

PMM/A-114/91

CNEA-AC 12/91

REPUBLICA ARGENTINA
COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
Dependiente de la Presidencia de la Nación

GERENCIA DE DESARROLLO
Departamento Materiales

A C E R O S

Dr. C.A. Andreone - Ing. S.I. Núñez P.

BUENOS AIRES

1991

A la memoria de nuestra Aída N. Wilhelm,
recordando su conducta tenaz orientada
hacia el mejoramiento humano y su interés
permanente por las aplicaciones concretas
de la investigación científico-tecnológica.

Los autores.

INDICE

CAPITULO I

	pág.
1. <u>FABRICACION DEL ACERO</u>	
1.1 Metalurgia	1
1.2 Siderurgia	1
1.3 Minerales de hierro	2
1.4 Procesos de fabricación del acero	3
1.4.1 Alto horno	3
1.4.2 Procedimiento Siemens-Martin	5
1.4.3 Convertidor LD	6
1.4.4 Hornos eléctricos	7
1.4.5 Colada continua	8
1.5 Solidificación de aceros	10
1.5.1 Aceros calmados	11
1.5.2 Aceros efervescentes	12
1.6 Gases en los aceros	13
1.6.1 Oxígeno	14
1.6.2 Hidrógeno	14
1.6.3 Nitrógeno	15
1.7 Inclusiones	15
1.7.1 Fósforo	17
1.7.2 Azufre	17
1.7.3 Manganeso	17
1.7.4 Silicio	18
1.7.5 Aluminio	18

CAPITULO II

2. <u>DEFORMACION EN FRIO Y EN CALIENTE. RECUPERACION Y RECRISTALIZACION</u>	
2.1 Trabajado mecánico por deformación	19
2.1.1 Variables metalúrgicas	19
2.2 Deformación en frío	20
2.3 Restauración: recuperación y recristalización	20
2.4 Deformación en caliente	21
2.4.1 Influencia de la composición química	22
2.4.2 Quemado. Sobrecalentamiento. Fragilidad en caliente	23
2.4.3 Relación entre variables	23
2.4.4 Ensayos de deformabilidad en caliente	24

CAPITULO III

pág.

3.	<u>ACEROS AL CARBONO. TRATAMIENTOS TERMICOS, TERMOMECANICOS Y TERMO-QUIMICOS</u>	
3.1	ACEROS AL CARBONO	
3.1.1	Introducción	27
3.1.2	Diagrama de fases Fe-Fe ₃ C	27
3.1.3	Terminología	29
3.1.4	Puntos críticos del diagrama Fe-Fe ₃ C	30
3.1.5	Soluciones sólidas hierro-carbono	31
3.1.6	Cementita (Fe ₃ C)	32
3.1.7	Microestructuras del acero	33
3.1.8	Propiedades mecánicas	35
3.1.9	Normalización	36
3.2	TRATAMIENTOS TERMICOS	
3.2.1	Introducción	37
3.2.2	Transformaciones de fase	37
3.2.3	Transformación de fase por nucleación y crecimiento	38
3.2.4	Austenitización	41
3.2.5	Transformación isotérmica	44
3.2.6	Diagrama de enfriamiento continuo	49
3.2.7	Influencia de los elementos de aleación	54
3.2.8	Templabilidad	57
3.2.9	Ensayos de templabilidad	58
3.2.10	Influencia del tamaño de grano y la composición química en la templabilidad	61
3.2.11	Relación entre ensayo Jominy y diagrama de enfriamiento continuo .	62
3.2.12	Templabilidad y tratamiento térmico	63
3.2.13	Tensiones y roturas en el templado	64
3.2.14	Martempering	65
3.2.15	Austempering	66
3.2.16	Normalización de los tratamientos térmicos	67
3.3	TRATAMIENTOS TERMOMECANICOS	77
3.3.1	Ausforming	77
3.3.2	Marforming	78

PROLOGO

La extensión del tema "Aceros", el reducido tiempo para exposición del módulo y su estrecha relación con otros del curso, motivaron la redacción de un programa mínimo que resultara útil para 2 orientaciones principales:

- a) como curso básico de nivelación para futuros investigadores, posibilitando estudios especializados y desarrollos en el área de metalurgia;
- b) como referencia para aplicaciones tecnológicas de ingeniería mecánica y ramas afines, especialmente la selección y tratamiento de aceros, en función de los requerimientos operativos y los procesos de fabricación.

Se consideró de interés incluir —a modo introductorio— una síntesis sobre la fabricación de aceros, partiendo del mineral de hierro. El núcleo del apunte se centra en los tratamientos térmicos, por la amplia variación de propiedades alcanzable y la importancia conceptual de las reacciones involucradas. Se describen las principales características de algunos aceros para usos convencionales y especiales; con una breve mención de las fundiciones. Los temas de selección de aceros y comportamiento en servicio están esbozados, pero su importancia es capital en ingeniería.

Como referencia inicial, se utilizaron los apuntes anteriores redactados por personal de la actual División Tratamientos Termomecánicos (1977 y 1985), ampliándose con la bibliografía mencionada al final.

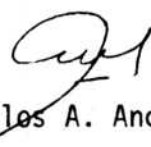
Se procuró brevedad en la exposición, acorde con la terminología difundida en bibliografía castellana y ajustándose a la normalización IRAM; además se añadieron algunas designaciones en inglés de uso frecuente, cuyas traducciones pueden provocar confusiones conceptuales. Las unidades pertenecen a sistemas métricos: el actual SIMELA (SI) o bien el antiguo MKS técnico.

Para las figuras, se prefirió la inclusión de dibujos, por resultar su reproducción más nítida que la de fotografías —las cuales pueden observarse en la bibliografía disponible en la Biblioteca de la Gerencia Desarrollo (CAC)—.

Se agradece la redacción de la sección "Aceros Inoxidables" a la Lic. Adriana Pontini (CONICET), como también las revisiones, comentarios y sugerencias de los siguientes profesionales: Dr. J.E. Ruzzante, Ing. G.F. Merlone (IAS), Lic. Estela Rodríguez, Ing. J.J. Tiebas y Lic. Gabriel E. San Martín (UTN).

A partir de las observaciones de los alumnos e investigadores, en futuras reediciones podrá enriquecerse el contenido y mejorarse la exposición.


Ing. S.I. Núñez P.


Dr. Carlos A. Andreone

	pág.
3.4 TRATAMIENTOS TERMOQUIMICOS	79
3.4.1 Cementación	80
3.4.2 Nitruración	81
3.4.3 Cianuración	83
3.4.4 Metalización por difusión	84

CAPITULO IV

4. ELEMENTOS DE ALEACION EN ACEROS

4.1 Introducción	85
4.2 Diagrama de equilibrio Fe-elemento de aleación	86
4.3 Distribución de los elementos de aleación en el acero recocido ..	88
4.3.1 Influencia de los elementos disueltos en la ferrita	89
4.3.2 Efecto de los elementos de aleación en los carburos	90
4.3.3 Efecto de los elementos de aleación en las inclusiones no metálicas	96
4.3.4 Efecto de los elementos de aleación en los compuestos intermetálicos	97
4.3.5 Elementos de aleación dispersos en estado libre	98
4.4 Influencia de los elementos de aleación en la estructura de los aceros recocidos	98
4.5 Influencia de los elementos de aleación en la formación de austenita en los aceros al carbono	100
4.6 Influencia de los elementos de aleación en la cinética de la descomposición de la austenita	105
4.7 Características de cada elemento de aleación en aceros	107

CAPITULO V

5. TRANSFORMACION MARTENSITICA. TRANSFORMACION BAINITICA

5.1 TRANSFORMACION MARTENSITICA	114
5.1.1 Características de la reacción martensítica	114
5.1.2 Cinética de nucleación y crecimiento	115
5.1.3 Estructura cristalina de la martensita	118
5.1.4 Morfología de la martensita en los aceros	120
5.1.5 Influencia de los elementos de aleación	122

	pág.
5.1.6 Estabilización de la austenita	123
5.1.7 Endurecimiento martensítico	124
5.2 TRANSFORMACION BAINITICA	125
5.2.1 Morfología	126
5.2.2 Formación de la bainita. Influencia de elementos de aleación ...	127

CAPITULO VI

6. REVENIDO

6.1 Generalidades	129
6.2 Etapas del proceso de revenido	129
6.3 Influencia del carbono	131
6.4 Influencia de los elementos de aleación	131
6.5 Revenido de aceros con vanadio	133
6.6 Revenido de aceros con cromo	133
6.7 Revenido de aceros con molibdeno y tungsteno	134
6.8 Propiedades mecánicas de los aceros revenidos	134
6.9 Fragilización por revenido	135

CAPITULO VII

7. ACEROS MOLDEADOS. FUNDICIONES

7.1 ACEROS MOLDEADOS	
7.1.1 Introducción	137
7.1.2 Propiedades mecánicas	138
7.2 FUNDICIONES	138
7.2.1 Estructura de la fundición	140
7.2.2 Influencia de los elementos normales de aleación en las fundiciones	141
7.2.3 Fundiciones aleadas	143
7.2.4 Tratamientos térmicos de las fundiciones	144

CAPITULO VIII

pág.

8. ACEROS ESTRUCTURALES Y PARA CONSTRUCCIONES MECANICAS

8.1	Clasificación	145
8.2	Aceros estructurales	146
8.3	Aceros para construcciones mecánicas	147

CAPITULO IX

9. ACEROS ESPECIALES

9.1 ACEROS INOXIDABLES

9.1.1	Introducción	149
9.1.2	Sistema Fe-Cr-Ni	149
9.1.3	Transformación de la austenita metaestable	154
9.1.4	Modos de deformación de la austenita	155
9.1.5	Carburos de Cr en los aceros inoxidable al Cr-Ni	155
9.1.6	Precipitación de los carburos de Ti y Nb	158
9.1.7	Precipitación de fases intermetálicas	159
9.1.8	Clases de aleaciones comerciales dentro del sistema Fe-Cr-Ni ...	159

9.2 ACEROS TERMORRESISTENTES

9.2.1	Introducción	166
9.2.2	Aceros con estructura ferrito-perlítica	166
9.2.3	Aceros ferríticos termorresistentes	167
9.2.4	Aceros martensíticos termorresistentes	168
9.2.5	Aceros martensíticos endurecidos por precipitación (PH)	169
9.2.6	Aceros semiausteníticos endurecidos por precipitación	170
9.2.7	Aceros austeníticos termorresistentes	170
9.2.8	Superalaciones base Fe-Ni	171

9.3 ACEROS PARA HERRAMIENTAS

9.3.1	Introducción	172
9.3.2	Clasificación de aceros para herramientas	172
9.3.3	Aceros para herramientas al carbono	175
9.3.4	Aceros para herramientas aleados	175
9.3.5	Diagramas de transformación de los aceros para herramientas	176
9.3.6	Revenido de los aceros para herramientas	182

CAPITULO X	pág.
10. <u>SELECCION DE ACEROS Y COMPORTAMIENTO EN SERVICIO</u>	
10.1 Introducción	183
10.2 Resistencia a la tracción	183
10.3 Resistencia a la temperatura	187
10.4 Resistencia a la fatiga	189
10.5 Tenacidad	193
10.6 Resistencia al desgaste	195
10.7 Resistencia a la corrosión	196
10.8 Ejemplo de selección de aceros	196
 BIBLIOGRAFIA	 200

C A P I T U L O I

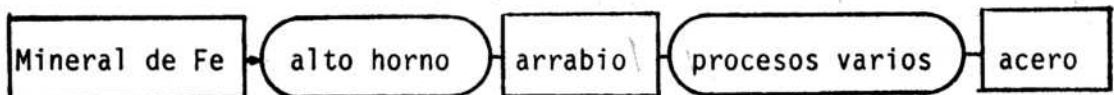
1. FABRICACION DEL ACERO

1.1 Metalurgia

Abarca: la tecnología para obtener metales y sus aleaciones, desde la extracción de minerales, la fabricación de productos semielaborados e incluso los tratamientos para mejorar sus propiedades. Es también la ciencia que estudia la estructura, transformación y propiedades de esos materiales.

1.2 Siderurgia

Es la metalurgia de las aleaciones de Fe y C (aceros y fundiciones) comprendiendo fundamentalmente



Los productos siderúrgicos contienen además impurezas (P; S; Si; Mn; etc.) y eventualmente aleantes adicionales (Mo; Cr; Ni; etc.). La terminología está definida por norma IRAM-IAS U 600:

- hierro: metal con impurezas $< 0,15 \%$ (dentro de ellas, $C \leq 0,05 \%$);
- aceros: aleaciones Fe-C con $0,05 \% < C \leq 1,7 \%$; pueden ser comunes o bien aleados;
- fundiciones: aleaciones Fe-C con $1,7 \% < C \leq 6,67 \%$; también pueden ser aleadas.

La antigua división atribuida a propiedades metalúrgicas aparentemente específicas —forjabilidad en aceros; fragilidad en fundiciones; etc.— ya no presenta una estricta diferenciación, porque se han desarrollado aleaciones de una clase que poseen algunas características propias de la otra: fundición maleable; aceros ledeburíticos; aceros moldeados utilizables en condiciones brutas de colada. El Fe de elevada pureza ($> 99 \%$) tiene utilización electrotécnica exclusivamente.

La importancia industrial del acero como material para construcciones mecánicas y civiles, se fundamenta básicamente en razones técnico-económicas:

- 1) relativamente bajo costo de elaboración, desde la extracción del mineral hasta la producción de semielaborados y fabricación de piezas terminadas en cantidades masivas;
- 2) elevadas propiedades mecánicas: resistencia (estática y dinámica) y rigidez (alto módulo elástico) con adecuada confiabilidad (duración);
- 3) posibilidad de modificación de propiedades (mecánicas y otras): mediante tratamientos térmicos, termoquímicos, termomecánicos o bien por agregado de aleantes.

En las últimas décadas el acero ha sido parcialmente desplazado de algunas aplicaciones especiales por materiales desarrollados al efecto: plásticos, cerámicos, aleaciones de Ti, etc.

Entre las principales siderúrgicas mundiales, que suministran abundante información sobre sus productos e investigaciones: United States Steel (USS) (EEUU); Nippon Steel (Japón); Krupp (RFA); Thyssen (RFA); en nuestro país: Establecimientos AHZ, SIDERCA, SOMISA, ACINDAR, Aceros Bragado.

La industria del acero es la primera de las industrias y constituye el puntal de nuestra industrialización. Sin ella siempre seremos vasallos.

Gral. Ing. Manuel N. Savio

1.3 Minerales de hierro

El Fe es uno de los metales más abundantes (5% de la superficie terrestre), aparece como óxido, carbonato, sulfuro o silicato; pero su explotación es rentable en leyes (contenidos) superiores al 25 % (el máximo hallado es 55 %). El consumo es aproximadamente 1.000.000.000 t/año y las reservas mundiales 300.000.000.000 t. En el alto horno se produce la reducción química e interesan los elementos asociados al mineral (ganga) que influyen en el proceso, como también en operaciones metalúrgicas posteriores y comportamiento mecánico en servicio:

- a) nunca pasan al arrabio: Ca, Mg, Al, Na y K;
- b) siempre pasan al arrabio: P, As, Cu, Ni, Co, Mn, Cr y V; parcialmente: Si, S, Ti;
- c) el Zn se volatiliza y el Pb se recoge en fondo del crisol;
- d) grado de humedad; agua combinada; etc.

Entre los más perjudiciales para el acero están el S y el P, sus contenidos deben ser suficientemente bajos.

Los mayores productores son: URSS, EEUU, Australia, Brasil, Francia, China, Canadá, Suecia, India, Venezuela, Liberia y Sudáfrica. Los yacimientos ferríferos argentinos son abundantes pero muy inferiores a los anteriores:

- Zapla (Jujuy): descubierto en 1941, explotados por Establecimientos Altos Hornos Zapla (Dirección General de Fabricaciones Militares), la ley varía entre 35 % al 43 %.
- Sierra Grande (Río Negro): descubiertos en 1945, actualmente explotados por Hierro Patagónico S.A. (HIPASAM); el mineral contiene P = 1-1,30 % pero más nocivo es el alto S = 0,3-0,7 %.

- Filo de la Cortadera (La Rioja); Tinogasta y Andalgalá (Catamarca); existen otros afloramientos menores.

1.4 Procesos de fabricación del acero

El alto horno da, como producto principal, el arrabio que no siempre es homogéneo, pues depende de la composición del mineral. Además, no resulta apto para posteriores operaciones metalúrgicas (laminación, forja, matrizado) ni para aplicaciones mecánicas (exigen propiedades de resistencia) y esto obliga a otra etapa de transformación para obtener aceros y fundiciones de moldeo.

Para la fabricación de aceros debe realizarse un afinado del hierro de primera fusión (arrabio), consistente en: oxidación con disminución del contenido de C, disminución o eliminación de elementos nocivos, especialmente P y S, seguido de un proceso de reducción con el agregado de aleantes para alcanzar las propiedades tecnológicas requeridas.

Históricamente, el primer procedimiento usado a nivel industrial fue el convertidor Bessemer, pero actualmente casi no se lo emplea, siendo superado por otros de mayor productividad con mejor regulación de composición y propiedades del acero obtenido. El segundo método fue el Siemens-Martin, mucho después el convertidor LD que junto con los hornos eléctricos predominan en la fabricación de aceros de calidad (de alta resistencia, inoxidables, para herramientas, etc.). Existen otros procesos, utilizados en escala industrial reducida o bien en fase experimental.

1.4.1 Alto horno

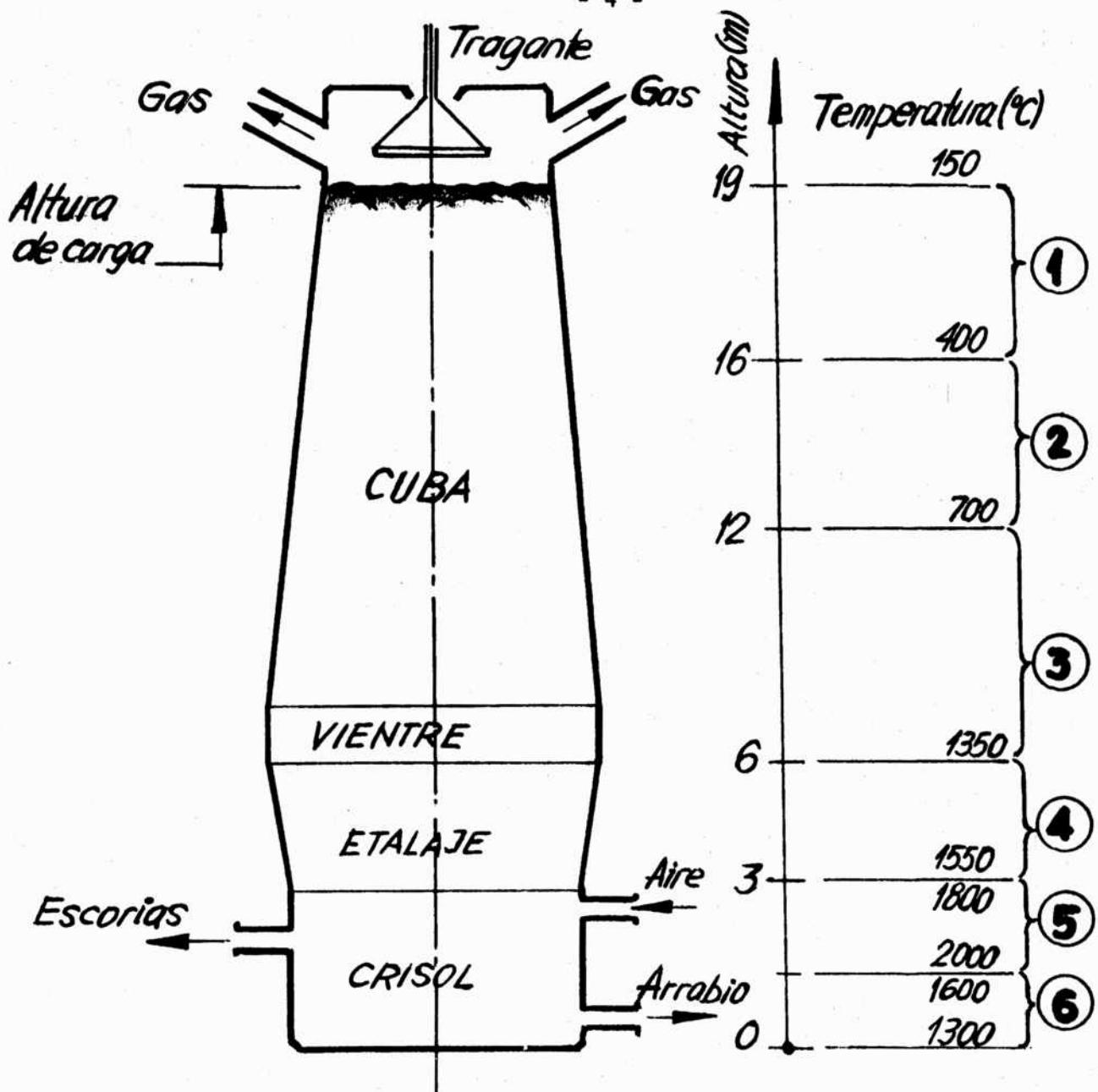
El alto horno sirve para transformar el mineral de Fe en hierro de primera fusión (arrabio) que es una fundición de elevado contenido de C ~~de~~ 3 a 4 %. Constituye la instalación más grande de cualquier planta siderúrgica; su diseño global — pese a algunas variantes y agregados — ha mantenido su geometría durante los últimos 600 años.

El alto horno es realmente un gran reactor químico que trabaja a contracorriente: es atravesado desde arriba hacia abajo por cargas sólidas y en sentido contrario por gases calientes (de carácter reductor) cuya temperatura y composición se modifican continuamente.

El combustible más utilizado es el coque (obtenido por destilación seca de la hulla) y cumple 3 propósitos fundamentales:

- por combustión, elevación de la temperatura (favorece reacciones);
- reducción directa o indirecta de los óxidos del mineral;
- combinación con el Fe para formar un hierro carburado (fundición de más fácil fusión que el Fe puro).

También se utilizan fundentes para hacer más fluida la ganga del mineral



ALTO HORNO

y así eliminar impurezas; se forma una escoria líquida que flota y puede separarse. La combustión del coque se mejora por insuflado de aire a presión a través de toberas. Las materias primas y productos pueden sintetizarse así:

1) materiales cargados:

- por el tragante: mineral, combustible, fundente;
- por las toberas: aire caliente.

2) materiales descargados:

- por el agujero de colada: arrabio (hierro de primera fusión);
- por el escoriadero: escorias líquidas;
- por la toma de gas: gas de alto horno (gas combustible).

Para producir 1 tonelada de arrabio se requieren aproximadamente:

. mineral (riqueza 65 %)	2 t
. coque metalúrgico	1 t
. piedra caliza (fundente)	0,5 t
. agua (refrigeración)	10 t
. aire (equivalente a 2700 m ³)	3,5 t

El volumen del alto horno depende de la calidad del mineral empleado y también del combustible: el coque es liviano y poroso permitiendo columnas más altas y menor resistencia al paso del aire (necesario para activar la combustión y completar las reacciones). Las reacciones en un alto horno son muy complejas, las principales constituyen:

Zona I (150 a 400 °C): secado (eliminación de agua);

Zona II (400 a 700 °C): reducción indirecta de óxidos de Fe; descomposición de óxidos de Mn;

Zona III (700 a 1350 °C): reducción directa del óxido férrico, disociación de carbonatos, reducción de óxidos de Mn;

Zona IV (1350 a 1550 °C): carburación de la fundición, reducción de óxidos de Mn, Si y P, formación de escorias;

Zona V (1550 a 1800 °C): combustión, desulfuración;

Zona VI (1300 a 1550 °C): separación metal-escoria.

1.4.2 Procedimiento Siemens-Martin

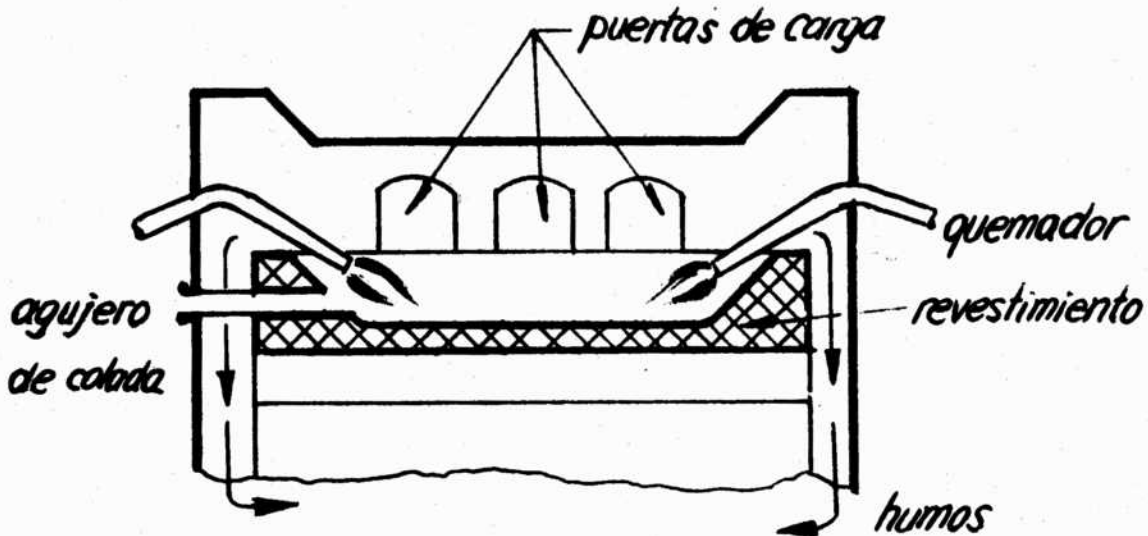
La mayor parte del acero producido mundialmente hasta 1970 fue elaborado en hornos Siemens, cuyos regeneradores de calor permitieron obtener temperaturas elevadísimas (1600 °C) y luego Martin logró fabricar acero en horno de solera con el sistema mencionado.

El procedimiento está basado sobre la descarburación de la fundición, mediante chatarra de hierro y acero en recortes (desperdicios de las industrias siderúrgicas). Como estas aleaciones poseen bajo contenido de C, al ser fundidas producen mezcla de baja carburación y cuyo %C puede modificarse variando las cargas agregadas al baño metálico; la marcha de la operación se regula mediante la llama. Hay hornos fijos y basculantes (móviles).

