicos.

6° - La dureza máxima de temple de un acero, en condiciones determinadas de forma de la pieza y medio de enfriamiento, depende del contenido de carbono pero no de los elementos de aleación, si la estructura puede

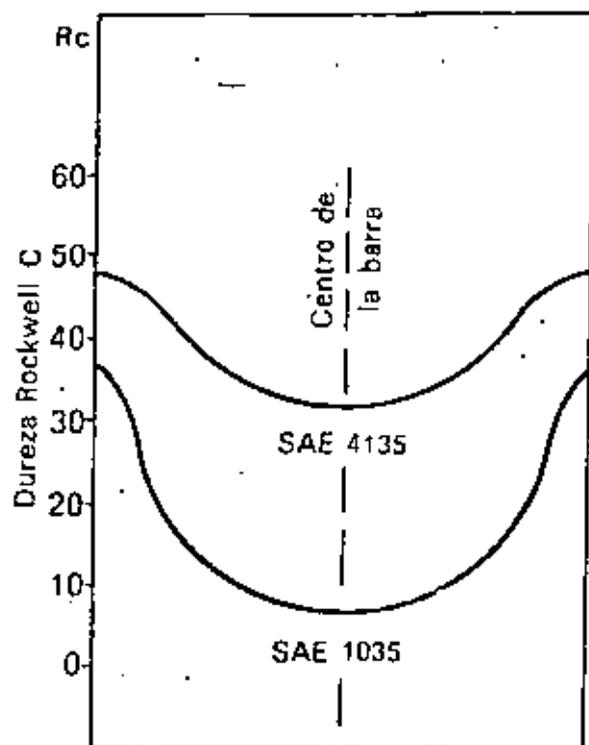


Fig. 3-6.- Curvas U para barras de 100 mm. de diámetro templadas en agua correspondientes a dos aceros del mismo contenido de carbono.

considerarse totalmente martensítica en las zonas de dureza máxima. Este principio está vinculado con el tercero.

7° - Los aceros de igual templabilidad tienen prácticamente las mismas

propiedades mecánicas, cualesquiera que sean los elementos de aleación que contengan. Esto indica que es posible reemplazar el acero de una pieza por otro más económico, sobre la base de los precios relativos de los elementos de aleación.

Todos estos principios son aproximados y no absolutos. Deben por ello utilizarse con cierta precaución. En especial debe prestarse atención a las aplicaciones del último de los principios arriba indicados, pues los elementos de aleación influyen de un modo distinto, a igual templabilidad del acero, en la fragilidad de las estructuras templadas y revenidas.

2. Ensayo Jominy

El método Jominy para medir la templabilidad de los aceros, se basa en la provocación de distintas velocidades de enfriamiento a lo largo de la superficie de una barra cilíndrica. Esto permite determinar las características de templabilidad mediante la medición de durezas superficiales, sin que sea necesario seccionar la barra, como lo exigen las curvas U.

Para lograr distintas velocidades de enfriamiento superficiales, el método Jominy utiliza una probeta cilíndrica de dimensiones normalizadas que es enfriada, en condiciones también normalizadas, en una de sus bases, mediante un chorro de agua. La velocidad de enfriamiento, y por consiguiente la dureza, varía rápidamente entre la base de la probeta que recibe el chorro y la base opuesta.

La dureza se mide sobre una generatriz del cilindro así enfriado, después de mecanizar, a lo largo de dicha generatriz, un pequeño plano.

Si se representan los valores de dureza en función de la distancia a la base templada (llamada distancia Jominy), se obtienen curvas como las indicadas en la figura 3-7, para dos aceros diferentes. El acero A tendrá mayor templabilidad que el B porque la dureza disminuye menos rápidamente a medida que aumenta la distancia Jominy.

Curvas como las de la figura 3-7 se utilizan para la recepción de aceros mediante el empleo de gráficos, como el indicado en la figura 3-8 para el

Curvas como las de la figura 3-6 se utilizan para la recepción de aceros mediante el empleo de gráficos, como el indicado en la figura 3-2 para el acero SAE 4135. Estos gráficos constan de dos curvas, que determinan una banda de templabilidad dentro de la cual debe estar contenida la curva que se obtenga con el acero que se analiza. Cuando los aceros SAE deben satisfacer este requisito de templabilidad, se agrega la letra // al número característico del acero.

En los gráficos de templabilidad Jominy suele agregarse una tabla auxiliar, que aparece en la parte superior de los mismos, como se muestra en la figura 3-8. Dicha tabla permite, de acuerdo con el ejemplo que se da a continuación, prever la dureza a obtener con un acero determinado, a distintas profundidades de la sección transversal de barras cilíndricas (a los que se denomina redondos) templadas en agua o en aceite¹.

¹ Estas tablas corresponden a temple en agua o aceite medianamente agitados, tal como se usa comúnmente en la práctica de los tratamientos térmicos.

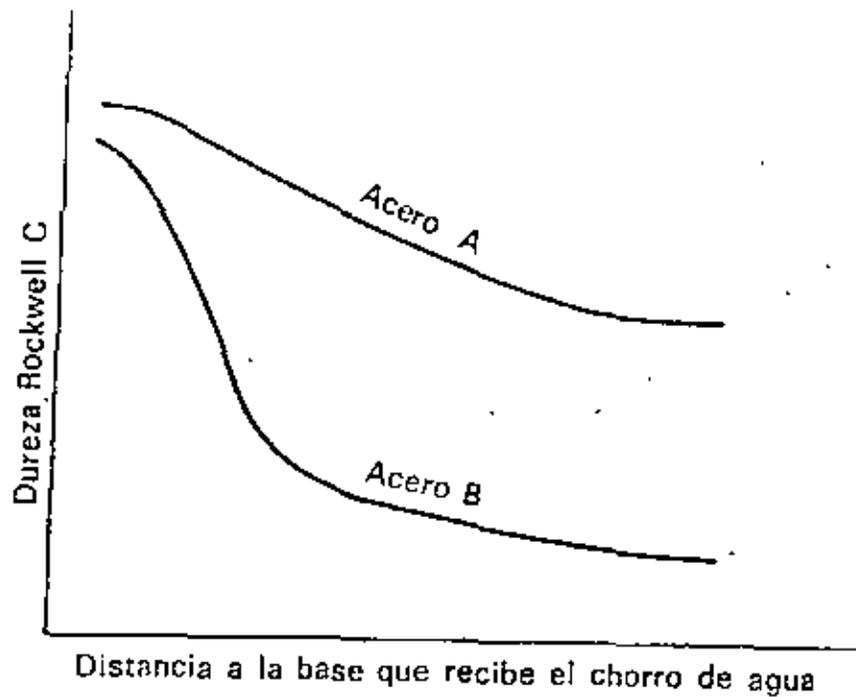


Fig. 3-7.— Representación esquemática de las curvas Jominy de dos aceros de distinta templabilidad.

Consideremos un acero SAE 4135 H cuya curva de templabilidad coincida con la curva inferior de la figura 3-8, y para el cual deseamos conocer la dureza a obtener en el centro de un redondo de 35,6 mm de diámetro cuando él sea templado en aceite.

Busquemos en la tabla auxiliar del gráfico de templabilidad Jominy el valor 35,6 en correspondencia con temple al aceite y centro del redondo (si el valor exacto no existiera, debería procederse por interpolación). Hallado ese valor, sigamos la línea vertical que le corresponde hasta cortar la curva Jominy inferior. De allí sigamos horizontalmente hasta cortar el eje de ordenadas en el que encontraremos la dureza buscada: Rc 40.

La dureza obtenida en el ejemplo anterior (Rc 40) corresponde, en una probeta Jominy del mismo acero, a una distancia de 12,7 mm. Este valor se obtiene del gráfico de la figura 3-8, si se continúa la línea vertical antes mencionada, hasta el eje de abscisas.

Lo anterior indica que la dureza en el centro de la barra del acero analizado, al templarlo en aceite, es igual a la dureza en un punto situado a 12,7 mm de la base templada, de una probeta Jominy del mismo acero. Este tipo de correspondencia (y por lo tanto la construcción de las tablas

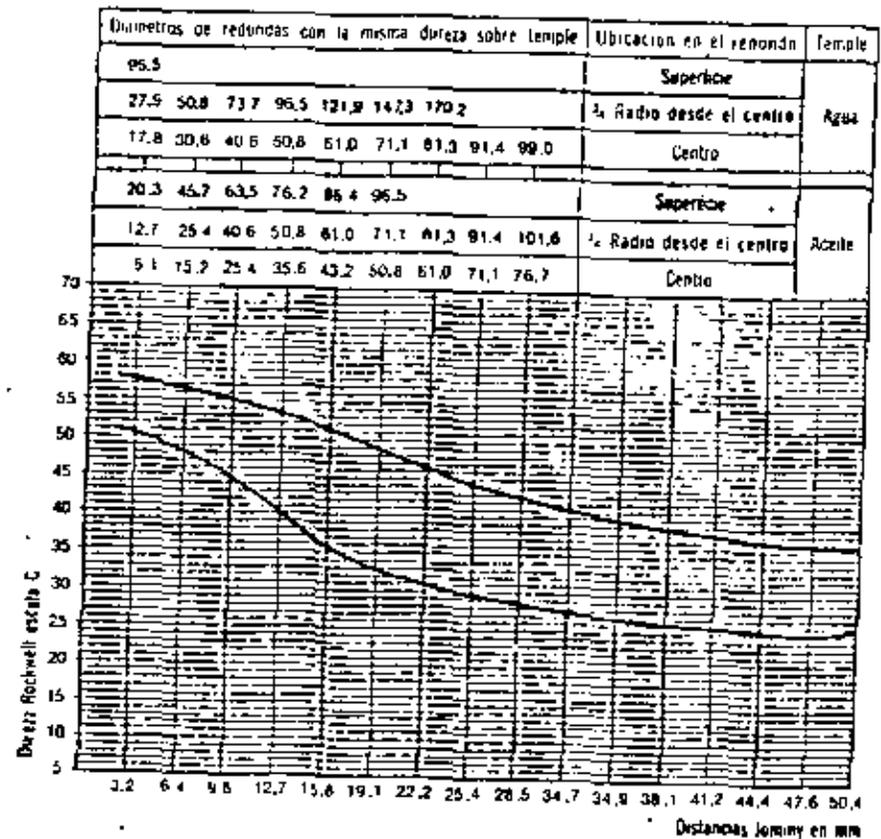


Fig. 3-8.— Bandas de templabilidad del acero SAE 4135 H.

auxiliares de los gráficos Jominy), está basado en la aceptación del primero de los principios indicados en el punto anterior.

La aceptación del segundo de dichos principios hace que las tablas auxiliares de los gráficos Jominy resulten iguales para todos los aceros.

3. Estructuras de temple

Cuando la velocidad de enfriamiento de temple de un acero es menor que la denominada velocidad crítica de temple, se obtienen estructuras no totalmente martensíticas. El porcentaje en que aparece la fase martensita es tanto menor cuanto más se aleja la velocidad de enfriamiento de esa velocidad crítica.

Como los aceros tienen diferentes curvas TTT, las velocidades críticas de temple varían de un acero a otro. Los porcentajes de martensita obtenidos en dos piezas iguales hechas de distintos aceros, templadas en el mismo

medio de entramiento, pueden ser muy diferentes. Este hecho se vincula lógicamente con la templeabilidad de los aceros

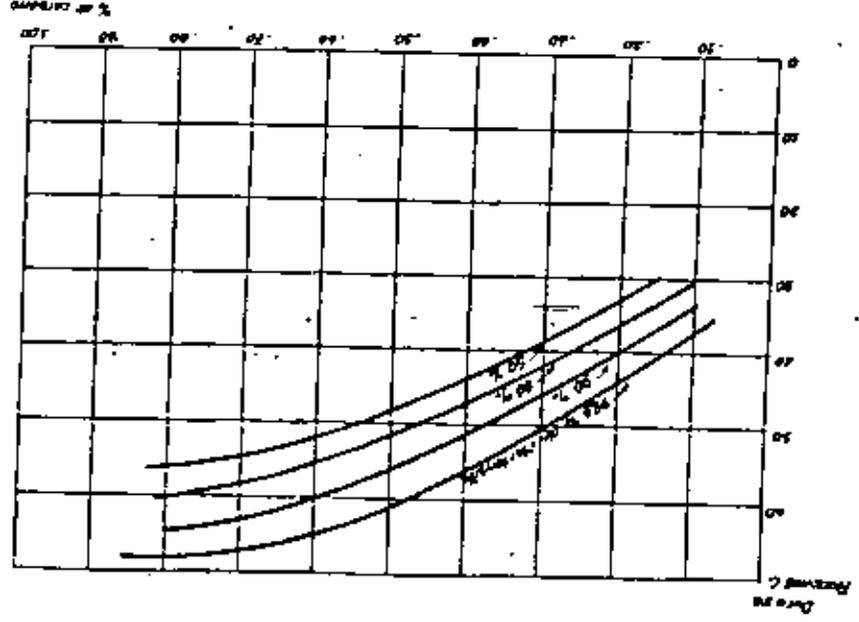


Fig. 3-9.- Relación entre porcentajes de carbono, dureza y contenido de martensita

De acuerdo con el principio de la templeabilidad No 3, el porcentaje de martensita de un acero depende sólo de la dureza de temple y del contenido de carbono. La relación correspondiente está dada por el gráfico de la figura 3-9, obtenido experimentalmente.

Ese gráfico, combinado con la curva Jominy de un acero determinado, permite prever la estructura de temple a obtener (porcentaje de martensita) en un punto determinado de un redondo templado en agua o aceite. Explicaremos esto también sobre la base de un ejemplo. Considerando el mismo acero SAE 4135 H del ejemplo anterior, cuya curva Jominy coincide con la inferior del gráfico de la figura 3-8, supongamos que se nos pide determinar la estructura de temple, en las mismas condiciones para las que se determinó la dureza, y en el mismo punto del redondo de 35,6 mm de diámetro.

Determinemos, en la forma antes indicada, la dureza en ese punto, que resultó Rc 40. Con ese valor y el contenido de carbono del acero (que se tomará igual a 0,35%), el gráfico de la figura 3-9 nos indica que la estructura de temple está formada prácticamente por 50 por ciento de martensita.

El porcentaje de martensita no define en forma absoluta la estructura del acero, pero se acepta que, si ese porcentaje es superior al 50 por ciento, las propiedades no cambian prácticamente cualesquiera que sean los restantes componentes.

Procediendo del modo indicado más arriba, se pueden elegir los aceros con los cuales será posible obtener, por temple en agua o en aceite, un porcentaje determinado de martensita en el núcleo y en otros puntos de barras cilíndricas. Cuando se trata de piezas, la estructura a obtener puede ser prevista en base a la estimación del diámetro del redondo equivalente, entendiendo por tal un redondo para el cual las velocidades de entramiento de su sección transversal resulten equivalentes a las de la sección crítica de la pieza.

4. Diámetros críticos

Se denomina diámetro crítico de un acero, en relación con un medio de entramiento determinado, al mayor diámetro de redondo de dicho acero, que permita conseguir un porcentaje no menor del 50 por ciento de martensita en el centro de su sección transversal cuando se lo temple en el medio considerado.

De acuerdo con el ejemplo del punto anterior, el diámetro crítico del acero SAE 4135 H, templado en aceite, es igual a 35,6 mm, pues con un redondo de diámetro mayor, no se obtendría un mínimo de 50 por ciento de martensita en el centro, cuando la templeabilidad del acero coincidiera con la curva inferior de la banda correspondiente.

Con el fin de independizar el diámetro crítico de los aceros de la forma de templear, se ha adoptado un medio de entramiento hipotético, al cual le corresponde la máxima severidad de temple obtenible teóricamente. A ese medio se lo define por la propiedad de que, manteniendo invariable su temperatura, el medio permite evacuar, en forma instantánea, toda cantidad de calor que pueda transmitirse el acero durante su entramiento. El diámetro crítico de un acero, referido a dicho medio de entramiento, se denomina diámetro crítico ideal.

Las velocidades de entramiento que provoca el medio hipotético indicado, en el centro de barras cilíndricas de acero de distintos diámetros, pueden ser teóricamente calculadas.

Si comparamos esas velocidades de entramiento con las correspondientes a distintos puntos de una probeta Jominy (velocidades que pueden ser obtenidas experimentalmente), es posible vincular entre sí diámetros de barra (templadas hipotéticamente en el medio ideal) con distancias Jominy, sobre la base de la igualdad de velocidades de entramiento. Esto se ha hecho en la figura 3-10. Como, de acuerdo con el primer principio de la templeabilidad, a igualdad de velocidad de entramiento corresponde igual dureza, el conocimiento de la dureza del punto Jominy al cual le corresponde un 50 por ciento de

El diámetro crítico real de un acero, en un cierto medio de entriamiento, puede hallarse experimentalmente. Para ello se deben templar, en ese medio, rodillos del acero analizado, con distintos diámetros, hasta encontrar el diámetro al cual correspondrá una estructura de 50 por ciento de martensita, en el centro de la sección transversal.

Por la relación ya mencionada que existe entre dureza y estructura, el procedimiento puede ser aplicado midiendo durezas, en vez de verificar metalográficamente las estructuras obtenidas.

Si se determinan, para un acero dado, los diámetros críticos reales en medios de entriamiento de severidad de temple cada vez mayor, el valor obtenido irá creciendo y tenderá a un valor máximo correspondiente al diámetro crítico ideal.

El concepto de severidad de temple, de un medio de entriamiento determinado, puede representarse numéricamente del modo que se indica a continuación, si se asigna el valor 1 para el agua quera y el valor infinito para el medio ideal.

Supongamos que se ha determinado el diámetro crítico de un mismo acero en distintos medios de entriamiento, incluyendo el agua quera. Representemos el valor de esos diámetros en ordenadas y, en una escala arbitraria, ubiquemos la posición de cada uno de los medios de entriamiento utilizados, de modo tal que la ubicación relativa de los puntos, correspondientes a cada una de las determinaciones, resulten alineados según una curva continua y de ordenada creciente.

Si, en esas condiciones, se asigna el valor uno a la abscisa correspondiente al agua quera, se podrá asignar un valor numérico de severidad de temple, a cada uno de los otros medios utilizados.

En la curva obtenida del modo arriba indicado, el diámetro crítico ideal correspondiente a un valor infinito en las abscisas. Este hecho provee un procedimiento para determinar los diámetros críticos ideales en forma aproximada. Para ello se deberá extrapolar la curva anterior (que vincula los diámetros críticos con la severidad de temple de los medios de entriamiento utilizados), y determinar el valor máximo al que tiende el diámetro crítico, para una severidad de temple infinito.

El diámetro crítico de un acero, en un medio de entriamiento determinado, corresponde a una velocidad bien definida de entriamiento en el centro del rodillo correspondiente a ese diámetro, si la severidad de temple del medio se mantiene constante. Resulta por ello evidente, que debe existir una relación directa entre los valores de los distintos diámetros críticos de un acero, determinados en medios de entriamiento de distintas severidades. Esa relación está reflejada en la figura 3-11.

Sobre la base del segundo principio de templeabilidad, las relaciones de la figura 3-11 son válidas para todo tipo de acero. Dicha figura permite obtener el diámetro crítico ideal de un acero cuando se conoce el valor del diámetro crítico real de un acero determinado. Puede verse que el acero SAE 4135 H, cuyo diámetro crítico, en aceite mediatamente agitado, fue encontrado igual a 35,6 mm, tenderá, de acuerdo con los datos de la figura 3-11, un diámetro crítico ideal de alrededor de 75 mm. Prácticamente

martensita, en el acero) considerado, permitirá mediante la aplicación de la curva de la figura 3-10 conocer el diámetro crítico ideal de dicho acero.

Dicha figura, sobre la base del segundo principio de templeabilidad, es aplicable a todos los aceros.

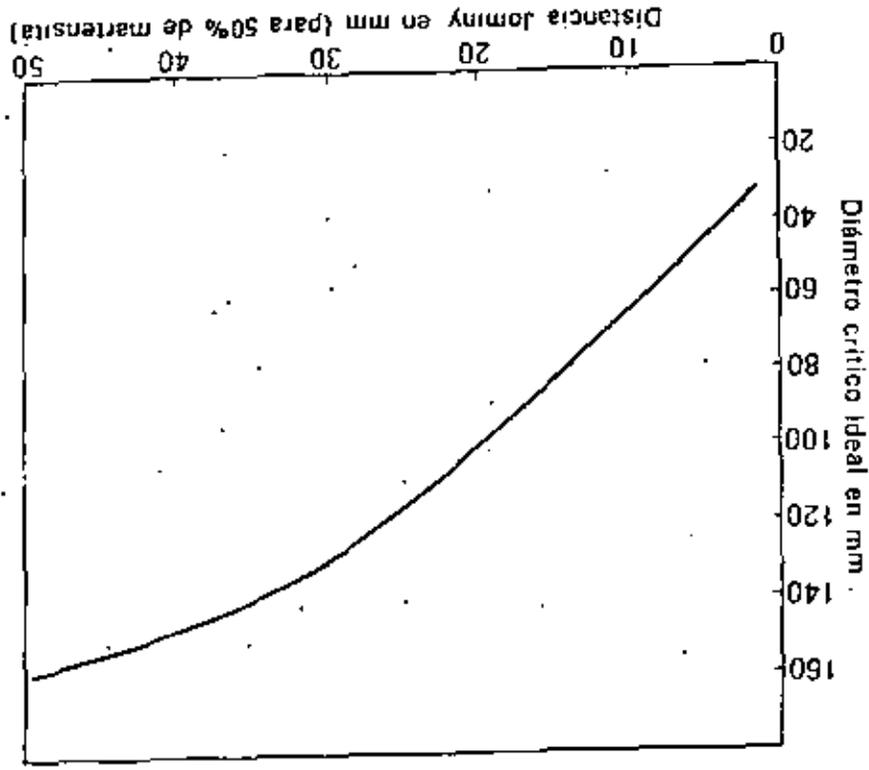


Fig. 3-10.- Relación entre distancias Jominy y diámetros críticos ideales.

La distancia Jominy a la cual corresponde, para un acero determinado, el 50 por ciento de martensita, se determina sobre la base de la curva inferior de la figura 3-9 (entrando en ella con el porcentaje de carbono de acero) y la curva Jominy correspondiente (entrando en ella con la dureza obtenida en la operación anterior).

el mismo valor se obtendría entrando, en la curva de la figura 3-10, con la distancia Jominy (12,7 mm) correspondiente, para el acero 4135 H, a un 50 por ciento de martensita.

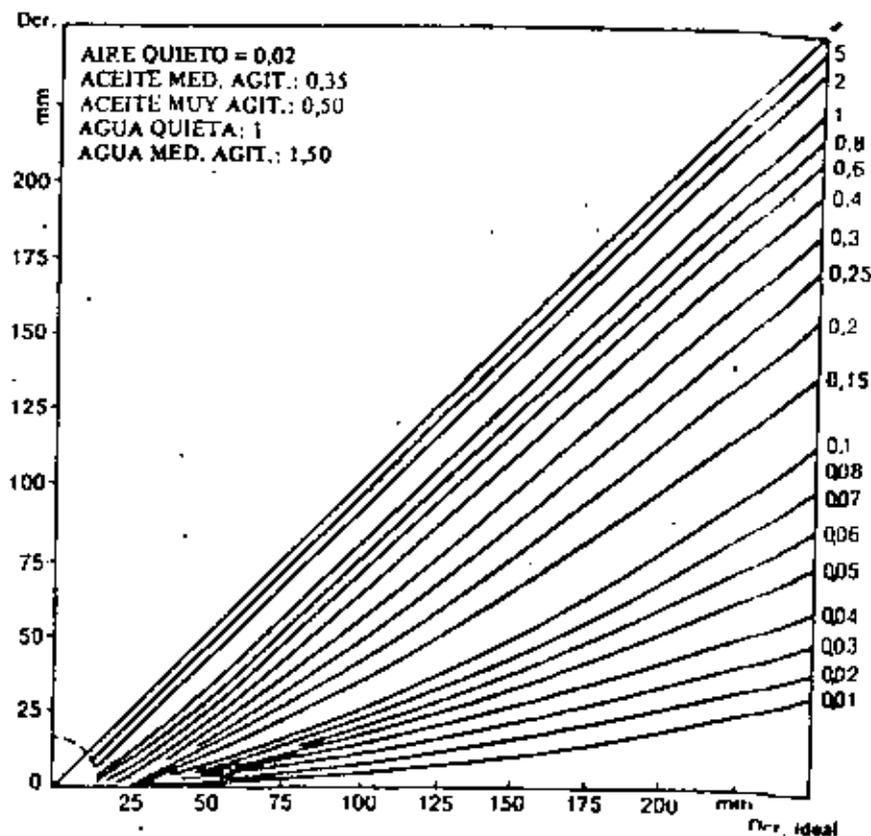


Fig. 3-11.- Gráfico de severidad de temple.

El diámetro crítico ideal de un acero puede también determinarse, en forma aproximada, a partir de un factor empírico que depende del porcentaje de carbono y del tamaño de grano. Ese factor, que define el diámetro crítico ideal de una aleación binaria de hierro y carbono, debe multiplicarse por otros factores que determinan, sobre la base de los porcentajes de los distintos

elementos de aleación del acero, la influencia de éstos en la templabilidad. Este método, desarrollado por Grossman, y que lleva su nombre, se basa en la aceptación de los principios de templabilidad N° 4 y N° 5. Aceptando además el principio de templabilidad N° 6, es posible trazar la curva Jominy correspondiente no será analizado por su escasa aplicación práctica, vinculada a su poca exactitud.

C. DISTORSION Y ROTURA EN LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS

Durante las operaciones de calentamiento y enfriamiento correspondientes a los tratamientos térmicos, se producen cambios de volumen en las piezas. Como esos cambios no son uniformes dentro de una misma pieza, aparecerán en ella tensiones internas que pueden provocar deformaciones permanentes o rotura. El que se origine uno u otro efecto, dependerá de la intensidad de las tensiones producidas, y de la capacidad de deformación plástica del material, en el momento en que actúan dichas tensiones.

1. Mecanismos de los cambios dimensionales

Las variaciones volumétricas que sufren los aceros, durante el calentamiento y el enfriamiento, son de dos tipos diferentes: las de origen puramente térmico (vinculadas a procesos de contracción y dilatación por efecto de la temperatura) y las estructurales (vinculadas a los cambios de fase con variación de volumen).

Mientras las variaciones térmicas provocan aumentos y disminuciones de volumen en razón directa respectivamente con el aumento o disminución de temperatura, las transformaciones estructurales lo hacen en sentido inverso. En efecto, la transformación de la austenita, durante el enfriamiento, provoca aumento de volumen, mientras que las transformaciones opuestas que se producen, en el calentamiento, al atravesarse la zona crítica, provocan contracción volumétrica.

El valor de las tensiones internas que aparecen durante los tratamientos térmicos se vincula con la interacción de los dos mecanismos antes mencionados de cambio de volumen, y también con la forma y volumen de la pieza. Estos dos últimos factores tienen mucha importancia, ya que las tensiones internas aparecen cuando distintas partes de una misma pieza se encuentran simultáneamente, a distinta temperatura y, por consiguiente, cambian sus dimensiones de distinto modo. El interior de las piezas cambia más lentamente de temperatura que la superficie. También cambia más lentamente la temperatura promedio de una sección transversal de gran espesor, en relación con una más delgada de la misma pieza.

2. Criterios prácticos para evitar la distorsión y la rotura

Sobre la base de los conceptos anteriores, se han establecido criterios generales, que sirven de guía en los tratamientos térmicos. Entre estos criterios podemos mencionar los siguientes, en relación con los procesos de calentamiento:

- a) Piezas de un espesor superior a 50 mm suelen presentar problemas si son introducidas para su calentamiento en hornos que estén inicialmente a más de 300° C, debiendo preferirse el calentamiento simultáneo de las piezas y del horno. El riesgo es mayor cuando el acero tiene mayor tendencia a la fragilización, como consecuencia de contenidos elevados de carbono y elementos aleados (sobre todo si la estructura inicial es martensítica), por lo que esa precaución es muy importante en el revenido de aceros aleados y de alto carbono.
- b) Conviene que el calentamiento de las piezas que deben alcanzar la temperatura de austenización, se haga a una velocidad tal que asegure un tiempo mínimo de una hora para alcanzar la temperatura final, por cada 25 mm de espesor de las piezas.
- c) Para reducir el tiempo requerido para alcanzar la temperatura de austenización sin peligros de rotura, conviene, sobre todo si las piezas deben ser calentadas a más de 1000° C, proceder a un precalentamiento progresivo hasta unos 700° C, seguido de la introducción de las piezas precalentadas, a un horno que se encuentre ya a la temperatura final deseada. La plasticidad del acero por encima de los 700° C, evita la posibilidad de agrietamiento durante la última etapa del calentamiento y, por otra parte, al reducirse el tiempo de calentamiento por arriba de los 700° C, se reduce el peligro de crecimiento del grano austenítico.

En relación con los procesos de enfriamiento, el peligro de distorsiones y roturas se manifiesta principalmente en las operaciones de temple, siendo en ellas por lo general más importantes los fenómenos asociados al cambio estructural de volumen que los de carácter exclusivamente térmico, sobre todo en aceros cuyo punto M_s se encuentra a temperaturas bajas, en las que el acero se comporta en forma más frágil.

En relación con las operaciones de enfriamiento para el temple se aconseja lo siguiente:

- a) Templar en el medio menos severo que permita obtener la estructura deseada, pues de ese modo las tensiones internas serán de menor intensidad, al reducirse las diferencias de temperatura en distintas zonas de una misma pieza.
- b) Cuando los problemas de distorsión y rotura sean muy importantes, recurrir a los temple isotérmicos (o sus variantes), que se estudian en el punto siguiente.
- c) No dejar transcurrir mucho tiempo entre la operación de temple y el revenido posterior, en aceros de tendencia fragilizante, pues pueden incrementarse, en función del tiempo, las tensiones internas de temple y provocar la rotura de las piezas. La razón de ese incremento de las tensiones no es bien conocido.
- d) En ciertos aceros, en los que el peligro anterior es muy grave, conviene aplicar la operación de revenido antes de que termine el enfriamiento de temple. Es, sin embargo, necesario alcanzar una

temperatura de enfriamiento en el temple que asegure una transformación casi total de la austenita, pues de lo contrario la transformación de ésta, durante el calentamiento del revenido, puede provocar roturas.

Si bien el enfriamiento desde las temperaturas de revenido no introduce tensiones internas importantes, ciertos aceros pueden sufrir un fenómeno especial de fragilización durante dicho enfriamiento. En oposición a lo que se requiere para reducir las tensiones internas, se evita el fenómeno señalado acelerando la velocidad de enfriamiento, para impedir una precipitación submicroscópica (a la que se atribuye la fragilidad) que se produce en ciertos aceros con mantenimiento a temperatura (o enfriamiento lento), en el rango de 450 a 590° C. Las piezas en este caso deben enfriarse en agua o aceite desde la temperatura de revenido (que debe ser superior a 590° C).

El fenómeno arriba indicado suele ser llamado enfermedad de Krupp, y es de naturaleza diferente a otro fenómeno de fragilización que se presenta en el revenido de casi todos los aceros, a temperaturas comprendidas entre 250 y 350° C, cualquiera que sea la velocidad de enfriamiento. Para evitar este problema no deben realizarse revenidos entre dichas temperaturas.

D. TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE ENFRIAMIENTO CONTROLADO

En los tratamientos térmicos convencionales, los ciclos de enfriamiento provocan las transformaciones estructurales con una disminución progresiva de la temperatura, cuya ley está dada por las características del medio en el que se realiza el enfriamiento.

En muchos casos conviene realizar un ciclo discontinuo de enfriamiento. Cuando ello sucede, se dice que los tratamientos se realizan con enfriamiento controlado.

1. Tratamientos isotérmicos

Reciben este nombre los tratamientos térmicos en los cuales las transformaciones estructurales correspondientes al enfriamiento se realizan a temperatura constante.

Se puede lograr con estos tratamientos que la austenita se transforme sin cambio de temperatura, permitiendo ello la obtención de estructuras de tipo perlítico o bainítico, según la temperatura del medio en el que se produce la transformación.

En la curva TTT de la figura 3-1 se han marcado (curvas *a-d-e* y *a-f-g*) los ciclos de enfriamiento correspondientes a estos dos tipos de tratamientos. Al que da estructura perlítica se lo denomina recocido isotérmico y al que da estructura bainítica temple isotérmico bainítico ("austempering").

Los recocidos isotérmicos suelen hacerse a la temperatura correspondiente a la nariz perlítica de los aceros, porque a esa temperatura es generalmente mínimo el tiempo total de transformación. Ello permite que estos recocidos resulten, muchas veces, de menor duración que los recocidos de velocidad de enfriamiento constante, como surge de comparar, en la figura 3-1, los ciclos *a-c* y *a-d-e*.

El temple isotérmico bainítico se realiza fundamentalmente para reducir las tensiones internas que se producen durante el enfriamiento de las operaciones de temple. Ello se logra sobre todo porque la temperatura de la pieza se uniformiza, antes de comenzar la transformación de la austenita. El hecho de que este tratamiento conduzca a la obtención de una estructura bainítica, en vez de martensítica, hace que no se lo utilice mucho, por estimarse que, a igualdad de dureza, son más resistentes a la fatiga y a las cargas bruscas las estructuras martensíticas.

2. Tratamientos escalonados

Las ventajas del temple bainítico pueden ser aprovechadas en una variante del mismo, que permite la obtención de estructuras martensíticas. Se trata en este caso de un temple escalonado que utiliza dos etapas de enfriamiento: la primera, isotérmica, es similar a la del temple bainítico isotérmico y se interrumpe, una vez que se ha uniformado la temperatura de la pieza, pero no ha comenzado aún la transformación de la austenita. El enfriamiento se continúa después al aire, retirando las piezas del baño. La curva *a-f-h-i* de la figura 3-1 esquematiza el ciclo de enfriamiento requerido para este proceso. Los resultados obtenidos con este tratamiento (llamado "martempering") son similares, en cuanto a distorsión, a los obtenidos con el "austempering", pero la estructura resultante es martensita en vez de bainita. La determinación del tiempo adecuado para extraer la pieza del baño puede presentar dificultades con ciertos aceros cuya transformación bainítica comienza muy pronto, a la temperatura isotérmica del proceso.

La temperatura del baño de enfriamiento, tanto para el "austempering" como para el "martempering" debe ser superior a la del punto M_s del acero correspondiente. Esto requiere generalmente el uso de baños constituidos por sales fundidas.

Si se desea utilizar aceite caliente, en vez de sales fundidas, no es posible, en general, por las características de los aceites, trabajar por encima de las temperaturas M_s . Como el hecho de que se separe una pequeña parte de martensita antes del enfriamiento isotérmico, no modifica en forma sensible las ventajas asociadas con la igualación de temperaturas previa a la transformación de la austenita, el tratamiento anterior puede ser hecho en aceite caliente, adoptando como temperatura isotérmica un valor compatible con las características de los aceites. En general la temperatura usada es de 180°C, que es unos 50°C inferior a la temperatura M_s de la mayor parte de los aceros cementados, en relación con los cuales este proceso de temple es principalmente usado. El ciclo *a-j-k*, de la figura 3-1, corresponde a este tipo de tratamiento.

Otro recurso más económico, pero menos efectivo que los anteriores para reducir la influencia de las tensiones internas, consiste en utilizar como medio de temple los aceites corrientes (por lo general mantenidos a unos 40°C de temperatura), y retirar las piezas del baño cuando conservan aún unos 180°C de temperatura (que deben ser apreciados sobre la base de experiencia), dejándolas luego al aire para que se complete su enfriamiento.

Los tratamientos escalonados pueden usarse también en los procesos de

recocido. Se usan para ello hornos continuos de características especiales. Estos hornos, que se usan también para los recocidos isotérmicos, constan de una cámara de austenización, una zona de enfriamiento rápido (hasta unos 600°C), y una cámara de enfriamiento controlado.

Para realizar un recocido isotérmico en este tipo de hornos, el enfriamiento rápido debe permitir alcanzar la temperatura de transformación isotérmica, sin que se corte la nariz perlítica de la curva TTT, y, en la cámara de enfriamiento, debe mantenerse constante la temperatura. Muchas veces, por razones económicas, se imponen ciclos de enfriamiento diferente, tanto en la zona de enfriamiento rápido, como en la cámara de enfriamiento controlado. El tratamiento no puede ser en ese caso denominado isotérmico, debiéndose preferir la designación de recocido escalonado.

Los tratamientos de enfriamiento isotérmico pueden ser considerados como casos particulares de los tratamientos de enfriamiento escalonado, si damos a éstos el carácter de tratamientos en los cuales los procesos de enfriamiento, previos a la transformación de la austenita, involucran por lo menos dos etapas bien diferenciadas.

E. TRATAMIENTOS TÉRMICOS EN AMBIENTES SÓLIDOS Y GASEOSOS

Las operaciones de tratamiento térmico se llevan a cabo rodeando las piezas con medios adecuados, que pueden ser de carácter sólido, líquido o gaseoso.

Cuando las piezas están rodeadas por un medio sólido, éste no es compacto, y por ello puede decirse que el medio que está en contacto con las piezas es en realidad sólido y gaseoso. La acción de ese ambiente mixto sobre las piezas, se ejerce a través de la parte gaseosa. La parte sólida actúa indirectamente sobre el acero, al provocar una modificación de la parte gaseosa del medio. Esto justifica tratar en forma conjunta los fenómenos vinculados con los medios sólidos y los exclusivamente gaseosos.

La acción de los gases durante las operaciones de tratamiento térmico, puede traducirse en reacciones químicas superficiales o fenómenos de difusión, a menos que dichos gases sean completamente neutros, en relación con las características superficiales de las piezas tratadas.

1. Oxidación y descarburación

Cuando las piezas se encuentran a temperaturas elevadas, en contacto con una atmósfera que contiene oxígeno, éste se combina con el hierro o con el carbono del acero, dando lugar a que, en la superficie de las piezas, se produzca una oxidación, en el primer caso, o una descarburación, en el segundo.

Ambos defectos pueden ser evitados realizando las operaciones en atmósferas controladas, cuyas características se analizan más adelante.

Dado el elevado costo de las atmósferas controladas, muchos tratamientos deben ser realizados sin su presencia. Para reducir los peligros de oxidación y descarburación en esos casos, deben tomarse precauciones como las que se indican a continuación.

Acortando lo más posible los ciclos de calentamiento y de mantenimiento a temperaturas elevadas, se reducen los peligros de oxidación y descarbonación, pero esto va en contra de otros factores técnicos ya analizados. De todos modos, los ciclos deben ser tan cortos como tales factores técnicos lo permitan.

Otra forma de reducir los efectos de la presencia de oxígeno en la atmósfera, es aprovechar el contacto de las piezas con los gases resultantes del proceso de combustión requerido para proveer al horno de la temperatura necesaria.

Ello suele hacerse en hornos llamados de semimuffa en los cuales, a diferencia de lo que sucede en los hornos llamados de llama directa, la combustión se lleva a cabo en una cámara separada de la cámara que contiene las piezas.²

Regulando, en los hornos de semimuffa, las características de los procesos de combustión, se puede lograr una atmósfera prácticamente neutra.

Ello resulta sin embargo difícil pues, generalmente, al pretender reducir la oxidación, se aumenta el peligro de descarbonación.³

Rodeando las piezas con materiales sólidos es posible reducir los peligros de oxidación y descarbonación, en cualquier tipo de horno. Para ello deben emplearse materiales que, al calentarse, produzcan gases que provoquen un medio aproximadamente neutro. Un método muy usado consiste en colocar las piezas en cajas, recubriéndolas totalmente con viruta de fundición de hierro seca. También se acostumbra envolver las piezas en papel y luego con chapas de hierro, asegurando una cierta hermeticidad.

Los problemas asociados a los fenómenos de oxidación se vinculan, principalmente, con la pérdida de material por desprendimiento de una cascavilla de óxido de hierro: esto modifica las dimensiones de las piezas, y encarece el costo de los procesos. En la descarbonación, se reducen las propiedades mecánicas del material, en correspondencia con la disminución del contenido de carbono en la superficie.

La descarbonación superficial es particularmente peligrosa en piezas que soportan tensiones elevadas de fatiga, como los resortes, pues la resistencia a la fatiga disminuye mucho en relación con capas descarbonadas, aun de pequeño espesor.

2. Empleo de cementantes sólidos

El empleo más generalizado de los medios sólidos, es el de proveer condiciones adecuadas para el tratamiento termoquímico de cementación. Para ello, las piezas a tratar se colocan, juntamente con materiales llamados cementantes sólidos, en cajas de metal que son luego introducidas en hornos

² Cuando la cámara que contiene las piezas está separada no solamente de la cámara de combustión, sino también de los productos de ésta, los hornos se llaman de muffa.

³ Se prefiere generalmente que la atmósfera, en ese tipo de hornos, resulte ligeramente oxidante pues, de ese modo, se forma sobre las piezas un óxido continuo y de poco espesor, que evita que el fenómeno de oxidación continúe y que las piezas se descarbonen.

de muffa o de semimuffa. El proceso correspondiente se denomina cementación en cajas, o cementación sólida.

Pese a que la cementación sólida está siendo, cada vez más, reemplazada por la líquida y, sobre todo, por la gaseosa, su empleo es aún importante, incluso en países muy industrializados.

Con precauciones especiales, y usando un buen cementante, la calidad de las piezas es comparable y a veces superior a la obtenida por otros métodos. Para conseguir buenos resultados se deben extraer periódicamente probetas, que se cementan juntamente con las piezas. De ese modo es posible determinar el tiempo requerido para alcanzar la profundidad de capa deseada.

La dificultad para realizar el temple directo, es un inconveniente de este tratamiento. El tener que volver a calentar las piezas para el temple encarece el proceso y lo hace poco apropiado cuando las piezas no pueden ser posteriormente rectificadas para eliminar las distorsiones provocadas por el temple. Otro inconveniente es la dificultad de automatizar los procesos.

La ventaja principal de la cementación sólida radica en el reducido costo de instalación de los equipos necesarios. Las cajas, en las que se colocan las piezas junto con el cementante, se construyen generalmente con acero inoxidable. El consumo de estas cajas es un factor importante en el costo del proceso.