El revestimiento de la solera (ácido, básico, neutro) influye en la disminución o eliminación de elementos nocivos (P y S) que exigen basicidad, puede obtenerse hasta $P = 0,020 \%$ y $S = 0,040 \%$. Si las cargas están exentas, puede usarse ácido. El acero obtenido es especialmente apto para laminación y forja, mayormente aceros con $C < 0,30 \%$ pero también aleados como IRAM 52100 ($C = 1 \%$; $Cr = 1,5 \%$) utilizado para rodamientos.

Los combustibles más usados son: fuel-oil, gas de coque y gas natural.

Además, a partir de 1950, se comenzó a emplear oxígeno para 2 fines distintos: intensificar la combustión y acelerar la oxidación del baño metálico.



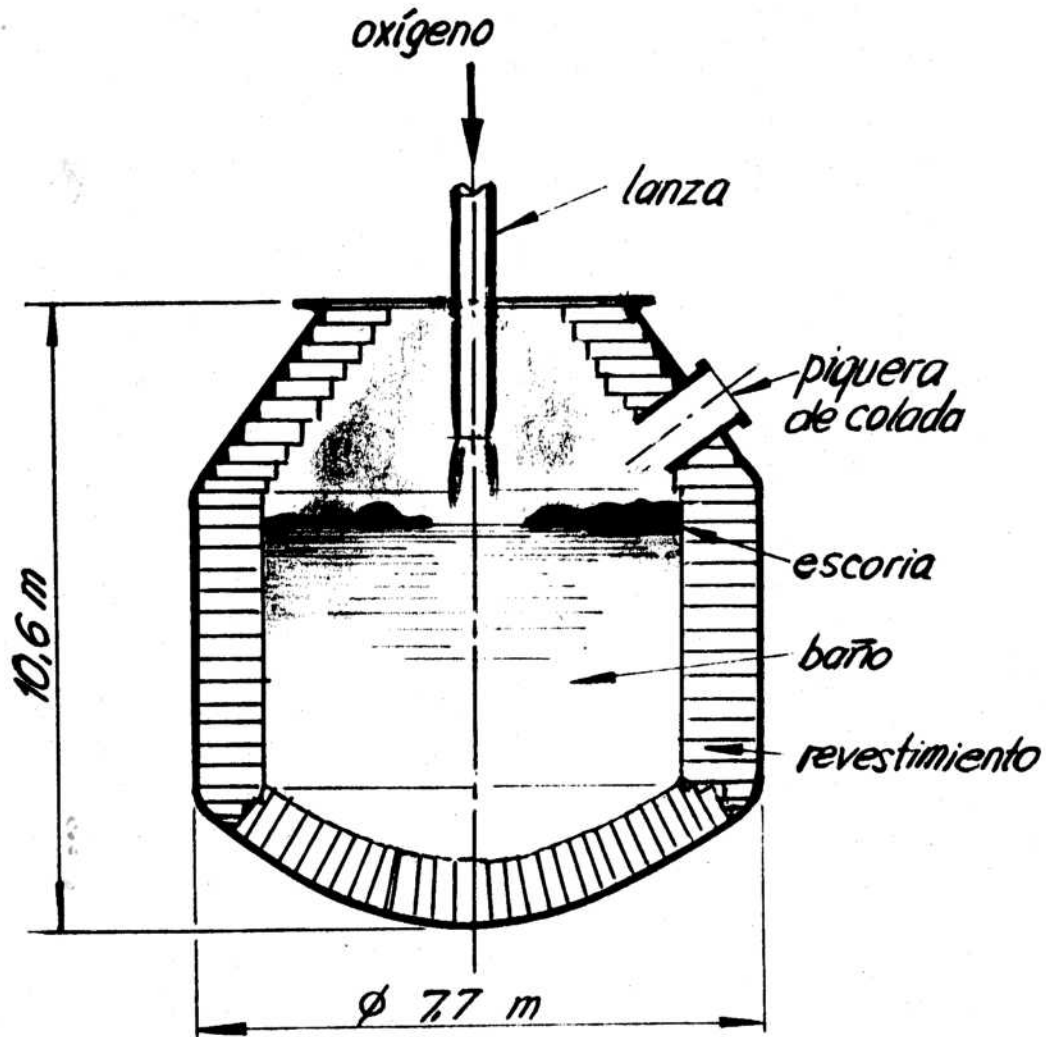
Horno Siemens

1.4.3 Convertidor LD

Es el procedimiento más importante en la segunda mitad del siglo XX, desplazó al Bessemer, Thomas y Siemens-Martin. Fue desarrollado en Austria, iniciándose en las localidades de Linz (L) y Donawitz (D) en 1950.

Se caracteriza porque emplea convertidores de revestimiento básico y se inyecta oxígeno puro a velocidad elevada sobre la superficie de la fundición. Esto permite obtener aceros con muy bajo contenido de N (0,0020 a 0,0050 %) aptos para chapas de gran deformabilidad, como las usadas por la industria automotriz.

Son numerosas las ventajas de este procedimiento, la calidad es mejor que los Bessemer o Thomas y similar a los Siemens, siendo cercana a los hornos eléctricos; el costo completo de una acería proceso LD es muy inferior a los restantes; la operación por colada dura 1 hora o menos, mientras los otros insumen varias horas; el contenido de O en los aceros fabricados es sensiblemente inferior a de los Siemens.

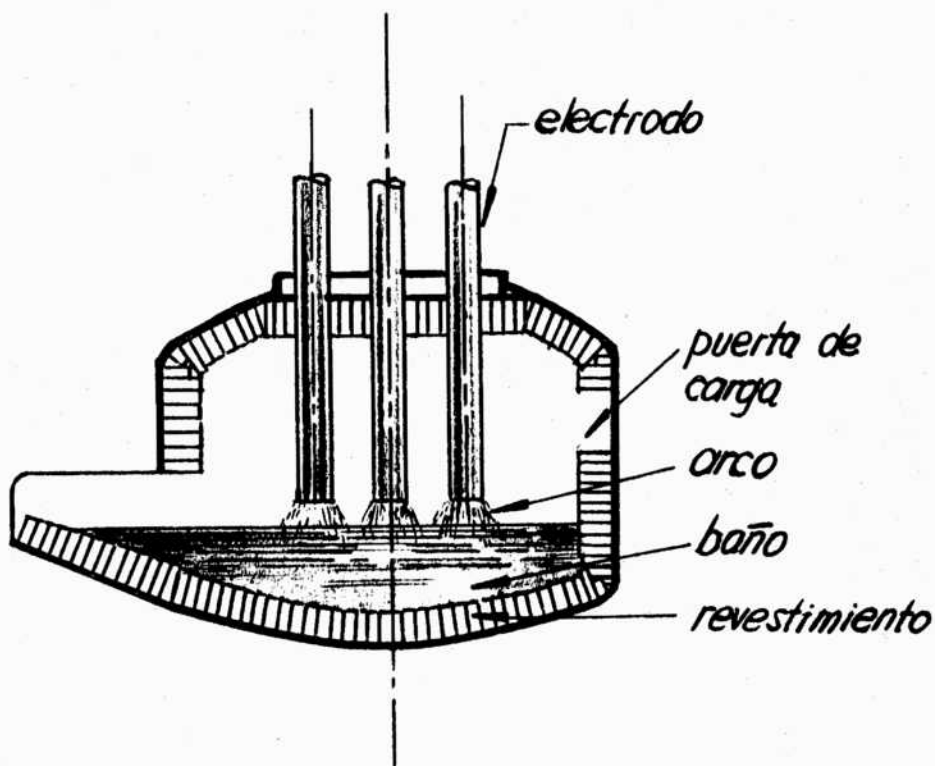


Convertidor LD

El convertidor es basculante, al volcarlo queda flotando la escoria y puede colarse el acero líquido, sin mayor mezclado; después se evacúa la escoria, separadamente.

1.4.4 Hornos eléctricos

Hacia fines del siglo XIX se construyeron los primeros hornos eléctricos para la fabricación de aceros, poseyendo las siguientes ventajas: menores costos de instalaciones, rendimiento superior a los otros procesos, ocupando menos espacio, manejo más fácil y amplia regulación, temperaturas más elevadas, que favorecen la combustión interna y reducen totalmente el contenido de S y P, no existen alteraciones en el seno del material por acción de combustible o gases de combustión (dado que no existen). Los tipos son variados: resistencia, arco, inducción, etc., pero los 2 primeros son los más empleados, especialmente con revestimiento básico.



Horno a arco
(tipo Heroult)

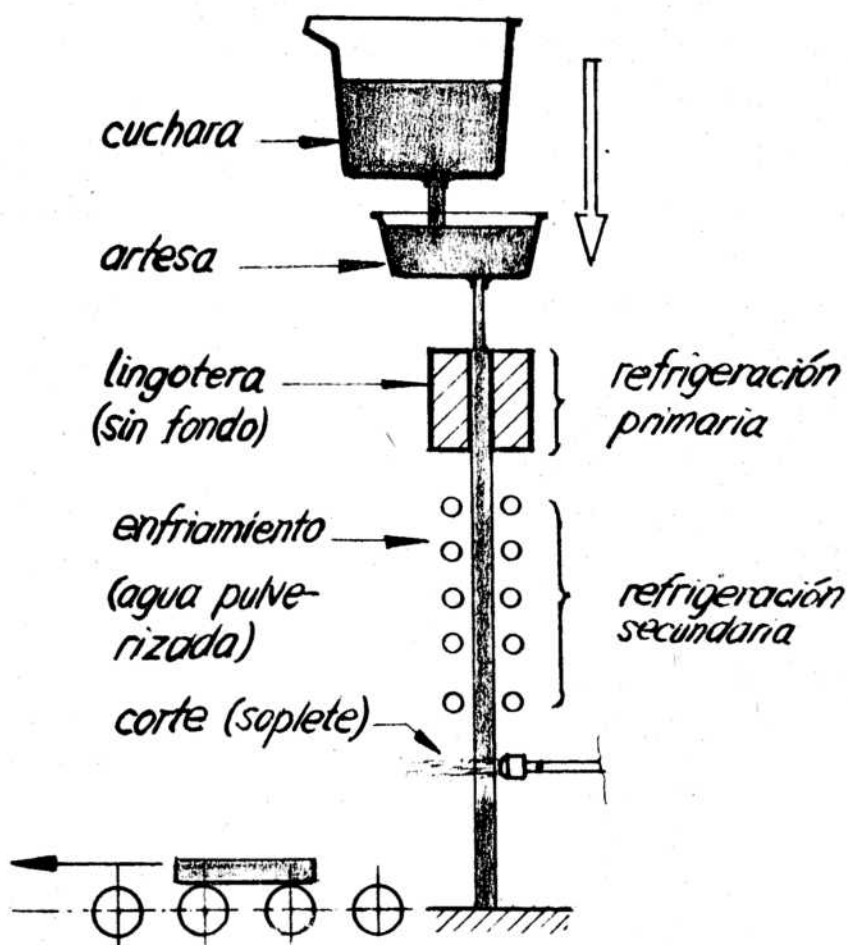
Los aceros eléctricos son de alta calidad por sus características: homogeneidad (constancia de composición química en lingotes de una misma colada); inexistencia de escorias; baja cantidad de gases en la colada; a igualdad de composición química, las propiedades mecánicas son superiores.

El empleo de inyección de oxígeno reduce el consumo de energía eléctrica, acorta la operación pero aumenta el consumo de electrodos.

Para fabricar aleaciones especiales (particularmente algunas no ferrosas que son muy reactivas), se utilizan hornos eléctricos a inducción en cámaras de vacío y así se impide la acción de gases como el H, O y N.

1.4.5 Colada continua

Es un proceso que comenzó a desarrollarse hacia 1950; permite obtener directamente palanquillas o productos planos ("slabs") partiendo del acero fundido, en longitud teóricamente ilimitada y espesores hacia 500 mm.



Colada continua

El acero fundido se vierte desde la cuchara a una artesa intermedia, de esta pasa continuamente a la lingotera (sin fondo) donde adopta su sección y comienza a solidificar en la periferia, luego un segundo enfriamiento completa el proceso; finalmente se efectúa el corte. En algunas instalaciones, el molde es curvo (se aprovecha la ductilidad de la columna aún no solidificada totalmente).

La colada continua tiene grandes ventajas: elimina las costosas etapas de obtención de lingotes y la posterior laminación para lograr palanquilla, se reduce la pérdida por despuntes de lingotes, el producto es de gran uniformidad, evitándose las segregaciones (principalmente C, P y S) que suelen aparecer en cabeza y pie de lingotes.

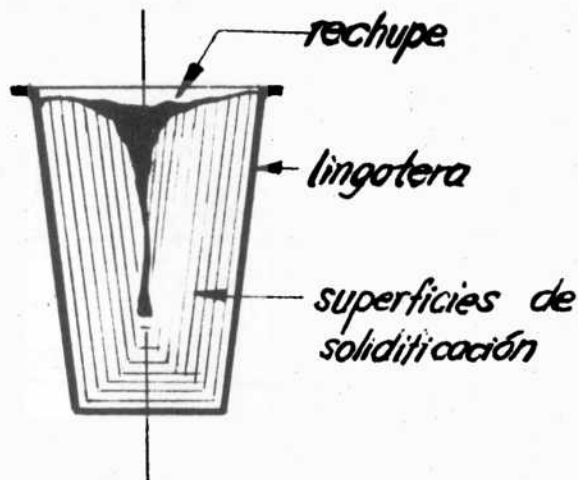
Las distintas variables del proceso deben regularse para evitar algunos inconvenientes que afecten la calidad del producto, particularmente la terminación superficial, el grado de limpieza (nivel inclusionario), sopladuras (provocadas por H y CO), rechupes centrales y grietas (tanto centrales como internas o subcutáneas). Para altos contenidos de S pueden producirse grietas longitudinales. Normalmente se emplea el Mn y el Si, que son desoxidantes débiles por ser los más baratos; para obtención de grano fino se adiciona V, pero (aunque es fuerte desoxidante) resulta muy caro.

1.5 SOLIDIFICACION DE ACEROS

Cuando el acero ha sido colado en la lingotera comienza a solidificar; primeramente lo hace el material periférico en contacto con las paredes frías y luego el fenómeno progresa paralelamente a ellas, hacia el interior. Gradualmente, el líquido va solidificando hacia la región central y se produce por contracción una cavidad denominada rechupe, en la parte superior del lingote.

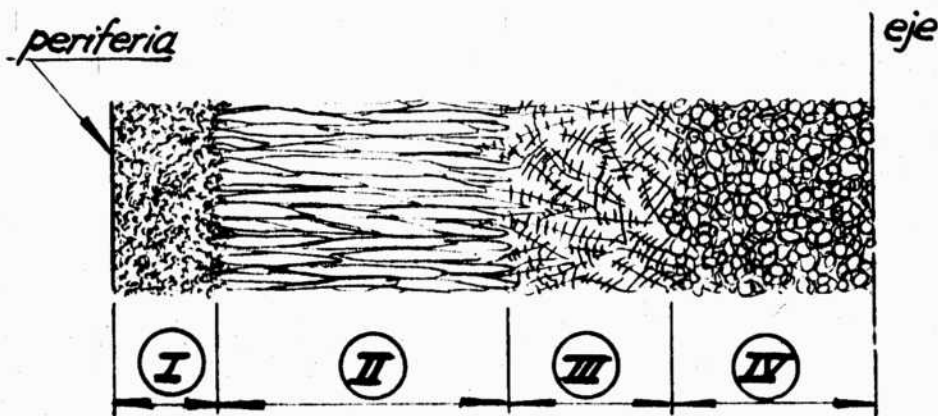
Durante el enfriamiento, el acero se contrae continuamente y se distinguen 3 etapas principales:

- | | | |
|-----------------------|------------|------------|
| 1º) en estado líquido | } (14,3 %) | } (19,7 %) |
| 2º) solidificación | | |
| 3º) en estado sólido | | |



La inclinación lateral limita la altura del rechupe; la geometría del lingote tiende a evitar rechupes secundarios, segregaciones importantes, debilidades en el pie o cabeza y otros defectos.

El corte transversal o longitudinal de un lingote de acero, pulido y atacado con ácido nítrico al 5 %, muestra la variación de la estructura cristalina resultante de la solidificación, que es de importancia para las posteriores operaciones metalúrgicas (forja y laminación), como también en las propiedades mecánicas de las piezas terminadas.



Las principales zonas son:

- I Zona acoquillada: pequeños cristales equiaxiales por enfriamiento brusco, gran cantidad de dendritas equiaxiales; esta zona periférica determina la piel del lingote.
- II Zona basáltica: estructura columnar con dendritas alargadas y perpendiculares a las paredes; el gradiente de elevada temperatura.
- III Zona de transición: presencia de dendritas más cortas, en diferentes direcciones y grandes glóbulos.
- IV Zona central: estructura globular muy fina, cristalización espontánea provocada por un enfriamiento más lento.

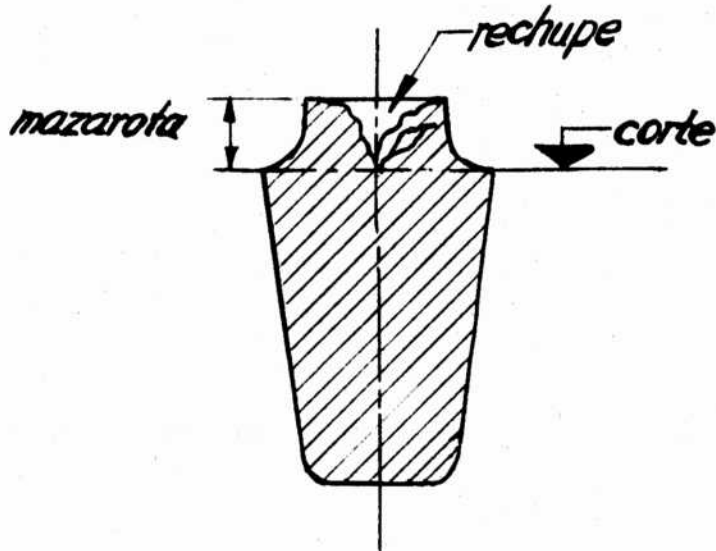
Los defectos de una pieza moldeada de acero son los rechupes, la segregación, las sopladuras, grietas e inclusiones no metálicas:

- Rechupe: es la cavidad superior que se crea al solidificar la pieza moldeada.
- Segregación: es la distribución irregular de los componentes de la aleación en diferentes lugares del lingote. Hay 2 tipos de segregación: la segregación intercrystalina o microsegregación y la segregación principal o macrosegregación. La microsegregación es la diferencia de composición química dentro de cada grano; por medio de un tratamiento térmico de homogeneización se puede igualar considerablemente la composición de los cristales. La macrosegregación resulta de las diferencias de composición química entre diversas zonas del lingote. Debido a la baja difusividad de los elementos sustitucionales (Si, Mn, Cr, Ni, Mo, etc.), esta segregación permanece como una característica estructural de los aceros y sus efectos sólo son disminuidos mediante tratamientos termomecánicos (como forja y laminación).
- Sopladuras: son pequeñas cavidades situadas en distintos lugares del lingote. Son producidas por gases, principalmente oxígeno en un acero mal desoxidado.
- Grietas: son fisuras que se producen por contracciones locales debidas al proceso de solidificación.
- Inclusiones: son compuestos no solubles en el acero constituidos por óxidos, silicatos y sulfuros.

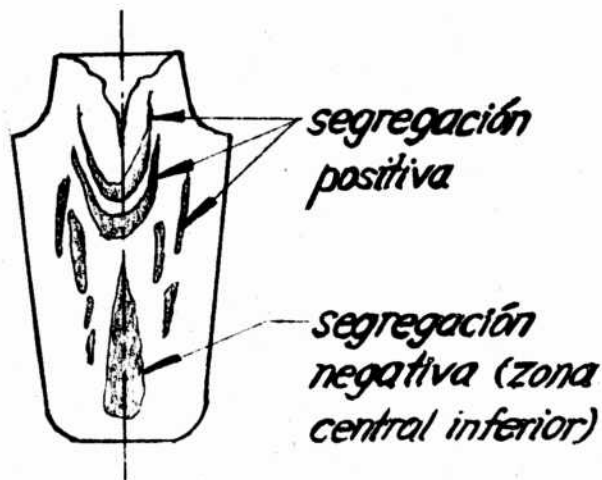
1.5.1 Aceros calmados

Son aceros que al solidificarse no desprenden gases ni chispas. En la parte superior poseen una cabeza denominada "mazarota" donde se produce el rechupe; esa parte es de baja calidad, por la gran segregación de impurezas; luego es cortada y enviada como chatarra. La masa

del lingote de acero queda sin sopladuras y con menos P y S que la mazarota.



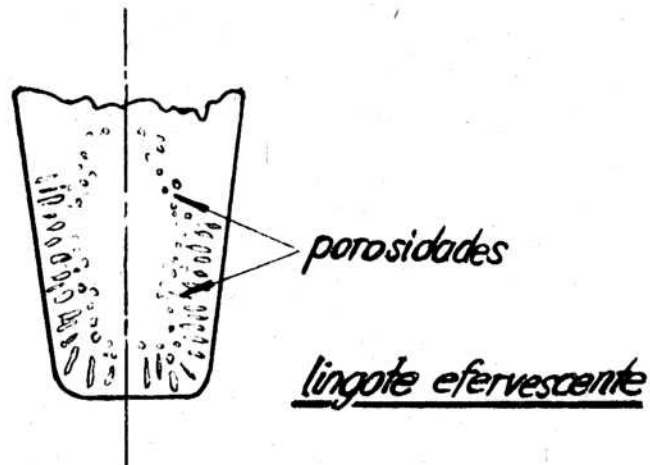
Todos los aceros de alta calidad se fabrican calmados. Al final del proceso son desoxidados casi completamente con $Mn = 0,60 \%$; $Si = 0,20 \%$ y $Al = 0,025 \%$, agregados al baño metálico en el horno o en la cuchara; así se impide la efervescencia de la aleación y la aparición de porosidades. La composición de los aceros calmados no es uniforme en todas las zonas del lingote: las segregaciones son el resultado de una solidificación diferencial característica de todas las soluciones. Las zonas de segregación positiva tienen composiciones superiores a las medias, mientras que las de segregación negativa son inferiores.



1.5.2 Aceros efervescentes

Son aceros (en general $C < 0,15 \%$) en cuya solidificación existe una fuerte efervescencia y un gran desprendimiento de chispas y gases. No se les adiciona Si como desoxidante, efectuándose sólo una desoxi-

dación incompleta por agregado de $Mn = 0,35 \%$; a veces también una pequeña cantidad de Al .



La cabeza de lingotes no forma rechupe porque la contracción del acero es compensada por las sopladuras del interior, que suelen contener CO . Se cuida que no estén cercanas a la superficie, para evitar la penetración de O atmosférico a través de pequeñas fisuras que podrían oxidar las paredes de las cavidades e impedir su soldadura por posterior trabajado mecánico (laminación o forja). Estos aceros se emplean para fabricar chapa y alambre; poseen buena calidad superficial y una zona periférica (10 a 20 mm) exenta de porosidades y con aleación de muy alta pureza. Además son los de menor costo de fabricación.

La segregación en los aceros efervescentes es también importante, especialmente el C cuyo contenido es muy bajo en la piel o capa superficial y también en la cabeza (donde también se encuentra la mayor parte de las impurezas). Los lingotes presentan una fuerte segregación central de S , que es reconocible rápidamente mediante un ensayo Baumann (impresión sobre papel fotográfico de una sección pulida y atacada con ácido sulfúrico al 5 % durante 10 minutos).

1.6 Gases en los aceros

El oxígeno, hidrógeno y nitrógeno son gases que están en contacto con los aceros fundidos en diversas etapas de la fabricación y causan importantes problemas de calidad en los semielaborados y posteriormente en las piezas terminadas. La solubilidad de estos gases en los aceros aumenta con la temperatura y es mucho mayor en los aceros fundidos que en estado sólido. Los aceros llegan a contener una gran proporción de gases cuando el baño metálico alcanza las temperaturas máximas; al enfriarse el acero fundido en el horno, y especialmente durante

la colada, se desprenden parcialmente y disminuye bruscamente su solubilidad.

Los principales defectos que se derivan de la presencia de gases en los aceros son: porosidades (sopladuras), fisuras (grietas) e inclusiones, provocando fragilización, reducción de ductilidad y de otras características metalúrgicas y mecánicas. Para disminuir la acción perjudicial de los gases, se procura colar los aceros a la temperatura más baja posible (compatible con otras limitaciones), efectuar tratamientos térmicos, emplear procedimientos de desgasificado o bien coladas en vacío.

1.6.1 Oxígeno

La oxidación del acero se produce principalmente en los hornos de fusión, también durante la colada en cuchara y de esta a las lingoteras. El O al ponerse en contacto con el acero fundido se combina con el Fe y forma óxido ferroso (FeO), que se disuelve en gran cantidad en el baño metálico. La solubilidad del O en el Fe y aceros fundidos varía con:

- la temperatura del baño: mayor solubilidad con aumento térmico;
 - el contenido de C
 - la presión ambiental
- } condición de equilibrio de $\text{C} + \text{O} \rightleftharpoons \text{CO}$:
 $[\text{C}] \cdot [\text{O}] = K$, el valor de K depende de la temperatura y la presión parcial de CO

En el enfriamiento, el O se separa de la aleación y en estado líquido reacciona con el C del acero formando CO, que al desprenderse origina porosidades (si el acero no ha sido suficientemente desoxidado). Las cavidades que albergaron O poseen paredes oxidadas y por lo tanto imposibles de soldar mediante un posterior trabajado mecánico (forja o laminación).

El procedimiento clásico de desoxidación consiste en "calmar" los aceros con pequeñas cantidades de ferromanganeso, ferrosilicio y aluminio, observándose que no existe efervescencia ni desprendimiento de gases. Estos desoxidantes sólidos forman: MnO , sílice (SiO_2) y alúmina (Al_2O_3).

El contenido de O en los aceros es un factor principalísimo en la calidad resultante del material para diversos usos convencionales y especiales. La obtención de aceros con bajo tenor de O (sea por métodos de desgasificado o por fusión en vacío) implica notorios aumentos de costos.

1.6.2 Hidrógeno

De los 3 gases que se disuelven en el acero a elevada temperatura (O, H, N) luego —a temperatura ambiente— sólo el H aparece libre en estado sólido y ocasiona defectos (hair lines o cracks) que se

aprecian en piezas rotas como manchas brillantes; este defecto era frecuente en piezas de grandes dimensiones.

En términos generales, cuando la concentración de H supera $6 \text{ cm}^3/100 \text{ g}$ de acero aparecen copos (grietas internas). Cuando el contenido de H es importante en el metal fundido, al solidificarse y no poder disolverse más que una pequeña cantidad, queda en la masa en forma de rajaduras (poros) que luego son difíciles de eliminar. Si se trata de piezas de poco espesor (menores de 50 mm) el H difunde al exterior, al cabo de cierto tiempo. Para piezas de gran tamaño, antiguamente se aplicaban recocidos muy prolongados; actualmente se emplean materias primas exentas de humedad y se utilizan procedimientos de desgasificado.

A alta temperatura, el H se encuentra en estado atómico (que difunde bien en el acero). Pero a bajas temperaturas puede precipitar en forma molecular (H_2) y no difunde, formando sopladuras en el interior de las piezas. Cuando esas sopladuras han sido evacuadas de gas, mediante recocidos prolongados, aproximadamente 600°C , pueden soldarse por trabajado mecánico en caliente (forja o laminación) ya que sus paredes no están oxidadas.

1.6.3 Nitrógeno

El N puede provocar fragilidad y reducción de ductilidad en los aceros cuando está presente en cantidades importantes, como antiguamente en convertidores Bessemer y Thomas. Este problema se ha resuelto, casi totalmente, sustituyendo el soplado de aire (que posee elevada proporción de N) por oxígeno (proceso LD) y así se han elevado las características mecánicas de los aceros. En los hornos Siemens y eléctricos no suelen aparecer problemas con el N.

La concentración de N en solución en el Fe y aceros fundidos está regulada por la ley de Sievert (análoga a la del H):

$$[\text{H}] = k \cdot \sqrt{p_{\text{N}}}$$

siendo $k = \text{cte}$ y p_{N} la presión parcial del N.

En los aceros calmados con Al y Ti, el N se halla fuertemente combinado con estos elementos (nitruros) y no hallándose libre en solución. Esto posee una consecuencia tecnológica fundamental, en el caso del acero de chapas de bajo C para estampado profundo, pues la presencia de N libre produce bandas de Lüders que es una deformación inhomogénea inaceptable para piezas terminadas.

1.7 Inclusiones

Además del Fe, el C y algunos elementos agregados al acero para mejorar determinadas propiedades, aparecen como impurezas otros elemen-

tos provenientes del mineral original o bien incorporado en el proceso de fabricación: P, S, Si, Mn, O, H, N, etc. Las partículas aisladas de los distintos compuestos (fosfuros, sulfuros, silicatos, óxidos, nitruros, carburos) se denominan inclusiones. Pueden clasificarse por su origen:

- endógenas: (naturales) formadas por reacciones químicas, cristalización o solidificación, a partir de elementos provenientes del mineral o agregados intencionalmente (aleantes);
- exógenas: (accidentales) arrastre de escoria y de refractarios, desprendimiento de material de lingotes, etc.; sus dimensiones son mayores que las endógenas.

En general provocan una fuerte reducción de la ductilidad y de la resistencia mecánica (tensión de rotura, resiliencia, límite de fatiga) porque constituyen discontinuidades duras y frágiles en la matriz del acero. Estos efectos dependen de la cantidad, forma y distribución, dando lugar a una tipificación amplia y compleja. Son menos perjudiciales en poca cantidad, con una dispersión homogénea.

La cantidad, morfología y distribución de las inclusiones están regidas por:

- fabricación: materias primas, tipo de proceso, combustibles, etc.; para aceros de alta calidad, se aplican procedimientos para disminuir la formación de inclusiones;
- solidificación: condiciones de enfriamiento, tiempo de solidificación, dimensiones del lingote o pieza, etc.; las inclusiones actúan como centros de nucleación en la cristalización del acero;
- trabajado mecánico: (deformación plástica en caliente o frío); algunas partículas pueden deformarse e incluso fragmentarse, resultando diferentes comportamientos metalúrgicos.

La clasificación usual, a partir de observaciones metalográficas, es la propuesta por norma ASTM, reunidas en 4 grupos principales tipificados con varias subdivisiones (A: sulfuros; B: alúmina; C: silicatos; D: óxidos) y se realiza una comparación con láminas con dibujos tipo.

Los efectos nocivos (perjudiciales) de las inclusiones aparecen en:

- deformación en caliente: los sulfuros de hierro y ciertos eutécticos de bajo punto de fusión, provocan fragilidad en caliente, el SMn es plástico en caliente; la alúmina (Al_2O_3) y sílice (SiO_2) casi no se deforman y son abrasivos;
- deformación en frío: los fosfuros provocan fragilidad en frío;
- propiedades mecánicas: reducción de resistencia estática y dinámica; inicio de fisuras en cargas cíclicas (fatiga) o de impacto (choque);

- maquinabilidad: efecto abrasivo sobre las herramientas y peor terminación superficial (rugosidad);
- resistencia a la corrosión: formación de pares en presencia de un electrolito (líquido), así se favorece el ataque localizado;
- tratamientos térmicos: retardo en crecimiento del grano, especialmente por partículas pequeñas.

1.7.1 Fósforo

Es una de las impurezas más nocivas, proviene del mineral, provoca fragilidad en frío. El P forma solución sólida con la ferrita; la solubilidad supera el 2 % hacia 1050 °C (temperatura de fusión del eutéctico hierro-fosfuro de hierro). En la solidificación del acero hay una segregación menor (interdendrítica) rica en P, alojada como una fina capa en borde de grano, esto reduce la cohesión intercristalina al fundirse el eutéctico. Su presencia no se observa al microscopio cuando el contenido es menor al 0,1 %, pero se la detecta indirectamente por la estructura en bandas (ghost-lines). El P y el S mejoran la maquinabilidad y se los agrega en algunos aceros, aunque disminuyen otras propiedades (como la resistencia a la corrosión).

1.7.2 Azufre

El S se combina con Mn y Fe formando sulfuros con eutécticos alrededor de 1600 °C y 1000 °C; son parcialmente solubles entre sí y forman un sulfuro complejo de temperatura de fusión intermedia. El S tiene mayor afinidad por el Mn; el sulfuro respectivo se aloja dentro del grano de ferrita y es relativamente dúctil a las temperaturas de trabajado en caliente, pudiendo ser deformado. En cambio, el sulfuro de hierro tiene punto de fusión más bajo y se ubica entre los granos, lo cual provoca fragilidad en caliente (red shortness) a las temperaturas de laminación o forja. El S es difícil de eliminar del acero, pero su efecto nocivo se reduce con agregado de Mn (cuyo contenido es hasta 10 veces superior). Las inclusiones de SMn aparecen como glóbulos o polígonos; la segregación macroscópica de S se observa por la impresión del ensayo Baumann.

1.7.3 Manganeso

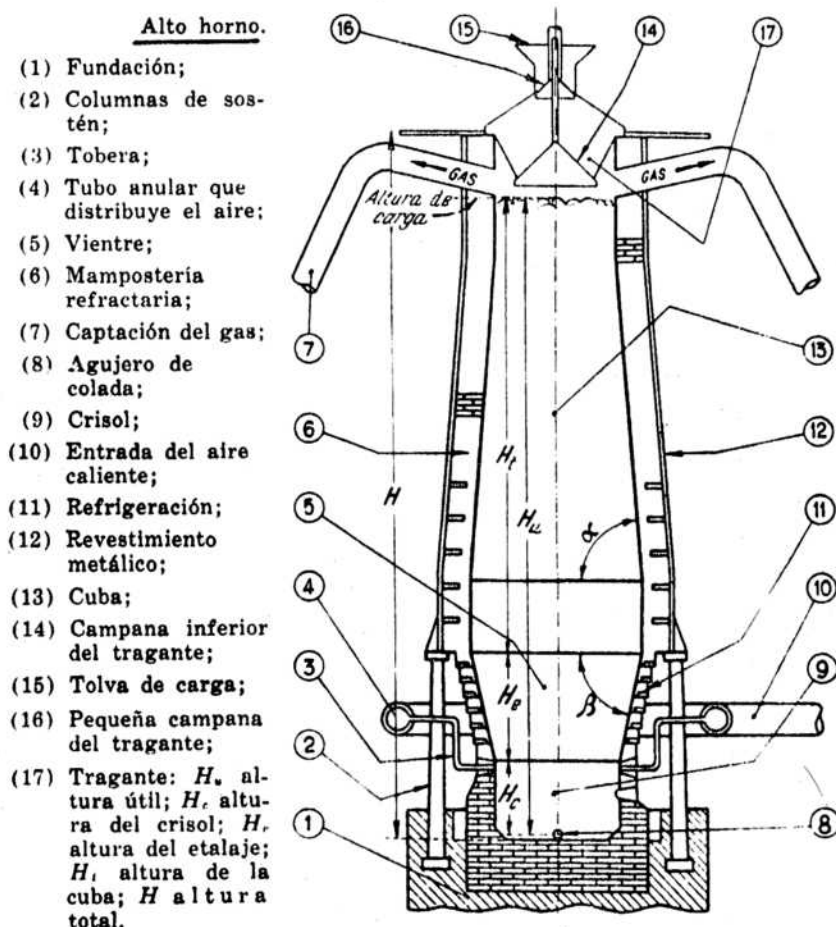
El Mn se disuelve en la ferrita. En aceros al C el contenido varía entre 0,25 al 1 % y se lo agrega como desoxidante. Aumenta la templabilidad, la resistencia mecánica, pero disminuye un poco la ductilidad. Los aceros al Mn muestran tendencia a fisuras por temple y también fragilidad de revenido (caída de la resistencia por enfriamiento lento en el rango 450-550 °C).

1.7.4 Silicio

El Si forma solución sólida con la ferrita, por lo tanto no se detecta al microscopio y debe realizarse análisis químico. Se lo agrega como desoxidante. Al impurificar la ferrita, modifica sus propiedades: mayor resistencia y fragilidad, pero más dureza y menor tenacidad. El Si reacciona con el O y forma sílice (SiO_2); estas inclusiones son de tipo globular y aspecto vítreo, muy duras e indeformables por trabajado mecánico. A veces están asociadas con óxidos y sulfuros.

1.7.5 Aluminio

La acción desoxidante del Al es más enérgica que el Mn y el Si; los aceros desoxidados con Al son de grano fino. Las partículas de alúmina (Al_2O_3) son pequeñas, duras y frágiles; se observan al microscopio como puntos negros. La alúmina dificulta el mecanizado y resulta muy abrasiva para el trabajado en frío, especialmente laminación y trafilado.



C A P I T U L O I I

2. DEFORMACION EN FRIO Y EN CALIENTE. RECUPERACION Y RECRISTALIZACION

2.1 TRABAJO MECANICO POR DEFORMACION

La mayoría del acero consumido pasa por 1 o más operaciones metalúrgicas de deformación, hasta alcanzar la geometría y propiedades mecánicas prefijadas —para los semielaborados respectivos e incluso para los productos finales mecanizados, soldados y/o tratados térmicamente—. Por lo tanto, el análisis del comportamiento del material tiene una enorme importancia tecnológica y económica a escala industrial. El estudio del trabajo por deformación abarca fundamentalmente 3 propiedades de interés:

- a) ductilidad: capacidad de soportar deformación plástica, sin rotura; influye en la geometría obtenible (forma y dimensiones);
- b) resistencia: tensión requerida para deformar plásticamente; tiene incidencia en el equipamiento necesario y la potencia consumida;
- c) estructura: evolución metalúrgica, relacionada con las 2 características anteriores y con las propiedades mecánicas esperadas.

Muchos de los avances logrados en el desarrollo de aceros para fines determinados, se basaron sobre un mejor conocimiento de la relación entre las variables metalúrgicas y operativas (composición; estructura; temperatura; velocidad de deformación; etc.) de las distintas etapas de los procesos industriales. En particular, el tren de laminación ha dejado de ser una herramienta meramente "geométrica", para convertirse en una herramienta metalúrgica que puede determinar —en condiciones apropiadas— las propiedades finales del producto; esto constituye la base de los tratamientos termomecánicos y, particularmente para los aceros microaleados, el laminado controlado.

2.1.1 Variables metalúrgicas

Se ha comprobado que algunos fenómenos producidos durante la deformación de metales y aleaciones tienen relación con la temperatura de recrystalización. Ludwik propuso expresar las propiedades en función de una escala de temperaturas homólogas definida como el cociente T/T_f de las temperaturas absolutas (unidad: K), referida a la de fusión (T_f); resultando una escala adimensional variable entre 0 (cero absoluto) y 1 (fusión). Consecuentemente, para los procesos metalúrgicos más importantes quedan definidos los rangos de trabajado mecánico:

$$\frac{T(K)}{T_f(K)} = \begin{cases} \leq 0,25 & : \text{deformación en } \underline{\text{frío}}; \\ 0,25 \text{ a } 0,6 & : \text{deformación en } \underline{\text{tibio}}; \\ \geq 0,6 & : \text{deformación en } \underline{\text{caliente}}; \end{cases}$$

los términos "frío" y "caliente" no están relacionados con la temperatura ambiental o la sensación térmica humana; el tungsteno (W) recrystaliza a 1100 °C y funde a 3400 °C, por lo tanto se lo deforma en frío a los 800 °C.

Otra magnitud de importancia, particularmente en la deformación en caliente, es la velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}$): que es la deformación específica (ϵ) (adimensional ó %) en función del tiempo; esta velocidad usualmente se la mide en s^{-1} .

2.2 DEFORMACION EN FRIO

Mediante la deformación en frío, el metal endurece progresivamente a medida que aumenta la deformación plástica. Este endurecimiento obedece a mecanismos que dificultan el movimiento de dislocaciones; además, ocurre el aumento de la densidad de dislocaciones. En el rango de temperaturas no ocurren procesos de restauración (recuperación y/o recristalización). Las principales ventajas industriales de la deformación en frío son:

- menor consumo de energía para calentamiento;
- mínimas pérdidas del material por oxidación o reacciones químicas superficiales;
- buenas tolerancias dimensionales y aceptable terminación superficial;
- aumento de resistencia (por endurecimiento) para el producto final.

Entre las mayores desventajas están el tamaño y potencia de los equipos necesarios para la deformación en frío.

2.3 RESTAURACION: RECUPERACION Y RECRISTALIZACION

Cuando deba alcanzarse una gran deformación plástica, se efectúa una secuencia (varias etapas) de deformación con recocidos intermedios de ablandamiento. La acción térmica provoca la liberación de la energía remanente acumulada (un 10 %), mediante uno o ambos de los procesos de restauración:

- a) recuperación: restitución de las propiedades físicas y mecánicas del material, sin observarse cambios en la microestructura (no se afecta la distribución ni el número de granos); se atribuye al movimiento de dislocaciones hacia posiciones de mínima energía, anulándose al encontrarse 2 de signo contrario; la estructura observada es de granos alargados (consecuencia de la deformación); las propiedades macroscópicas no varían sensiblemente;
- b) recristalización: sustitución de la estructura deformada por otra de granos nuevos (sin deformar); se ha observado que en las zonas altamente deformadas crecen núcleos o gérmenes, desapareciendo la estructura original (deformada) y surgiendo granos equiaxiados; existe un cambio marcado en las propiedades macroscópicas —especialmente una notable disminución de la resistencia—.

Luego de la deformación en caliente, la laminación en frío de productos planos con alta reducción en espesor $> 90 \%$, permite generar una estructura cristalográfica en los granos con una orientación preferencial (textura). Cuando la chapa es luego sometida a un proceso térmico de recristalización, los granos especialmente orientados crecen más rápidamente que los granos con otra orientación aleatoria.

El producto resultante posee, por lo tanto, una textura de recristalización que le confiere propiedades tecnológicas muy específicas; esto sucede en 2 casos típicos: material magnético de baja pérdida usado en transformadores a partir de Fe-3 % Si y las chapas de acero de bajo C, utilizadas en la fabricación de carrocería de automotores. En el primer caso, la textura contribuye a una efectiva orientación de los dipolos magnéticos; mientras que en el segundo, una textura adecuada permite el estampado profundo de la chapa, con buena deformación biaxial que impide el desgarró en zonas comprometidas.

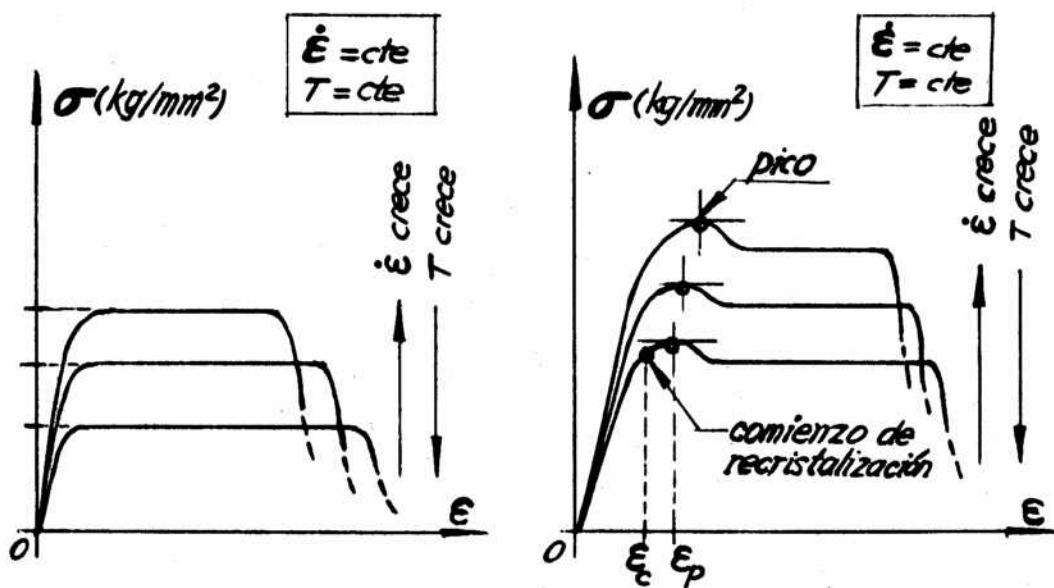
2.4 DEFORMACION EN CALIENTE

La deformación en caliente se realiza a temperaturas superiores a la de recristalización ($T/T_f \geq 0,6$). A estas temperaturas, los metales y aleaciones poseen ductilidad elevada y baja resistencia; ambas propiedades permiten obtener grandes deformaciones ($\epsilon = 0,5$ a 5) aplicadas a altas velocidades ($\dot{\epsilon} = 10^{-2}$ a 10^3 s^{-1}).

Por lo tanto, presenta varias ventajas para las operaciones primarias (desbaste) a escala industrial; fundamentalmente:

- baja resistencia del material (menor consumo de energía);
- alta ductilidad (cambio de forma y dimensiones);
- mejoramiento estructural: por ejemplo, reemplazo de una estructura de grano grueso en grandes piezas fundidas, por otra de grano fino y equiaxiado;
- homogenización de composición química (la alta temperatura favorece la difusión atómica).

Los procesos de restauración suelen clasificarse para su estudio en: dinámicos (durante el trabajado) y estáticos (después del trabajado; o bien entre 2 deformaciones sucesivas). Durante la deformación en caliente ocurren 2 fenómenos contrapuestos: endurecimiento por deformación y restauración dinámica; las curvas de fluencia (tensión σ ; deformación ϵ) muestran la fuerte dependencia con la temperatura (T) y la velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}$).



recuperación

recristalización

Una amplia clasificación del comportamiento en caliente de metales y aleaciones, permite dividirlos en 2 grandes grupos (si bien en el cuadro sólo se indican los casos típicos):

Grupo	Material	Restauración	
		Dinámica	Estática
A	Al, Fe α , aceros ferríticos	Recuperación (para toda ϵ)	Recuperación seguida de recristalización
B	Cu, Ni, Fe γ , aceros austeníticos	Recuperación (pequeñas ϵ) Recristalización (grandes ϵ)	Muy pequeña recuperación seguida de recristalización

2.4.1 Influencia de la composición química

La influencia de la composición química sobre la resistencia, involucra 3 mecanismos diferentes:

- formación de solución sólida (intersticial o sustitucional) con la austenita: endurecen la matriz por efecto del soluto; para alto contenido de aleantes, el C disminuye la resistencia y el N tiende a incrementarla (soluciones intersticiales); el Mo y el Mn endurecen los aceros poco aleados (soluciones sustitucionales);
- precipitación de carburos, nitruros y carbonitruros: endurecimiento por aparición de segundas fases finamente dispersas, bajo ciertas

condiciones de temperatura, tiempo y deformación (es decir: depende de la historia termomecánica); en aceros microaleados (al Nb o V) se procura reducir la velocidad de recristalización y limitar el tamaño de grano;

- estructuras dúplex: ($\alpha + \gamma$) la resistencia depende, aunque no linealmente, de la cantidad y distribución de las fases presentes, como también de la temperatura de trabajado.

La ductilidad en caliente de un acero depende, en gran medida, de la composición química, en particular de ciertos elementos residuales (Pb; Sb; Sn; As); como también la calidad: grado de limpieza (nivel inclusionario) y contenido de oxígeno. Resulta además de importancia el ciclo de precalentamiento elegido. Continúan los estudios para correlacionar la composición química con la ductilidad.

2.4.2 Quemado. Sobrecalentamiento. Fragilidad en caliente

En los procesos de deformación en caliente, casi toda la energía (90 %) se convierte en calor. Cuando el proceso es suficientemente lento, resulta isotérmico; pero a altas velocidades ($\dot{\epsilon} \geq 1 \text{ s}^{-1}$) la transformación se realiza en forma adiabática (sin evacuación calórica) y ocurre una elevación de temperatura (ΔT) adicional que puede provocar el quemado (burning) del acero: descohesión del material por calentamiento prolongado a altas temperaturas (aprox. $T > 1275 \text{ }^\circ\text{C}$), con formación de óxidos ferrosos intergranulares; el quemado no es corregible y el material afectado debe desecharse. El comportamiento en caliente presenta otros posibles defectos de importancia metalúrgica:

- Sobrecalentamiento: (overheating) disolución de inclusiones de MnS durante el calentamiento y precipitación en bordes de grano (producida durante el enfriamiento). El sobrecalentamiento no ocasiona reducción apreciable de la ductilidad en caliente, dado que las inclusiones de MnS son plásticas en el rango de deformación en caliente. generalmente este defecto se evidencia a temperatura ambiente, por la presencia de superficies de fractura facetadas y puede provocar baja tenacidad a la entalla (resiliencia). Puede revertirse calentando hasta la austenitización.
- Fragilidad en caliente: (hot shortness) tendencia al agrietamiento y rotura por componentes de bajo punto de fusión (eutécticos) ricos en S y P, ubicados en borde de grano, o impurezas que también funden a temperaturas cercanas a la de recristalización; también acontece por precipitación de constituyentes duros y frágiles, a partir de soluciones sólidas.

2.4.3 Relación entre variables

Aunque no existe una ecuación de estado que vincule las principales variables del proceso, del tipo $\sigma = f(\epsilon; \dot{\epsilon}; T; \text{composición}; \text{estructura})$, a partir de los estudios de fluencia lenta (creep) con $\dot{\epsilon} = \text{cte.}$, se ha propuesto una fórmula general, ampliamente verificada y utilizada:

$$\dot{\epsilon} = A \cdot (\sinh \alpha \sigma)^N \cdot \exp(-Q/RT) \quad , \text{ con } T(K)$$

donde A, α y N son constantes independientes de T (determinables experimentalmente), R es la constante universal de los gases perfectos y Q la energía aparente de activación (vinculada con los procesos de ablandamiento, calculada a partir de ensayos y con valores similares a la constante de autodifusión; varía muy ligeramente con la tensión σ). Además se ha introducido una variable especial (Z), denominada parámetro de Zener-Hollomon, definida como $Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp(Q/RT)$, que reúne la influencia conjunta de la velocidad de deformación y la temperatura; generalmente se la expresa en s^{-1} ; como surge de la fórmula general, resulta $Z = f(\sigma)$ y existe buena correlación empírica.

2.4.4. Ensayos de deformabilidad en caliente

El método más preciso para evaluar el comportamiento del material es el propio proceso industrial, pero los costos serían enormes (por las cantidades y energía involucradas). Los ensayos de laboratorio, a escala reducida, proveen adecuada información y básicamente sirven para analizar:

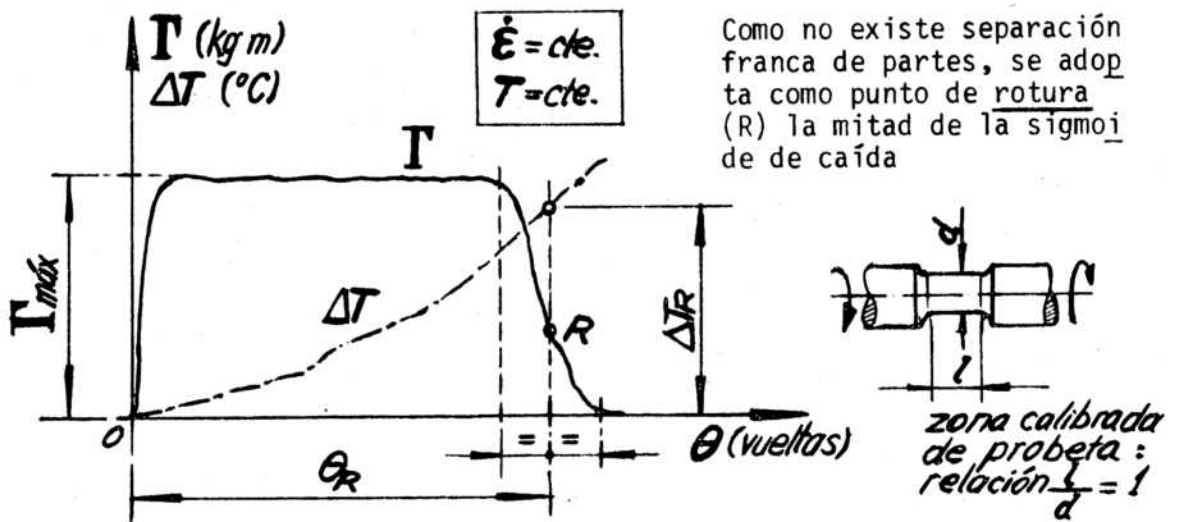
- ductilidad y resistencia, en función de T y $\dot{\epsilon}$;
- curvas de fluencia (σ ; ϵ), para cada T y $\dot{\epsilon}$;
- evolución estructural: tamaño de grano, nivel inclusionario, morfología de fisuras, precipitación de carburos y nitruros, sobrecalentamiento, fragilidad, quemado, etc.;
- simulación de esquemas de deformación reales, aplicables a laminación, extrusión, forja, fabricación de tubos sin costura, etc.