3. Atmósferas controladas

Las atmósferas controladas reciben ese nombre porque, sólo mediante un control riguroso de la naturaleza y porcentaje de los gases que las componen, es posible lograr los objetivos buscados con ellas.

Con el uso de atmósferas controladas no sólo es posible evitar los efectos del oxígeno del aire sobre las piezas, sino que, además, ellas permiten la realización de tratamientos termoquímicos (en fase gaseosa) de cementación, nitruración y carbonitruración, mediante la transferencia al acero de carbono, nitrógeno, o de ambos elementos a la vez.

La posibilidad de incorporar carbono permite también otras aplicaciones de las atmósferas controladas, tales como contrarrestar la presencia de descarbonación superficial, y aun cambiar totalmente el contenido de carbono de piezas de poco espesor (por ejemplo, es posible transformar una chapa de acero SAE 1010 en otra de SAE 1060 después de haber efectuado un proceso de deformación plástica, difícil de realizar con este último acero).

En los procesos de cementación gaseosa se usan principalmente atmósferas que, por el carácter del proceso usado en su preparación, son llamadas endotérmicas. Otras atmósferas usadas en estos procesos se basan en la gasificación de un fluido que se introduce gota a gota en la cámara del horno, o en una combustión controlada de sustancias combustibles (estas últimas se denominan atmósferas exotérmicas).

La preparación de las atmósferas endotérmicas se basa en el pasaje de una mezcla de gas domiciliario y aire, a través de una columna de material

refractorio granulado, a elevada temperatura. Durante ese pasaje se producen reacciones químicas que conducen a la obtención de un gas con escaso contenido de CO_2 y de vapor de agua. El carácter de dichas reacciones es tal que, a pesar de que el fenómeno general tiene las características de una combustión, el balance final es de tipo endotérmico, como lo indica el hecho de que, para que las reacciones puedan tener lugar, debe suministrarse calor al sistema.

El material granulado de la columna de transformación está formado fundamentalmente por sales de níquel, y su función es catalítica, es decir que activa las reacciones sin intervenir en ellas.

Una vez formada la atmósfera con las características deseadas, ella es enfriada para fijar las transformaciones producidas. Se la introduce luego en las cámaras de los hornos, donde toma la temperatura de las mismas.

Las características de las atmósferas endotérmicas pueden ser modificadas sobre la base de la cantidad relativa de gas y de aire con que se las prepara. Posteriormente pueden hacerse ajustes en las cámaras de los hornos, mediante nuevos agregados de aire o de gas.

En los procesos de carbonitruración gaseosa se usan también atmósferas endotérmicas agregando, junto con los ajustes de gas y aire, amoníaco gaseoso, que provee las cantidades requeridas de nitrógeno atómico.

En los procesos de nitruración gaseosa el gas empleado se obtiene directamente por disociación de amoníaco, disociación que se provoca generalmente en la misma cámara del horno.

4. Métodos de control de atmósferas

Las características de las atmósferas endotérmicas pueden ser modificadas sobre la base de la actividad química del carbono en la atmósfera. En estado de equilibrio, esa actividad, tiene el mismo valor en el gas que en el acero, si se adopta el mismo estado de referencia. Generalmente se toma como referencia el estado grafitico del carbono.

La actividad del carbono está vinculada con el potencial químico del mismo. Este parámetro también resulta el mismo tanto para la atmósfera como para el acero, y por ello muchas veces se habla de potencial de carbono, en vez de actividad del carbono, cuando se quiere significar la capacidad de una atmósfera de incorporar carbono al acero.

Lo que interesa conocer en los procesos de cementación es el porcentaje de carbono que tiene el acero cuando se encuentra en equilibrio con condiciones dadas de la atmósfera. Dicho porcentaje está vinculado con la actividad del carbono, mediante la relación $C_c = \gamma a_c$, donde C_c es la concentración en peso del carbono en el acero; a_c la actividad del carbono y γ un factor de proporcionalidad, llamado coeficiente de actividad, que no es constante, pero que puede ser determinado experimentalmente.

El cálculo de a_c puede hacerse sobre la base de las cantidades porcentuales de los gases de la atmósfera que reaccionan químicamente entre sí para dar origen a la formación de carbono atómico. Una de estas reacciones es la siguiente:



Entre las cantidades porcentuales en volumen de CO , CO_2 y la actividad a_c existe una relación constante, para condiciones dadas de temperatura y presión. Dicha relación define lo que se denomina constante de equilibrio de la reacción, valor que puede ser determinado experimentalmente y que se designa con la letra K . El valor de K para la reacción (1) viene dado por la expresión:

$$K = \frac{(\text{CO})^2}{(\text{CO}_2) a_c} \quad (2)$$

Donde (CO) y (CO_2) determinan las cantidades porcentuales de CO y de CO_2 respectivamente. K es un valor constante de la reacción, que depende sólo de la presión y la temperatura. La expresión 2 permite pues determinar a_c cuando se conocen los porcentajes de CO y CO_2 de la atmósfera.

Para conocer la concentración C_c del carbono en el acero, debe calcularse previamente a_c con la expresión (2) y, mediante el gráfico de la figura 3-12, determinar luego el valor de C_c .

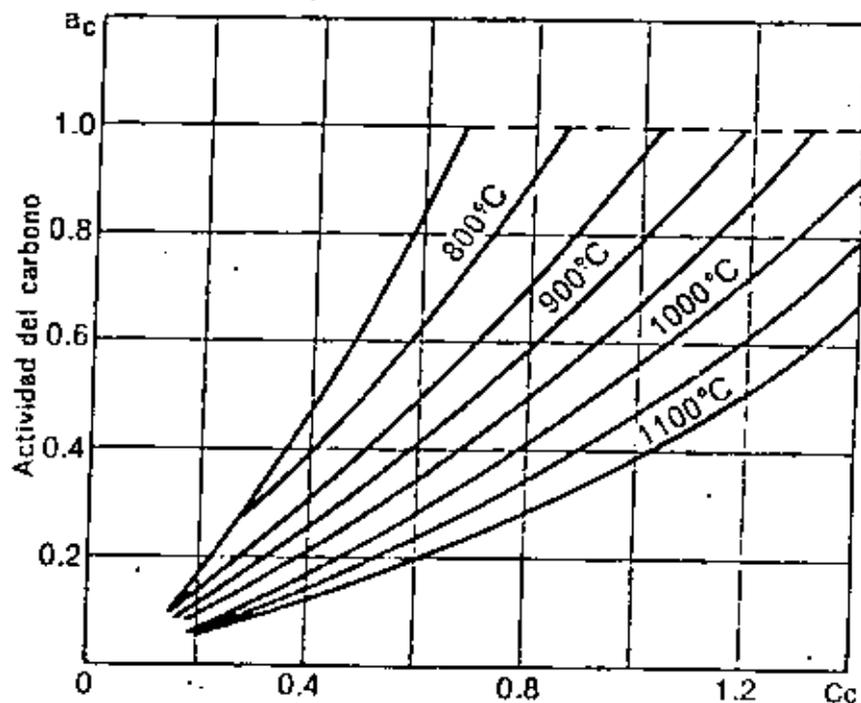


Fig. 3-12.— Relación entre actividad y concentración de carbono en la austenita de los aceros.

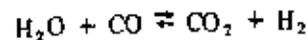
Como en las atmósferas endotérmicas el contenido de CO es aproximadamente cien veces mayor que el de CO₂, puede variarse en forma importante el contenido de este último sin que se afecte sensiblemente el contenido de CO de la atmósfera. Suele ser por ello posible considerar que la actividad del carbono depende exclusivamente del contenido de CO₂ y despreciar, al aplicar la fórmula 2, las variaciones en el contenido de CO.

Tomando esto en consideración, es posible establecer una relación directa entre actividad del carbono y porcentaje de CO₂, relación que, a presión atmosférica, dependerá solamente de la temperatura. Como el coeficiente γ , dentro de las condiciones que se presentan en la práctica, puede tomarse como independiente de la concentración (a temperatura constante), los aparatos que miden el contenido de CO₂ de las atmósferas endotérmicas pueden ser calibrados para dar la lectura directa del porcentaje de carbono de las piezas. Esta lectura puede no sólo ser registrada en forma permanente durante el proceso, sino que es posible comandar automáticamente, por métodos electrónicos, los ajustes de gas y aire necesarios para que el porcentaje de carbono se mantenga en un valor preestablecido.

Los equipos automáticos que operan de este modo, miden generalmente el porcentaje de CO₂ mediante un proceso de absorción de rayos infrarrojos.

También existen equipos similares que determinan el porcentaje de carbono sobre la base de la medición del contenido de vapor de agua de la atmósfera.

La vinculación entre el contenido de vapor de agua de la atmósfera y el de CO₂ se basa en la reacción siguiente:



Esta expresión permite determinar la constante de equilibrio:

$$K_w = \frac{(\text{CO}_2)(\text{H}_2)}{(\text{H}_2\text{O})(\text{CO})} \quad (3)$$

Esta constante, como K , varía sólo con la presión y la temperatura.

Por otra parte, no sólo el contenido de CO sino también el de H₂ puede tomarse como constante en las atmósferas endotérmicas. Ello indica que, de acuerdo con la expresión (3), existirá una relación directa entre el contenido de vapor de agua de la atmósfera y el de CO₂. Como a cada valor de (CO₂) corresponde un valor de C_c, la concentración de carbono del acero pasa a depender del contenido de vapor de agua de la atmósfera. Este a su vez determina el parámetro llamado punto de rocío, que mide la temperatura a la cual el vapor de agua se condensa, en la atmósfera que se analiza.

El conocimiento del punto de rocío permite pues determinar el contenido de carbono del acero. Los aparatos de control del punto de rocío pueden adecuarse, como los de absorción de rayos infrarrojos, para el control y regulación automáticos de las atmósferas de los hornos.

Otros métodos de control de atmósferas cementantes se basan en princi-

pios diferentes. Existen aparatos de lectura directa y aun de comando automático, basados en la cromatografía de gases o en la variación que, como consecuencia de la incorporación de carbono, se produce en la conductibilidad eléctrica de un alambre muy fino de hierro puro.

Para la verificación de los equipos de control de atmósfera se suele usar el análisis en laboratorio de los gases, aplicando el método Orsat. Este método no es muy preciso para determinar las cantidades de CO₂ de las atmósferas endotérmicas, por ser éstas demasiado pequeñas para la sensibilidad del método.

El modo más correcto de verificación, calibración y corrección de los aparatos de medida, consiste en analizar periódicamente el contenido de carbono de muestras colocadas en el horno. Estas muestras son chapas muy finas de acero de muy poco carbono, que adquieren totalmente el contenido de carbono correspondiente a las condiciones de la atmósfera, y que pueden luego ser analizadas químicamente para hallar dicho valor. Por este método se eliminan los errores vinculados a las simplificaciones aceptadas para la determinación del CO₂, y se tienen en cuenta también otros errores asociados al grado de equilibrio termodinámico alcanzado, el cual no es nunca perfecto, ya que depende del tipo de horno utilizado, de la duración del proceso, y de la naturaleza de las cargas.

Las atmósferas usadas en los procesos de carbonitruración son controladas, del mismo modo que las de cementación, en lo referente al contenido de carbono. El contenido de nitrógeno del acero, por otra parte, no puede ser controlado sino por el flujo de amoníaco introducido en el horno; dicho flujo debe ser determinado experimentalmente en cada caso, sobre la base de los resultados obtenidos.

La presencia de nitrógeno en las atmósferas de carbonitruración presenta el inconveniente de alterar las características de los aparatos automáticos de control de atmósfera basados en el punto de rocío, pero no en los basados en la absorción de rayos infrarrojos. Puesto que los procesos de carbonitruración se realizan muchas veces en los mismos hornos usados para cementación, tiende a discontinuarse el uso de equipos automáticos de control, basados en el punto de rocío.

En las atmósferas de nitruración el porcentaje de amoníaco disociado, se controla midiendo el flujo de amoníaco introducido en el horno. El valor requerido depende de las características de las cargas. Para lograr porcentajes elevados de nitrógeno atómico, suele ser necesario recurrir al uso de equipos que producen una disociación del amoníaco, previa a su introducción en la cámara del horno, disociación que continúa en dicha cámara.

5. Tratamientos de cementación en atmósferas controladas

En los procesos de cementación gaseosa, el número de piezas a tratar, y las características de éstas, determinan la elección del método más conveniente a utilizar.

Si se debe tratar un número no muy grande de piezas por día y ellas presentan características muy diferentes entre sí, sobre todo en cuanto a espesor de capa, suele resultar más conveniente el método de atmósferas

zona de fragilización, la rápida velocidad de calentamiento posterior no otorga muchos riesgos de rotura.

La mayor rapidez de calentamiento de los baños de sal con respecto a los hornos de radiación o de convección gaseosa se debe a que, en los primeros, el calentamiento se hace por conducción y está limitado sólo por la conductibilidad calórica del acero.

Los problemas de oxidación y descarbonación se evitan con los calentamientos en baños de sales, pero es necesario tener en cuenta la posibilidad de que se produzcan reacciones corrosivas en la superficie de las piezas, por la acción química de ciertas sales sobre el acero.

En los procesos de enfriamiento, que siguen a los de calentamiento en baños salinos, las piezas continúan protegidas por una capa de sal que evita la acción del oxígeno del aire y reduce la velocidad inicial de enfriamiento. La protección antioxidante es importante, pero no lo es tanto la reducción de la velocidad inicial de enfriamiento.

Cuando la pieza deba ser enfriada en otro baño salino, se deberá cuidar que exista compatibilidad entre las sales del baño de calentamiento y las del baño de enfriamiento, pues la mezcla de ciertos tipos de sales puede provocar peligrosas explosiones.

Los baños salinos pueden ser utilizados como medio de calentamiento y/o enfriamiento en todo tipo de tratamientos, incluyendo los isotérmicos, y los termoquímicos. Se adaptan muy bien para los calentamientos localizados, porque la rápida velocidad de calentamiento permite lograr la temperatura deseada sin que el calor se extienda mucho a las zonas vecinas de la que se desea calentar. Los calentamientos por inducción resultan sin embargo más prácticos, en la mayor parte de los casos, para tratamientos localizados.

2. Tratamientos termoquímicos en baños de sal

En los tratamientos termoquímicos, los baños salinos permiten la incorporación en el acero tanto de carbono como de nitrógeno siendo por lo general difícil evitar, debido al tipo de sales empleadas, que ambos elementos se introduzcan simultáneamente, ya que los constituyentes principales de dichas sales son siempre, en estos procesos, cianuros de metales alcalinos que al descomponerse en contacto con el hierro, en presencia de oxígeno, liberan tanto carbono como nitrógeno atómicos.

Los activantes agregados a los baños de cianuros para que el proceso pueda ser considerado una cementación, son principalmente cloruros y, en especial el de bario.

Los procesos de cementación en sales resultan convenientes para el caso de lotes pequeños de piezas y una producción variada, sobre todo porque sus ciclos son más cortos que los de otros métodos de cementación. La dificultad de controlar la calidad, y la de mantener adecuadas condiciones ambientales, conspiran sin embargo contra el uso de estos métodos.

La carbonitruración en sales (cianuración) se utiliza en piezas de pocos requerimientos, sobre todo por el poco espesor de capa que se consigue, y la dificultad de tratar (por peligro de roturas) aceros con porcentaje de carbono superior a 0,25 por ciento (que compensarían el bajo espesor de capa,

como sucede en la carbonitruración gaseosa). Por otra parte, la cianuración es un proceso muy económico, que requiere pocos gastos de instalación, por lo que su uso está muy extendido.

Los procesos de nitruración en sales, que se realizan a menores temperaturas que los anteriores (alrededor de 570°C), han experimentado un gran desarrollo en los últimos años, sobre todo por ser de corta duración y no producir distorsiones importantes, permitiendo su aplicación en piezas terminadas.

En estos procesos las sales de cianuros son activadas por la incorporación de oxígeno, por el uso de ciertas sales características, como el sulfito de sodio, por la incorporación de amoníaco, o por efectos de ionización electrolytica.

Los procesos de mayor uso son los que se basan en la incorporación de aire a presión (proceso "Tenifer" o "Tufftride") y los que se basan en el agregado de sulfito de sodio (sulfinizado). Estos procesos, sobre todo el primero, con el que se consiguen resultados más consistentes, están reemplazando a la nitruración gaseosa tanto por el menor costo de la operación como por las ventajas que presentan para ciertas aplicaciones.

G. APLICACIONES ESPECIFICAS DE LOS TRATAMIENTOS TERMICOS

Las características de los equipos usados en los tratamientos térmicos están muchas veces determinadas por el tipo de piezas a tratar. Por ello conviene analizar separadamente los requerimientos vinculados con el tratamiento térmico de grupos de piezas que pueden interesar en forma exclusiva a un determinado sector industrial.

Sobre la base de ese análisis se podrá determinar, en cada caso, si conviene instalar hornos de aplicaciones generales o si, por el contrario, de acuerdo con los requerimientos específicos, es más conveniente instalar equipos especialmente diseñados para esos requerimientos.

1. Tratamientos térmicos de productos semielaborados

Durante la fabricación de los productos semielaborados, puede ser requerida la aplicación de tratamientos térmicos con el fin de facilitar la prosecución de los procesos. Ello sucede sobre todo con la elaboración en frío de barras, chapas y alambres, que pueden adquirir, durante el proceso, un elevado grado de endurecimiento mecánico que haga imposible que continúe la operación sin que se produzcan roturas. El tratamiento que se aplica en esos casos es un recocido subcrítico de recristalización, que ablanda el material.

Este tipo de recocido puede también ser aplicado como operación final de los productos deformados en frío, cuando éstos son requeridos en estado blando para facilitar la elaboración posterior de piezas. Más comúnmente, estos materiales se entregan con distintos grados de dureza, obtenidos mediante procesos de deformación en frío de intensidad controlada. Para ciertas aplicaciones que así lo requieren, se aplican operaciones de temple y revenido.

formadas por goteo de un líquido, o el uso de atmósferas exotérmicas (para producciones menores y más variadas pueden resultar más ventajosos, económicamente, los procesos de cementación sólida o en sales).

Como los mejores resultados se obtienen con el uso de atmósferas endotérmicas, la utilización de los métodos antes indicados no resulta aceptable, cualquiera que sea la cantidad de piezas, cuando las exigencias de calidad son muy rigurosas (sobre todo en cuanto a control de tolerancias dimensionales). El elevado costo de los procesos basados en el uso de atmósferas endotérmicas hace, sin embargo, que ellos se utilicen casi exclusivamente en la producción de series grandes de piezas.

Existen dos métodos de cementación en atmósferas endotérmicas que se adaptan a una producción en serie automatizada: el método continuo y el intermitente a doble cámara.

En el método continuo los hornos tienen una cámara larga que es recorrida progresivamente por las piezas mientras va aumentando en las mismas el contenido de carbono. Al final de la cámara las piezas son templadas, generalmente sin retirarlas del horno (para que queden protegidas de la acción del oxígeno del aire), y pasan luego a operaciones de limpieza y de revenido. El transporte de las piezas dentro del horno puede hacerse por cadenas transportadoras, o simplemente haciendo que las piezas que se van introduciendo (en dispositivos especiales) vayan empujando a las que ya están en el horno.

En el método intermitente a doble cámara, las piezas se cementan en una cámara que puede ser independizada (mediante una puerta), de otra cámara en la que se encuentra la cuba de temple. Esta disposición permite que el temple pueda ser hecho sin que las piezas estén en contacto con el aire y, además, se reduce la pérdida de tiempo entre carga y descarga, ya que es posible introducir un nuevo lote de piezas mientras el anterior está en la cuba de temple. Este último puede ser luego retirado sin interrumpir el proceso de cementación del nuevo lote. El ciclo puede ser automatizado mediante una sincronización de la apertura y cierre de la puerta intermedia, en relación con las operaciones de carga y descarga.

La comparación de los dos métodos antes indicados permite concluir en una ventaja económica del método continuo, para grandes series, pero existe el inconveniente, con este método, de que es difícil procesar en un solo horno cargas en las que el espesor de capa varía en forma importante de un lote a otro de piezas.

Con los hornos intermitentes las piezas que requieren distintos espesores pueden ser tratadas en lotes de iguales requerimientos, procesados en forma sucesiva.

El método intermitente, a doble cámara, tiene también la ventaja de permitir la obtención de un mayor grado de equilibrio entre los componentes de la atmósfera. Ello hace posible un mayor acuerdo entre los resultados prácticos y los previstos por la teoría.

6. Carbonitruración y nitruración gaseosas

En los procesos de carbonitruración gaseosa la presencia de nitrógeno en

la atmósfera reduce la temperatura de austenización de los aceros, y por ello pueden usarse temperaturas de procesos inferiores a las de cementación. Esto permite utilizar aceros con mayor contenido de carbono sin peligros de distorsión o rotura, a lo cual contribuye también el bajo espesor de las capas carbonitruradas. La mayor dureza de núcleo, lograda como consecuencia del mayor contenido de carbono, contrarresta la influencia de la pequeña profundidad de capa en relación con las cargas específicas que deben soportar las piezas en servicio.

Las operaciones de nitruración gaseosa se realizan según dos tipos de procesos denominados de simple o de doble etapa, que se diferencian por las características de la capa obtenida.