Los ensayos más empleados son 3: tracción, compresión y torsión; cada uno posee ventajas e inconvenientes específicos:

- tracción: proporciona en forma casi directa la curva de fluencia (σ ; ϵ) pero tiene inconvenientes: para mantener $\dot{\epsilon} = \text{cte.}$, el cabezal debe variar su velocidad logarítmicamente; los equipos convencionales no permiten alcanzar ϵ elevadas como las de procesos industriales; aparece inestabilidad plástica (estricción) y esto limita $\epsilon \leq 0,3$;
- compresión: es de difícil realización, porque requiere alineamiento preciso para impedir el pandeo de probetas esbeltas; además, en probetas gruesas y chatas, existe abarrilamiento por la fricción en las bases de apoyo; se llega hasta $\epsilon = 0,80$; pueden alcanzarse valores altos de $\dot{\epsilon}$ como en procesos industriales;
- torsión: es el más sencillo y ampliamente utilizado, aunque la deformación no es homogénea (varía con el radio de la probeta cilíndrica); permite: mantener $\dot{\epsilon} = \text{cte.}$ simplemente con velocidades de giro ($\dot{\phi}$) constantes del cabezal; se alcanzan grandes $\epsilon \gg 2$; una amplia gama

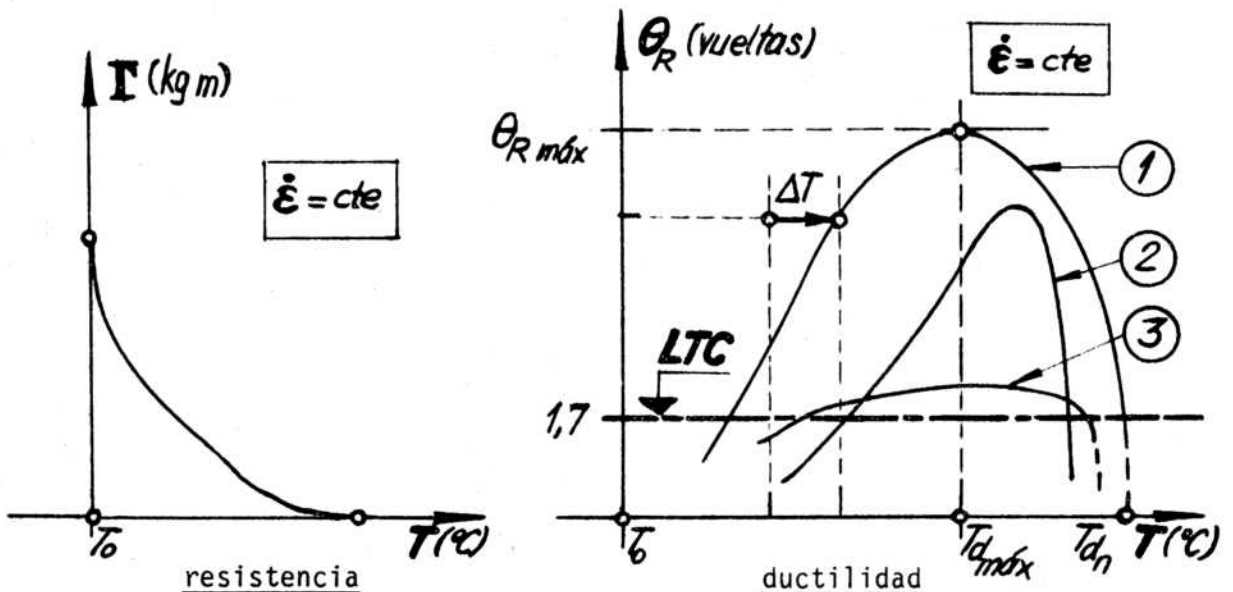
de $\dot{\epsilon}$ e incluso valores altos como en procesos reales.

Para el caso de torsión en caliente, se realiza un precalentamiento para homogenizar la estructura y luego se obtienen los registros primarios (para cada $\dot{\epsilon} = \text{cte.}$ y $T = \text{cte.}$): cupla (Γ) y el incremento de temperatura (ΔT) en función del giro (θ) expresado usualmente en número de vueltas. A partir de estos datos, se calculan los valores de σ y ϵ para trazar las curvas de fluencia; se practican los ajustes respectivos y se hallan las constantes de la fórmula general, e incluso de expresiones más simples derivadas de ella.



registro de datos primarios

Además se trazan las curvas de resistencia (con Γ ó σ) y ductilidad (θ_R) en función de T para cada $\dot{\epsilon} = \text{cte.}$:



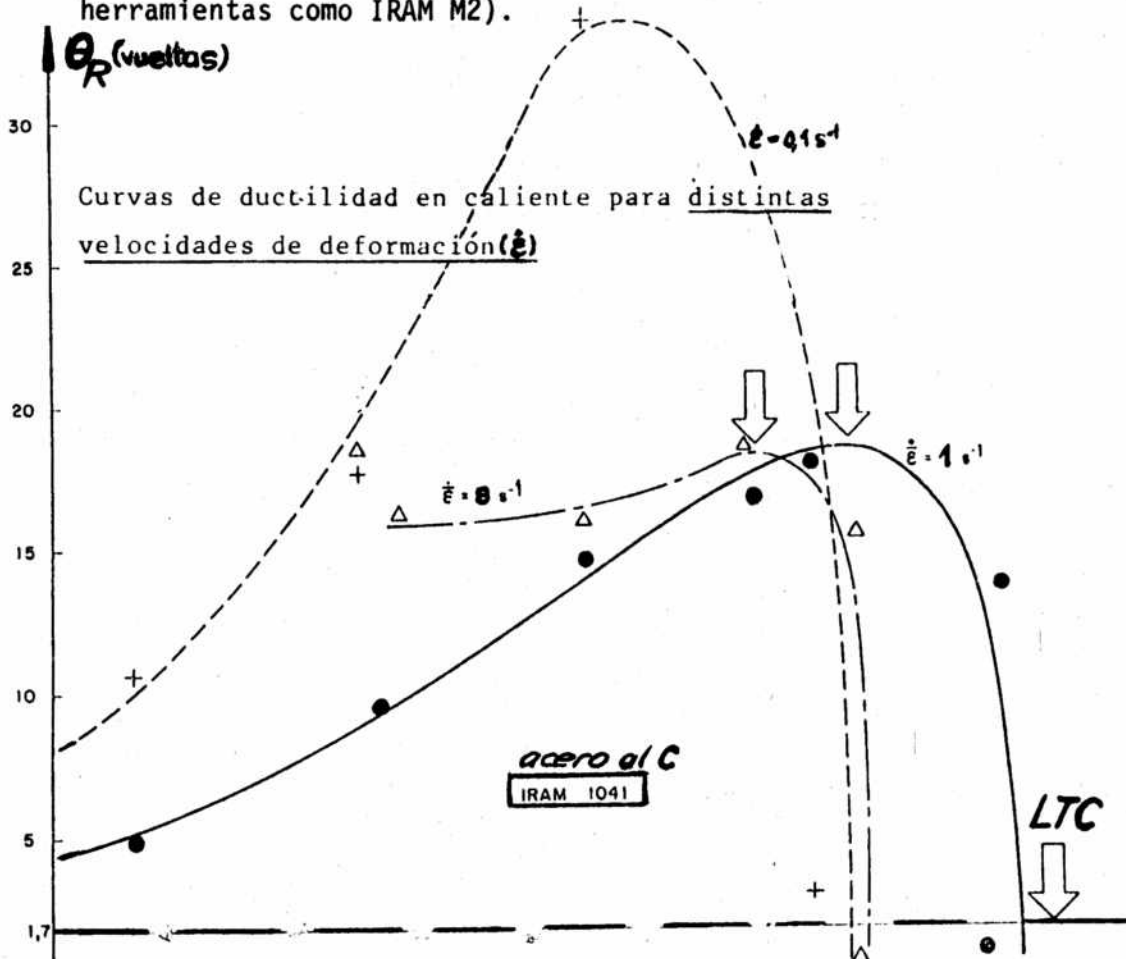
Las temperaturas nominales de ensayo deben ser corregidas por el incremento de temperatura (ΔT) para cada θ_R . La ductilidad se evalúa por distintos índices característicos, para cada $\dot{\epsilon} = \text{cte.}$:

- número de vueltas máximo a la rotura ($\theta_{R \text{ máx}}$);
- temperatura de máxima ductilidad ($T_d \text{ máx}$);
- variación de θ_R antes y después del máximo:
 $(\partial \theta_R / \partial T)_T \approx T_d \text{ máx}$
- temperatura de ductilidad nula ($T_d n$).

Para laminación en caliente, se ha definido un límite de trabajabilidad en caliente (LTC), correspondiente a una deformación $\epsilon = 3$ (300 %) equivalente a $\theta_R = 1,7$ vueltas para la probeta cilíndrica de torsión; por lo tanto quedan determinados 2 campos de conformado: "bueno" (por encima) y "riesgoso" (abajo).

La observación de curvas típicas de diversos aceros muestra:

- curva ① : aceros de gran ductilidad, incluso a T bajas; en general los de baja aleación;
- curva ② : aceros con tendencia al quemado, caída abrupta de la ductilidad; algunos aleados al CrNiMo como IRAM 8620;
- curva ③ : aceros de difícil trabajado en caliente (refosforados y resulfurados para maquinabilidad mejorada, como IRAM 12L14; para herramientas como IRAM M2).



C A P I T U L O I I I

3. ACEROS AL CARBONO. TRATAMIENTOS TERMICOS, TERMOMECANICOS Y TERMOQUIMICOS

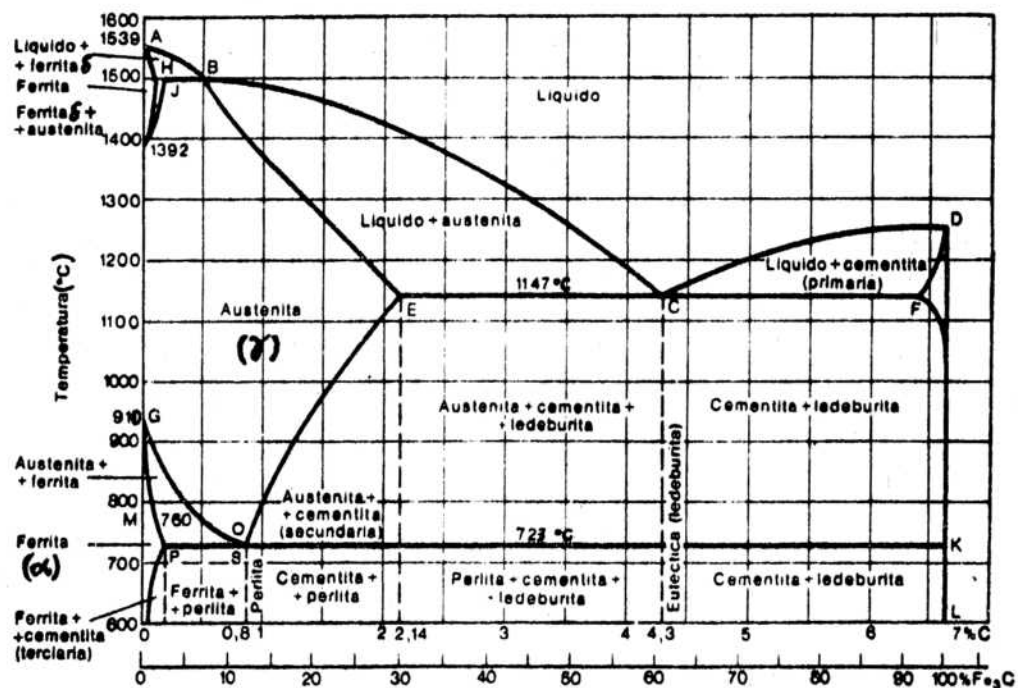
3.1 ACEROS AL CARBONO

3.1.1 Introducción

Los aceros comerciales al carbono (plain carbon steels) nunca son aleaciones binarias (Fe-C), ya que por los métodos de fabricación a partir del arrabio y por los procesos de refinamiento de segunda fusión, siempre se encuentran presentes elementos tales como Mn, Si, S y P. Aceros al C producidos en hornos de solera (Siemens-Martin o eléctricos), que utilizan del 25 al 50 % de chatarra, y por convertidores de oxígeno LD, que utilizan hasta el 25 % de chatarra, pueden contener otros elementos residuales (como Cu, Ni, Cr, etc.) en cantidades de hasta 0,1 %. Todos estos elementos afectan de modo variable las propiedades del acero, pero en general sus efectos son muy pequeños. El diagrama de fase hierro-cementita (Fe-Fe₃C) no se modifica notablemente por la presencia de algunas de estas impurezas o agentes de adición, tal como el Mn y el Si en las cantidades utilizadas en los aceros al C. El agregado específico de elementos de aleación para modificar las propiedades del acero se analiza en el capítulo respectivo.

3.1.2 Diagrama de fases Fe-Fe₃C

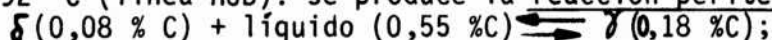
El diagrama de estado representa las temperaturas de transformaciones de fases en función del contenido (%) en masa de C y en otro eje de abscisas, el contenido (%) de cementita (Fe₃C). Se señala que el producto del contenido de C por 15 da el contenido de cementita en el acero; y en la fundición (C > 2 %), no sólo el % en masa sino también el % en volumen.



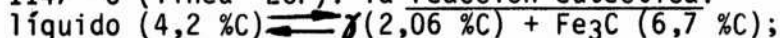
El punto A (1535 °C) en el diagrama corresponde a la temperatura de fusión del Fe puro y el punto D ($\approx$ 1250 °C) a la fusión de la cementita. Los puntos G (910 °C) y N (1403 °C) corresponden a las transformaciones alotrópicas del Fe puro. Por debajo de 910 °C el Fe es de estructura cúbica de cuerpo centrado (bcc) con período de red de 0,2866 nm (2,866 Å). Se lo distingue como ferrita (Fe α). En el intervalo entre 910 y 1403 °C el Fe cristaliza como cúbico de caras centradas (fcc) con período de red de 0,3656 nm (3,656 Å) y se lo designa como austenita (Fe γ). A temperaturas superiores a 1403 °C y hasta la fusión (punto A) el Fe es nuevamente de estructura bcc, con período de red de 0,294 nm (2,94 Å), designado como ferrita delta (Fe δ).

En el diagrama de equilibrio, la línea quebrada ABCD es la de líquidus y la AHJED la de solidus. Se destacan 3 líneas horizontales (HJB, ECF y PSK) que representan cada una reacciones invariantes que transcurren a temperaturas constantes; estas reacciones son las siguientes:

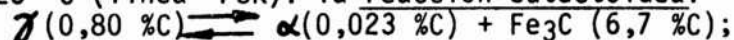
a) 1492 °C (línea HJB): se produce la reacción peritética:



b) 1147 °C (línea ECF): la reacción eutéctica:



c) 723 °C (línea PSK): la reacción eutectoidea:



en la reacción peritética de 2 fases (una líquida y otra sólida) se transforman en una única fase sólida γ ; mientras que la reacción eutéctica representa la formación de una dispersión mecánica de 2 nuevas fases sólidas γ y Fe_3C , a partir de una fase líquida; la reacción eutectoidea se distingue como la dispersión mecánica de 2 fases sólidas $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$, a partir de una fase sólida γ .

La diferenciación básica entre aceros y fundiciones se encuentra en el diagrama de fases y puede ser presentada considerando 2 puntos de vista. El primero es un importante aspecto técnico-económico: los aceros tienen un punto de fusión alto (> 1440 °C), exigen un equipamiento especial y costoso para su fusión, mientras que las fundiciones sólo requieren temperaturas inferiores a los 1350 °C; en efecto, con el incremento del contenido de C la temperatura de fusión desciende desde 1525 °C hasta la eutéctica de 1147 °C. Si bien esto es de gran importancia práctica, no establece una distinción de propiedades entre aceros y fundiciones. El punto demarcatorio está vinculado al punto crítico E (1147 °C; 2,06 % C) que justifica la diferencia entre aceros y fundiciones, a partir del diagrama de equilibrio de fases: Fe con contenido de hasta 2,06 % C puede ser calentado a la temperatura en la cual presenta una única fase (fcc γ), mientras que aleaciones con mayor contenido de C siempre poseen alguna parte de estructura eutéctica $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$.

El eutéctico contiene alrededor del 50 % en masa (aún más en volumen) de la fase frágil Fe_3C que tiende a formarse de manera continua con el incremento de $C > 2$ %, fragilizando la aleación incluso a temperaturas elevadas. Es por ello que las fundiciones no pueden ser deformadas en caliente como los aceros, excepto en casos muy específicos: fundiciones

blancas de bajo C ($\approx 2,25\%$), que contienen sólo un 20 % de eutéctico y 80 % de fase γ , que pueden ser deformadas alrededor de 1100°C , si el ablandamiento inicial a la alta temperatura quiebra la continuidad de los carburos del eutéctico (por aglomeración), efectuándose deformaciones iniciales moderadas. Es así que mediante este u otros recursos tecnológicos puede modificarse la influencia del eutéctico en la deformación en caliente, extendiéndose la división entre aceros y fundiciones en un rango difuso entre 1,5 y 2,5 %C, desde el punto de vista de la ductilidad en caliente.

Pero debe tenerse presente que en las aleaciones FeC, sin ningún otro elemento específico de aleación, el 2 %C marca la separación señalada entre aceros y fundiciones en situación de equilibrio termodinámico. Los aleantes introducen tanto modificaciones en el punto crítico E como en la grafitización de la cementita.

3.1.3. Terminología

Siendo la producción y utilización del acero predominante respecto de otras aleaciones, el sistema metálico Fe-Fe₃C ha sido uno de los primeros y más estudiados; esto ha introducido una terminología especial para las fases observadas y sus temperaturas críticas de transformación:

- austentita (γ): estructura fcc, puede disolver hasta 2,06 % C a 1147°C ;
- ferrita (α): estructura bcc, disuelve hasta un máximo de 0,023 % C a 723°C ;
- ferrita delta (δ): estructura bcc, disuelve hasta 0,08 % C a 1492°C ;
- cementita (Fe₃C): carburo de hierro o simplemente carburo; se distingue como cementita primaria la que cristaliza desde la fase líquida y en la reacción eutéctica; por debajo de la temperatura eutéctica, la precipitación de cementita en fase sólida por reducción de la solubilidad en la austenita se denomina cementita secundaria; mientras que la pequeña precipitación de cementita por pérdida de solubilidad en la ferrita a temperaturas inferiores a la eutectoidea, se denomina cementita terciaria;
- ledeburita: producto de la reacción eutéctica líquido $\rightarrow \gamma + \text{Fe}_3\text{C}$ a 1147°C y 4,3 % C;
- perlita: producto de la reacción eutectoidea $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ a 723°C y 0,8 %C, de estructura laminar;
- acero eutectoide: acero perlítico con 0,8 %C;
- acero hipoeutectoide: acero ferrítico-perlítico con contenido de C < 0,8 %;
- acero hipereutectoide: acero con cementita secundaria y perlita, con concentración de C > 0,8 %;

- A_{cm} : línea EO del diagrama; representa el comienzo de precipitación de cementita secundaria por enfriamiento de la austenita;
- A_3 : línea GO del diagrama; indica el inicio de la formación de ferrita a partir de la austenita;
- A_2 : línea a 768 °C; muestra el cambio de comportamiento magnético de la ferrita (punto de Curie); no es un cambio de fase y por lo tanto no se lo representa en el diagrama;
- A_1 : línea POK; representa la reacción eutectoidea de formación de la perlita.

3.1.4 Puntos críticos del diagrama Fe-Fe₃C

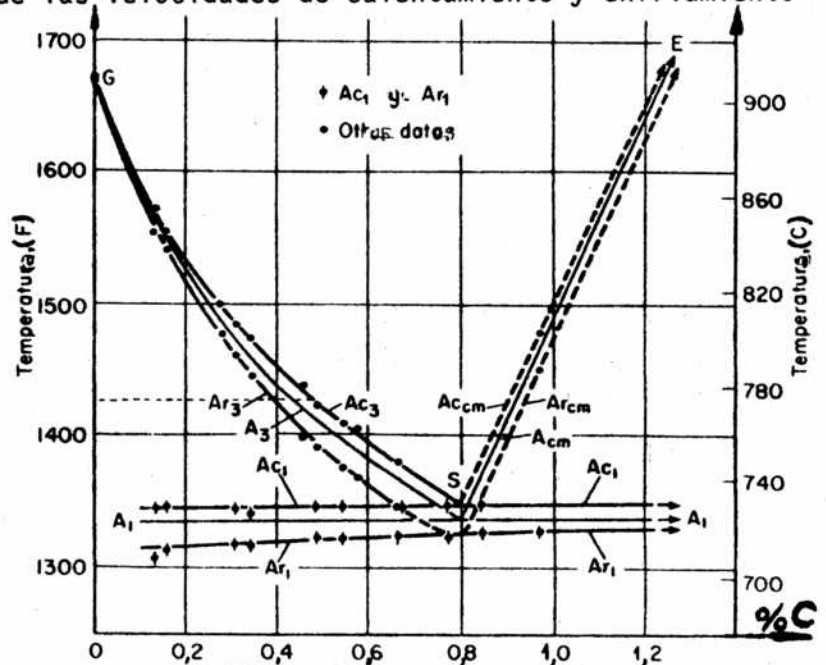
En la tabla siguiente se dan las coordenadas de temperatura y composición de los puntos críticos indicados en el diagrama. Es posible encontrar variaciones de la definición de los puntos críticos entre diferentes autores; estas diferencias no deben atribuirse solamente a los errores inherentes a los procesos de determinación experimental, sino también al grado de pureza de los elementos básicos Fe y C que se han utilizado.

Punto	Temperatura (°C)	Contenido de C (%)
A	1535	0
B	1492	0,55
H	1492	0,08
J	1492	0,18
N	1405	0
E	1147	2,06
C	1147	4,2
F	1147	6,67
D	1250	6,67
G	910	0
P	723	0,023
S	723	0,80
K	723	6,67

En la determinación de los puntos críticos, las aleaciones son estudiadas en procesos repetidos de calentamiento y enfriamiento, registrándose la transformación mediante la medición de una propiedad física

(dilatación; variación de la resistencia óhmica; calor liberado o absorbido en la transformación).

Si bien el ciclado térmico en torno de los puntos críticos se efectúa muy lentamente, cercano al equilibrio termodinámico, se debe prever una energía libre adicional mediante un subenfriamiento o sobrecalentamiento, para que la transformación de fase se produzca; es por ello que los puntos críticos se encuentran a temperaturas inferiores, cuando son obtenidos por enfriamiento, y superiores, en caso contrario. Esto se muestra en la figura siguiente, donde las velocidades de calentamiento y enfriamiento son de 0,125 °C/minuto.



Las líneas A_3 , A_1 y A_{cm} se han obtenido como medias de las líneas designadas como A_c (c = "chauffage" = calentamiento) y A_r (r = "refroidissement" = enfriamiento), siendo adoptadas como temperaturas de equilibrio en la transformación.

3.1.5 Soluciones sólidas hierro-carbono

Las fases α , γ y δ de Fe forman soluciones sólidas intersticiales con el C en alguna proporción. En ambas estructuras cristalinas α ó δ (bcc) y γ (fcc), el espacio ocupado por los átomos de C son los octaédricos. En fcc el sitio intersticial corresponde al punto medio de las aristas del cubo o el punto equivalente en el centro del cubo, es decir en coordenadas $\frac{1}{2}, 0, 0$ ó $\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, \frac{1}{2}$; etc., para un radio atómico (Fe γ) = 1,26 Å; arista del cubo = 3,56 Å; radio del sitio intersticial = 0,52 Å. En el cristal bcc los sitios intersticiales octaédricos se encuentran en el punto medio de las aristas o —lo que es equivalente— el punto central de las caras del cubo, de coordenadas $\frac{1}{2}, 0, 0$ ó $\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, 0$; etc., con un radio atómico (Fe α) = 1,23 Å, longitud de la arista de cubo = 2,86 Å; radio del sitio intersticial = 0,36 Å.

El sitio intersticial en el Fe α es más pequeño que el del Fe γ y esto

conduce a la menor solubilidad del C en la estructura bcc del Fe α y Fe δ , que se observa en el diagrama de equilibrio. Pero, por otro lado, la estructura bcc es menos compacta que la fcc, la difusividad del C es superior en las ferritas α y δ . En efecto, el factor de empaquetamiento atómico en α (bcc) es 0,68, menor al factor 0,74 que se observa en la estructura γ (fcc); hay 12 intersticios del tipo $\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, 0$ (y $0, 0, \frac{1}{2}$) por cada celda unitaria α (bcc) de 2 átomos, mientras que en la estructura γ (fcc) hay sólo 4 intersticios por celda unitaria de 4 átomos.

De gran importancia es también la simetría del espacio intersticial octaédrico. En la estructura fcc (Fe γ) el sitio octaédrico es simétrico, lo que hace que un átomo de C, cuyo radio es superior al del sitio intersticial, distorsione isotrópicamente la red cristalina.

En la estructura bcc (Fe α o Fe δ), el sitio intersticial es menor debido a que 2 átomos se encuentran más próximos que los otros 4 átomos del octaedro. Al alojarse un átomo de C, provoca la expansión de los 2 átomos próximos (los que se encuentran en las aristas del cubo o, equivalente en los centros de 2 cubos contiguos) y una pequeña contracción de los otros 4 átomos del octaedro. Esta distorsión asimétrica provoca una tetragonalización de la red cúbica y es causa de una elevada resistencia a la deformación del cristal.

3.1.6 Cementita (Fe₃C)

Como se ha señalado en el diagrama de estado Fe-Fe₃C, en el límite de solubilidad del C en Fe α y en el Fe γ , tanto como en la reacción eutectoidea, precipita una segunda fase, carburo de hierro (cementita). La fórmula química Fe₃C no significa que la cementita forme moléculas Fe₃C, sino simplemente que la red cristalina contiene átomos de C en proporción 3:1. El Fe₃C tiene una celda unitaria tetragonal con 12 átomos de Fe y 4 átomos de C por celda.

La estructura cristalina se representa por una serie de octaedros cuyos ejes forman entre sí ciertos ángulos; dentro de cada octaedro hay 1 átomo de C. Como cada átomo de Fe pertenece al mismo tiempo a 2 octaedros, cuando el C ocupa todos los octaedros la fórmula del compuesto corresponde a la relación Fe:C = 3:1.

El carácter del enlace entre los átomos de Fe es puramente metálico. El enlace que se produce entre los átomos de Fe y de C aún no ha sido establecido exactamente; es probable que tenga los rasgos de enlace metálico e iónico. En todo caso, en la red están ionizadas positivamente tanto el Fe como el C, es decir su comportamiento es metálico en el compuesto; esta circunstancia y el predominio del enlace metálico hacen que la cementita tenga propiedades metálicas (conductividad eléctrica, brillo metálico, ferromagnetismo, etc.).

La cementita no experimenta transformaciones alotrópicas, tiene una gran dureza (> HB 800), pero su plasticidad es muy baja —prácticamente nula— probablemente como consecuencia de la compleja estructura de su red

cristalina.

Se han observado carburos con una relación estequiométrica que tienden a empobrecer la concentración en átomos de Fe hasta una relación 2:1; se los designa como carburos épsilon (ε) y son detectados en una primera etapa de pérdida de la solubilidad del C en la ferrita, en un tratamiento térmico a temperaturas inferiores al eutectoide (precipitación terciaria).

La cementita es apta para formar soluciones sólidas de sustitución. Los átomos de C pueden ser sustituidos por átomos no metálicos como N u O; los átomos de Fe, por metales como Mn, Mo, Cr, W, etc. Esta solución sólida a partir de la red de la cementita se la llama cementita aleada; se la observa en aceros aleados con elementos formadores de carburos. La designación ordinaria de la cementita aleada es M_3C , donde se entiende por M (metal) el Fe y los demás metales que sustituyen a los átomos de aquél en la red de la cementita.

Desde el punto de vista termodinámico, la cementita es un compuesto inestable puesto que su energía libre de formación es ligeramente superior a la de las fases Fe y C libre (grafito). Sin embargo, se necesita elevada temperatura por debajo de la eutéctica y largos tiempos de tratamiento (con un contenido relativamente alto de Si, elemento grafitizante) para descomponer el carburo en grafito y ferrita:



Por ejemplo, en un acero de bajo C (0,08 % C) con bajo contenido de Si, sometido en servicio varios años en una planta petroquímica y a una temperatura de trabajo de 650 a 700 °C, se encontró que su estructura había cambiado a ferrita y grafito, en reemplazo de la estructura original Fe-Fe₃C.

El proceso de descomposición de la cementita en ferrita y grafito por acción de un elemento grafitizante (como el Si), tiene una gran importancia tecnológica, pues permite el empleo de aleaciones de alto C —llamadas fundiciones de hierro— en las que la fase frágil de la cementita es reemplazada por el grafito (ver capítulo de fundiciones).

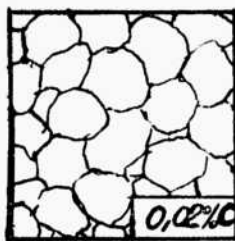
3.1.7 Microestructuras del acero

Si bien a temperatura ambiente las aleaciones de Fe entre 0,007 y 6,67 % C consisten en 2 fases (ferrita y carburo), su apariencia estructural varía con el estado de agregación de la ferrita y la cementita en función de su origen. En aleaciones enfriadas lentamente se distinguen 5 tipos básicos de distribución de carburos:

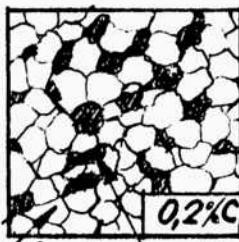
- 1) 0,007 a 0,023 % C: ferrita con carburo (terciario) precipitado en una estructura fina, invisible a aumentos ordinarios en el microscopio óptico;
- 2) 0,023 a 0,8 % C: ferrita + perlita;

- 3) 0,8 a 2,06 %C: perlita + carburos precipitados de la austenita (envolvente de los granos de perlita);
- 4) 2,06 a 4,2 % C: perlita en una estructura dendrítica (de la austenita primaria hipoeutéctica) + carburo precipitado de la austenita (normalmente ligado e indistinguible del carburo eutéctico) + ledeburita;
- 5) 4,2 a 6,67 % C; carburos primarios + ledeburita.

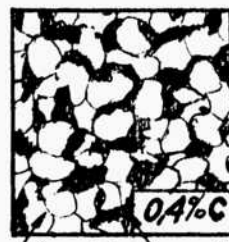
Los esquemas de estas estructuras de equilibrio se dan a continuación.



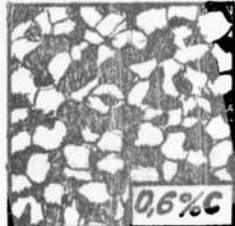
ferrita



ferrita perlita



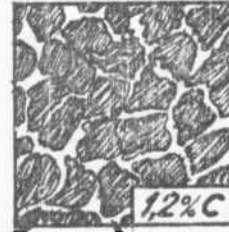
ferrita perlita



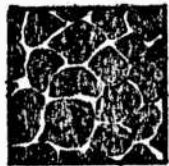
ferrita perlita



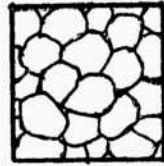
perlita



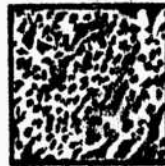
perlita cementita



ataque nital



ataque picral



eutéctica (ledeburita)



hipereutéctica



hipoeutéctica

acero hipereutectoide

fundiciones

El pulido del acero para la determinación metalográfica es relativamente simple, aunque es necesario tener en cuenta que la perlita laminar —sobre todo si es fina— puede quedar enmascarada por distorsión en la superficie de pulido. La solución es aplicar poca presión en el pulido o, para no alargar los tiempos, atacar la superficie deformada de un pulido rápido y repulir nuevamente. Como reactivos de ataque se utilizan picral (solución de 4 % de ácido pícrico en alcohol) y nital (de 2 a 10. % de HNO_3 en alcohol). El picral revela más detalles en la estructura de los carburos, pero tiene el inconveniente de manchar los dedos, por lo que en general se prefiere nital, que se lo usa más concentrado para bajos contenidos de C o en estructuras fuera de equilibrio (como las de temple).

3.1.8 Propiedades mecánicas

Con excepción de los módulos elásticos (E y G), todas las propiedades mecánicas son sensibles a la estructura y ésta puede variarse por tratamientos térmicos. Su influencia en los aceros al C se describen en la sección de tratamientos térmicos; en esta sección se expone la influencia de la concentración de C e impurezas en las propiedades mecánicas de los aceros no tratados térmicamente (es decir: enfriados en condiciones de equilibrio).

La ferrita tiene una aceptable plasticidad y tenacidad, mientras que la cementita es muy dura y frágil. En el agregado estructural que constituye la perlita, la ferrita se encuentra prácticamente continua, lo que le otorga alguna plasticidad combinada con una moderada dureza y tenacidad. Aceros hipoeutectoides presentan una estructura continua de granos ferríticos con islas de granos perlíticos. A tenores bajos de C predomina la estructura ferrítica y el acero tiene buena plasticidad. Con el incremento de C esta se reduce, es mayor la concentración de perlita, lo que le confiere mayor dureza.

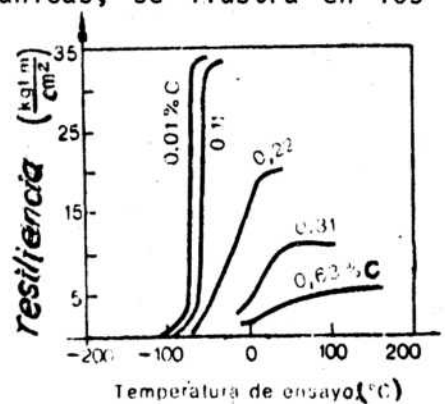
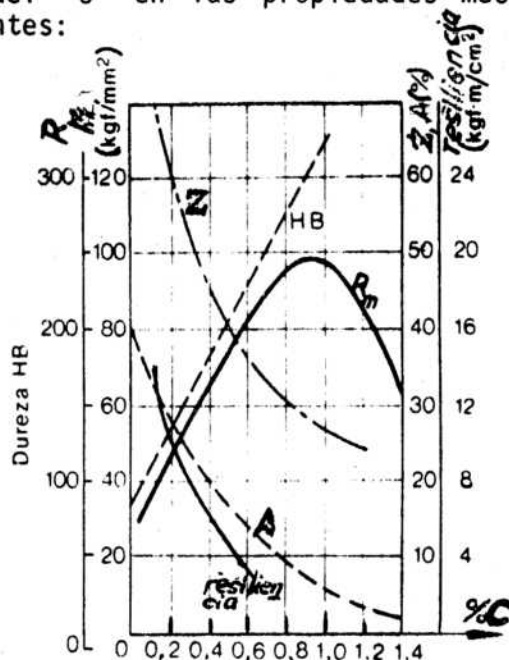
Las aleaciones hipereutectoides, cuando se las enfría lentamente por encima de la línea A_{cm} , exhiben carburos que rodean los primitivos granos de austenita, dando como resultado (luego de la transformación perlítica) una estructura muy frágil. Por esta razón, industrialmente los aceros hipereutectoides son tratados térmicamente por debajo de la línea A_{cm} , evitando así que la cementita contornee los granos de perlita.

La influencia del C en las propiedades mecánicas, se ilustra en los gráficos siguientes:

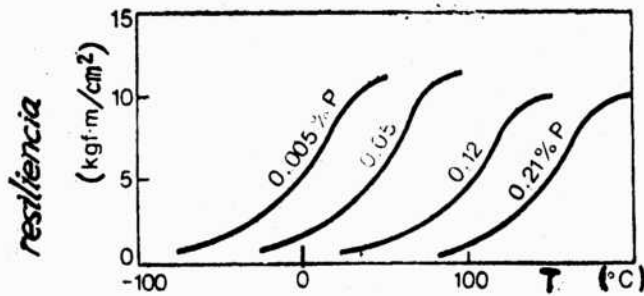
R_m : resistencia a la tracción

A : alargamiento específico (%)

Z : estricción (%)



La influencia del P en la tenacidad a la entalla (resiliencia) se muestra en la siguiente figura.



Influencia del fósforo en la fragilidad en frío del acero (0,2% de C; 1% de Mn)

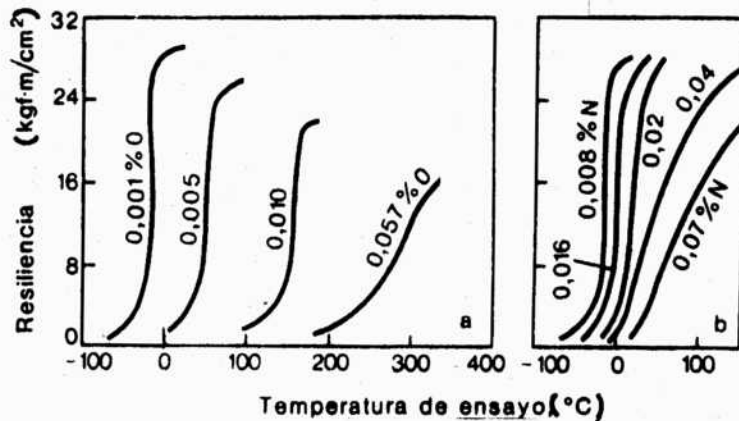
La presencia de S, insoluble en el Fe, forma un eutéctico (FeS) que le confiere fragilidad a temperaturas $> 800^{\circ}\text{C}$ (fragilidad al rojo).

Para facilitar la maquinabilidad (arranque de viruta) se utilizan aceros al C resulfurados y refosforados en los que el tenor de S se eleva hasta 0,13 % y aún más y el tenor de P de 0,07 a 0,12 %.

La solubilidad de elementos intersticiales como el H, N, O y C en la ferrita es muy baja a la temperatura ambiente (del orden de milésimas o centésimas de por ciento) pero sus efectos pueden ser muy importantes, aún más si se encuentran en solución sobresaturada por un enfriamiento rápido desde elevadas temperaturas, donde es mayor su solubilidad.

Una deformación plástica de esta solución sobresaturada ocasionaría un endurecimiento y aumento de la fragilidad luego de un "envejecimiento", que permite la segregación de intersticiales en la estructura de dislocaciones. Se observan pérdida de la ductilidad y una elevación de la temperatura de transición dúctil-frágil; como se muestra en las figuras siguientes:

Influencia de las impurezas de inserción O y N



3.1.9 Normalización

Según las normas AISI-SAE (adoptadas además por las normas IRAM-IAS) los aceros al C, incluyendo sus grados al Mn y de corte libre (free machining) se clasifican según la composición química, también para aceros aleados. La norma IRAM-IAS U 500-600 clasifica los aceros para construcciones mecánicas (al carbono y aleados); para aceros al C, la designación numérica es 1 seguido de 3 dígitos:

Clase	Designación
debajo y mediano Mn (1 % máx)	10XX
de corte libre resulfurados	11XX
de corte libre resulfurados y refosforados	12XX
de alto Mn (1,65 % máx)	15XX

XX es el contenido aproximado de C en centésimas de por ciento (0,01 %).

3.2. TRATAMIENTOS TERMICOS

3.2.1 Introducción

El rol destacado y preponderante que tiene el acero en toda aplicación tecnológica se debe principalmente a 3 factores:

- 1) económico, debido a la abundancia de yacimientos del mineral de Fe y a su relativa facilidad de refinación;
- 2) alto módulo elástico ($E \approx 220 \text{ GPa}$) que permite elaborar componentes que pueden absorber grandes cargas sin deformación permanente;
- 3) amplia gama de propiedades mecánicas, que pueden obtenerse con sólo variar los parámetros termodinámicos de tiempo y temperatura de tratamiento de cada aleación; esto lo consagra como un material de extensa aplicación, superior a cualquier otro; esta propiedad puede extenderse aún más variando ligeramente los elementos normales de aleación o con el agregado de otros elementos adicionales.

En esta sección se estudia la teoría del tratamiento térmico del acero y se establecen los parámetros tecnológicos que permitan al ingeniero el diseño de un componente, acorde con los requerimientos de servicio y a los procesos de fabricación.

El acero —como en general cualquier otra aleación— tiene su mayor ductilidad y menor dureza cuando se efectúa un tratamiento próximo al del equilibrio termodinámico. En esas condiciones la estructura tiende a una mayor homogenización, mediante el descenso de su energía libre por arreglo de defectos cristalinos, solubilización o estabilización de precipitados y difusión de gradientes de concentración.

En los aceros al C, la cementita precipitada se disuelve por encima de la temperatura A_1 , completándose sobre la temperatura A_{cm} para los hipereutectoides. El C (libre en solución sólida) podrá difundir hasta homogenizar la fase austenita formada. Los elementos de sustitución tienen una muy baja velocidad de difusión y —como se ha señalado— forman una segregación constitutiva que marcará ciertas propiedades direccionales observables en las aleaciones comerciales.

3.2.2 Transformaciones de fase

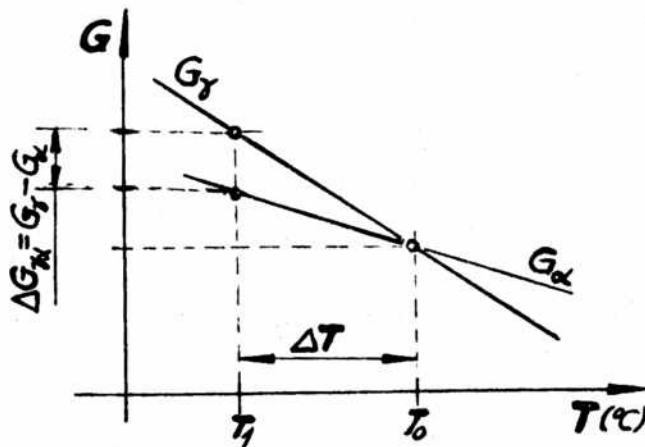
En el tratamiento térmico del acero es necesario distinguir los 2 tipos de transformaciones de fase que ocurren.

La primera, cercana al equilibrio termodinámico, es una transformación por nucleación y crecimiento: se forman gérmenes de la nueva fase que se extienden mediante un mecanismo de difusión del C hasta formar una fase estable a la temperatura final del tratamiento. La estructura de esta nueva fase depende de las condiciones de tiempo y temperatura en que ha sido obtenida: las fases formadas tenderán a ser más complejas, más duras y menos dúctiles en la medida que el tratamiento se aleja de las condiciones de equilibrio termodinámico.

La segunda transformación de fase que presentan los aceros se produce mediante un enfriamiento violento (temple) en el que sucede la transformación alotrópica cristalina $\gamma \rightarrow \alpha$ pero sin difusión del C. La nueva fase se la denomina α' (porque el acero se encuentra en fase α pero con la composición química de γ), llamada martensita. Es una fase metaestable y el C tenderá a difundir fuera de la ferrita α' pudiendo precipitar en los bordes de grano de una estructura muy compleja. Esta transformación (la más relevante de los aceros) se analiza en el capítulo respectivo; en esta sección se señala su aspecto fenomenológico y se analizan solamente los fundamentos de la transformación por nucleación y crecimiento.

3.2.3 Transformación de fase por nucleación y crecimiento

La figura esquematiza la energía libre G de la fase α (G_α) y de la fase γ (G_γ) en función de la temperatura.



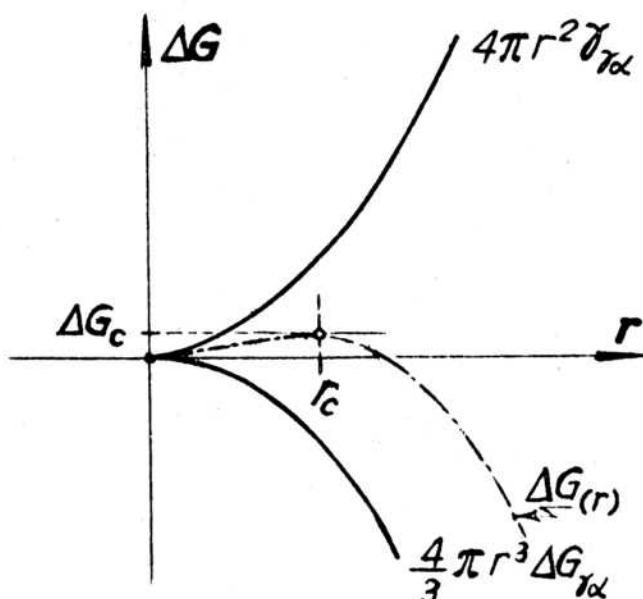
Para una temperatura $T < T_0$ es estable la fase α ; para $T > T_0$ es estable la fase γ . La temperatura T_0 es la de equilibrio de fases. La transformación de fase se producirá (en calentamiento o enfriamiento) cuando implique una disminución de la energía libre ΔG del sistema. Además deberá proveerse una energía superficial de separación de fase madre y producto y otra energía que tiene en cuenta la diferencia entre volúmenes específicos de las 2 fases.

Suponiendo una transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ por un subenfriamiento $\Delta T = T_0 - T_1$, respecto de la temperatura de equilibrio, la energía libre $\Delta G(r)$ de un núcleo esférico de α de radio r que se forme a partir de γ se expresará como:

$$\Delta G(r) = \frac{4}{3} \pi r^3 \Delta G_{v\alpha} + 4 \pi r^2 \gamma_{\alpha\gamma} + \frac{4}{3} \pi r^3 \Delta G_E$$

donde: $\Delta G_{v\alpha} = G_\gamma - G_\alpha$ $\text{OC} \Delta T = T_0 - T_1$, es la energía libre por unidad de volumen, negativa para cualquier transformación espontánea; siendo $\gamma_{\alpha\gamma}$ la energía superficial de la interfase, siempre positiva; finalmente, ΔG_E es la energía elástica de deformación debido al cambio de volumen de $\gamma \rightarrow \alpha$; será positiva o negativa dependiendo que la transformación implique una contracción o una expansión; en el análisis que sigue se desprecia este término respecto a los otros dos, por lo tanto:

$$\Delta G(r) = \frac{4}{3} \pi r^3 \Delta G_{v\alpha} + 4 \pi r^2 \gamma_{\alpha\gamma}$$



Se observa que $\Delta G(r)$ llega a un máximo positivo donde predomina el término de la energía superficial. Este máximo (ΔG_c) determina una barrera de energía que debe ocuparse para que el núcleo de la nueva fase se desarrolle. El radio crítico para el núcleo (r_c), se obtiene haciendo $d(\Delta G)/dr = 0$:

$$r_c = -\frac{2\gamma_{\alpha}}{\Delta G_{\alpha}} \propto \frac{\gamma_{\alpha}}{\Delta T}$$

reemplazando este valor se obtiene la barrera:

$$\Delta G_c = \frac{16\pi\gamma_{\alpha}^3}{3\Delta G_{\alpha}^2} \propto \frac{\gamma_{\alpha}^3}{(\Delta T)^2}$$

Cuanto mayor es el subenfriamiento (sobrecalentamiento) ΔT , más pequeño es el radio crítico y, por lo tanto, más pequeñas las fluctuaciones de energía necesarias para la formación y desarrollo de un núcleo de transformación. Este tipo de nucleación se denomina homogénea, por no sustentarse en ningún otro defecto existente que permita reducir la energía positiva de superficie. El valor de la energía de superficie es el valor limitante en la velocidad de nucleación N , que puede expresarse como una función de Arrhenius de la barrera ΔG_c multiplicada por la frecuencia ν de oscilación de los átomos de la red, que conducen a una concentración C , de átomos en el embrión:

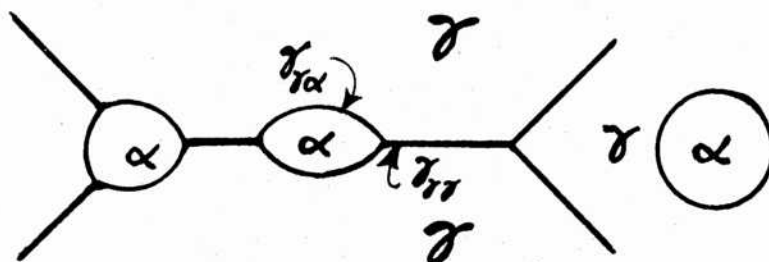
$$N = \nu C_1 \exp \frac{-\Delta G_c}{kT}$$

La velocidad de nucleación N es una función exponencial de ΔG_c en la que la energía superficial γ_{α} entra como γ_{α}^3 . Luego, una pequeña variación de γ_{α} puede producir un cambio profundo de N , para un dado ΔT . Teniendo en cuenta las direcciones cristalográficas, si una dada orientación reduce γ_{α} apreciablemente respecto a cualquier otra, en esa dirección el crecimiento de la nueva fase puede verse incrementado en varios órdenes de magnitud. Este argumento indica —como una explicación muy lógica— que fase madre y producto tengan determinadas relaciones cristalográficas.

Una disminución de γ_{α} puede darse de una manera determinante si la nueva fase es nucleada en interfaces preexistentes en la fase madre, como son

los bordes de granos. La nucleación que se produce a expensas de estos defectos se denominan nucleación heterogénea.

Seguidamente se analiza el rol de los bordes de grano en la transformación.



Se considera la barrera de energía libre ΔG_c involucrada en la formación de un núcleo de α en una matriz γ . Si el núcleo α se forma en el borde de grano, la barrera de energía de superficie se reduce porque el área de borde de grano γ - γ se elimina cuando se crea la interfase α - γ del núcleo.

Además de la reducción de la energía de superficie en borde de grano (aún mayor en un vértice de 3 granos), ocurre que por causa de las tensiones superficiales, una fase nucleada en los bordes de grano tiende a alargarse disminuyendo el radio de curvatura que poseería si la misma fuera nucleada homogéneamente en el interior de un grano. Así, la expresión deducida para el radio crítico r_c , es válida ahora considerando el radio crítico de curvatura r_c . El volumen crítico del núcleo V_c puede calcularse de una esfera de radio $r_c = -2\sigma_{\alpha\gamma} / \Delta G_{\alpha\gamma}$, que reemplazada en la expresión de ΔG_c , resulta:

$$\Delta G_c = \frac{-V_c}{2} \Delta G_{\alpha\gamma}$$

El efecto de los bordes de grano puede ser entendido cualitativamente de la siguiente manera. Como el valor de r_c se ve reducido por el descenso de la energía interfásica $\sigma_{\alpha\gamma}$, el volumen crítico V_c de un embrión estable es también menor y la barrera ΔG_c para la formación de un núcleo estable se ve reducida (a un dado ΔT).

La magnitud de ΔG_c para la localización de núcleos de transformación y por lo tanto la frecuencia de nucleación dependerá sólo del volumen crítico V_c . Como ésta disminuye por la presencia de bordes de granos o interfases, estos sitios son los preferenciales en la nucleación de la nueva fase. Los núcleos de la nueva fase siempre aparecerán primero en los bordes de grano y —aún más favorable— en los vértices o aristas entre granos.

Un tratamiento más cuantitativo de la nucleación indicaría que siempre existe un mínimo subenfriamiento (sobrecalentamiento) ΔT requerido para una nucleación observable; pero este mínimo ΔT es menor para la nucleación en bordes de grano o interfases. Con grandes subenfriamientos (sobrecalentamientos) la nucleación puede aparecer en bordes de granos, como dentro del grano (nucleación homogénea) pero primeramente surgirán en el borde de grano.

Así puede deducirse el efecto del tamaño de grano en la cinética de nucleación. En un acero con un tamaño de grano fino la nucleación es favorecida y los núcleos se forman y crecerán en los bordes de grano. Si el grano es basto, los primeros núcleos cubrirán los bordes de grano; pero otros núcleos progresarán del interior del grano para relevar la supersaturación lejos de las partículas que crecen en el borde de grano.

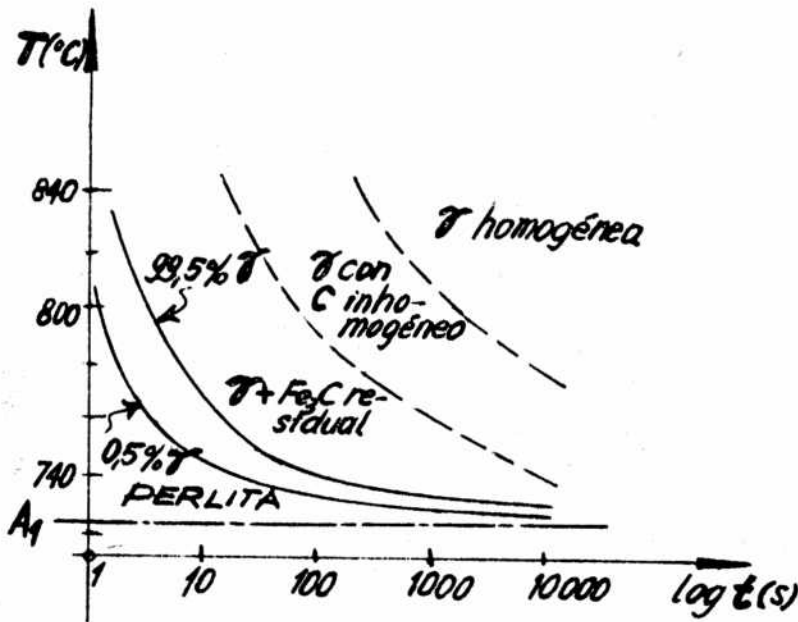
3.2.4 Austenitización

La gran mayoría de los aceros comerciales son provistos por el fabricante tratados por normalizado o recocido; su estructura consiste de perlita o bien perlita mezclada con ferrita o cementita. La primera etapa del tratamiento térmico consiste en austenitizar total o parcialmente el acero. La temperatura de austenitización dependerá de la concentración de C del acero: por encima de A_3 para aceros hipoeutectoides y de A_{cm} para los hipereutectoides, aunque es conveniente a estos últimos llevar la temperatura sólo por encima de A_1 .