En ambos procesos se forma, sobre la verdadera capa de nitruración, una zona frágil, llamada capa blanca, que por lo general debe ser eliminada por rectificación posterior. En los tratamientos de doble etapa dicha zona tiene menor espesor, y requiere menos rectificación para ser eliminada.

El método de doble etapa consiste en utilizar dos ciclos diferenciados por el flujo de amoníaco introducido; el primer ciclo es similar al correspondiente al proceso de simple etapa. El segundo requiere la introducción en el horno de amoníaco previamente disociado.

A igualdad de otros factores, el método de doble etapa permite un menor consumo de nitrógeno, pero se usa menos por su mayor complejidad y poca ventaja técnica en la mayoría de las aplicaciones.

Los hornos de nitruración constan en general de una cámara cilíndrica vertical y trabajan en forma discontinua.

F. TRATAMIENTOS TERMICOS EN AMBIENTES LIQUIDOS

Tanto para el calentamiento como para el enfriamiento de los procesos de tratamientos térmicos pueden usarse sustancias líquidas.

Se ha analizado ya la influencia de distintos tipos de líquidos en los procesos de enfriamiento de un temple convencional. El factor más importante es, en ese caso, la severidad de temple.

Los medios líquidos pueden ser usados también para el calentamiento de las piezas y para los ciclos de enfriamiento vinculados con los tratamientos isotérmicos y escalonados.

En esos casos los líquidos empleados son comúnmente sales fundidas.

1. Consideraciones generales sobre tratamientos térmicos en baños de sal

Si, durante un proceso de tratamiento térmico, una pieza fría de acero es introducida en un baño salino caliente, se forma en la superficie de la pieza una corteza sólida de sal que actúa como un retardador de la transmisión de calor, reduciéndose así los peligros de agrietamientos vinculados con una excesiva velocidad inicial de calentamiento.

Cuando la mencionada corteza se ha fundido, el acero tiene por lo general una temperatura suficiente como para que, por haberse superado la

Los tratamientos de recocido de recristalización de los aceros suelen llevarse a cabo a temperaturas de alrededor de los 700°C.

Muchas veces se utilizan hornos de atmósfera controlada para evitar que se dañe la terminación superficial que se obtiene en los materiales terminados en frío.

Los productos elaborados exclusivamente por procesos de deformación en caliente no requieren tratamientos térmicos durante su elaboración y, en la mayoría de los casos, tampoco tratamientos térmicos de terminación. Cuando éstos son requeridos, suelen consistir en tratamientos convencionales de normalizado, o de temple y revenido. En los aceros de alto carbono, el tratamiento térmico final consiste generalmente en un recocido de esferoidización para facilitar el mecanizado. Este tipo de tratamiento se usa también, en aceros hipoeutectoides, para facilitar los procesos de forja en frío.

2. Tratamientos térmicos de piezas mecánicas

Se conocen con el nombre de piezas mecánicas aquellas que se emplean en la fabricación de vehículos, equipos, instrumentos y otras construcciones de la industria mecánica.

Se caracterizan estas piezas por aplicarse en ellas un elevado número de operaciones de mecanizado, requeridas por la precisión dimensional que se exige a este tipo de piezas.

Las operaciones de mecanizado se realizan sobre piezas en bruto (forjadas o fundidas), o sobre productos semielaborados (sobre todo barras cilíndricas).

Los tratamientos térmicos de las piezas mecánicas pueden ser realizadas antes o después de las operaciones de mecanizado.

Los procesos de recocido y de normalizado se efectúan casi siempre antes del mecanizado.

Las operaciones de temple y revenido conviene realizarlas también antes del mecanizado, pues de ese modo se eliminan muchos defectos asociados con los tratamientos térmicos, principalmente los de distorsión.

Si la dureza requerida después del tratamiento de temple y revenido es muy elevada, pueden presentarse dificultades para las operaciones de mecanizado.

En ese caso puede realizarse parte de esas operaciones antes del tratamiento térmico, completando después la fabricación de la pieza.

Muchas veces, por razones de dureza elevada o de exigencias de terminación superficial, las operaciones que se realizan después del temple y revenido emplean herramientas abrasivas.

El proceso de rectificado es el más empleado para ese fin.

Las piezas que deben ser templadas y revenidas son generalmente sometidas, antes del mecanizado, a operaciones de normalizado y/o recocido. El objeto es uniformar la estructura del material para obtener mejores características con el temple posterior. Con aceros al carbono, esta operación suele ser omitida por razones de economía.

Cuando se deben aplicar tratamientos termoquímicos, los mismos deben realizarse con las piezas terminadas, o cuando faltan sólo operaciones de

rectificado. Estas últimas permiten ajustar las dimensiones finales corrigiendo las distorsiones provocadas por el proceso. Por razones económicas, muchas piezas cementadas o carbonitruradas, en especial engranajes, suelen usarse sin operaciones de mecanización posteriores al tratamiento. En esos casos se deben tomar precauciones especiales para evitar distorsiones. Los mejores resultados se obtienen usando hornos con atmósferas endotérmicas y realizando el temple directo en aceite o sales, a temperaturas del orden de los 180°C.

Mejores resultados, en cuanto a distorsión, se logran templando las piezas en prensas. Esta operación consiste en colocar las piezas calientes en dispositivos especiales que impiden su deformación durante el enfriamiento. Este se realiza con aceite a presión, que pasa a través de orificios del dispositivo.

Los tratamientos de endurecimiento superficial se aplican generalmente utilizando el principio de temple por inducción. El aumento localizado de resistencia mecánica se logra por elevación de dureza y por crearse en la superficie templada tensiones residuales de compresión. Estas mejoran el comportamiento de la pieza ya que la misma trabaja a la flexión y, en ese caso, son las tensiones de tracción las que provocan la rotura.

Los tratamientos de inducción se aplican también para ablandar localmente piezas totalmente endurecidas. Para ello se aplica calor pero se suprime la ducha, realizándose el enfriamiento al aire. De este modo se puede reducir la fragilidad de zonas entalladas (sobre todo partes roscadas) ya que los materiales duros poseen coeficientes de concentración muy elevados en correspondencia con entalladuras. Al ablandarse localmente las zonas entalladas, la resistencia mecánica en definitiva aumenta, por disminuirse en esas zonas el factor de concentración de tensiones.

Los equipos para calentamiento por inducción pueden ser de media y de alta frecuencia. Los primeros se usan cuando se necesita que el calor penetre a bastante profundidad desde la superficie de calentamiento. Los equipos de media frecuencia son más costosos que los de alta frecuencia pues éstos pueden funcionar con circuitos de válvulas, mientras que los de media frecuencia requieren generadores especiales de corriente.

Los tratamientos superficiales basados en el calentamiento con sopletes son menos utilizados que los de inducción en el tratamiento de piezas mecánicas.

3. Tratamientos térmicos de herramientas, moldes y matrices

El tratamiento térmico de herramientas, moldes y matrices tiene exigencias especiales que justifican su estudio por separado.

En muchos casos los procesos de normalizado no pueden aplicarse, por ser templables al aire los aceros empleados. Cuando el normalizado puede realizarse, se aplica como una operación previa al recocido, con el fin de mejorar la homogeneización de las estructuras de forja o laminación.

Los trozos de acero para la fabricación de herramientas, moldes y

matrices se adquieren por lo común en estado recocido, porque la dureza sobre temple requerida por las piezas es generalmente muy elevada. Sin embargo, existe la tendencia a fabricar cierto tipo de moldes y matrices partiendo de bloques en estado de temple y revenido, por las ventajas ya enunciadas de no tener que tratar las piezas terminadas. Con durezas de hasta $40 R_c$, ciertos aceros pueden ser mecanizados con herramientas comunes; usando procesos de mecanizado sin arranque de virutas, la dureza no es un problema para la mecanización de bloques tratados.

Por utilizarse comúnmente, en la fabricación de herramientas, moldes y matrices, aceros con elevado contenido de carburos, el tipo más usado de recocido es el de austenización parcial, con enfriamiento dentro del horno, a razón de unos 10 a 20°C por hora. Las piezas pueden ser retiradas del horno, para su enfriamiento al aire, cuando alcanzan unos 540°C de temperatura.

Cuando las piezas deben ser vueltas a templar, se las deberá recocer previamente, para evitar agrietamientos atribuidos a la formación de granos austeníticos de diferentes tamaños.

En ciertos casos las piezas deben ser sometidas a tratamientos de recocido subcrítico durante los procesos de mecanizado, para evitar que las tensiones residuales provocadas por dichos procesos originen deformaciones inaceptables, al ser eliminadas durante la operación de calentamiento para el temple final.

Tanto en las operaciones de recocido, como en las de temple, deben tomarse precauciones para evitar la descarburación y oxidación superficiales si los tratamientos se hacen con piezas terminadas; también deben tomarse precauciones para asegurar una adecuada disolución de carburos, sin un crecimiento elevado del tamaño de grano austenítico. Es en general preferible, para ello, aumentar los tiempos de permanencia más que la temperatura de austenización; dichos tiempos están, por otra parte, vinculados al tamaño de las piezas.

Los procesos de calentamiento, tanto para el temple como para el recocido y el normalizado, deben ser hechos en forma lenta, por su influencia en los fenómenos de distorsión y rotura. Cuando las temperaturas de temple son muy elevadas, conviene proceder al precalentamiento, que es mandatorio en varios aceros.

Salvo el caso de aceros al carbono, que pueden templarse en agua, el enfriamiento desde la temperatura de temple debe ser hecho al aire o en aceite. Se debe preferir el enfriamiento más lento que permita obtener la estructura deseada. En los aceros templados al aire, puede acelerarse el enfriamiento en las zonas gruesas mediante chorros de aire, para uniformar el enfriamiento. A veces los hornos de temple suelen llevar una cámara de enfriamiento regulable, en la que pueden aplicarse diferentes ciclos de acuerdo con las exigencias de cada pieza. Cuando las piezas son templadas en aceite, es muy común utilizar los temple escalonados martensíticos.

En los aceros de herramientas, moldes y matrices, es por lo general imprescindible recurrir al revenido inmediatamente después del temple, siendo conveniente no dejar enfriar del todo las piezas antes de ser introducidas

en el horno de revenido. Este debe estar a temperatura inferior a los 100°C y la temperatura debe elevarse en forma simultánea con la de las piezas.

Es corriente aplicar, en estos aceros, más de una operación de revenido. Ello permite no sólo un mejor control de la dureza final, sino la eliminación de los riesgos asociados a la presencia de austenita residual. Esta se transforma en martensita con el primer revenido, lo cual daría demasiada fragilidad al material. Con un nuevo revenido la martensita pierde su fragilidad, aunque la temperatura del nuevo revenido sea igual a la del primero.

La eliminación de la austenita residual después del temple puede lograrse en algunos casos por aplicación de los tratamientos llamados subceero, que consisten en enfriar las piezas inmediatamente después del temple, hasta temperaturas inferiores a 0°C . En general este recurso no arroja resultados confiables, en estos tipos de aceros, como para suprimir las operaciones de revenidos repetidos.

El tiempo a la temperatura de revenido debe ser por lo menos de una hora, después de haber sido alcanzada la temperatura correspondiente en toda la pieza.

Como estos aceros no tienen tendencia a la aparición del fenómeno denominado enfermedad de Krupp, y los revenidos son en general de temperatura elevada, debe evitarse el enfriamiento brusco desde la temperatura de revenido, por peligro de aparición de tensiones residuales. El enfriamiento al aire es en general suficiente.

Los aceros aleados para herramientas, moldes y matrices suelen presentar el fenómeno denominado de endurecimiento secundario, durante las operaciones de revenido. Este fenómeno consiste en una elevación de dureza con la temperatura hasta un valor característico de ésta. El fenómeno se asocia con un endurecimiento por precipitación, provocado por los carburos aleados. Estos, al precipitar después de haberlo hecho el carburo de hierro, serían responsables del endurecimiento. Es peligroso reventar los aceros a temperaturas inferiores a las que dan origen al máximo de dureza asociado al mencionado fenómeno. Con temperaturas de revenido superiores a la de máxima dureza, el peligro de fragilización desaparece.

Los procesos de calentamiento para los tratamientos térmicos requeridos en la fabricación de herramientas, moldes y matrices, se realizan tanto en baños de sales, como en hornos de mufla o de semimufla, usándose también hornos de calentamiento eléctrico. La ventaja de utilizar sales, se vincula al hecho de reducir los tiempos de los procesos y de los peligros de oxidación y descarburación.

La disminución de los tiempos de los procesos, con el empleo de sales, se basa en la mayor velocidad de calentamiento que puede conseguirse con ello. Eso representa un peligro puesto que, como se dio, un calentamiento muy brusco puede provocar distorsiones o roturas. Es por ello más seguro realizar las operaciones en hornos convencionales (a combustible o eléctricos) protegiendo adecuadamente las piezas, del modo explicado en el punto E-1.

Los mejores resultados se obtienen empleando hornos de atmósfera controlada.

Puesto que los aceros para herramientas, moldes y matrices contienen

porcentajes relativamente elevados de carbono. Los tratamientos de cementación y de carbonitruración no son prácticamente utilizados en la fabricación de dichos elementos. La nitruración, en cambio, se utiliza en muchos casos para mejorar la resistencia al desgaste, tanto de herramientas como de moldes y matrices, aunque desmejora la resistencia en caliente, por facilitar el agrietamiento vinculado al fenómeno de fatiga térmica.

Los métodos de nitruración en sales, si bien son menos efectivos en cuanto a aumentar la resistencia al desgaste que los de nitruración gaseosa, presentan por lo general menores problemas en relación con la fatiga térmica. Por ese motivo, así como por su menor costo, su uso se extiende cada vez más en varias aplicaciones.

H. CONTROL DE LAS PIEZAS TRATADAS TÉRMICAMENTE

Para saber si un tratamiento térmico ha sido realizado correctamente, las piezas deben ser sometidas a controles que pueden ser destructivos o no destructivos.

1. Consideraciones generales

Los métodos no destructivos de análisis consisten en mediciones de dureza, controles dimensionales (para verificar si se han producido distorsiones inaceptables) y verificaciones de la presencia de grietas (métodos magnéticos y de absorción capilar).

Los ensayos destructivos consisten en observaciones macro y microscópicas de las zonas de las piezas que presentan mayor interés, para determinar si se ha conseguido la estructura deseada. Los defectos estructurales que pueden observarse incluyen: tamaño de grano inadecuado, estructuras en bandas; estructuras duplex (con tamaños grandes y pequeños de granos), presencia de cementita en redes; segregación de carburos aleados; presencia de austenita residual; presencia de ferrita proeutectoide en el temple, etc.

Las operaciones de limpieza que se realizan con las piezas tratadas térmicamente ayudan a detectar la presencia de defectos superficiales que puedan haberse producido durante el tratamiento.

La limpieza se realiza generalmente por granallado. Después de las operaciones de limpieza puede detectarse si se han producido oxidaciones de las piezas capaces de deteriorar la superficie de las mismas.

En algunos casos, por la picadura que provoca el granallado, es posible detectar si las piezas poseen la dureza correcta o no.

2. Medición de la profundidad de capas transformadas

Se analizan en este punto los métodos más usados para determinar la profundidad de capas obtenidas por procesos termoquímicos, o por temple superficiales.

Algunos de los métodos descriptos pueden ser aplicados a la medición de profundidad de capas decarburadas.

Los métodos de medición de profundidad de capa pueden clasificarse en directos e indirectos.

Los métodos directos permiten determinar la profundidad de capa por medición (o estimación visual) de la misma, y se basan en la existencia de una línea que separa la capa del núcleo, como consecuencia de sus diferencias estructurales.

La determinación de la posición de dicha línea puede ser a veces difícil, sobre todo cuando la estructura cambia en forma gradual desde la superficie hasta el núcleo.

Con el fin de establecer un criterio concreto respecto a la profundidad de capa, suele emplearse el concepto de capa efectiva, que se establece generalmente como la profundidad hasta la cual se logra una dureza de $50 R_c$ (en capas endurecidas).

Según los casos, esta profundidad de capa puede llegar a ser bastante inferior a la capa total observable por diferencia de estructura con el núcleo.

Los métodos directos de medición de capa pueden clasificarse en: métodos de fractura, métodos macrográficos con probetas pulidas y métodos micrográficos con probetas pulidas.

Los primeros se usan solamente con probetas endurecidas y dan mediciones aproximadas, debiéndose usar, para mayor exactitud, probetas de referencia, controladas sobre la base de mediciones hechas con otros procedimientos.

Los otros dos métodos de medición directa se diferencian entre sí sólo por el aumento con que la capa debe ser observada, y por el grado de pulimento que debe ser aplicado a la superficie. Cuando la observación se hace a simple vista, o con lupas de poco aumento, el método debe considerarse macroscópico y el pulido de la probeta no requiere mucha precisión. Lo contrario sucede cuando deben emplearse aumentos más elevados (generalmente 500x), que corresponden a la micrografía. En ambos casos las probetas deben ser atacadas con reactivos apropiados. La medición se hace empleando escalas graduadas incorporadas a las lentes de las lupas o microscopios.

Los métodos indirectos de medición de capa se clasifican en métodos basados en el análisis químico, y métodos basados en mediciones de dureza.

Los primeros consisten en determinar la composición química de la capa a distintas profundidades, utilizando virutas extraídas por procesos de mecanizado a distancias preestablecidas desde la superficie. El límite de la profundidad total de la capa estará determinado por la distancia a la cual el análisis indique una composición química igual a la del núcleo. Estos métodos no se aplican a la medición de capas endurecidas por temple superficial.

Los métodos basados en la medición de dureza determinan la profundidad de capa sobre la base de la variación de la dureza en función de la estructura. Lo más común es medir la dureza en una sección normal de la pieza, desde la superficie hasta el centro. Este método permite medir la capa efectiva si se utilizan probetas endurecidas, con las que este método se usa casi exclusivamente.

Para la medición de dureza se usan los métodos Rockwell cono. o los microdureómetros (que se basan en el mismo principio pero utilizan cargas mucho más pequeñas).



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



TRATAMIENTO TERMICOS Y SUS APLICACIONES

BIBLIOGRAFIA

DR. YVAN HOURBAERT IRMEN

JULIO, 1979

BIBLIOGRAFIA SOBRE :

"METALURGIA FÍSICA"

"TRATAMIENTOS TÉRMICOS"

Y TEMAS RELACIONADOS

EDITORIAL LIMUSA S.A.
ARCOS DE BELEN # 75
MÉXICO 1 D.F.

CIENCIA DE LOS MATERIALES

serie de 4 volúmenes

1. Estructura.
2. Termodinámica
3. Propiedades mecánicas
4. Propiedades electrónicas

Robert M. Rose, Laurence A. Shepard y
John Wulff

Esta serie compuesta de cuatro volúmenes proporciona una introducción explícita a la estructura, propiedades y comportamiento de los materiales sólidos, metales, plásticos y cerámicos. La efectividad de estos volúmenes se ha probado ampliamente con sus primeras ediciones en las principales escuelas de ingeniería en Norteamérica.

El enfoque del tema está bien balanceado entre la física y química de sólidos.

Destaca la introducción de la mecánica cuántica a la unión atómica y se presenta la exposición para tipos diferentes de uniones en función de los orbitales electrónicos y las funciones de onda.

La serie está dirigida a los estudiantes de ingeniería, ciencias, aeronáutica, Ingeniería química, civil, naval y mecánica. También para el nivel medio de estudiantes de ingeniería eléctrica, etc.

TOMO I. ESTRUCTURA.

DEL CONTENIDO: ELECTRONES Y UNIONES. ORDENAMIENTO ATÓMICO. ESTRUCTURA CRISTALINA. IMPERFECCIONES EN CRISTALES. SÓLIDOS NO CRISTALINOS. FORMAS Y DISTRIBUCIONES DE LAS FACES EN LOS SÓLIDOS. DIAGRAMAS DE EQUILIBRIO. CONTENIDO. TRANSFORMACIONES DE FASE DE NO EQUILIBRIO.

248 Páginas, Tela, 16 x 23 cms.



TOMO II. TERMODINAMICA. EQUILIBRIO EN SISTEMAS MULTICOMPONENTES. TERMODINAMICA DE SUPERFICIES. VELOCIDAD DE LAS REACCIONES. DIFUSION. CAMBIOS DE FASE. CAMBIO ESTRUCTURAL. SINTERIZACION. OXIDACION. CORROSION ACUOSA.

208 Páginas, Tela, 16 x 23 cms.

TOMO III. PROPIEDADES MECANICAS. PRUEBAS MECANICAS. PROPIEDADES ELASTICAS. ANELASTICIDAD. DISLOCACIONES MICROPLASTICIDAD DE CRISTALES. DEFORMACION PLASTICA. FRACTURA. MECANISMOS DE ENDURECIMIENTO. MATERIALES CERAMICOS E INORGANICOS. POLIMEROS.

256 Páginas, Tela, 16 x 23 cms.

TOMO IV. PROPIEDADES ELECTRONICAS. ENERGIAS DEL ELECTRON DE LOS SÓLIDOS. EMISION ELECTRONICA. COMPORTAMIENTO TERMICO. CONDUCCION ELECTRICA. SEMICONDUCTORES. DISPOSITIVOS SEMICONDUCTORES. MATERIALES SEMICONDUCTORES. TERMOELECTRICIDAD. MAGNETISMO. MATERIALES MAGNETICOS. MATERIALES SUPERCONDUCTORES DIELECTRICOS. PROPIEDADES OPTICAS.