Se estudiarán las transformaciones que ocurren para un acero eutectoide (0,8 %C), que podrán extenderse hacia otras concentraciones de C.

El núcleo cristalino de la austenita surge en las zonas interfásicas de separación de ferrita y cementita. Con el aumento del grado de sobrecalentamiento ΔT respecto a A_1 , disminuye el tamaño del núcleo crítico de austenita, lo que aumenta la cinética de nucleación y también la velocidad de crecimiento de esos núcleos por difusión. La cantidad de núcleos cristalinos que surgen a determinada temperatura es tanto mayor cuanto más dispersas están las láminas de cementita en la perlita, es decir, cuanto más fina es la perlita. Si la perlita se encuentra globulizada —como se verá más adelante— la velocidad de nucleación es mínima, puesto que es mínima la superficie de interfase, que es la generadora de la nucleación heterogénea, relevante en la transformación.

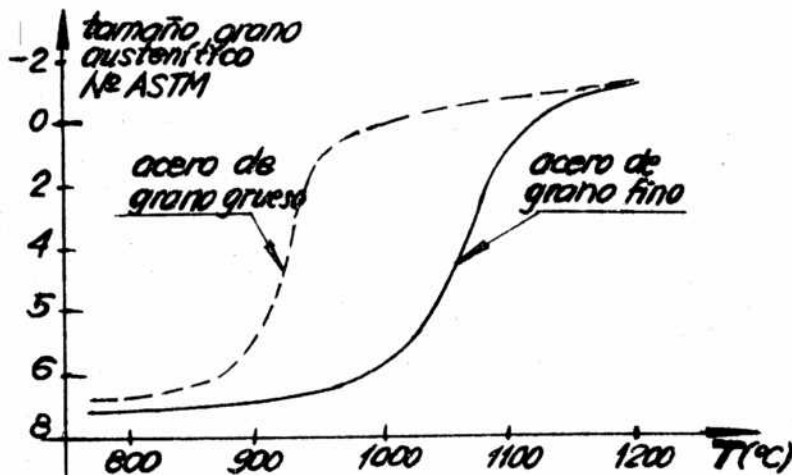
Una vez que la estructura ha sido completamente transformada en austenita, ésta no es homogénea. Zonas transformadas de la ferrita contienen menores concentraciones de C que las transformadas de cementita. Los gradientes de concentración asociados a estas inhomogeneidades serán eliminados con el tiempo necesario para la difusión, en función de la temperatura alcanzada.



En el eje de abscisas el tiempo es representado en décadas para abarcar toda la cinética del proceso.

Otro factor que influye en el tiempo requerido hasta la austenitización homogénea es la composición del acero. En un acero que contiene una cantidad apreciable de elementos de aleación que tienen afinidad con el C, la fase carburo no es simplemente Fe_3C sino un carburo complejo que puede contener Cr, Mo, V o W; estos carburos son más difíciles de disolver y requieren de mayores tiempos de tratamiento.

En la elección de la temperatura de austenitización varios factores deben ser considerados. Si la temperatura es muy baja, puede haber una disolución incompleta de los carburos, reduciendo la disolución de C y elementos de aleación en la austenita, lo que afectará las propiedades que se esperan alcanzar con el tratamiento. Si la temperatura es muy alta surgen otros problemas. A alta temperatura el grano de la austenita crece y esto provoca fragilidad en el tratamiento, causa de fisuras. En la figura se muestra el crecimiento de grano de la austenita (según el número ASTM) en función de la temperatura de austenitización. La curva de "grano grueso" se refiere a un acero efervescente cuyo grano crece a menores temperaturas que un acero de "grano fino" calmado al Al.



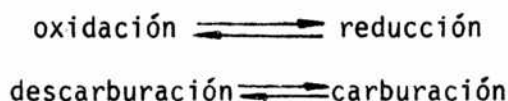
El efecto favorable del aluminio se debe a la formación del nitruro AlN en forma de partículas dispersas, que no se disuelven a temperaturas normales de tratamiento y frenan el crecimiento del grano.

Una alta temperatura de austenitización es también motivo de falla si el tratamiento que sigue es un rápido enfriamiento (temple), debido a las tensiones térmicas y estructurales que se generan.

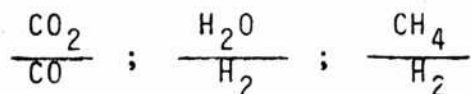
Desde un punto de vista industrial, la austenitización debe realizarse en el tiempo más breve posible, por lo tanto, la elección de la mejor temperatura es siempre un compromiso que —en última instancia— se fundamenta en la experiencia. Otro factor muy importante a tener en cuenta es la dimensión de la sección más gruesa de la pieza a tratar; debe calcularse, según la conductividad térmica del acero, el tiempo necesario para que el núcleo de la pieza alcance la temperatura de austenitización programada.

En el tratamiento de austenitización, el acero debe ser protegido contra la oxidación y la descarburación. Para ello se emplea el calentamiento en sales fundidas, medios gaseosos o vacío. Las sales se preparan de tal modo que tengan una temperatura de fusión más baja que la dada para el tratamiento térmico. Suelen utilizarse mezclas de cloruro, nitratos, nitritos, metales alcalinotérreos y álcalis. La formulación, neutra y protectora, debe permitir remover fácilmente con agua toda capa adherida a la pieza luego del tratamiento.

En la protección con medios gaseosos se utilizan atmósferas reguladas. Estas tienen en cuenta la composición del acero para lograr neutralidad, es decir el equilibrio:



Ello se consigue en determinadas relaciones de los gases activos (el nitrógeno es considerado neutro):

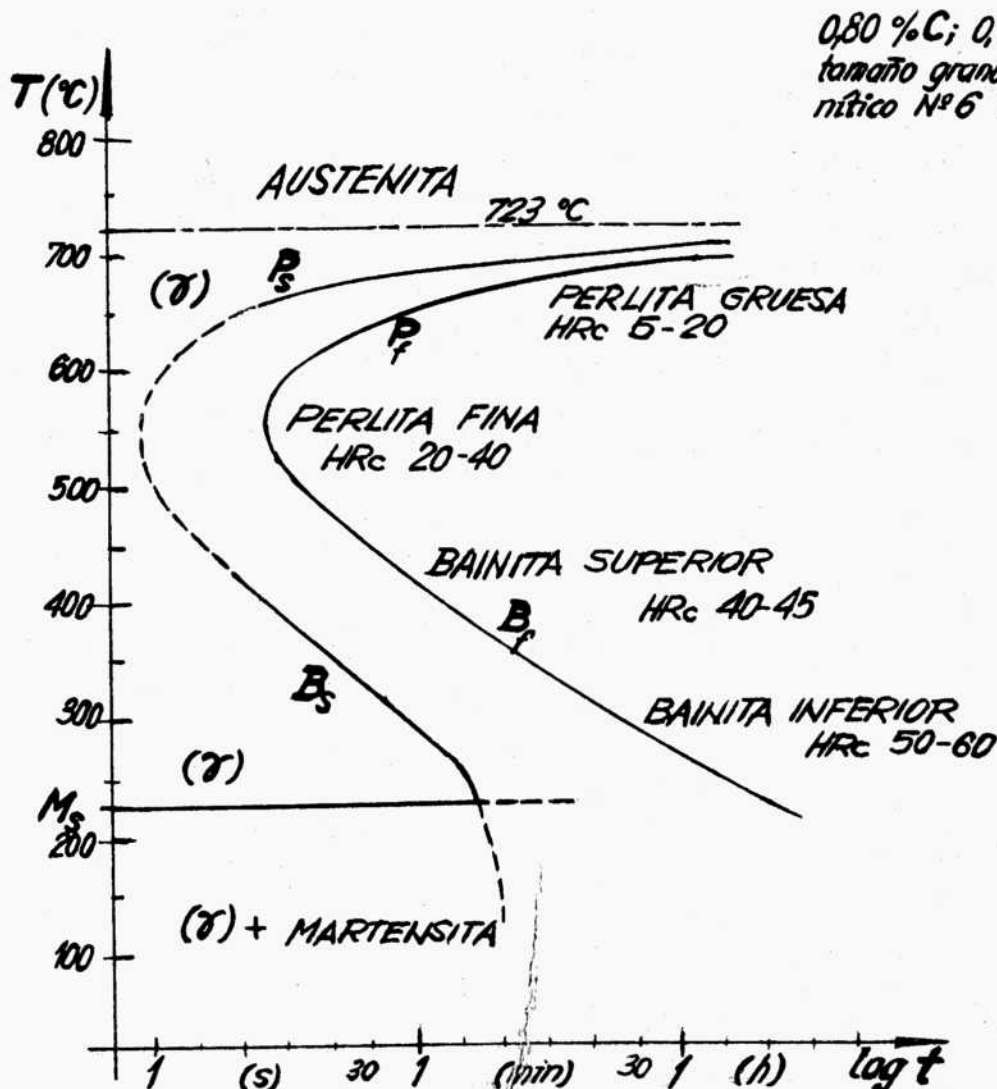


Una instalación comunmente utilizada es la que provee una atmósfera endotérmica, obtenida de la combustión parcial (de 1000 a 1200 °C) del gas natural en presencia de un catalizador especial. Una composición típica que se logra con esta atmósfera es: 20 % CO; 40 % H₂ y 40 % N₂. Variando el coeficiente de exceso de aire suministrado al generador, es decir, el contenido de CO₂ y H₂O en la atmósfera, se puede obtener un gas neutro, con respecto a la composición dada del acero. La regulación se efectúa mediante el control de uno de estos componentes, generalmente el vapor de agua por medición del punto de rocío.

3.2.5 Transformación isotérmica

Se comienza por el estudio de la transformación isotérmica de un acero eutectoide (0,8 % C). Para realizar experimentalmente una transformación isotérmica, se toman muestras del acero previamente austenitizado hasta homogenización completa y se las templa (enfriamiento rápido), en un baño de plomo o sales fundidas, mantenido a una dada temperatura, debajo de la eutéctica (723 °C). Las muestras son retiradas en sucesivos intervalos de tiempo, templadas en agua y examinadas en el microscopio para observar el progreso de la transformación. Se encuentra que, para una dada temperatura de transformación a un cierto tiempo t_s , se detecta la aparición de una forma perlítica y, luego de otro tiempo t_f , la transformación se completa y toda la austenita de la muestra se ha convertido en perlita.

Los experimentos de transformación isotérmica son llevados a cabo en una serie de temperaturas desde 723 °C hasta la temperatura ambiente. Se determina t_s y t_f para cada temperatura estudiada. La unión de todos estos puntos experimentales en un diagrama temperatura-tiempo determina 2 curvas de inicio y final de transformación, llamado diagrama TTT (temperatura-tiempo-transformación) o curva de la C, que se muestra en la figura siguiente (notar que el tiempo se representa en escala logarítmica):



Se indican las estructuras características formadas según la temperatura del tratamiento isotérmico y la dureza (HRC). Una muestra representada por un punto a la izquierda de la curva P_S es totalmente austenítica; entre las 2 curvas es una mezcla de austenita y perlita; mientras que a la derecha de P_f su estructura es totalmente ferrita + cementita.

La razón de la forma de C del diagrama (caracterizada por una nariz donde la transformación es más rápida) puede ser entendida en términos de los procesos de nucleación y crecimiento con que se forma la perlita de la austenita. La diferencia en temperatura de 723°C es la temperatura de subenfriamiento ΔT , t_s es el tiempo de incubación para nuclear la perlita en la austenita subenfriada. El intervalo ($t_f - t_s$) es el tiempo requerido para el crecimiento de los núcleos de perlita hasta la transformación completa de la estructura. En el proceso de transformación intervienen 2 factores:

- a) nucleación, regido por el descenso de energía libre (ΔG_{re}) que es proporcional al grado de subenfriamiento (ΔT);
- b) el factor de difusión del C para formación y progreso de los núcleos.

Cuando el subenfriamiento es mayor, si bien la fuerza impulsora (ΔG_{re}) crece, la temperatura es menor y, por lo tanto, menor la difusión de C: el tiempo de incubación t_s se extiende. A alta temperatura (pequeños subenfriamientos), ΔG_{re} es pequeño y el volumen crítico del núcleo es muy grande, por lo que se requiere de mucho tiempo de fluctuaciones para formarlo, por lo que el tiempo de incubación t_s también se extiende. Existe entonces en el diagrama, entre estos 2 factores competitivos, una temperatura de transformación ($\cong 550^\circ\text{C}$) donde t_s es mínimo, otorgándole a la curva el aspecto de C observado.

Respecto al tiempo ($t_f - t_s$) requerido para completar la transformación, regida la misma por un proceso de crecimiento de núcleos post-críticos por difusión, dependerá igualmente de la temperatura de difusión y de la concentración de núcleos activos, función de ΔT . Por lo tanto este tiempo será también mayor a temperaturas por encima y por debajo de la temperatura intermedia señalada.

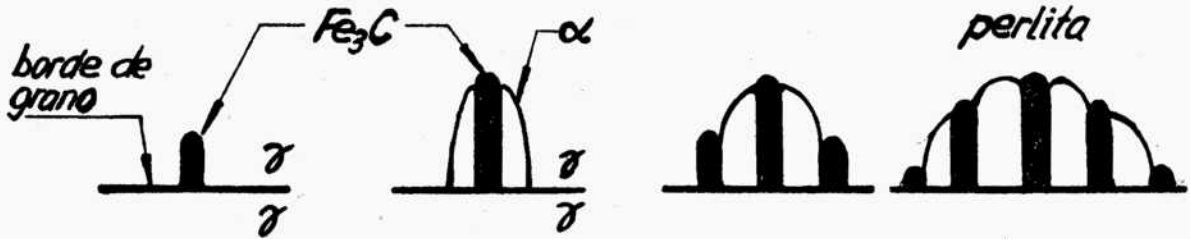
Referente al aspecto estructural de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$, que determina las propiedades mecánicas observadas, consideramos la transformación desde tratamientos isotérmicos a elevada temperatura hasta la temperatura ambiente.

A alta temperatura, se observa perlita gruesa (láminas espesas de ferrita + cementita) que se afina al llegar a la nariz de la transformación. Se puede hacer una clasificación de la perlita en función de la distancia interlaminar (d):

- | | |
|--|--------|
| - perlita gruesa: $d > 0,40 \mu\text{m}$ | 200 HB |
| - perlita normal: $d \cong 0,35 \mu\text{m}$ | 220 HB |
| - perlita fina: $d < 0,25 \mu\text{m}$ | 300 HB |

La perlita comienza a formarse en los bordes de grano de la austenita. La ferrita proeutectoide parece no influir la iniciación de la reacción perlítica. Esto sugiere que las láminas de cementita son primeramente

formadas en la descomposición de la austenita. En su crecimiento agotan el C de la austenita circundante, propiciando la formación de ferrita, con rechazo del C circundante. Esto propicia la nucleación de nuevas láminas paralelas de cementita. La repetición de este fenómeno conduce a la creación de una colonia de láminas paralelas de cementita y ferrita, que crecen hasta frenarse con otras colonias y constituyen la estructura perlítica.

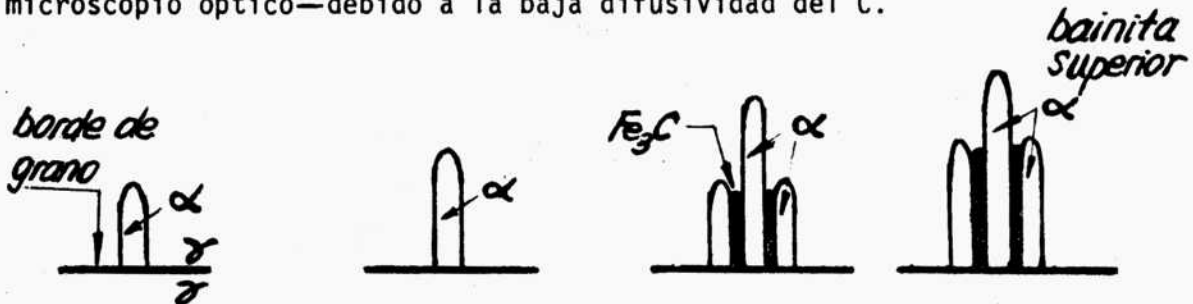


A medida que la transformación isotérmica se efectúa a menores temperaturas, la dificultad de difusión de C crece y las láminas de ferrita y cementita se hacen más próximas dando origen a una perlita más fina.

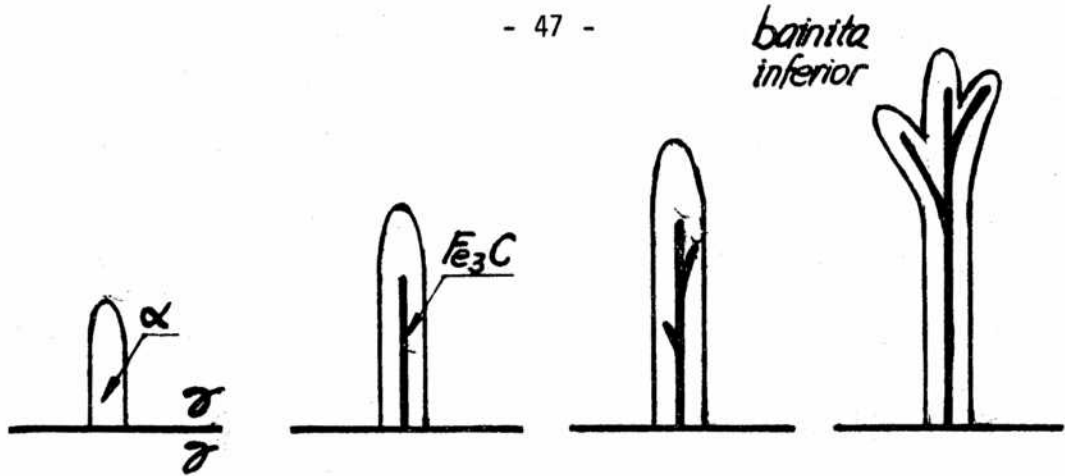
A temperaturas más bajas de transformación, cambia el mecanismo y la perlita es suplantada por otro tipo de estructura ferrita—cementita (bainita). En contraste con la perlita, en la reacción bainítica existe una definida orientación entre la ferrita y fase original de la austenita. Responde a la orientación de Kurdjumov-Sachs:

$$\begin{aligned} \{111\}_\gamma // \{110\}_\alpha \\ \langle 110 \rangle_\gamma // \langle 111 \rangle_\alpha \end{aligned}$$

y esta reacción tiene fundamento, como se ha expuesto, en la inducción de la barrera ΔG_c de nucleación por descenso de la energía de interfase $\sigma_{\alpha\gamma}$. Entre 550 y 450 °C se desarrolla la bainita superior como listones puros de ferrita (estructura de Widmanstätten) con fino precipitado de cementita en los bordes—difícil de resolver en el microscopio óptico—debido a la baja difusividad del C.

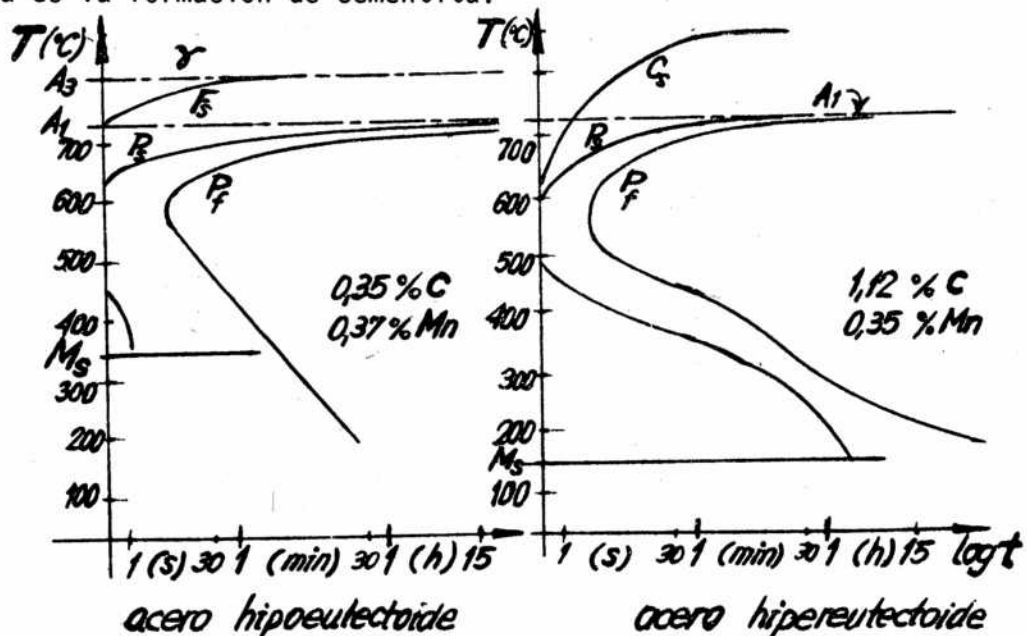


A temperaturas inferiores aún a los 450 °C, el crecimiento ferrítico de la bainita se hace acicular y más delgada. La velocidad de difusión del C se reduce de manera tan apreciable que la cementita precipita en el interior de las agujas de ferrita formando una nervadura central y ramificada. Se observa un gran entrecruzamiento de la estructura acicular y muchas veces ramificada, que se genera en distintos bordes de grano de la austenita original.



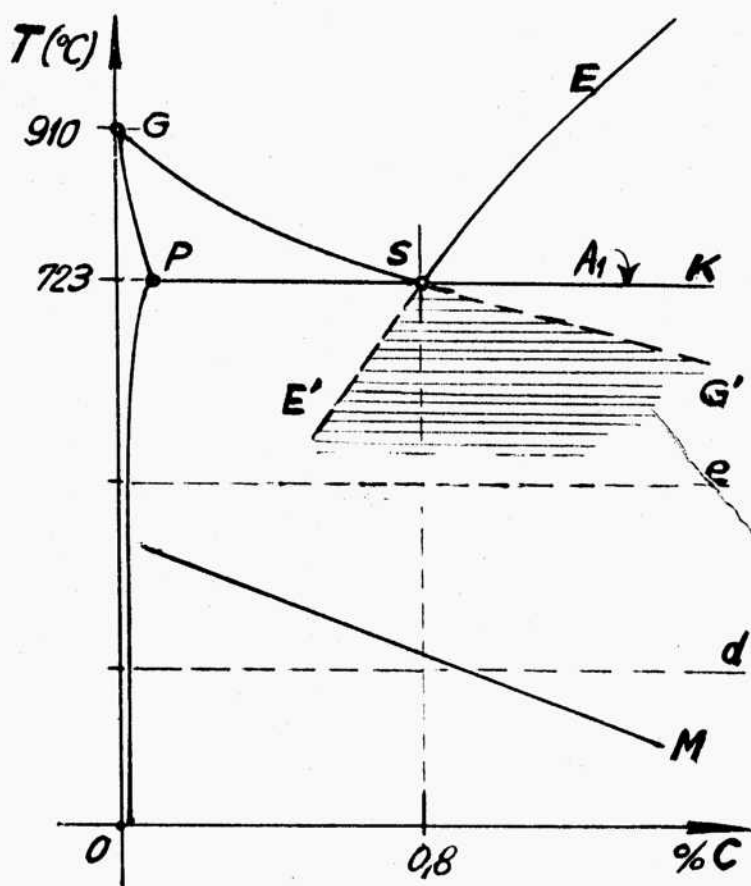
Cuando la muestra del acero eutectoide es enfriada rápidamente a temperaturas de tratamiento inferiores a 230°C , ocurre la transformación martensítica (línea M_s). El porcentaje de martensita formada dependerá de la temperatura final alcanzada por debajo de M_s , el resto quedará como una fase metaestable de la austenita: austenita residual.

Los diagramas de transformación isotérmica para aceros hipoeutectoide e hipereutectoide difieren cualitativamente del eutectoide sólo por la presencia de algunas líneas adicionales. En la figura aparecen las transformaciones típicas de estos aceros. El primero tiene una línea adicional correspondiente a la transformación de la ferrita y en el segundo, la línea es la formación de cementita.



De la comparación de los 2 diagramas surge que el contenido de C tiene un efecto menor en el tiempo requerido para la reacción perlítica. Sin embargo, el C tiende a estabilizar la austenita a bajas temperaturas por descenso de M_s y corrimiento a tiempos mayores al inicio de la transformación t_s : amplía el área de la austenita metaestable. Los aceros de medio C (0,35 % C) en un temple efectivo son prácticamente martensíticos, mientras que un acero de alto C retiene considerable austenita a causa de la baja temperatura M_s .

La relación entre el carácter de la transformación isotérmica de la austenita, el contenido de C y la temperatura puede verse en el diagrama generalizado Fe-Fe₃C que se muestra.



La cementita precipita a la derecha de la línea ES . En condiciones de subenfriamientos precipitará a la derecha de la línea extrapolada SE' , obtenida de los estudios de diagramas de energía libre de cada fase en función de la composición. En un sentido análogo la ferrita, que precipita a la izquierda de la línea GS , en subenfriamientos precipitará a la izquierda de SG' . Por lo tanto, el sector de temperaturas y composición por debajo de $E'SG'$ representa estados de obtención de perlita a partir de austenita subenfriada. Así puede obtenerse una estructura totalmente perlítica en un rango más amplio de composición en torno al $0,8\%C$ del eutectoide.