320 Páginas, Tela, 16 x 23 cms.



CIENCIA DE MATERIALES PARA INGENIERIA

Carl A. Keyser

Esta es una obra de carácter introductorio, no obstante, cubre todos los materiales básicos de la tecnología moderna. Además trata el tema desde el punto de vista operacional, con énfasis en los hechos que tienen importancia directa para el ingeniero.

Trata de los metales y proporciona los conocimientos fundamentales para su estudio, así como de las estructuras no metálicas como vidrios, cementos, polímeros y madera. Se dan a conocer los métodos más recientes empleados para modificar y optimizar las propiedades de estos materiales.

El autor estudia a nivel profundo y en forma fácil de comprender, gracias a su método descriptivo, la estructura íntima de las sustancias y las propiedades y el comportamiento de las mismas.

El autor logra hacer asequibles al estudiante las teorías más complejas de la termodinámica, la química y la física del estado sólido; y presenta un panorama completo, interdisciplinario e interesante de la materia.

Sirve de base para el primer curso de los materiales a nivel de licenciatura de las carreras de física, ingeniería civil, mecánica, eléctrica y química, metalurgia, geología y ciencias afines.

PARTE DEL CONTENIDO Principios fundamentales de la estructura metálica. Comportamiento elástico e inelástico ordinario. Fallas por fatiga. Fallas a temperaturas elevadas. Corrosión. Aléación y aleaciones entradas lentamente. Difusión, crecimiento de granos y tratamiento térmico. Metales y aleaciones en ingeniería. Fabricación de metales y su efecto en las propiedades. Materiales inorgánicos: productos de arcilla, vidrios y materiales relacionados. Materiales inorgánicos: cementos. Concreto. Los polímeros. La madera. Materiales que tienen propiedades eléctricas y magnéticas importantes.

460 Páginas, Rústica, 15.5 x 22.5 cms.



TECNICAS DE LABORATORIO PARA PRUEBAS DE MATERIALES

Carl A. Keyser

Este libro es el complemento indispensable de la obra Ciencia de Materiales para ingeniería. Abarca doce experimentos elegidos, con el objeto de ilustrar los procedimientos empleados en las pruebas de materiales, así como los métodos para interpretar los resultados que se obtienen en ellas.

El libro se preparó para usarlo como manual de laboratorio. Debido a su exposición eminentemente didáctica y lo básico de sus experimentos, la obra será de inapreciable valor en todos los centros de estudios superiores donde se imparte este curso; y aún en aquellos centros en los que no se dé por falta del equipo e instalaciones adecuadas.

PARTE DEL CONTENIDO:

EXPERIMENTOS. Pruebas de tensión. Esfuerzo real-deformación real. Pruebas de impacto con probetas entalladas. Pruebas de dureza. Pruebas a altas temperaturas. Pruebas de fatiga. Concreto. Preparación de muestras metalográficas. Trabajo en frío y recocido. Endurecimiento por precipitación. Acero al carbono. Tratamiento térmico del acero.

98 Páginas, Rústica, 21 x 27.5 cms.

TECNICAS DE METALURGIA EXPERIMENTAL

A. U. SEYBOLT y
J. E. BURKE



Esta obra estudia minuciosamente las técnicas que se desarrollan en el laboratorio de Metalurgia Física. Trata ampliamente de la obtención, medición y control de altas temperaturas. Expone las bases de las diferentes prácticas de la metalurgia tales como el control de la atmósfera en los hornos, fundición, colado, tratamientos térmicos, etc.

Como libro de texto o de consulta es imprescindible en los laboratorios de Metalurgia Física, así como para las carreras de ingeniero metalúrgico, ingeniero de minas, químico metalúrgico y para toda persona especialista en la materia.

Los profesores, estudiantes y profesionistas, encontrarán una ayuda de valor incalculable para sus actividades didácticas y de investigaciones.

CONTENIDO: Capítulo 1. METODOS DE OBTENCION DE ALTAS TEMPERATURAS. Capítulo 2. MEDICION DE ALTAS TEMPERATURAS. Capítulo 3. CONTROL DE TEMPERATURA. Capítulo 4. REFRACTARIOS. Capítulo 5. ATMOSFERAS CONTROLADAS. Capítulo 6. SISTEMAS DE VACIO. Capítulo 7. FUNDICION Y COLADO. Capítulo 8. TECNICAS DEL TRATAMIENTO TERMICO. Capítulo 9. FABRICACION DE METALES. Capítulo 10. METALURGIA DE POLVOS. Capítulo 11. PREPARACION DE METALES PUROS. Capítulo 12. PREPARACION DE MONOCRISTALES METALICOS

379 Páginas, Tela, 16 x 23 cms.

EDITORIAL MC-GRAW HILL
APARTADO POSTAL 5-237
MEXICO 5 D.F.

ASME HANDBOOKS

Sponsored by the Metals Engineering Handbook Board, American Society of Mechanical Engineers. A four-volume handbook bringing together a great deal of helpful information for designers, draftsmen, and engineers in the product design, manufacturing, and production engineering groups. Explanatory treatises and reference data from many sources are combined to make a thorough and comprehensive work—an outstanding tool to save designers time in searching among dimensional standards, metal specifications, and literature relating to factors of good design and finish.

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS—ASME Handbook—Metals Properties

445 pp., 7 $\frac{1}{2}$ x 9 $\frac{1}{2}$, 531 illus. (1954) 07 001513 9
CONTENTS—Iron, Cast Irons, Cast Steels, Wrought Steels, ASTM Steels, AISI Steels, Copper and Copper Base Alloys, Aluminum and Aluminum Base Alloys, Nickel and Nickel Base Alloys, Lead and Lead Base Alloys, Tin and Tin Base Alloys, Magnesium and Magnesium Base Alloys, Cast Super Alloys

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS—ASME Handbook—Engineering Tables

692 pp., 7 $\frac{1}{2}$ x 9 $\frac{1}{2}$, 811 tables (1956) 07 001514 3
CONTENTS—Bar Stock and Shelving—Conversion Factors—Formulas for Stress and Strain—Properties of Sections and Cylinders—Bearings—Bearing Load Analysis—Spur Gears, Helical and Herringbone Gears, Bevel Gears, Worm Gears, Cylindrical Fits—Standard Tapers, Keys and Keyseating, Bolts—Counterbores—Screw Threads—Slots—Boreholes, Drilled, Reamed, and Tapped Holes, Serrations and Splines, Nuts—Pins—Springs—Washers—Wrench Openings—Springs—Aircraft and Mechanical Tubing—Pressure Tubes—Pipes—Pipe Threads and Fittings—Electric Motors—Graphical Symbols—Welding Symbols—Hydraulic Standards and Symbols—O-Rings—Packings—Seals—Bibliography

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS—ASME Handbook—Metals Engineering—Design, 2nd Ed.

605 pp., 7 $\frac{1}{2}$ x 9 $\frac{1}{2}$, 624 illus. (1965) 07 001518 X
CONTENTS—Selection of Materials—Mechanical Properties of Metals in Design—Significance of Mechanical Properties Data—Temperature Considerations in Design—Plasticity Considerations in Design—Residual Stresses—Vibration Considerations in Design—Planes and Shafts—Fatigue Characteristics in Design—Fatigue Considerations Resulting from Processing—Bearings, Friction, Wear, and Lubrication Considerations—Shock and Impact Considerations in Design—Other Physical Properties Affecting Design—Corrosion—Radiation Properties—Electrical Properties—Non-Destructive Testing—Magnetic Particle Inspection—Ultrasonic Testing and Inspection—X-Ray Examination—Electrical Methods—Core-Loss Principle—Magnetic and Dielectric Methods—Design Considerations—Design Practice—Design Theory—Experimental Design—Surface-Finish Requirements in Design

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS—ASME Handbook—Metals Engineering—Processes

448 pp., 7 $\frac{1}{2}$ x 9 $\frac{1}{2}$, 512 illus. (1958) 07 001514 7
CONTENTS—PART ONE: HEAT TREATMENT OF STEEL. PART TWO: CASTING. Sand Casting, Centrifugal Casting, Permanent-mold Casting of Aluminum, Permanent-mold Casting of Grey Iron, Die Casting, Die Casting of Zinc Alloys, Plaster-mold Casting, Investment Casting. PART THREE: HOT WORKING. Extrusion of Aluminum, Extrusion of Magnesium Alloys, Extrusion of Copper-base Alloys, Forging, Electro-resistance Upsetting, Cold Forging, Hot Forming, Bending, and Drawing. PART FOUR: COLD WORKING. Cold Drawing, Cold Heading, Thread and Form Rolling, Metal Spinning, Stamping, and Drawing, Design Tips for Stamping, Rubber Hydropress Forming, Stretch Forming, Drop-hammer Forming, Press-brake Forming, Cold Bending of Shapes, Roll Bending, Cold-roll Forming, Wire Forming. PART FIVE: POWDER METALLURGY. Powdered-metal Friction Material. PART SIX: WELDING AND CUTTING. Plasma Cutting, Welding Processes, Design for Welding, Resistance Welding, Furnace Brazing, Soldering, Metalclad. PART SEVEN: MACHINING. PART EIGHT: FINISHING. Cleaning of Metals, Barrel Tumbling, Brushing, Polishing, and Buffing, Coating and Protection. PART NINE: ELECTROFORMING.

ABELSON AND PATEMAN—Metalworking (AUST)

By B. ABELSON and A. PATEMAN, both of Newcastle Teachers' College.

(1973) 07 093173 5
A new text for metalworking students which covers the full range of the New South Wales metalwork syllabus. The book has twenty chapters, each on a different topic, dealing with metals from raw materials through refining, processing to marketing. The approach is to take each of the areas of metalworking and develop them to a stage where specific books on that area can be understood.

CONTENTS—The Workshop Planning, Marking, Measuring and Tapping Hand Tools, Lathe Work, Other Metalworking Machines, Principles of Machines, Metals, Fabricating Sheet Metalwork, Foundry Work, Industrial Processes, Art Metalwork, Engines, Electricity and Electronics, Surface Finishing, Structure of Industry, Historical Aspects, Non-Metallic Materials, Suggested Models

INTRODUCCION A LA METALURGIA FISICA

- 02486

SIDNEY H. AVNER, New York City Community College, U.S.A.

558 pags. - Año de publicación: 1966

La obra, claramente escrita, está destinada a los alumnos de los cursos preparatorios de ingeniería. Asimismo, su empleo resulta muy adecuado en la industria para cursos de actualización. Comienza el libro con una breve explicación de carácter general sobre el campo abarcado por la metalurgia, y a continuación se trata de los fundamentos de que dispone el metalurgista para su estudio y las propiedades características más comunes de los metales y aleaciones. El desarrollo de estas ramas se lleva a cabo de una manera lógica, incluyéndose las muchas fases de aplicación industrial de los metales, en especial las referentes al hierro, acero y aleaciones. También se trata con todo detalle algunas aleaciones y metales no férricos.

CONTENIDO-Contenido. Estructura y organización de los

metales. Deformación plástica. Recocido y trabajo en caliente. Construcción de las aleaciones. Diagramas de equilibrio. El diagrama de equilibrio hierro-carbono. El tratamiento térmico del acero. Acero aleado. Acero de alto rendimiento. Acero pulonado y laminado. Metales y aleaciones no férricos. Diagrama de los metales. Comportamiento de los metales a altas y bajas temperaturas. Corrosión de los metales. Metalurgia de los polvos. Metalurgia extractiva.

REC.

REC

AVTZUN—Metal Forming Processes and Analysis
 By BETZALEL AVTZUN, Lehigh Univ.
 524 pp., 6 x 9, 210 illus. (1968) 07 002510 X
CONTENTS—State of Stress, Yield Criteria, Strain and Strain Rates, Stress-strain and Strain-strain Rate Laws, Upper Bound on Power, Lower Bound on Power, Forging of Discs, Flow Through Converging Conical Dies, Wire and Rod Drawing and Open-die Extrusion, Extrusion Hydrostatic Extrusion, Tube Bending and Expanding, Forging of Strip, Flow Through Inclined Planes, Strip Rolling

AVNER—Introduction to Physical Metallurgy, 2nd Ed. (ISE 918)
 By SIDNEY H. AVNER, New York City Community College.
 696 pp., 6 x 9, Half-color and line drawings (1974) 07 002499 5

This text provides a comprehensive coverage of the tools of the metallurgist, the common mechanical properties of metals and alloys with emphasis on iron, steel and alloys. It is oriented towards the needs of engineering technicians and the beginning engineer in technology, and will fill a definite need for those studying in this field. This book is a complete updating of the previous edition, and includes a new chapter on failure analysis and a completely new glossary.

CONTENTS—Introduction, Tools of the metallurgist, Metal structure and crystallization, Plastic deformation, Annealing and hot working, Constitution of alloys, Phase diagrams, The iron-iron carbide equilibrium diagram, The heat treatment of steel, Alloy steels, Tool steels, Cast iron, Nonferrous metals and alloys, Metals at high and low temperatures, Wear of metals, Corrosion of metals, Powder metallurgy, Failure analysis, Appendix: Temperature-conversion table, Glossary, Index.

AVNER—An Introduction to Physical Metallurgy
 By SIDNEY H. AVNER, New York City Community Coll.

544 pp., 6 x 9, 430 illus. (1964) 07 002495 2
CONTENTS—Tools of the Metallurgist, Metal Structure and Crystallization, Plastic Deformation, Annealing and Hot Working, Constitution of Alloys, Equilibrium Diagrams, The Iron-Iron Carbide Equilibrium Diagram, The

SHULK—Constitution of Binary Alloys, 2nd Supplement
 By FRANCIS A. SHULK, Ill. Inst. of Tech. Res. Inst., Chicago, Ill.
 (1969) 07 057315 4

A new addition to an outstanding reference series which includes Hansen's *Constitution of Binary Alloys* and Elliott's *Constitution of Binary Alloys*, this volume contains reviews for data on 1762 binary systems (313 of which have not been previously published) which became available from 1962-1964. A significant addition to this volume is data on the pressure variable. The reviews include not only the data where one component has a significant vapor pressure but also high (applied) pressure data.

STARFIELD AND SHRAGER—Introductory Materials Science

By MARTIN STARFIELD and ARTHUR SHRAGER, American Society of Metals.
 224 pp. (1972) 07 060844 X

Here is an introduction to materials science at the technician level, presented in non-mathematical terms. Proceeding from the basic atomic structure of matter, Starfield and Shrager discuss bonding and atomic geometry and relate them to the three states of matter. Using a descriptive approach, they stress the importance of energy relationships to the structure and properties of materials. Newly developed concepts in polymeric materials are covered. Special topics include plasma, liquid crystals, cooled molecules, and transparent ceramics.

CONTENTS—The Structure of the Atom, Elements and Bonding, The Geometry of Bonding, States of Matter, Crystals and Crystallization, Solid-Solid Imperfections, The Metallic State, Polymeric Materials, Ceramics.

SUBBARAO et al.—Experiments in Materials Science
 By E. C. SUBBARAO, Indian Institute of Technology at Kanpur; MAREMAL F. MERELIAN, Univ. of California, Berkeley; V. RAOHAYAN, DIPANKAR, CHAKRABORTY and L. K. SINGHAL, all of the Indian Institute of Technology at Kanpur. McGraw-Hill Series in Materials Science.
 228 pp. (approx.) (1972) 07 062269 8

The first laboratory book on experiments to be written for an introductory material science course.

Heat Treatment of Steel Alloy Steels, Tool Steels, Wrought Iron and Cast Iron, Nonferrous Metals and Alloys, Wear of Metals, Metals at High and Low Temperatures, Corrosion of Metals, Powder Metallurgy, Extractive Metallurgy.

BARRETT AND MASSALSKI—Structure of Metals, 2nd Ed.

By CHARLES BARRETT, Univ. of Chicago and T. B. MASSALSKI, Mellon Inst. Series in *Mil. Sc. & Engg.*
 671 pp., 6 x 9 (1966) 07 003815 5

Deals with the atomic arrangement in metals, both solid and liquid. New techniques of X-ray analysis are discussed and a substantial amount of new material is presented in the areas of X-ray topography, electron microscope, electron diffraction, neutron diffraction, and magnetic structure. The chapter on defects in solids is entirely new and the one on modern theories of solids has been greatly revised and expanded.

BLATT—Physics of Electronic Conduction in Solids

By FRANK J. BLATT, Michigan State Univ. Series in *Mil. Sc. & Engg.*
 464 pp., 6 x 9, 167 illus. (1968) 07 005876 8

CONTENTS—Classification of Solids, Lattice Vibrations and Specific Heat, Equilibrium Properties of a Free Electron Gas, Electronics in a Periodic Lattice, The Transport Equation, Relaxation Mechanisms, Conductivity and Related Phenomena, Metals, Homogeneous Semiconductors, Rectifying Junctions and Transistors, Optical Properties of Semiconductors, Properties of Semiconductors and Metals in Strong Magnetic Fields.

BLATT—Materials Handbook, 10th Ed.

By G. BRADY.
 1024 pp. (1971) 07 007068 9

The book is written in a non-technical manner, giving information on properties and applications of metals and alloys, abrasives, plastics, woods, synthetic resins, industrial chemicals, petroleum products, fuels, refractories, minerals, and many other materials.

this work may be used with any of the available texts in this field. It establishes structure-property relationships in materials, and introduces students to the experimental tools and techniques used to study materials. Thirty relatively simple experiments are provided. Each experiment includes theory, equipment, procedure and results to be obtained, questions to be answered, and reference.

CONTENTS—Part I—Crystal Structure, Packing Geometry in Simple Crystals, X-Ray Diffraction, Powder Photograph, Crystal Structure Determination by X-Ray Diffraction, Part II—Microstructure and Imperfections, Quantitative Metallography, Microstructures, Direct Observation of Imperfections in Solids, Part III—Transformations and Kinetics, Equilibrium Diagrams by Direct Cooling Curves, Differential Thermal Analysis, Dilatometric Study of Polymorphism, Crystallization of Polymers, Recovery, Recrystallization, and Grain Growth, Transformations in Steel, Precipitation Hardening, Corrosion of Metals, Part IV—Mechanical Properties, Tensile Properties of Metals, Deformation Behavior of Materials, Transition to Brittle Behavior

WILSON—Metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels (LSC)

By R. Wilson, Chief Metallurgist, Timex Corporation, Dundee.
 400 pp., 7 1/2 x 10, 177 illus. (1975) 07 084453 4

This book provides the mechanical engineering profession with concise data on the tool steels available, on the basic metallurgy of the subject, and on the best use of this data. Information is arranged in a convenient form so that selection of a steel for a particular application, and the use of the appropriate heat treatment cycle, will result in the best performance possible from the finished tool. No previous knowledge of metallurgy is assumed, so that the book is complete as a treatise on its subject.

CONTENTS—Metallurgical principles of heat treatment, Detailed treatment of selected tool steels and their application, Vacuum techniques in tool steel heat treatment, Furnace equipment, Protective atmospheres and pyrometry, Testing of tool steels, Faults and troubleshooting, Appendixes.

BRICK, PENSE, AND GORDON—Structure and Properties of Alloys, 4th Ed.

By ROBERT M. BRICK, Private Consulting Eng.; ALAN W. PENSE, Prof. Dept. of Metallurgy, Lehigh Univ.; and ROBERT B. GORDON, 512 pp., 6 1/2 x 9 1/2, 07 007721 3

Designed for both the advanced materials student as well as the general engineering student, this text can be used in several metallurgy and materials science courses where the structure and behavior of materials are covered. Background in physical metallurgy is assumed. Emphasis is on the alloys of commercial importance, their response to thermal and mechanical treatment, and their microstructure. Although a new co-author has been added, the philosophy of earlier editions of this book remains unchanged.

CONTENTS—Structure and Properties of Unalloyed Metals Strengthening Mechanisms Solid Solution Hardening Strengthening Mechanisms Deformation Hardening and Annealing Strengthening Mechanisms Multiphase Eutectic Structures Strengthening Mechanisms Precipitation Hardening Strengthening Mechanisms The Martensite Transformation in Fe-C Alloys Copper and Copper Alloys Aluminum Alloys Magnesium and Beryllium Titanium and Zirconium Alloys Iron and Steel Alloys Low-Carbon Steels Iron and Steel Alloys Medium Carbon Steels Tool Materials Iron and Steel Alloys Special Steels Cast Irons Metals for High Temperature Service Engineering Polymers Engineering Ceramics APPENDICES

BRICK, GORDON, AND PHILLIPS—Structure and Properties of Alloys, 2nd Ed.

By ROBERT M. BRICK, Continental Can Company, Inc.; ROBERT B. GORDON, Yale Univ.; and ARTHUR PHILLIPS, Emeritus, Yale Univ. Series in *Mtl. Sc. & Engg.* 503 pp., 6 x 9, 300 illus. (1963) 07 007720 7

This basic text on the engineering properties of metals and alloys seeks to relate the fundamental engineering properties of metals to their metallurgical structure. To illustrate the principles, industrially important metals and alloys are considered, sometimes in considerable detail. The photomicrographs are outstanding. This edition carries increased emphasis on the underlying theories of the structure and properties of metals and alloys.