Esta transformación, que puede denominarse como "cuasieutectoide", se encuentra limitada por la velocidad de difusión, que desciende con la disminución de la temperatura. Pueden definirse así 2 líneas (e y d) trazadas en el diagrama, con el significado siguiente: por encima de e , la velocidad de difusión del Fe y de los elementos de aleación es suficiente para que se efectúen las correspondientes transformaciones de fase; entre los puntos e y d puede tener lugar una transformación para la cual basta la difusión del C . Por debajo de la línea d , las transformaciones pueden ser únicamente sin difusión (martensíticas).

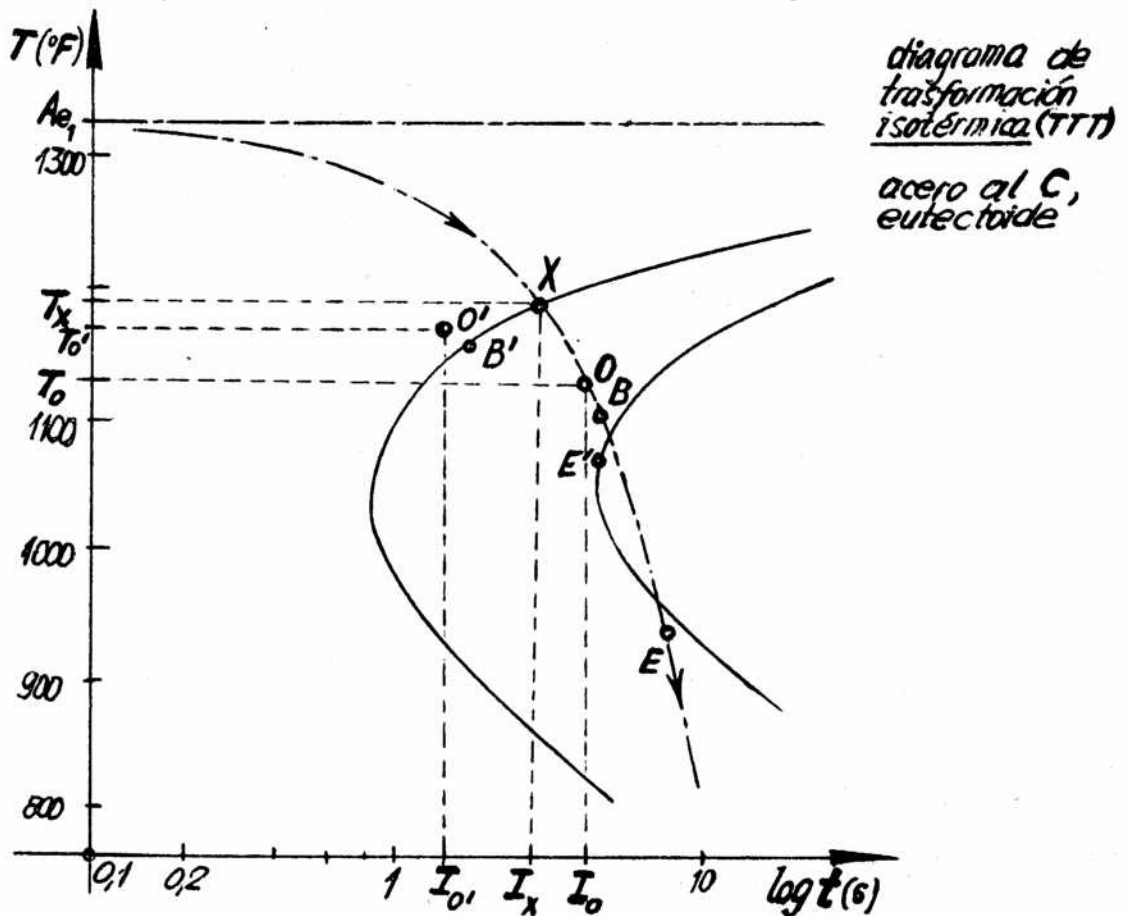
Entre las horizontales $A_1 - e$, la transformación se desarrolla con formación de estructuras laminares, y entre las horizontales $e - d$ con formación de estructuras aciculares. La línea inclinada M señala la temperatura del comienzo de la transformación martensítica sin difusión.

Así pueden definirse los sectores del diagrama:

- I) transformación austenita $\rightarrow$ perlita;
- II) precipitación previa de ferrita y después transformación austenita $\rightarrow$ perlita
- III) precipitación previa de cementita y después transformación austenita $\rightarrow$ perlita;
- IV) transformación austenita $\rightarrow$ bainita;
- V) transformación austenita $\rightarrow$ martensita y descomposición de la austenita residual con formación de bainita;
- VI) transformación austenita $\rightarrow$ martensita;
- VII) la austenita subenfriada se conserva sin transformarse.

3.2.6 Diagrama de enfriamiento continuo

Los diagramas de tratamientos isotérmicos, obtenidos experimentalmente, son publicados para cada acero comercial; su conocimiento resulta de gran importancia en el diseño de un tratamiento térmico. Pero debe tenerse en cuenta que son una aproximación a cualquier caso real. En una barra de acero, una pieza masiva, la extracción de calor por interacción con el medio refrigerante, seguirá las leyes de difusión térmica; el enfriamiento será entonces una función continua del tiempo, mucho más rápida en la superficie en contacto con el medio refrigerante.



Importa entonces conocer cómo se modificarán las curvas de tratamiento isotérmico para el caso de enfriamiento continuo (EC); en inglés: CCT (continuous cooling-transformation).

En un tratamiento isotérmico (TI), el tiempo de nucleación se reduce con el aumento del subenfriamiento. En enfriamiento continuo, los primeros tiempos de tratamiento no serán tan efectivos como aquellos que transcurran a temperaturas más importantes de subenfriamiento. Es así que podemos afirmar una primera hipótesis:

- 1ª) Un punto de transformación en EC estará desplazado a mayores tiempos y menores temperaturas que en TI. La figura ilustra una porción del diagrama TI.

En línea punteada se dibuja una curva de enfriamiento continuo que intercepta en x a la curva de iniciación de la transformación perlítica a la temperatura T_x . Algún tiempo adicional de un enfriamiento será requerido antes que una transformación en EC sea detectable.

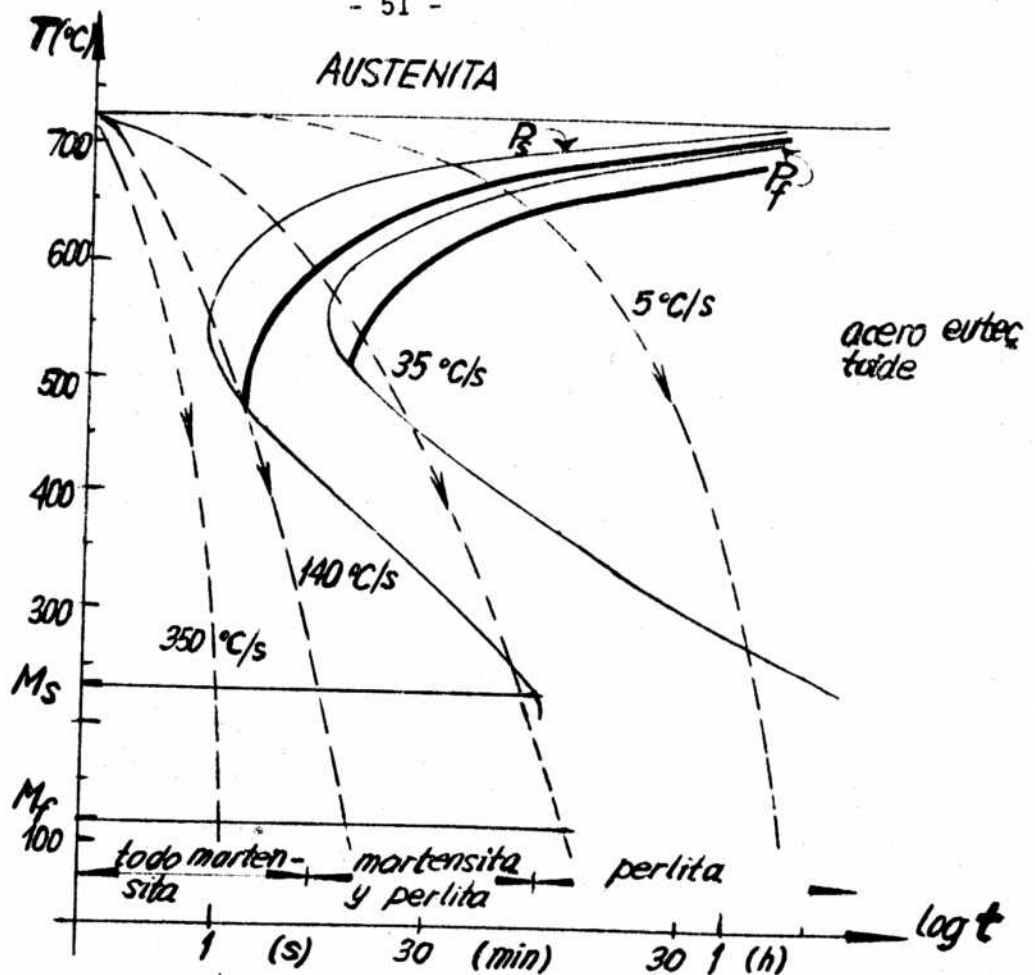
- 2ª) La segunda hipótesis se refiere a la relación de incrementos de tiempo y temperatura sobre ambos diagramas. Enfriando en un dado rango de temperatura (por ejemplo de T_x a T_0) la cantidad incremental de transformación es sustancialmente igual a la cantidad indicada en TI a la temperatura media $(T_x + T_0)/2$ después de un intervalo de tiempo $(I_0 - I_x)$.

Para aceptar como válida la hipótesis 2ª deben hacerse 2 restricciones:

- a) los núcleos no deben cambiar de clase, por ejemplo la nucleación perlítica es inaplicable para predecir la nucleación bainítica; b) el calor de transformación de la austenita no debe producir apreciables cambios en la curva de enfriamiento continuo.

Aplicando la hipótesis 2ª, por ensayo y error es posible encontrar un punto B, en una curva de enfriamiento como la ilustrada, tal que el intervalo $(I_B - I_x)$ sea igual al tiempo de nucleación en $(T_x - T_B)/2$. Así O no representa un punto de nucleación en EC ya que se corresponde a O', donde no comenzó aún la nucleación en TI, mientras que sí lo es B que se corresponde con B'. Igualmente para el fin de la transformación, se encuentran puntos en correspondencia como E y E'.

Luego se puede tener un diagrama de EC derivado del TI como se muestra en el siguiente diagrama para un acero eutectoide.

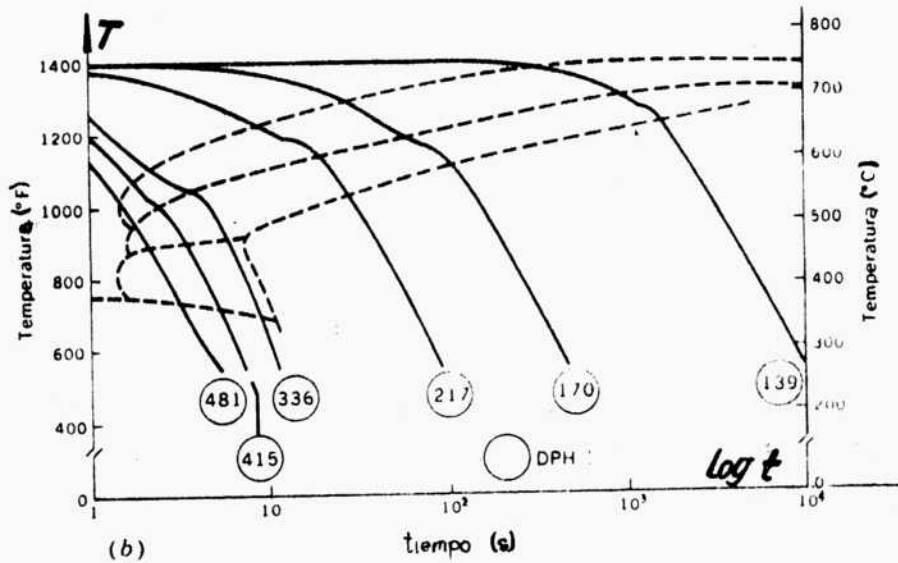
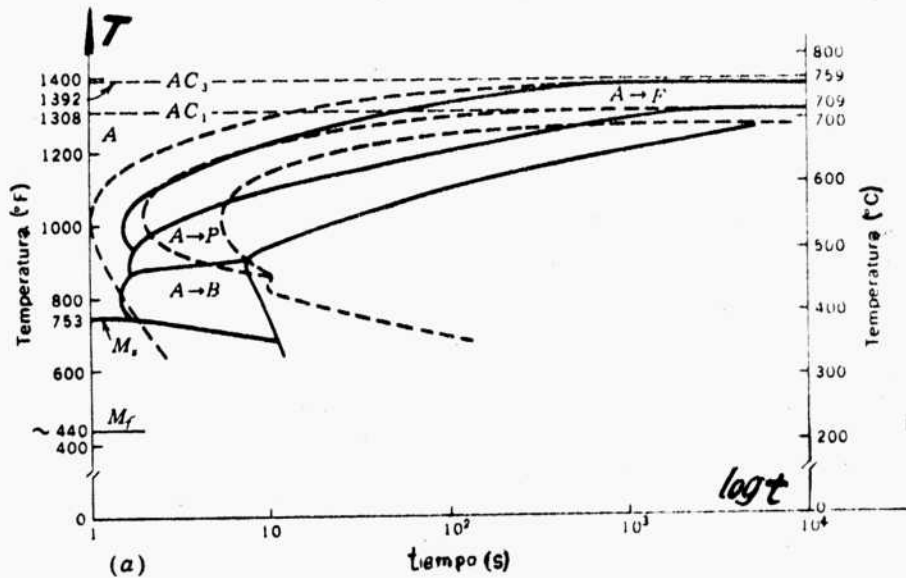


Lo primero para destacar es que las curvas se corren hacia abajo y a la derecha, es decir a menores temperaturas y mayores tiempos. Como este hecho corre la nariz de transformación hacia mayores tiempos, favorece la obtención de la fase más dura (martensita) en los aceros.

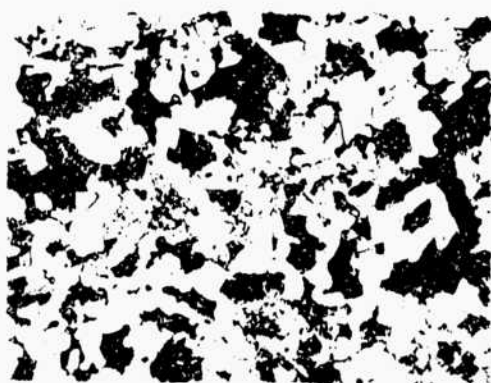
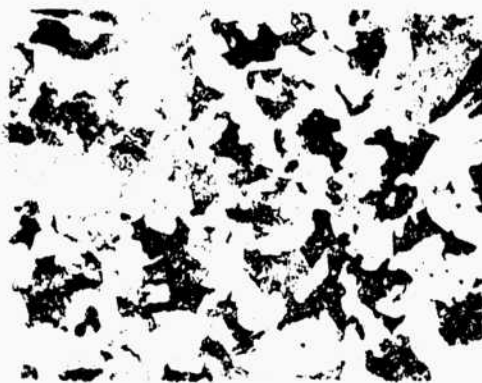
La curva de enfriamiento tangente a la nariz de transformación se la denomina por ello velocidad crítica de temple. Así en la figura se observa que esa velocidad de enfriamiento es de 140 °C/s. Entre 35 y 5 °C/s la transformación es perlítica y el acero se encuentra en estado normalizado; entre 140 y 35 °C/s la estructura resultante es perlita + martensita, y a velocidades de enfriamiento superiores a 140 °C/s la estructura es totalmente martensítica.

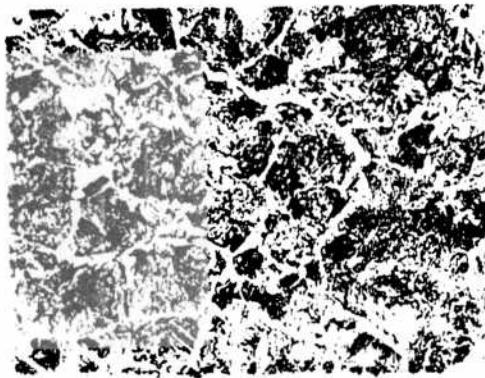
Otra observación interesante que puede resaltarse del diagrama de EC del eutéctico, es que no es posible la formación de bainita en ese acero al C en un proceso de enfriamiento continuo.

Para afirmar los conceptos expuestos se da un ejemplo obtenido de diferentes curvas de enfriamiento continuo de un acero al carbono SAE 1038 (0,38 %C; 0,70 Mn).



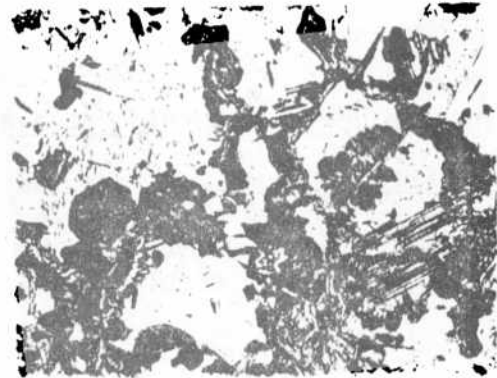
En el primer diagrama se muestra en línea la TI y la de EC. Se observa que efectivamente, esta última está corrida a mayores tiempos y menores temperaturas. En el 2º diagrama está superpuesta a 6 curvas experimentales efectuadas el diagrama de EC. Cada curva de enfriamiento está señalada con un número que representa la dureza Vickers (DPH) medida en cada caso. El aspecto de las estructuras obtenidas se esquematiza a continuación.





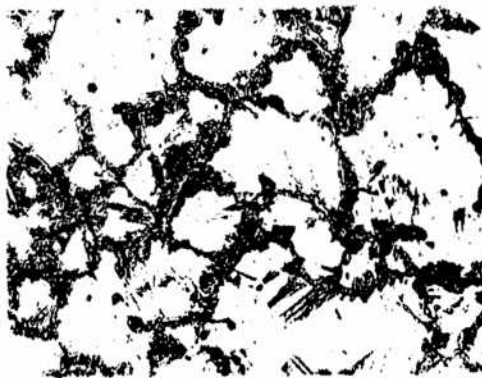
(c)

DPH = 217



(d)

DPH = 336



(e)

DPH = 415



(f)

DPH = 481

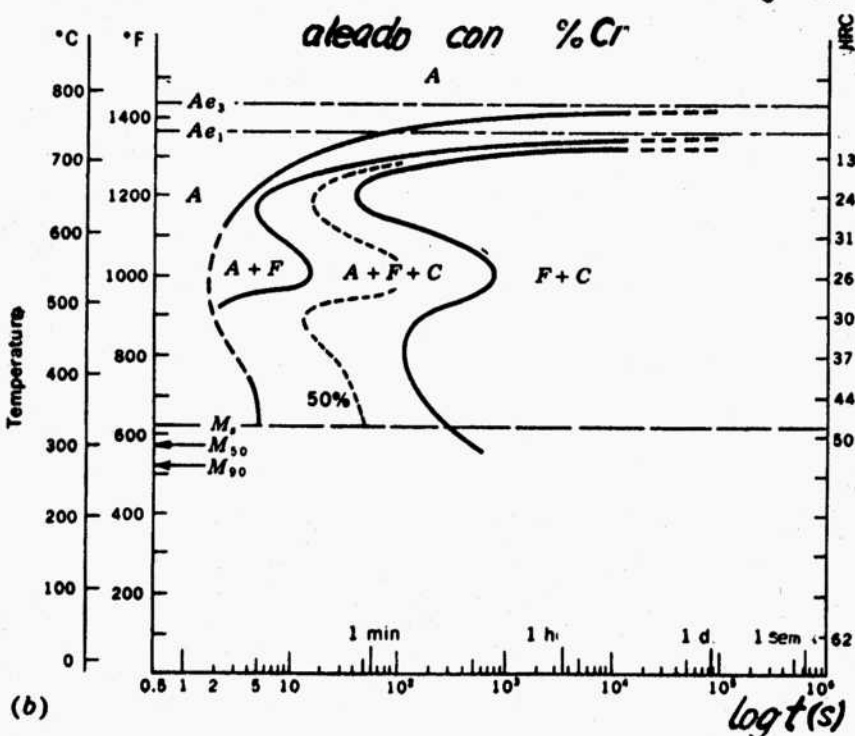
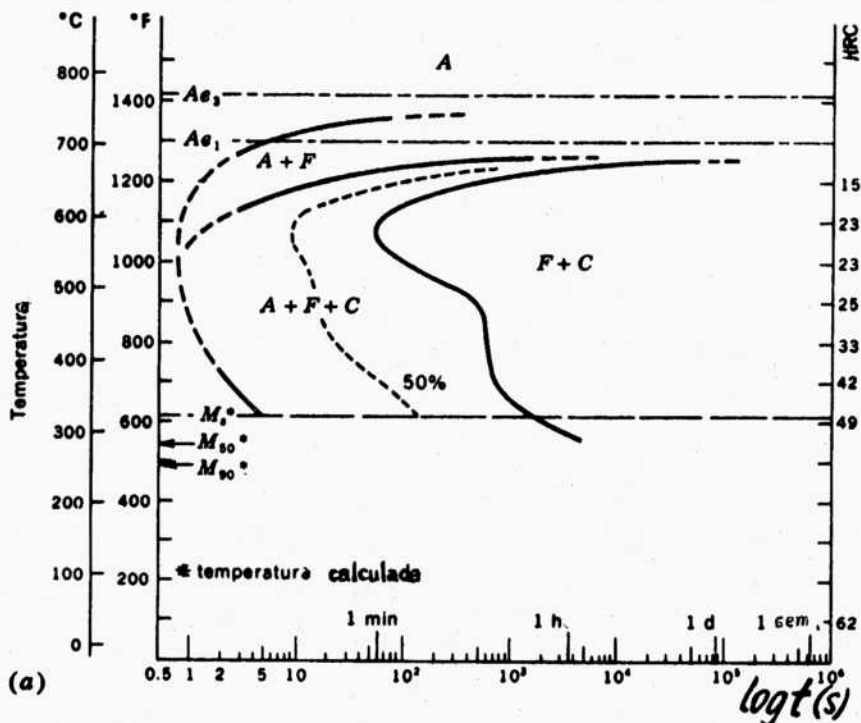
Se observa:

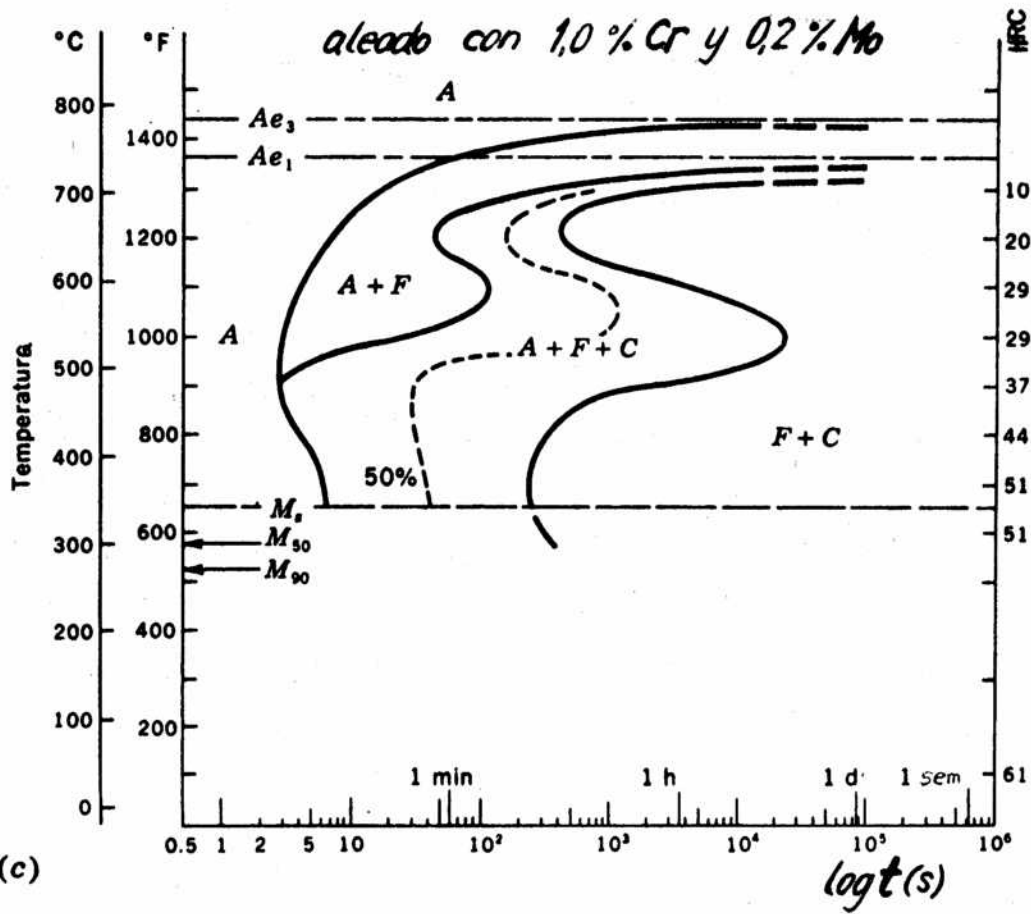
- a) la más lentamente enfriada: es un recocido; perlita gruesa y grandes regiones claras de ferrita; la proporción es mitad ferrita, mitad perlita de acuerdo a lo indicado en el diagrama de equilibrio;
- b) un más rápido enfriamiento da una mayor dureza final; la ferrita y perlita son finas; el tratamiento es de un normalizado;
- c) la fracción en volumen de ferrita está claramente reducida y contornea los antiguos bordes de grano de la austenita, indicando el origen de la nucleación de la ferrita; se observa algún crecimiento ferrítico de Widmanstätten;
- d) una cantidad apreciable de martensita (clara) en el centro de los granos; se puede distinguir ocasionalmente ferrita en antiguos bordes de granos austeníticos pero la mayor parte que contornea son colonias oscuras de perlita; la fase gris acicular que se proyecta hacia el interior del grano es bainita;
- e) la fase oscura que contornea los granos es perlita; hay alguna fina ferrita Widmanstätten o bainita superior en bordes de grano y fina bainita inferior que se extiende en varios granos; la dureza se incrementa rápidamente;
- f) la estructura es prácticamente martensítica; perlita y bainita contornean los bordes de granos como una fina banda.