BURTON—Applied Metallurgy for Engineers

By MALCOLM S. BURTON, Cornell Univ. 407 pp., 6 x 9, 329 illus. (1936) 07 009292 1

CONTENTS—The Nature of Metals. Methods of Metallurgical Examination Mechanical Testing Phase Phase Changes, and Phase Diagrams. Production of Metals. Principles of Heat Treatment Heat-treating Techniques Surface-hardening Methods Foundry Metallurgy. Casting Processes Molding Materials Foundry Technology. Theory of Metalworking. Hot-working Processes Cold-working Processes Metallurgical Bonding of Metals Welding Processes Brazing and Soldering Welding Metallurgy Gas and Arc Cutting Powder Metallurgy.

BUTTS—Metallurgical Problems, 2nd Ed.

By ALLISON BUTTS, Lehigh Univ. *Metall. Engg. Series* 446 pp., 6 x 9, 14 illus. (1943) 07 009420 9

CONTENTS—Quantities and Units The Chemical Equation Combustion Manufacture of Coke and Producer Gas Thermochemistry and Thermodynamics The Iron Blast Furnace The Bessemer, Open-hearth, and Electric Steel Processes Production of Blast and Draft The Heat Balance Calculation of Charges for Smelting Alloys The Mass Law and Chemical Equilibrium in Metallurgical Reactions Drying and Calcining Roasting and Sintering Copper Smelting and Converting Electrolytic Processes Hydrometallurgy Metallurgy of Aluminum and Magnesium Volatilization of Metals in Melting Metallurgy of Lead Transfer of Heat Diffusion Processes Vapor Pressure and Temperature—see Reference in Chemical

Reactions Thermodynamics of Chemical Reactions. Tables

CLAUSER—Engineering and Manufacturing Materials

By HEINRICH CLAUSER, Spon. State Univ. 416 pp., 6 x 9, 300 illus. (1973) 07 011283 1

This student text, assuming only a basic knowledge of chemistry and physics, provides a detailed and comprehensive background on the nature, composition, and structure of industrial materials. It has a practical approach designed to equip the student with the knowledge necessary for correct selection and use of the materials in the products he will be called upon to design, produce, and maintain.

CONTENTS—Introduction Materials application principles. The nature of materials. Property definitions. Metallic materials Ferrous metals Nonferrous metals. Plastics materials Thermoplastics and thermosets Elastomers Wood and wood products Fibers and Textiles. Ceramic materials Composite materials Finishes and coatings.

DARKEN AND GURRY—Physical Chemistry of Metals

By L. S. DARKEN, U.S. Steel Corp. and Polytechnic Inst. of Brooklyn, and R. W. GURRY, U.S. Steel Corp. Problems by Michael B. Bever, M.I.T. *Metall. Engg. Series* 528 pp., 6 x 9, 181 illus. (1953) 07 013355 8

CONTENTS—Gases Solids Solid Solutions and Intermetallic Compounds Liquids The First Law of Thermodynamics The Second Law of Thermodynamics Entropy and Free Energy The Third Law of Thermodynamics Fugacity, Activity, and the Equilibrium Constant Solutions Phase Relations. Heterogeneous Equilibria Free-energy-composition Diagrams Temperature-Pressure Diagrams Nitrogen in Iron and Steel. The Iron-Carbon System. Electrochemistry. Reversible Cells. Formal Basis of Diffusion Theory. Kinetics of Metallurgical Processes.

DEHOFF—Quantitative Microscopy

Edited by ROBERT T. DEHOFF, of the Univ. of Florida. (1968) 07 016219 0

CONTENTS—The Statistical Background of Quantitative Metallography (R. T. DeHoff). Measurement of Volume in Volume (J. E. Hilliard) Surface Area and Length in Volume (J. E. Underwood) Measurement of Number and Average Size in Volume (R. T. DeHoff) Particle Size Distribution (E. E. Underwood) Grain Size (F. Schuchter) The Shape of Equilibrium Cells in Nature (J. E. McNair) Special Distribution of Discrete Particles (J. Gurland) Curves, and the Topological Properties of Interconnected Phases (R. T. DeHoff) Theory and Practice of the Selection of the Plane of Examination (M. L. Pichler) Scanning Methods in Quantitative Metallography (H. F. Fischmeister) Comments on the Possibilities of Performing Quantitative Metallographic Analyses with a Digital Computer (G. A. Moore, C. L. Wyman, H. M. Joseph).

DIETER—Mechanical Metallurgy, 2nd Ed. (ISE 158)

By GEORGE E. DIETER. 850 pp., 6 1/2 x 9 1/2 (1976) 07 016891 1

50% revision and updated, the 2/e examines the behavior of materials under stress and their reaction to a variety of hostile environments. It covers the entire scope of mech. metallurgy, from an understanding of the continuous description of stress and strain, through crystalline and defect mechanisms of flow and fracture, and on to a consideration of major mechanical property tests and the basic metalworking process. The authors have updated and expanded the treatment of the dislocation theory of plastic formation and the strengthening mechanisms in solids and have added new chapters on mechanical behavior of polymers and the machining of metals.

DIETER—Mechanical Metallurgy (ISE 163)

By GEORGE E. DIETER, Drexel Inst. of Tech., Philadelphia. *Metall. Engg. Series* 615 pp., 6 x 9, 267 illus. (1961) 07 016890 3

CONTENTS—Preface Notation Introduction Stress and Strain Relationships for Elastic Behavior Elements of the Theory of Plasticity. Plastic Deformation of Single Crystals Plastic Deformation of Polycrystalline Aggregates Dislocation Theory Fracture Internal Friction The Torsion Test. The Torsion Test. The Hardness Test Fatigue of Metals. Creep and Stress-Rupture Brittle Failure and Impact Testing Residual Stresses Statistics Applied to Materials Testing. General Fundamentals of Metal Working Forging Rolling of Metals Extrusion Rod Wire, and Tube Drawing Sheet Metal Forming

DRAUGLIS AND JAFFEE—Molecular Processes on Solid Surfaces

Materials Science & Engineering Series By E. DRAUGLIS, R. GRETZ and A. JAFFEE. 800 pp. (1969) 07 017827 5

A collection of papers which assess the present knowledge of and approaches to, the subject and emphasize characterization and structure, electronic interactions, adsorption, nucleation and growth, and macroscopic effects. Papers presented at the Third Battelle Materials Science Colloquium.

ELLIOTT—Constitution of Binary Alloys

First Supplement By ROONEY P. ELLIOTT, IIT Research Inst. Series in *Mtl. Sc. & Engg.* 910 pp., 6 x 9 (1963) 07 019189 1

This supplement brings Hansen's Constitution of Binary Alloys up to date through 1962 with a review of almost 2000 alloys. Binary equilibrium for metal-metal, metal-metalloid, and metal-nonmetal (with the exception of biogens) have been included. The style of presentation is almost identical with that used in the previous volume.

PONTANA AND GREENE—Corrosion Engineering

By MARY G. FONTANA, The Ohio State Univ., and NORBERT D. GREENE, Messalmer Polytechnic Inst. Series in *Mtl. Sc. & Engg.* 416 pp., 6 x 9, 253 illus. (1967) 07 023460 1

CONTENTS—Introduction Corrosion Principles. The Eight Forms of Corrosion Corrosion Testing Materials Corrosion Prevention Sulfuric, Nitric, Hydrochloric, Hydrofluoric, and Phosphoric Acids Other Environments. Modern Theory—Principles, Modern Theory—Applications High Temperature Oxidation.

FRIED—Elementary Metallurgy, 2nd Ed.

By W. T. FRIED, Instructor in Metallurgy, Penn. State Coll. Extension, Erie, Pa. 258 pp., 3 1/2 x 8, 129 illus. (1952) 07 022419 6

CONTENTS—Iron, Steel, Cast and Wrought Iron. Constitution Diagrams of the Alloys The Iron-Iron Carbide System Heat-treatment of Steel Methods of Forming Metals Grain Structure of Metals Alloy Steels Non-ferrous Alloys. Testing of Metals

GASKELL—Metallurgical Thermodynamics (ISE 342)

By DAVIS R. GASKELL, Univ. of Pennsylvania. 500 pp. (1973) 07 022945 7

This is the only book currently available that deals specifically with the high-temperature non-aqueous systems encountered in metallurgy. It provides detailed illustrations of the application of the thermodynamic method to reaction and phase equilibria in real metallurgical systems. Basic laws and thermodynamic functions are discussed, and application is made to increasingly complex systems in the sequence, reactions between gases, reactions between gases and pure condensed phases, reactions between gases and condensed solutions, reactions in condensed solutions, and electrochemical reactions.

CONTENTS—Introduction and Definition of Terms. The First Law of Thermodynamics The Second Law of Thermodynamics The Statistical Interpretation of Energy Auxiliary Functions Heat Capacity, Enthalpy, Entropy and the Third Law of Thermodynamics Phase Equilibria in a

One Component System The Behaviour of Gases Reactions Involving Gases Reaction Involving Pure Condensed Phases and a Gas Phase The Behaviour of Solutions. Free Energy-Composition Diagrams and Phase Diagrams of Binary Systems. Reaction Equilibria in Systems Containing Components in Condensed Solution. Galvanic Cells

GAUDIN—Principles of Mineral Dressing

By ANTHONY M. GAUDIN, Mass. Inst. of Tech. 543 pp., 6 x 9 (1939) 07 023630 7

CONTENTS—Crushers Laboratory Sizing Liberation. Grinding. Attributes of Comminution Industrial Screening. The Movement of Solids in Fluid Classification. Quantifying Concentrating Operations Heavy-Fluid Separation Jigging Flowing-film Concentration and Tailing Flocculation and Dispersion. Flotation and Agglomeration—Physical Aspects. Chemical Aspects. Technology. Magnetic Separation Miscellaneous Processes. Separation of Solids from Fluids. Auxiliary Operations. Mineral Dressing as an Art

GORDON—Principles of Phase Diagrams in Materials Systems

By PAUL GORDON, III, Inst. of Tech. Series in *Mtl. Sc. & Engg.* 240 pp., 6 x 9, 9 illus. (1968) 07 023793 X

CONTENTS—The Nature and Importance of Phase Diagrams Thermodynamic Fundamentals. One-component Systems Two-component isomorphous Systems The Order-Disorder Transformation. Two-component Systems Containing Invariant Reactions. The Eutectic and Eutectic-like Systems Two-component Systems Containing Invariant Reactions: The Peritectic and Peritectic-like Systems Complex Systems

GUY—Essentials of Materials Science

By ALBERT G. GUY, Univ. of Florida. 416 pp., 6 1/2 x 9 1/2 (1976) 07 023331 X

A unified treatment of materials science is presented in this introductory text. Through an integrated approach to the subject, the author emphasizes applications in his coverage of the essential aspects of the behaviour of metals, ceramics, semi-conductors and polymers. By means of everyday examples, the student is shown the connection between the behavior of familiar objects and the new concepts to be explored. Other devices used to maintain interest in materials science are impromptu experiments performed by the student, self-evaluating questions, review questions and problems, half of which are accompanied by explanatory answers. A few Fortran IV problems have been included for students who would like the chance to practice ample computer techniques.

CONTENTS—Internal Structure of Materials Using Phase Diagrams to Understand Materials How Changes Occur Within Solid Materials. Deformation of Materials. Electrical, Magnetic and Optical Behavior of Materials. Phase Transformations in Materials Materials at High Temperature fracture of Materials. Desalination of Materials

GUY—Introduction to Materials Science (ISE 287)

By A. G. GUY, Univ. of Florida. 500 pp. (1972) 07 023310 2

The outstanding feature of this text is that it treats topics such as crystal structure, phase diagrams, microstructures, phases, and imperfections in a sufficiently broad manner to encompass materials of all types, i.e., metals, ceramics, polymers. This integrated approach, achieved through the collaboration of specialists in these three types of materials, enables the student, engineer, or scientist to work successfully with systems containing diverse materials. The problems at the end of each chapter are closely related to the development of the subject matter and range from the simple to the complex. In addition one Fortran IV problem is included in each chapter thus giving

the student an opportunity to practice some simple computer techniques.

CONTENTS—Atomic Structure and Crystal Structure Phase Diagrams Microstructures and Stereochemical Microscopy Imperfections in Crystals Phases in Materials Systems Transport in Materials Phase Transformations Annealing Processes in Materials Deformation of Materials Fracture of Materials Description of Materials Electron Theory and Physical Properties.

MANNSEN—Constitution of Binary Alloys, 2nd Ed.

By MAJ HANSEN, Metallgesellschaft A.G., Frankfurt/Main, Germany; in cooperation with Kurt Anderko, Metallgesellschaft A.G., Frankfurt/Main, Germany. Metall. Engg. Series.

1305 pp., 6 x 9, 684 illus. (1958) 07 026050 1

CONTENTS—Systems Are Arranged in Alphabetical Order of the Chemical Symbols of the Elements. Appendix.

NIRTH AND LOETHE—Theory of Dislocations

By J. P. NIRTH, Ohio State Univ., and Jens Loethe, Ohio Univ. Series in Mat. Sci. & Engg.

632 pp., 6 x 9, 457 illus. (1962) 07 029048 2

CONTENTS—Dislocations in Metals. Effects of Crystal Structure on Dislocations. Dislocation in Point-defect Interactions at Finite Temperatures Groups of Dislocations.

KEHL—Principles of Metallographic Laboratory Practice, 2nd Ed.

By GEORGE L. KEHL, Columbia Univ. Metall. Engg. Series.

521 pp., 6 x 9, 205 illus. (1949) 07 031479 X

CONTENTS—Preparation of Specimen for Microscopic Viewing of Specimens for Microscopic Examination Metallography: Micrographs and Photomicrographs. The Principles of Photomicrography. Microscopic Examination of Metals Modern Testing Special Metallographic Tests. The Principles of Pyrometry and Pyrometric Practice Thermal Analysis. Appendix.

KANNINEN, ADLER, ROSENFELD, AND JAFFE—Iselastic Behavior of Solids

By M. KANNINEN, W. ADLER, A. ROSENFELD, and R. JAFFE. Materials Science & Engineering Series.

672 pp. (1970) 07 031274 6

The papers and discussion sessions included here (which were initially presented at a Battelle Material Science Colloquium) have all been carefully written and edited for a smooth, tightly knit presentation. After featuring several introductory lectures given by distinguished scientists, the lectures go on to discuss the three main parts of the general topic: plastic flow, rate dependent deformation, and dynamics.

LANGLEY—Carbon Fibres in Engineering (UK)

Edited by MARCUS LANGLEY, Consulting Engineer.

272 pp., 6 x 9, 141 illus. (1973) 07 044421 6

Engineers in industry, and one of the leading academic authorities on the subject, have co-operated to compile a book which covers manufacture and physical properties of τ - μ fibres and of composites, and describes and discusses present and probable applications. It covers structural, mechanical, electrical and miscellaneous applications and includes tables and graphs of physical properties. The contributors include: Dr. Bryan Harris (University of Sussex); M. Molyneux (Faberhill) and Harvey Ltd.; R. Tudor (Cranfield Institute of Technology); M. Bedwell (Morganite Madmor Ltd.); Professor J. F. Bates (Royal Military College of Science); W. Cook (Rolls-Royce); A. G. Downhill (Rolls-Royce).

CONTENTS—The Nature and Properties of Carbon Fibres and their Composites Polymer Matrix Materials Workshop Practice and Processes Structural Engineering Design and Applications. Mechanical Engineering Applications Carbon Fibre Brushes for Electrical Machines Density Control of Carbon Fibre Materials. The Future of Carbon Fibres. Appendix.

LITTLE—Metalworking Technology

By RICHARD LITTLE.

440 pp., 7 1/2 x 9 1/2 (1977) 07 038097 1

An introductory text for metalworking technology at the college level. It first covers the production, structure, and testing of metals and then the four major manufacturing processes—both theory and applications. Upon completion, the student should be able to operate most machines and know the concepts behind them. Designed for use in Mechanical Technology, Industrial Arts Teaching, and Technical Level Machine Shop.

MILLER, ARCHER, AND JAFFE—Critical Phenomena in Alloys, Magnets and Semiconductors

By ROGER E. MILLER, Univ. of Louisville; ERIC ARCHER, Institut Batelle, Switzerland; and R. I. JAFFE, Battelle Memorial Institute, Columbus, Ohio.

704 pp. (1971) 07 042365 2

This is the fifth Battelle-sponsored volume covering a topic which has enjoyed remarkable growth in the past decade. The term, critical phenomena, covers a wide variety of higher order phase transitions where the change of state occurs without a latent heat. The 1970 conference, on which the book was based, examined the recent progress in the experimental and theoretical studies of critical phenomena in alloys, magnets, and superconductors, examined the status of a general description of the subject and then goes on to suggest the directions that future work might take. All of the papers and discussions have been carefully edited so as to be of more value to students, researchers, and professionals in the fields of metallurgy, materials science, some mechanical engineers, and physicists.

MOORE AND MOORE—Textbook of the Materials of Engineering, 8th Ed.

By HERBERT F. MOORE, formerly Univ. of Ill., and MAX B. MOORE, Rutgers Univ.

372 pp., 6 x 9, 142 illus. (1953) 07 042969 1

CONTENTS—Corrosion, Stress, and Strain (James C. Driffin) The Elastic Strength of Materials Failure of Materials by Flow or Creep. The Failure of Materials by Fracture Tables of Physical Properties of Typical Structural Metals. Structural Damage: Working Stress Factor of Safety. Failure of Metallic Materials by Corrosion and Wear. The Production of the Common Structural Metallic Cast Metals. Crystalline Structure and Heat Treatment of Metals. Alloying Strengthening Metal Parts by Surface Treatment. Welding. Powdered Metals. Wood. Building Stone and Ceramic Materials. Cementing Materials. Gypsum. Lime, Portland Cement, and Other Hydraulic Cements. Concrete (Hermann F. Gormann) Plastics (William H. Findley). Rubber, Leather, Rope. Testing and Inspection. Experimental Stress Analysis. Specifications for Materials. Stress, Strain, Atomic and Crystallographic Deformation, and Structural Damage to Machine Parts and Structural Members.

MURK—Electron Optical Applications in Materials Science

By LAWRENCE E. MURK, Univ. of Southern California.

544 pp. (1970) 07 044072 7

Exercises 07 044071 9

CONTENTS—Fundamental Properties of Electrons Electron Emission and Emission Microscopy. Electron Optics and Electron Optical Design. Electron Probe Microanalysis. Electron Microscopy of Surfaces. Electron Diffraction. Transmission Electron Microscopy of Crystalline Materials. High-voltage Electron Microscopy. Appendixes.

NORTON—Substrates, 4th Ed.

By F. H. NORTON, Emeritus Professor of Ceramics, Mass. Inst. of Tech.

450 pp., 6 x 9, 304 illus. (1966) 07 047338 3

CONTENTS—Statistics of the Industry in the U.S. Bibliography of the Important Universities in the Refractory Field. Classification of Types of Heavy Refractories. Refractory Insulating Materials. Size and Tolerances of Standard and Special Refractories. Refractory Abrasives, Plastics, Concrete, and Coatings. Refractory Raw Materials. Methods of Forming. The Drying Process. Firing Methods and the Effect of Heat on Various Materials. Effluents from Refractories. Fusion Furnace and Methods of Measurement. Measurement of Hot Deformation and Its Relation to Design. Sensitivity of Refractories to Temperature. Resistance of Refractories to Gases and Gases. Shrinkage and Expansion of Refractories. Heat Transmission Through Refractories as Related to Structure. Miscellaneous Properties of Refractories. Use of Refractories in the Iron and Steel Industry. Non-ferrous Industry, and Miscellaneous Industrial Methods Used in Furnace Construction.

PECKNER AND BERNSTEIN—Handbook of Stainless Steels

By DONALD PECKNER and I. M. BERNSTEIN.

928 pp., 6 x 9 (1976) 07 049147 X

An all-encompassing guide to the properties and applications of stainless steels, both cast and wrought. It includes a full range of data on melting, extrusion, machining, soldering, brazing, welding, foundry practice, die casting and other important topics.

RHINES—Phase Diagrams in Metallurgy

Their Development and Application

By FREDERICK N. RHINES, Univ. of Fla. Metall. Engg. Series.

340 pp., 6 x 9, 310 illus. (1956) 07 052670 4

CONTENTS—Unary Systems. Binary Isomorphous Systems. Binary Eutectic Systems. Binary Eutectoid Systems. Binary Monotectic Systems. Congruent Transformations in Binary Alloys. Binary Peritectic Systems. Binary Peritectoid Systems. Binary Syntectic Systems. Complex Binary Phase Diagrams. Ternary Isomorphous Systems. Ternary Three Phase Equilibria. Ternary Four-phase Equilibrium. Class I Ternary Four-phase Equilibrium. Class II Ternary Four-phase Equilibrium. Class III. Congruent Transformation in Ternary Alloys. Complex Ternary Phase Diagrams. Multicomponent Systems. Pressure-temperature Diagrams. Determination of Phase Diagrams. Appendix. Greek Alphabet. Atomic Weights of the Elements. The Interconversion of Atomic Weight and Volume Percentages in Binary and Ternary Systems. Temperature-conversion Tables. Some Thermodynamic Applications.

ROSENFELD, MAHN, BEMENT, AND JAFFE—Dislocation Dynamics

Edited by A. R. ROSENFELD, G. T. HAMEL, A. L. BEMENT, and R. I. JAFFE, all of Battelle Memorial Inst. Series in Mat. Sci. & Engg.

776 pp., 6 x 9, 329 illus. (1968) 07 051807 7

A collection of papers covering the proceedings of the second Battelle Materials Science Colloquium. Assesses the present knowledge of dislocation dynamics of crystalline materials (with emphasis on metals and alloys) in order to: identify rate-controlling mechanisms; examine the extent to which these can be formulated theoretically; review the experiments offering insights to these processes; summarize the current knowledge of rates; and determine the progress toward synthesizing quantitative descriptions of macroscopic deformation behavior. This timely volume, contributed to by internationally prominent scientists from a variety of disciplines, represents much new material not previously available in published form.

ROSEBYST—Principles of Extractive Metallurgy (SI Ed.)

By THAGE ROSEBYST, Metallurgical Institute, Trondheim, Norway. Materials Science and Engineering Series.

376 pp. (approx.), 6 x 9 (1974) 07 051847 6

Book treats science of metal extraction. Emphasizes unit processes (steps characterized by certain chemical reactions) and unit operations (characterized by equipment employed).

CONTENTS—Introduction. Thermodynamic Chemical Equilibrium. Metals and solutions. Reaction kinetics. Heat transfer and fluid flow. Phase separation. Fuel and air preparation. Reduction of metal oxides. Volatile metals. Slags and refractories. Metals smelting. Refining processes. Flows and reaction models. Iron alloys. Hydrometallurgy. Electrometallurgy. Appendixes.

RUDMAN AND STRINGER—Phase Stability in Metals and Alloys

Edited by PETER S. RUDMAN and JOHN STRINGER, both of Battelle Memorial Institute. Series in Mat. Sci. Engg.

594 pp., 6 x 9, 235 illus. (1967) 07 054238 4

A collection of papers covering the proceedings of a colloquium held at Geneva/Villars, Switzerland, in March, 1966. Forty leading representatives from various disciplines—physics, metallurgy, chemistry, and crystallography—consider why a given structure or phase occurs in metals and alloys under a given set of conditions, temperature, pressure, composition. Includes introductory lectures, discussions of pure metals and substitutional solutions, intermetallic phases, interstitial phases and solutions; liquid and defect solids; and a summary agenda discussion.

SCHNEIDER, ANDERSON, AND SOGA—Elastic Constants and Their Measurements

By EDWARD SCHNEIDER, OREN ANDERSON, both of Lamont Geological Observatory, and NAOKIRO SOGA, Kyoto Univ., Japan.

240 pp. (approx.), 6 x 9 (1974) 07 055603 2

Written for the materials people involved in materials research or testing. It describes the equipment needed and procedures to follow in order to calculate the elastic constants of a material. Many valuable numerical examples have been used and the authors have included a thorough discussion of pressure effects. The book is technically sound and will be a very useful book on a field which is rapidly expanding. The subject matter is very timely, well-written, and of paramount interest to researchers and design engineers in the fields of device fabrication and crystallography.

CONTENTS—The Elastic Moduli. Elasticity in Crystals. The Determination of Velocity of Propagation. Dynamic Resonance Method for Measuring the Elastic Moduli of Solids. Resonant Sphere Methods of Measuring the Velocity of Sound. Indirect Methods of Estimating Elastic Constants. The Pressure and Temperature Derivatives of Elastic Constants and Thermodynamic Functions.

SHEWTON—Diffusion in Solids

By PAUL G. SHEWTON, Carnegie Inst. of Tech. Series in Mat. Sci. & Engg.

216 pp., 6 x 9, 71 illus. (1963) 07 056695 X

This book provides a coherent, complete treatment of diffusion in solids. It provides a clear interpretation of the phenomena studied and their theoretical interpretation, developing a broad understanding of the theories and experiments basic to the field. A detailed and complete discussion is given on the problem of correlation effects in diffusion in metals and ionic crystals. Suitable both as a textbook and as a reference.

SHEWTON—Transformation in Metals

By PAUL G. SHEWTON, Argonne National Laboratory. Series in Materials Science and Engineering.

304 pp. (1969) 07 056694 1

CONTENTS—Preface. Introduction for the Student. Diffusion. Diffusion Recovery and Recrystallization. Equilibrium in Alloys. Solid-Solution Phase Transformations. Near Equilibrium. Precipitation Hardening. Metastable Gas-metal Reactions.

EDITORIAL HISPANO-EUROPEA

en México: EDITA MEXICANA

LUCERNA 84-1

MEXICO 6 D.F.

COLECCION POLITECNICA

TECNOLOGIA INDUSTRIAL

REC.

METALURGIA GENERAL, por Bernard Michel, Phébert y Talbot	696/	984/1 ^o /73	1.500
TECNICAS MODERNAS DE PREPARACION DEL TRABAJO, por J. Kerr	164/	89/1 ^o /73	530
MANTENIMIENTO Y RECONSTRUCCION DE MAQUINARIA, por W. Parrot M. T. Plant y J. Lillan	276/	113/1 ^o /74	520
RECUBRIMIENTOS ELECTROLITICOS, por C. Arbellot	152/	63/1 ^o /68	320
ESTATICA GRAFICA, por F. Bayle	248/	131/1 ^o /68	360
MANUAL DE PLASTICOS, por C. Chauvin	212/	25/1 ^o /67	360
RECURSOS ENERGETICOS, por Peter Hinde	274/	56/1 ^o /68	600
TEMPLE SUPERFICIAL AL SEPIETE OXACETILANICO, por M. Vitez	244/	132/1 ^o /68	400
SOLDADURA POR RESISTENCIA, por G. E. De Witt y E. J. Bristow	552/	468/1 ^o /68	680
TECNICAS MODERNAS DE SOLDADURA, por P. F. Wood	294/	198/1 ^o /72	600
NOTAS DE GEOMETRIA DIFERENCIAL, por Noel J. Hicks	240/	25/1 ^o /74	600
TERMICA GENERAL, por L. Chera, M. Kondak y otros	644/	300/1 ^o /75	650

EDITORIAL

URMO S.A. DE EDICIONES

en México ELCANO, S.A. EDITORES ASOCIADOS
AVENIDA YUCATÁN, 28 P.B.
MEXICO 7 D.F.

TECNICAS DEL VACIO EN METALURGIA

Por: J. A. Bell

Indice. Bases históricas y técnicas.—Equipo de vacío.—Desgasificación en vacío.—Fusión por inducción en vacío.—Fusión por arco en vacío.—Fusión por bombardeo electrónico y fusión de zona.—Aplicaciones al estado sólido.—Aplicaciones especiales.

16 x 24 cm. Tapa 208 págs. 1967.
ISBN: 84-314-0057-9

ELECTROTHERMIA INDUSTRIAL

Por: Dr. Franz Leuter

Indice. Generalidades.—Nociones fundamentales sobre transmisión de calor.—Materiales de construcción.—Calentamiento y soldadura por resistencia.—Calentamiento y soldadura por arco.—Calentamiento por inducción. Calentamiento dieléctrico.—Procedimientos combinados.—Unidades y símbolos.—Bibliografía.

16 x 24 cm. Rúbrica 340 págs. 1972.
ISBN: 84-314-0038-6.

ULTRASONICA

Por: Benson Corlin

Indice. Ondas ultrasónicas.—Cristales para uso en ultrasónica.—Soportes de cristales para usos ultrasónicos.—Magnetostricción.—Transductores diversos para generar ultrasónicos.—Medida.—Equipo ultrasónico de potencia.—Ensayos no destructivos de materiales: onda continua y resonancia. Ensayos no destructivos de materiales con impulsos.—Efectos.—Aplicaciones.

16 x 24 cm. Tapa 360 págs. 1973.
ISBN: 84-314-0195-8

TEORIA Y PRACTICA INDUSTRIAL DEL ROZAMIENTO

Por: J. J. Coubet
Ingeniero

Indice. Breve teoría de la naturaleza y del trabajo de las superficies. Introducción.—La estructura atómica y el rozamiento.—La estructura cristalina y el rozamiento.—Resaca de la mecánica de las superficies.—Las magnitudes medidas del metal. Su significado, sus límites.—Formación de una superficie.—La metrología de los estados de superficie.—Actuación del rozamiento.—El desgaste.—Los dos triángulos.—Los coeficientes del rozamiento.—Las reglas prácticas del rozamiento. Introducción. Los siete principios. Primer principio.—Segundo principio.—Tercer principio.—Cuarto principio. Quinto principio.—Sexto principio.—Séptimo principio.—Necesidad de estudios generales sobre el rozamiento.—Anexo. Los modernos tratamientos de superficie a base de agua.

16 x 24 cm. Tapa 400 págs. 1971.
ISBN: 84-314-0155-9

ACEROS DE CEMENTACION

Por: Aceros de Llodio, S. A.

Indice. Alocución de apertura.—Panorámica internacional de los aceros de cementación.—Fabricación de aceros de cementación.—Elección y selección de aceros de cementación con destino a la fabricación de engranajes para vehículos pesados.—Tamaño de grano sustentado de aceros de cementación en relación con la maquinabilidad y deformaciones en el tratamiento térmico final.—Incidencia de la herramienta de corte de acero rápido sobre la maquinabilidad.—Aceros de cementación «Supervitaco» a maquinabilidad mejorada.—Qué se debe y qué se puede exigir a un acero de cementación.—La forja y los aceros de cementación.—Criterios de selección entre cementación y temple superficial.—Consideraciones sobre la cementación y carbonitricación en medios gaseosos. La sulfocarbonitricación: sus propiedades y aplicación en la industria.—Tratamiento de incorporación de austenita a baja temperatura.—Roturas en capes endurecidos.—Fallos en piezas endurecidas superficialmente por tratamiento térmico: causas y remedios.—Alocución de clausura.

16 x 24 cm. Tapa 306 págs. 1975.
ISBN: 84-314-0323-3.

ACEROS INOXIDABLES. ACEROS REFRACTARIOS

Por: L. Colombier y J. Hechmann

Indice. Influencia de los distintos elementos sobre la estructura.—Propiedades generales de los aceros inoxidable.—Resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable.—Métodos de ensayo de resistencia a la corrosión.—Acción de los diferentes medios corrosivos.—Resistencia química a alta temperatura.—Aceros de buena resistencia química a temperatura elevada.—Resistencia mecánica a alta temperatura.—Propiedades mecánicas de los principales aceros y aleaciones refractarias.—Procedimientos de fabricación y de transformación.

16 x 24 cm. Tapa 626 págs. 1968.
ISBN: 84-314-0083-8

ENSAYOS DE CORROSION

Por: F. A. Champson

Indice. Introducción.—Factores del metal.—Medios de corrosión.—Condiciones de la exposición en el laboratorio.—Condiciones de laboratorio para la acción conjunta.—Ensayos de campo y servicio.—Limpieza de las muestras después de la corrosión.—Valoración de efectos sobre el metal.—Valoración de los efectos de la corrosión sobre el medio ambiente.—Mediciones electroquímicas.—Técnicas auxiliares.—Expresión e interpretación de los resultados.—Ensayos específicos de corrosión.

16 x 24 cm. Tapa 488 págs. 1970.
ISBN: 84-314-0148-0

METALURGIA

Tomo I

ALEACIONES METALICAS

Por: C. Chevrel y G. Hillit
Doctor Ingeniero Industrial

Indice. Diagramas de equilibrio de las aleaciones.—Métodos de determinación de los diagramas.—Micrografía y Macrografía.—Estado metálico.—

Aleaciones hierro-carbono.—Tratamientos térmicos de los aceros.—Aceros aleados.—Endurecimiento por maduración.—Tratamientos superficiales de los aceros.—Lucha contra la corrosión.—Metales y aleaciones no férricas. Cuadro de los procedimientos de control de las piezas metálicas.—Aplicaciones de los rayos X.—Bibliografía breve.—Ejercicios.—Resultados numéricos.—Prácticas de metalurgia

16 x 24 cm. Rústica. 380 págs. 1971.
ISBN 84-314-0158-7.

METALURGIA

Tomo II

ELABORACION DE LOS METALES

Por: C. Chaussat y G. Nully

Indice. Metalurgia general: Previsión de las reacciones químicas.—Metodos generales de elaboración de los metales.—Tratamientos mecánicos preliminares.—Procedimientos de separación.—Tratamientos térmicos preliminares.—Siderurgia: Nociones preliminares.—Fabricación del arrabio.—Estudio técnico del horno alto.—Estudio tecnológico del horno alto.—Fabricación del acero.—Generalidades sobre la fabricación del acero.—Procedimientos de fabricación del acero.—Colada del acero.—Ferrosaleaciones. Metalurgia de los metales no férricos: Cobre.—Aluminio.—Plomo.—Cinc.—Niquel.—Estaño.—Otros metales industriales.—Metalurgia de los polvos.—Bibliografía sumaria. Ejercicios.

16 x 24 cm. Rústica. 314 págs. 1972.
ISBN 84-314-0168-9

FATIGA DE LOS METALES

Por: P. G. Ferrasi

Indice. Introducción.—Ensayos de fatiga.—Resistencia de los metales a la fatiga.—Influencia de las condiciones de los esfuerzos en la resistencia a la fatiga.—Concentraciones de tensiones.—Influencia del tratamiento superficial en la resistencia a la fatiga.—Fatiga por corrosión y corrosión por tratamiento.—Influencia de la temperatura en la resistencia a la fatiga.—Resistencia a la fatiga de uniones, componentes y estructuras.—Medidas técnicas para evitar la fatiga.—Mecanismo de la fatiga.—Fatiga de los materiales no metálicos.—Datos de fatiga.—Referencias.

16 x 24 cm. Rústica. 462 págs. 1972.
ISBN 84-314-0183-4

MANUAL DE LOS USUARIOS DE REVESTIMIENTOS EN CROMO DURO

Por: E. Gibet

Indice. Características de los revestimientos de cromo duro.—Fisonomía del revestimiento bruto del depósito.—Trabajo en taller antes y después del cromado.—Rectificación, pulido y rodaje.—Juego que debe atribuirse al montaje de piezas cromadas.—Lubricación de los revestimientos de cromo duro.—Espesor del revestimiento.—Aplicación.—Campo de utilización.—Informes que deben facilitarse al cromador

14 x 21 cm. Rústica. 184 págs. 1965
ISBN 84-314-0058-7.

METALOGRAFIA MICROSCOPICA PRACTICA

Por: R. H. Greeves

Indice. Preparación de especímenes para microexamen.—El microscopio y método de examen microscópico.—Fotomicrografía de baja potencia y macrografía.—Estructura y propiedades de los metales puros, aleaciones, hierro en lingotes, hierro forjado, aceros al carbono normalizados y templados y efectos del trabajo en frío o en caliente.—Estructuras y propiedades de los aceros al carbono.—Inclusiones no metálicas y defectos del acero. Efectos de las impurezas del cobre.—Estructuras y propiedades del arrabio, hierro colado y hierro colado maleable, de las aleaciones del cobre con cinc, estaño, etc., de las aleaciones del níquel con cobre, hierro y cromo, etc. Técnicas especiales en microscopía metalúrgica

16 x 24 cm. Tapa. 270 págs. 1968.
ISBN: 84-314-0152-4

METALURGIA ESPECIAL (Tomo I)

EL ALUMINIO Y SUS ALEACIONES. EL MAGNESIO Y SUS ALEACIONES

Por: Jean Maranguel
Doctor en Ciencias

Indice. Primera parte: El aluminio y sus aleaciones.—Reseña histórica.—Posición económica del aluminio.—Extracción y refinado.—Propiedades físicas, mecánicas y químicas generales del aluminio.—Principales clases de aleaciones industriales.—Transformación en productos semelaborados.—Operaciones de acabado.—Relación de las principales aleaciones del aluminio y equivalencias internacionales.—Segunda parte: El magnesio y sus aleaciones: Reseña histórica.—Posición económica del magnesio.—Extracción y refinado.—Propiedades físicas, mecánicas y químicas generales del magnesio.—Principales tipos de aleaciones industriales.—Transformación en productos semelaborados.—Operaciones de conformación definitiva.—Tratamientos de protección.—Relación de las principales aleaciones de magnesio y equivalencias internacionales.

16 x 24 cm. Tapa. 388 págs. 1969.
ISBN: 84-314-0084-3

METALURGIA ESPECIAL (Tomo II)

EL COBRE Y SUS ALEACIONES

Por: J. Maranguel
Doctor en Ciencias

Indice. Reseña histórica.—Situación económica del cobre.—Extracción y refinado.—Propiedades físicas, mecánicas y químicas generales del cobre.—Principales familias de aleaciones industriales.—Transformación de productos semelaborados.—Operaciones de conformación definitiva.—Fuentes de documentación utilizadas

16 x 24 cm. Tapa. 186 págs. 1971.
ISBN: 84-314-0153-2

FABRICACION DE ACEROS AL OXIGENO

Por: A. Jackson
A. Met. (Sheffield), F.I.M., C.G.I.A.

Indice. Materias primas.—Elementos de fabricación de acero.—Principios térmicos de la aceración.—Procedimientos Bessemer, Martin-Siemens, Aox.

z. Donewitz, L. D. A. C., O. L. P., Kaido y Retor. Fundición y solidificación
comunes.—El hidrógeno y nitrógeno en el acero.—Oxidación del carbono.
Desgasificación el vacio.—Refractarios.—Depuración de gases.

16 x 24 cm. Tola. 270 págs. 1966.
ISBN: 84-314-0161-6

APLICACIONES DEL ALUMINIO EN LAS INDUSTRIAS MICAS Y ALIMENTICIAS

Por: Jiménez y Sigweh

Indice. Características del aluminio.—Ensayos de su resistencia química.
Agentes atmosféricos.—Acción de los elementos no metálicos.—De los
metales.—De los compuestos orgánicos.—De diversos productos alimen-
tarios.—Aplicaciones industriales: sales; petróleo; productos de descoloración
de la pulpa; cauchos; materiales de construcción; materias celulósicas
y latices; tinturas; plásticos; barnices; perfumes; productos fotográficos;
insecticidas.

16 x 24 cm. Tola. 288 págs. 1966
ISBN: 84-314-0059-6

DEFECTOS DE LAS PIEZAS DE FUNDICION

Por: H. La Brette
Ingeniero

Indice. Primera parte: Defectos debidos únicamente a la contracción
líquida.—Defectos debidos a la contracción de solidificación y a la contrac-
ción líquida.—Defectos debidos a la contracción sólida.—Trazado correcto
de piezas.—Formas a adoptar para evitar los defectos debidos a la contrac-
ción de solidificación y a la contracción normal.—Segunda parte: Defectos
debidos al proceso de cristalización.—Espesor de los granos.—Heterogenei-
dad de los moldes.—Segregaciones.—Alimentación incompleta de la
pieza.—No-benidos.—Uniones frías.—Arrugas o pliegues.

16 x 24 cm. Tola. 280 págs. 1966.
ISBN: 84-314-0060-9

MANUAL DE ANTICORROSION

Por: A. J. Maureta
Ingeniero

Indice. Termodinámica de la molécula metálica en presencia de agua.
Química de la molécula metálica en presencia de gas.—Corrosión a altas
temperaturas.—El oxígeno disuelto en la corrosión.—Factores que aceleran
la corrosión.—Migración o simulación de la corrosión.—Hornos.—Procedi-
miento de Scan Redic.—Corrosión en las soldaduras.—Canalizaciones sub-
terráneas.—El agua de mar.—Protección Redic.—Hormigón enterrado.—La
corrosión en la industria química petrolífera.—Turbinas.—El aluminio y la
corrosión.—Protección catódica.

16 x 24 cm. Tola. 648 págs. 1966
ISBN: 84-314-0150-8

DICCIONARIO ENCICLOPEDICO TECNICO

MATERIALES SIDERURGICOS

Por: F. Repetz y F. Reil

Contenido. El hierro y el acero son materiales básicos. Por sus cualidades
y por lo fáciles que son de trabajar, han demostrado ser insustituibles en
muchas aplicaciones industriales.
No sólo los ingenieros, sino también casi todos los técnicos deben llegar
a conocer a fondo los conceptos fundamentales, los tratamientos térmicos
del acero y la fundición de hierro, así como las propiedades y aplicaciones
especias de estos materiales.
Esta cómoda obra de consulta ofrece la posibilidad de informarse rápida-
mente tanto al estudiante como al técnico interesado en los problemas
prácticos. Las ilustraciones y, sobre todo, las tablas serán muy útiles por su
gran valor práctico.

11 x 17 cm. Tola. 296 págs. 88 tablas. 1966.
ISBN: 84-314-0062-6

CONFORMADO DE LOS METALES

Por: Geoffrey W. Rowe

Indice. La naturaleza y el fin de la teoría del conformado de metales.—
Curvas de tensiones deformaciones.—Tensiones principales y fluencia.—
Determinación de los cargas de trabajo considerando la peza y la distribu-
ción de tensiones.—Determinación de las cargas de trabajo teniendo en
cuenta la fluencia del metal.—Embrido de barras redondas y de piezas
planas.—Fabricación de tubos y embutición profunda.—Extrusión.—Laminado
de palanquilla y de piezas planas.—Fajado, embutición y perforado.—Ro-
zamiento y lubricación en el conformado de metales.—Utilización de un
pequeño computador para resolver problemas prácticos en el conformado
de metales.

16 x 24 cm. Tola. 680 págs. 1972.
ISBN: 84-314-0184-2

INSPECCION RADIOGRAFICA DE LAS UNIONES SOLDADAS

Por: A. Rola Rubio

Indice. Introducción.—Naturaleza y propiedades fundamentales de las
radiaciones X y gamma.—Principios de radiología.—Película radiográfica.
Cálculo de la exposición.—Sensibilidad y calidad radiográfica.—Arte ra-
diográfico.—Normas de aceptación.—Consideraciones sobre la seguridad de
defectos en las uniones soldadas.—Anexo 1.

16 x 24 cm. Tola. 252 págs. 1972.
ISBN: 84-314-0186-4

COMPORTAMIENTO Y PROPIEDADES DE LOS METALES REFRACTARIOS

Por: T. E. Tietz y J. W. Wilsen

Indice. Aspectos generales del comportamiento de los metales refractarios.
Datos sobre propiedades de los metales refractarios.—Cromo.—Columbio.—
Molibdeno.—Renio.—Tántalo.—Volframo.—Vanadio.—Apéndices: Propie-
dades de las aleaciones comerciales de metales refractarios.—Datos sobre

costos y tamaños disponibles de chapas de aleaciones comerciales de metales refractarios.

18 x 24 cm. Tapa. 484 págs. 1971.
ISBN: 84-314-0154-0.

HORNOS INDUSTRIALES

Volumen I

Por: W. Trinks y M. H. Mawhinney
Ingenieros

Índice. Introducción.—El calentamiento de sólidos en hornos industriales. La capacidad de calentamiento de los hornos discontinuos y en carga pila. —La capacidad de calentamiento de los hornos continuos.—La economía de combustible en los hornos.—Métodos y aparatos para la conservación de calor con referencia particular a los hornos industriales.—Resistencia y duración de los hornos.—Movimiento de gases en los hornos.—Distribución de temperaturas transitorias en cuerpos sólidos.—Transferencia del calor en el interior de un horno.—Pérdidas de calor por las paredes.—Propiedades de materiales que se presentan en ciertas ocasiones en el calentamiento de hornos industriales.

18 x 24 cm. Tapa. 506 págs. 1971.
ISBN: 84-314-0170-2.

HORNOS INDUSTRIALES

Volumen II

Por: W. Trinks y M. H. Mawhinney
Ingenieros

Índice. Fuentes de energía calorífica.—Equipos liberados de calor.—Principios del control automático.—Control de la temperatura del horno. Control de la atmósfera de horno.—Materiales y duración de los recuperadores.—Dispositivos economizadores de mano de obra.—Comparación crítica de las fuentes de energía.—Medidas de seguridad.

16 x 24 cm. Tapa. 376 págs. 1972.
ISBN: 84-314-0171-0.

CORROSIÓN Y CONTROL DE CORROSIÓN

Por: Herbert H. Uhlig, M. I. T.

Índice. Definición de la corrosión.—Mecanismo electroquímico.—Tendencia a la corrosión y potenciales de electrodos.—Polarización y velocidades de corrosión.—Pasividad.—Hierro y acero.—Medios ambiente acuosos. Factores metalúrgicos.—Efecto de las tensiones.—Corrosión atmosférica en el suelo.—Oxidación y empañado.—Corrosión por corrientes vagabundas.—Protección catódica y anódica.—Recubrimientos metálicos.—Recubrimientos inorgánicos.—Recubrimientos orgánicos.—Inhibidores y pasivadores.—El tratamiento químico de los circuitos de agua y vapor.—La aleación como medio de mejorar la resistencia a la corrosión.—Aceros inoxidables.—Cobre y sus aleaciones.—Aluminio y magnesio.—Plomo.—Níquel.—Titanio, circonio y tántalo.—Aleaciones níquel-hierro y silicio-níquel.—Problemas.

18 x 24 cm. Tapa. 394 págs. 1970.
ISBN: 84-314-0232-6.

ENCICLOPEDIA DEL ALUMINIO

Por: Ingenieros del Grupo PECHINEY

PRODUCCIÓN DEL ALUMINIO (Volumen 1)

Índice. Producción del aluminio.—Historia del aluminio.—Minerales de aluminio.—La bauxita.—Fabricación de la alúmina.—Fabricación electrolítica del aluminio.—Procedimientos diversos para la fabricación del aluminio.—Refinado del aluminio.—La industria del aluminio en el mundo.—Estudio estadístico.

18 x 24 cm. 308 págs. 1967. ISBN: 84-314-0066-0.

METALURGIA ESTRUCTURAL DEL ALUMINIO. FUSIÓN Y COLADA DE PLACAS Y TOCHOS. FABRICACIONES ANEXAS (Volumen 2)

Índice. Metalurgia estructural del aluminio.—Fusión y colada de placas y tochos.—Fabricaciones anexas.

16 x 24 cm. 314 págs. 1968. ISBN: 84-314-0064-0.

FABRICACIÓN DE SEMIPRODUCTOS (Volumen 3)

Índice. La laminación del aluminio y sus aleaciones.—El papel de aluminio.—La extrusión del aluminio y sus aleaciones.—Estrado y perfilado del aluminio y sus aleaciones.

16 x 24 cm. 288 págs. 1968. ISBN: 84-314-0055-2.

PROCESOS DE CONFORMADO DEL ALUMINIO Y SUS ALEACIONES, I (Volumen 4)

Índice. Procesos de conformado del aluminio y sus aleaciones: Moldeo por gravedad.—Fundición inyectada.—Forja y estampación.—Extrusión por impacto.—Caldarera.—Embutición.—Entallado.—Mecanización.

16 x 24 cm. 328 págs. 1969. ISBN: 84-314-0069-7.

PROCESOS DE CONFORMADO DEL ALUMINIO Y SUS ALEACIONES, II (Volumen 5)

Índice. Procesos de conformado del aluminio y sus aleaciones: Soldadura y brazeado.—Remachado.—Conformación de conductores eléctricos.—Perforado.—Tratamientos superficiales.

16 x 24 cm. 234 págs. 1969. ISBN: 84-314-0068-9.

UTILIZACIÓN DEL ALUMINIO Y SUS ALEACIONES (Volumen 6)

Índice. Procesos de conformado del aluminio y sus aleaciones: Construcciones metálicas en aluminio.—Transportes.—Minas. Obras públicas. Transporte.—Industrias mecánicas y diversas.—Industria eléctrica.—Embalaje.—Construcción.—Industria química y de alimentación.—Agricultura.—El aluminio para usos militares.

16 x 24 cm. 256 págs. 1969. ISBN: 84-314-0067-X.

15
AMERICAN SOCIETY FOR METALS ASM
Metal Park
Ohio USA

- METALS HANDBOOK

Vol. 1: Properties and Selection of Metals

Vol. 2: Heat Treating, Cleaning and Finishing

JOSÉ APRAIZ BARREIRO: "Tratamiento Térmico
de los Aceros"

Ed. DOSSAT Plaza de Sta Ana n°9
Madrid 12

Ed. LECSA México
Palmada de TLALPAN 4620
México 22 D.F.

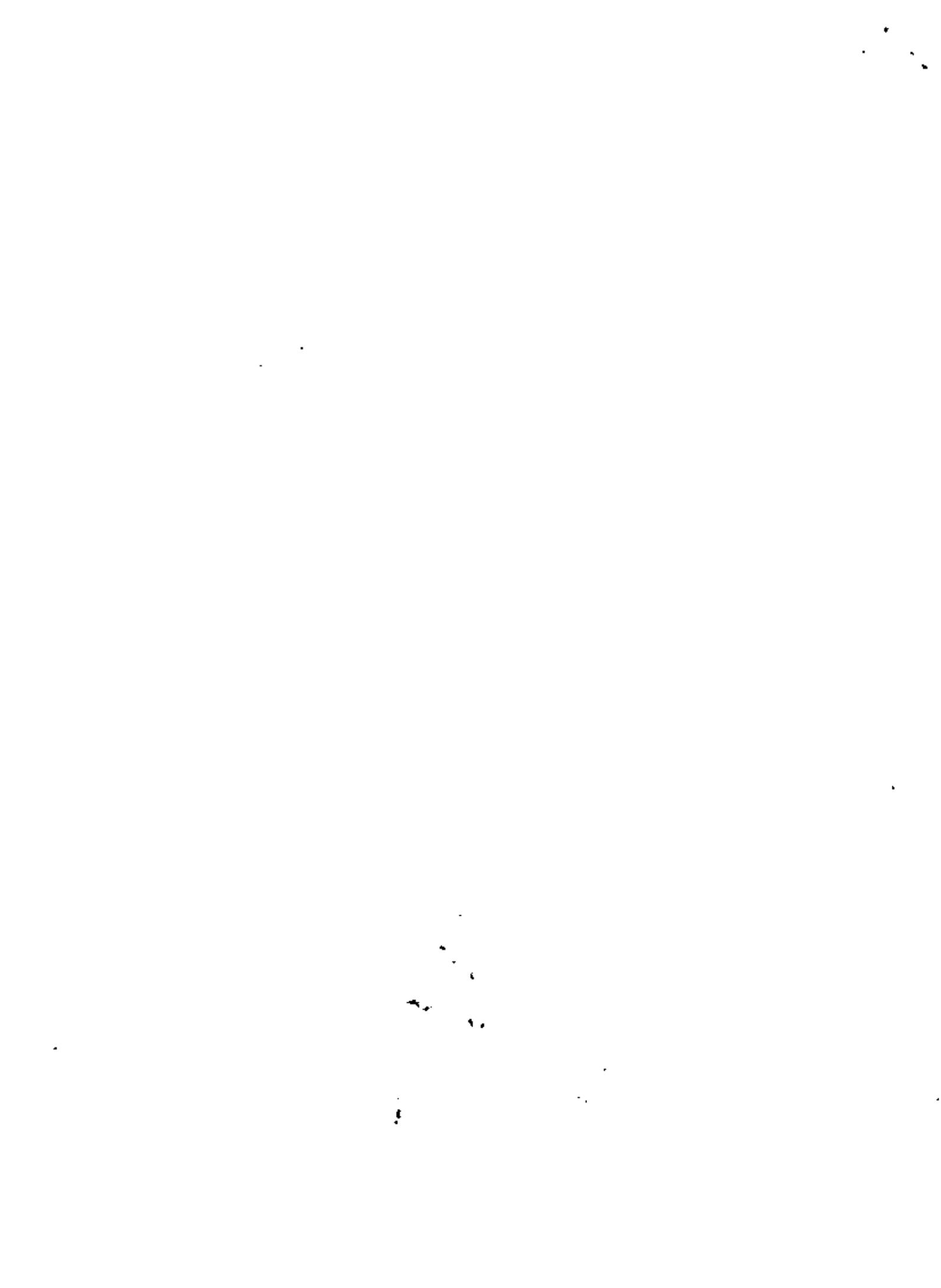
- Ingeniería Metalúrgica

Tomo I: Metalurgia Física Aplicada

Tomo II: Tecnología de los Procesos
Metalúrgicos

por Higgins

- Principios de Metalurgia Física
R. E. Reed-Hill



DIRECTORIO DE ASISTENTES AL CURSO "TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES"
EFECTUADO DEL 5 AL 19 DE JULIO DE 1979.

NOMBRE Y DIRECCION

EMPRESA Y DIRECCION

- | | |
|--|--|
| 1.- J. CUAUHEMOC AGUIRRE VENTURA
Ambato # 894
Col. Lindavista
México 14, D.F.
754-36-50 | CONDUMEX
Poniente 140 # 720
Col. Industrial Vallejo
México, D.F.
587-70-11 ext. 524 |
| 2.- JAVIER ANAYA RUIZ
Daniel Delgadillo # 3
Col. Vistabella
Tlalnepantla, Edo. de México
398-4-185 | CIA. DE LUZ Y FUERZA DEL CENTRO, S.A.
Jose Sotero Castañeda # 604
Col. Vista Alegre
México 8, D.F.
530-19-50 |
| 3.- SILVERIO CALTENCO VELAZQUEZ
Calle Florida # 60-4
Col. Morelos
México 2, D.F.
795-26-92 | INSTITUTO MEXICANO DEL PETROLEO
Av. de los Cien Metros # 152
San Bartolo Atepehuacan
México 15, D.F.
567-66-00 567-91-00 |
| 4.- FRANCISCO CASILLAS ALONSO
Av. México # 5725 Edif. "B"-402
Villa Xochimilco
México 23, D.F.
676-59-99 | OLYMPIA DE MEXICO, S.A.
Km. 195 Carret. México-Puebla
Los Reyes Acaquilpan
Edo. de México
585-42-11 |
| 5.- J. SALVADOR DURAN PEREZ
Blvd. M. A. Camacho # 235
Veracruz, Ver.
2-37-27 | PETROLEOS MEXICANOS
Tinajas, Ver. |
| 6.- GERARDO GARCIA NECOECHEA
Acueducto Ojinaga # 12
Vista del Valle
Naucalpan, Edo. de México
3-73-35-48 | ENEP ACATLAN, UNAM
Av. Alcanfores y Av. Vista del Valle
Naucalpan, Edo. de México
373-22-07 |
| 7.- RUTILO GOMEZ SOSA
Calle Orizaba # 2-3
Col. Ayotla
Edo. de México | OLYMPIA DE MEXICO, S.A.
Km. 19.5 Carret. México-Puebla
Los Reyes, Edo. de México
585-42-11 |
| 8.- ARTURO M. GONZALEZ CAMPOS
Av. Coyoacan # 133-3
Del Valle
México 12, D.F.
523-67-60 | CIA. DE LUZ Y FUERZA DEL CENTRO, S.A.
Melchor Ocampo # 171
Col. Anáhuac
México 17, D.F.
566-36-54 |

DIRECTORIO DE ASISTENTES AL CURSO "TRATAMIENTO TERMICO Y SUS APLICACIONES"
EFECTUADO DEL 5 AL 19 DE JULIO DE 1979.

<u>NOMBRE Y DIRECCION</u>	<u>EMPRESA Y DIRECCION</u>
9.- JULIA REGINA GUTIERREZ GRANADOS Retorno 201 # 18 Unidad Modelo México 13, D.F. 581-02-79	S.A.R.H. Reforma # 51-1° Piso Col. San Rafael México 1, D.F. 566-16-82
10.- RAFAEL HAM YEE Heroes Ferrocarrileros # 12-5 Col. Guerrero México 3, D.F.	FACULTAD DE INGENIERIA, UNAM Ciudad Universitaria México 20, D.F.
11.- FEDERICO HERNANDEZ GONZALEZ Hda. Santiago # 77 Prados del Rosario México 16, D.F. 561-87-55	CIA. DE LUZ Y FUERZA DEL CENTRO José Sotero Castañeda # 604 Col. Vista Alegre México 8, D.F. 530-19-56
12.- ALFONSO JIMENEZ RUBIO Av. 15 # 3811 Nvo. Cordoba, Ver. 2-63-14	PETROLEOS MEXICANOS Tinajas de Camelfo, Ver.
13.- MARCIAL EUGENIO LOPEZ HUERTA Edif. 109 Depto. 703 Patera Vallejo México 14, D.F.	INSTITUTO MEXICANO DEL PETROLEO Av. 100 metros # 152 San Bartolo Atepehuacan México 14, D.F. 567-66-00
14.- J. ALFREDO LUNA NAVARRO Av. Juan Escutia # 62 Niños Héroe Querétaro, Qro. 282-75	INSTITUTO TECNOLOGICO REG. DE QRO. Av. Tecnológico y Mariano Escobedo Querétaro, Qro. 2-22-81
15.- LUIS ENRIQUE MALDONADO DUARTE Polotitlan Manz 27 Lote 3 Altavilla Edo. de México 569-73-76	BYRON JACKSON CO, S.A. Km. 15.5 Carret. México-Laredo Sta. Clara Edo. de México 569-22-11
16.- GILBERTO MARBAN MALPICA Oacalco # 41 Col. Lázaro Cárdenas Zacatepec	OLYMPIA DE MEXICO, S.A. Carret. México-Puebla km. 19.5 Los Reyes Edo. de México
17.- JOSE MARTINECK S. Francisco Villa # 121 Rancho Cortes Cuernavaca, Mor. 3-21-85	INDUSTRIAS TECNOS, S.A. Carret. Cuernavaca-Tepoztlan Km. Cuernavaca, Mor. 3-29-00

DIRECTORIO DE ASISTENTES AL CURSO "TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES"
EFFECTUADO DEL 5 AL 19 DE JULIO DE 1979.

<u>NOMBRE Y DIRECCION</u>	<u>EMPRESA Y DIRECCION</u>
18.- ALEJANDRO OLVERA DE LA ROSA Ave. Ixtacalco # 21 Pantitlan México 9, D.F.	S.T.C. METRO Av. Hangares México 9, D.F. 571-56-00 ext. 815
19.- JOSE PANTOJA OROZCO Tajin # 157-8 Col. Narvarte México 12, D.F.	FABRICA DE IMPLEMENTOS PETROLEROS Av. Industrias # 10 Cerro Gordo Edo. de México 569-20-00
20.- FILEMON PIÑA ZEPEDA 4° Sol # 16 Sección Parques Cuautitlan Izcalli	INSTITUTO MEXICANO DEL PETROLEO Av. 100 Metros # 152 Industrial Vallejo México 14, D.F. 567-66-00 ext. 2413
21.- ENRIQUE QUIROZ VILLA Av. de las Artes # 559 Himno Nacional San Luis Potosí, S.L.P. 4-10-78	CONSORCIO MANUFACTURERO DE SAN LUIS Av. Industrias esq. con Eje 120 Zona Industrial San Luis Potosí, S.L. P. 2-97-01
22.- RUBEN RENDON MELGAREJO Cafetal 57 # 49 Col. Granjas México México 9, D.F. 797-18-32	OLYMPIA DE MEXICO, S.A. Km. 19.5 Carret. México-Puebla Edo. de México 585-42-11
23.- PEDRO REYES MONROY REP. de Costa Rica # 110 San Rafael Chomapa IV Secc. Naucalpan, Edo. de México 525-02-90 ext. 67	SERVICIOS PROFESIONALES DE INGENIERIA Melchor Ocampo #445 Col. Anzures México 5, D.F. 525-02-90
24.- CARLOS SANCHEZ DE TAGLE DE LA L. Carlos B. Zetina # 46-403 Tacubaya, México 18, D.F. 516-50-82	CIA. DE LUZ Y FUERZA DEL CENTRO, S.A. Melchor Ocampo # 171 Anáhuac México 17, D.F. 566-36-54
25.- ALBERTO REYES SOLIS Av. Popocatepetl # 85 Col. Portales México 13, D.F.	FACULTAD DE INGENIERIA, UNAM Ciudad Universitaria México 20, D.F.

DIRECTORIO DE ASISTENTES AL CURSO "TRATAMIENTOS TERMICOS Y SUS APLICACIONES"
EFFECTUADO DEL 5 AL 19 DE JULIO DE 1979.

NOMBRE Y DIRECCION

EMPRESA Y DIRECCION

- | | |
|---|--|
| 26.- HIPOLITO ROMERO NIETO
Rafael Cepeda # 194-B
Col. El Paseo
San Luis Potosí, S.L.P. | CONSORCIO MANUFACTURERO DE SAN LUIS
Av. Industrias esq. Eje 120
Zona Industrial
San Luis Potosí, S.L.P.
2-97-01 |
| 27.- GABRIEL E. RUIZ VAZQUEZ
Escuela Industrial 283-# 3
Col. Industrial
México 14, D.F. | BYRON JACKSON Co., S.A.
Carret. México Laredo Km. 15.5
Santa Clara, Edo. de México
569-22-11 |
| 28.- FIDEL SALOMON CONTRERAS
Proyecto Hidroeléctrico Chicoasen
Tuxtla Gutierrez, Chis.
2-54-50 | COMISION FEDERAL DE ELECTRICIDAD
Proyecto Hidroeléctrico Chicoasen
Tuxtla Gutiérrez, Chis.
254-50 |
| 29.- DEODATO SANCHEZ VELAZQUEZ
Mitla # 705
Vertiz Narvarte
México 13, D.F.
532-86-42 | |
| 30.- JORGE SORIANO RAMOS
Colombia 87 A
Col. Centro
México 1, D.F. | S.A.R.H.
Reforma 51-1° Piso
Centro
México 1, D.F.
566-16-82 |
| 31.- RUBEN TREVIÑO FRIEDERICHSEN
Goya # 46-10
Col. Mixcoac
México 19, D.F.
598-14-92 | ASESORIA Y FABRICACIONES ELECTROME-
CANICAS, S.A. de C.V.
Río Nazas # 20 Desp. 301 esq. Río
Rhín
México 5, D.F.
546-33-73 |
| 32.- EVERARDO VELAZQUEZ ANGULO
Calle 7 # 45
Progreso Nacional
México 14, D.F.
392-14-68 | TEMPLE TECNICO
Av. Perillillar # 19
Progreso Nacional
México 14, D.F.
392-15-21 |