3.2.7 Influencia de los elementos de aleación

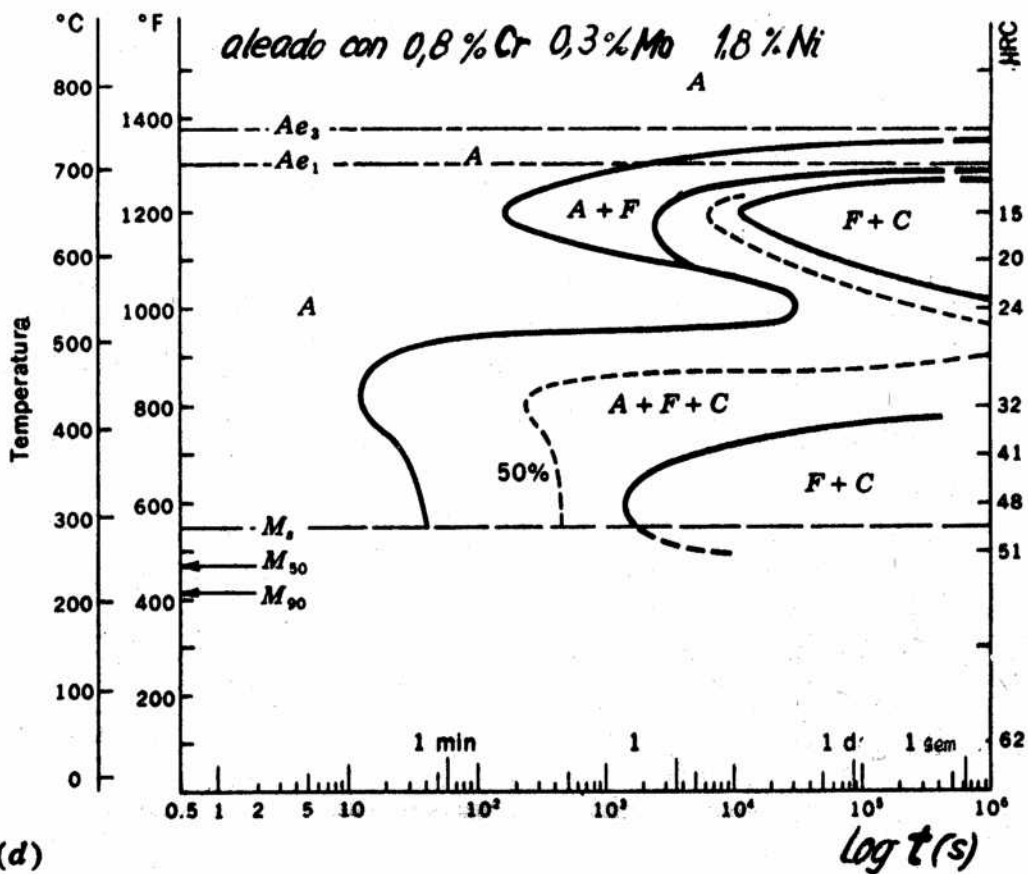
Los distintos elementos aleantes de los aceros en general disminuyen la velocidad crítica de temple (v_{ct}). El Mn y Mo son los que actúan más intensamente, luego lo hacen el Cr, Si, Ni, etc.; las curvas del diagrama TTT se desplazan a la derecha.

DIAGRAMAS TTT acero 0,4%C 1% Mn



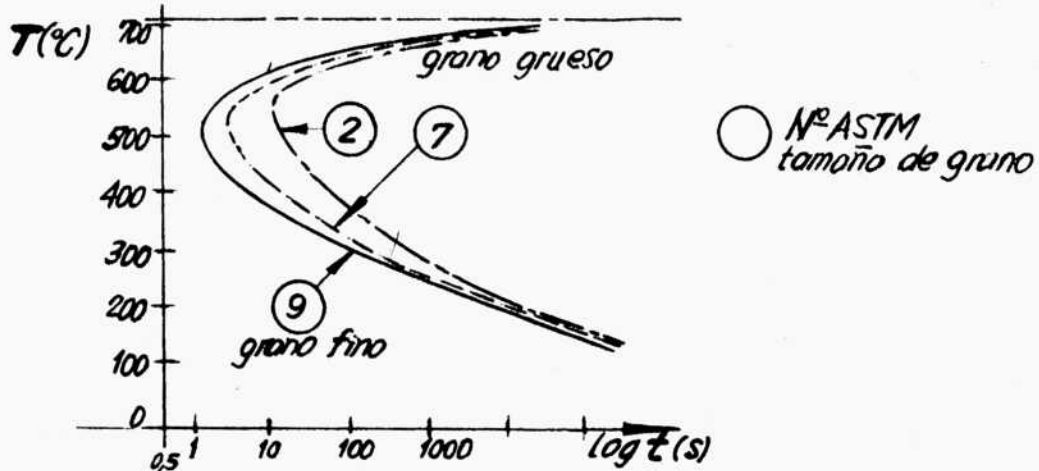


(c)



(d)

El tamaño de grano afecta la ubicación y forma de los diagramas de transformación; al aumentar, disminuye la velocidad crítica de temple (v_{ct}). La figura muestra (para un mismo acero) las curvas obtenidas con tamaños de grano distintos, para lo cual se utilizaron distintas temperaturas de austenitización.



El tamaño de las piezas (espesor y volumen) tiene mucha importancia en el temple de los aceros. La superficie del acero que está en contacto con el medio de enfriamiento es la que se enfría más rápidamente, la capa siguiente lo hace con una velocidad menor, y así sucesivamente hasta llegar al centro de las piezas.

El medio de enfriamiento —junto con el tamaño y forma de las piezas— determina la velocidad de enfriamiento en los tratamientos térmicos. Entre la máxima velocidad de enfriamiento obtenible con agua salada muy agitada y la mínima, enfriando dentro del horno, se obtienen velocidades intermedias, utilizando aceite, aire, sales, etc.

En la tabla siguiente se dan velocidades de enfriamiento ($^{\circ}\text{C/s}$) en el centro de los redondos de 25, 50 y 75 mm enfriados en 4 medios distintos:

Medio de enfriamiento	diámetro (mm)		
	25	50	75
agua agitada	56	15	7
aceite agitado	27	10	5
corriente de aire	1,8	0,9	0,6
aire quieto	0,85	0,4	0,3

Siempre es conveniente utilizar el medio de enfriamiento menos enérgico, pero que permita enfriar el acero con una velocidad de enfriamiento superior a la crítica ya que se necesita lograr una estructura totalmente martensítica. Como siempre existe el peligro de las tensiones creadas durante el temple (debidas a la diferencia de velocidades de enfriamiento entre periferia y centro de las piezas), resultarán menores a más bajas velocidades, ya que esa diferencia se hace menor; de allí que convenga utilizar la menor velocidad de enfriamiento posible.

Las velocidades críticas de temple varían mucho de unos aceros a otros, las mayores corresponden a los aceros al C. Los aceros aleados tienen velocidades críticas de enfriamiento —en algunos casos— bastante bajas, esto permite aplicar medios de enfriamiento menos enérgicos, disminuyendo el peligro de distorsiones, grietas o incluso roturas.

El tamaño y espesor deben contemplarse en cada caso. En general los aceros al C se templean en agua; pero si el %C es alto y el espesor muy fino, conviene templear en aceite: se alcanza la dureza deseada y se disminuye el peligro de distorsiones, grietas e incluso roturas.

Inversamente, un acero aleado (indicado para templear en aceite) convendrá hacerlo en agua cuando su espesor supere ciertos valores, por ej. cuando se requiera dureza $\cong 60$ H Rc, para diámetros > 100 mm en un acero de 1 % C, 1,5 % Cr, 0,2 % V.

3.2.8 Templabilidad

La forma tradicional de obtener la máxima resistencia en los aceros, es por templado para formar martensita, seguido de un revenido a una temperatura intermedia mejorando la tenacidad (resiliencia) sin gran pérdida en la resistencia. Por supuesto que para el mejor aprovechamiento de la resistencia, el acero debe ser totalmente transformado en martensita; para lograr esto debe ser templado a una velocidad suficientemente rápida para evitar la descomposición de la austenita (durante el enfriamiento) en productos tales como ferrita, perlita o bainita.

La efectividad del templado dependerá primeramente de 2 factores: la geometría de la pieza y la composición del acero. Una barra de gran diámetro, obviamente se enfriará más lentamente que una de pequeño diámetro en tratamientos similares; por lo tanto, a la más pequeña será más fácil transformarla totalmente en martensita.

Se ha visto que la adición de elementos aleantes a un acero corre las curvas TTT a los tiempos más largos, posibilitando evitar la nariz de las curvas durante el temple. Los aleantes en el acero reducen la velocidad crítica de enfriamiento necesaria para la total transformación en martensita. Si la velocidad crítica no es alcanzada, la barra de acero presentará una zona exterior que se enfría más rápido donde será totalmente martensítica seguida de una central, donde la velocidad será menor y aparecerá bainita, ferrita o perlita.

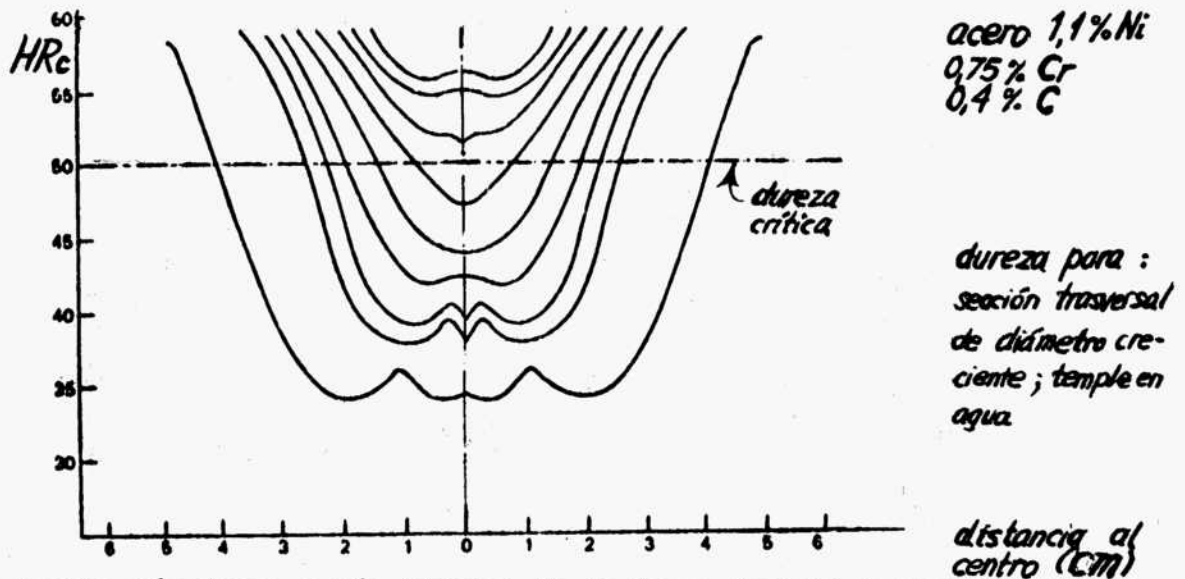
Templabilidad es la habilidad de un acero para formar martensita durante el templado. Esto puede ser expresado para barras de diámetro dado como la distancia debajo de la superficie, donde alcanza 50 % de transformación en martensita y es la medida de la profundidad de temple.

3.2.9 Ensayos de templabilidad

La velocidad a la cual la austenita se descompone en ferrita, perlita o bainita, depende de la composición del acero, además de otros factores como el tamaño de grano y el grado de homogeneización en la distribución de los aleantes. Es muy difícil predecir la templabilidad a partir de principios básicos y se confía en alguno de los ensayos prácticos que permiten determinar fácilmente la templabilidad de cualquier acero.

Ensayo de Grossmann

Entre los primeros trabajos sistemáticos sobre la templabilidad se encuentran los de Grossmann y colaboradores, que desarrollaron un ensayo basado sobre el temple en un medio de enfriamiento dado de barras de distinto diámetro de un mismo acero; sobre secciones transversales se mide la dureza y se observa el efecto de templabilidad en forma directa.

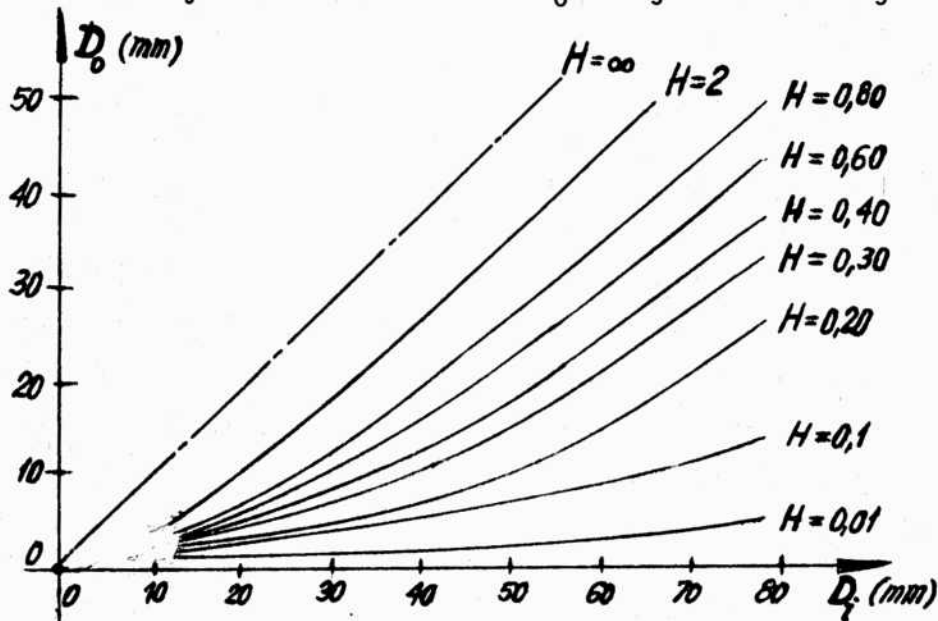


Las partes más duras y más blandas de la barra también pueden observarse por ataque metalográfico y así determinar la barra que alcanza 50 % de martensita en el centro. Al diámetro de esta barra se lo designa como diámetro crítico D_0 . Sin embargo este valor no es absoluto como expresión de templabilidad, dado que obviamente depende de la efectividad del medio de enfriamiento, para asegurar esta constancia se recurre al coeficiente "severidad del medio de temple" (H):

Severidad de temple (H) para distintos medios de enfriamiento y tipos de agitación

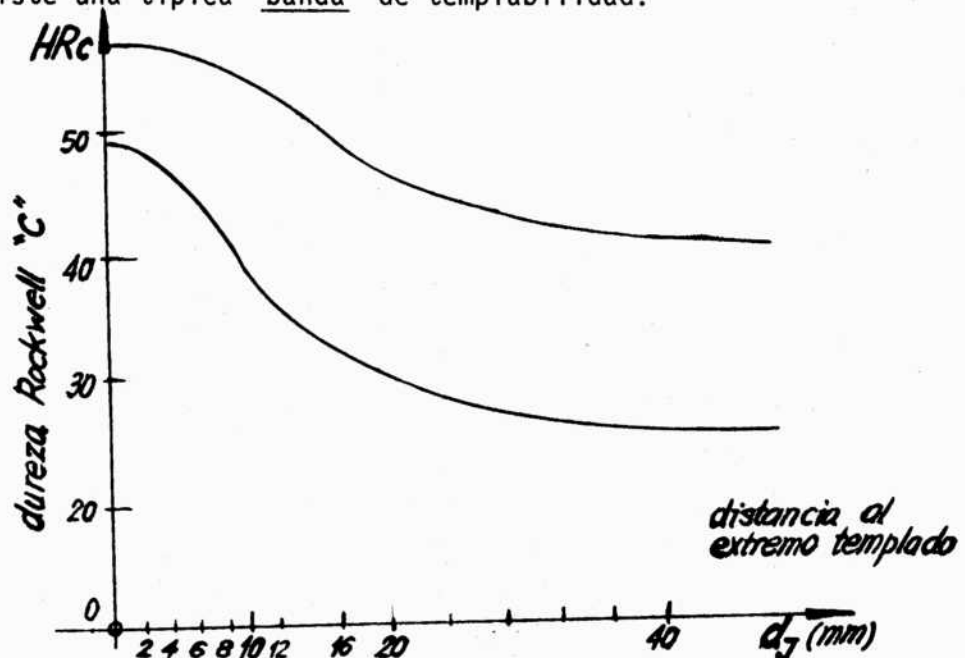
Agitación	medio de enfriamiento	
quieto	0,25-0,30	1,0
moderado	0,25-0,40	1,2-1,3
violento	0,8 -1,1	4,0
	aceite	agua

Se toma como referencia para agua en reposo el valor $H = 1$, a efectos de comparar con otros medios de enfriamiento; usando los coeficientes H es posible determinar el diámetro crítico ideal (D_i) en lugar de D_0 , que es el que tiene 50 % de martensita en el centro de la barra cuando se temple la superficie $H = \infty$. Este valor D_i es independiente del medio usado y su relación con el D_0 se grafica en diagramas:

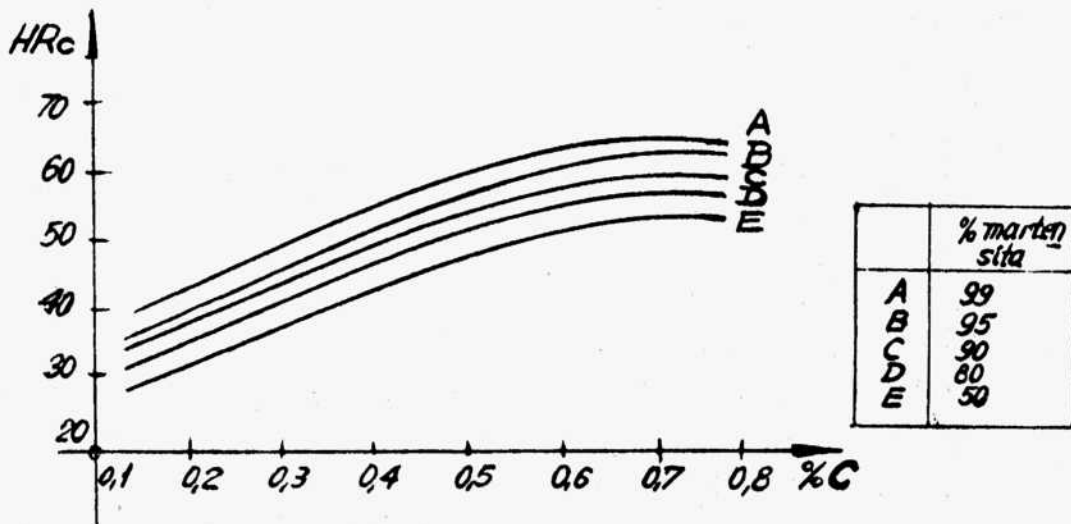


Ensayo de Jominy

Otro ensayo de templabilidad menos elaborado que el anterior es el Jominy, en el cual una probeta normalizada es calentada hasta austenitización y enfriada por un chorro de agua en un extremo; esto da velocidades de enfriamiento decrecientes a lo largo de la barra desde el extremo que recibe el chorro de agua. Rectificando hasta una profundidad de 4 mm, sobre una generatriz de la barra, se realizan mediciones de dureza; estos valores se grafican obteniéndose un perfil de dureza en función de la distancia al extremo templado. Acorde con la diferente composición química, existe una típica "banda" de templabilidad.

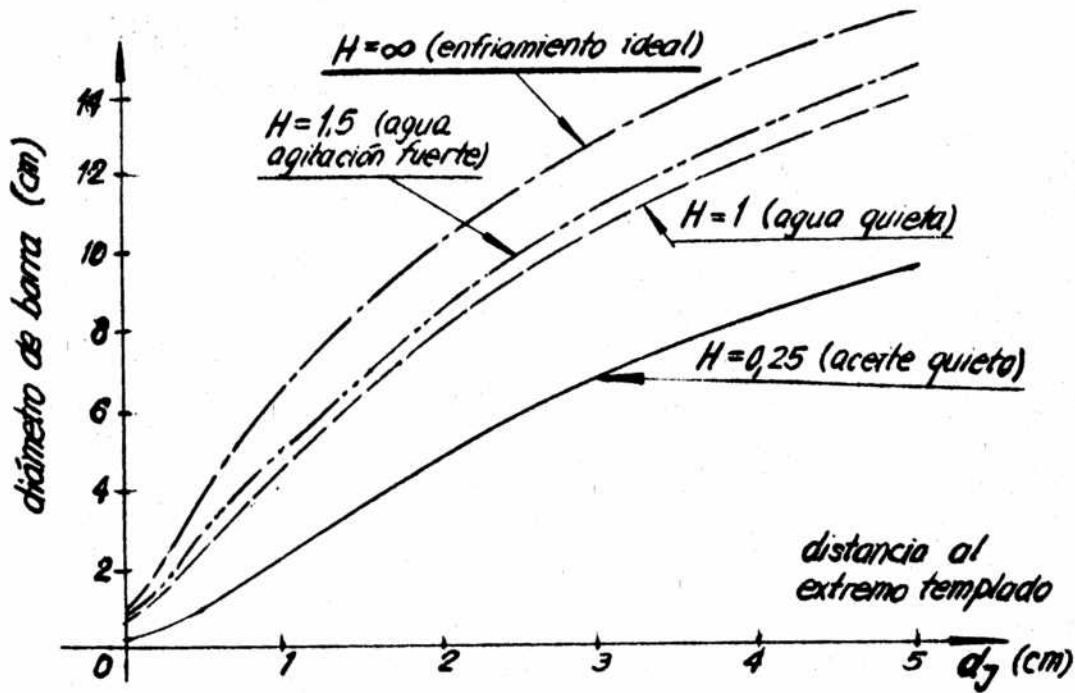


Otro dato adicional que se obtiene de las curvas Jominy es la dureza del acero templado, en función del % de C o del % de martensita en la estructura. La figura muestra estos datos para temple con 50-99 % de martensita, la dureza para 50 % de martensita se determina fácilmente para un particular contenido de C y por examen del resultado Jominy se puede determinar la profundidad a la cual se logra 50 % de martensita.



El ensayo Jominy es muy utilizado para determinar templabilidad en el rango $D_j = 1-6$, fuera de este rango es de limitado uso. El resultado se puede convertir fácilmente al máximo diámetro de barra que puede ser totalmente templado.

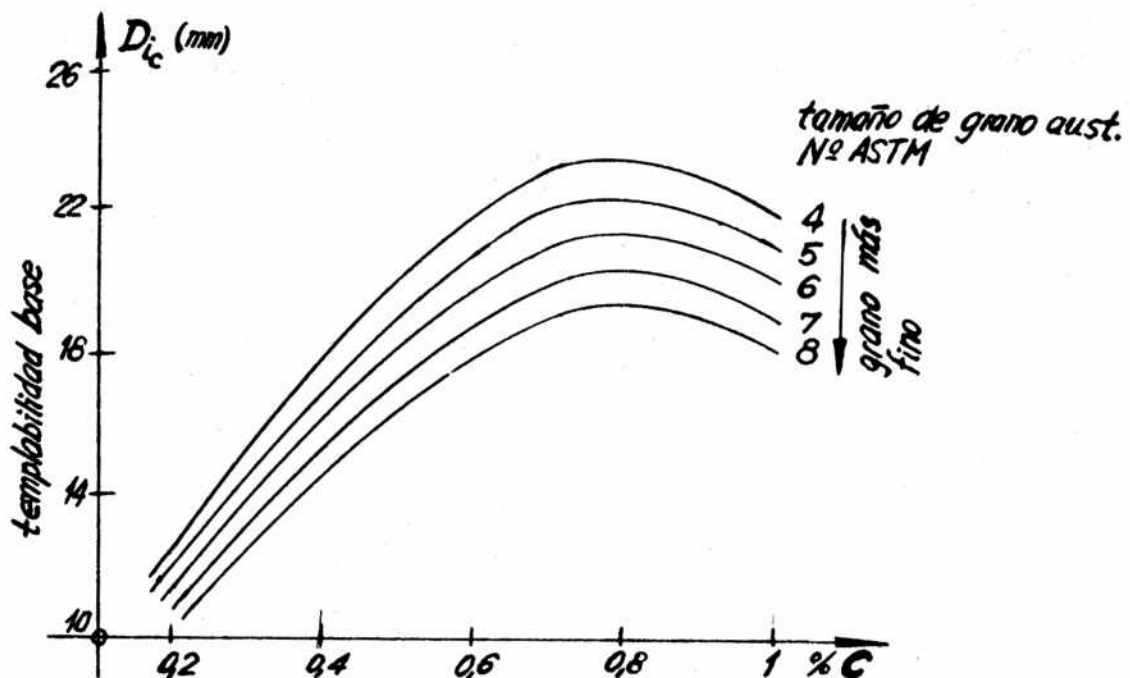
La figura siguiente grafica los diámetros de barra y las posiciones de la probeta Jominy, que alcanzan la misma velocidad de enfriamiento que en el centro de las barras, para varias severidades de temple. Tomando el enfriamiento ideal $H = \infty$ la curva superior muestra que a 12,5 mm del extremo de la probeta Jominy da una velocidad de enfriamiento equivalente a la del centro de una barra de 75 mm de diámetro; este diámetro se reduce a 50 mm para enfriamiento en agua quieta ($H = 1$). El diagrama puede ser utilizado para determinar la dureza en el centro de una barra de acero del cual se conoce su ensayo Jominy; de la misma forma se puede reconocer las durezas en otros puntos (por ejemplo, en la superficie).



3.2.10 Influencia del tamaño de grano y la composición química en la templabilidad

La templabilidad aumenta con el tamaño de grano austenítico porque el área de límites de grano disminuye; esto significa que los sitios de nucleación de ferrita o perlita se reducen en número, con el resultado que estas transformaciones se hacen más lentas y entonces la templabilidad aumenta. De la misma manera, la mayor parte de los aleantes disminuye las transformaciones en perlita o ferrita y también incrementan la templabilidad.

Para conocer cuantitativamente el efecto de estos 2 factores, primeramente se determina la influencia del tamaño de grano y del contenido de C. Se obtienen valores de D_i en función de contenidos de C desde 0,2 a 1 % y tamaños de grano austenítico ASTM 4 a 8 como se ve en la figura y se tiene como templabilidad base los valores de D_{ic} (mm).



Estos valores deben ser modificados tomando en cuenta el efecto adicional de los aleantes; esto se hace multiplicando por un factor que ha sido experimentalmente determinado para los aleantes comunes y el D_j es hallado por la relación empírica de Moser y Legart (parece ser más exacta en la práctica que los valores adelantados por Grossmann).

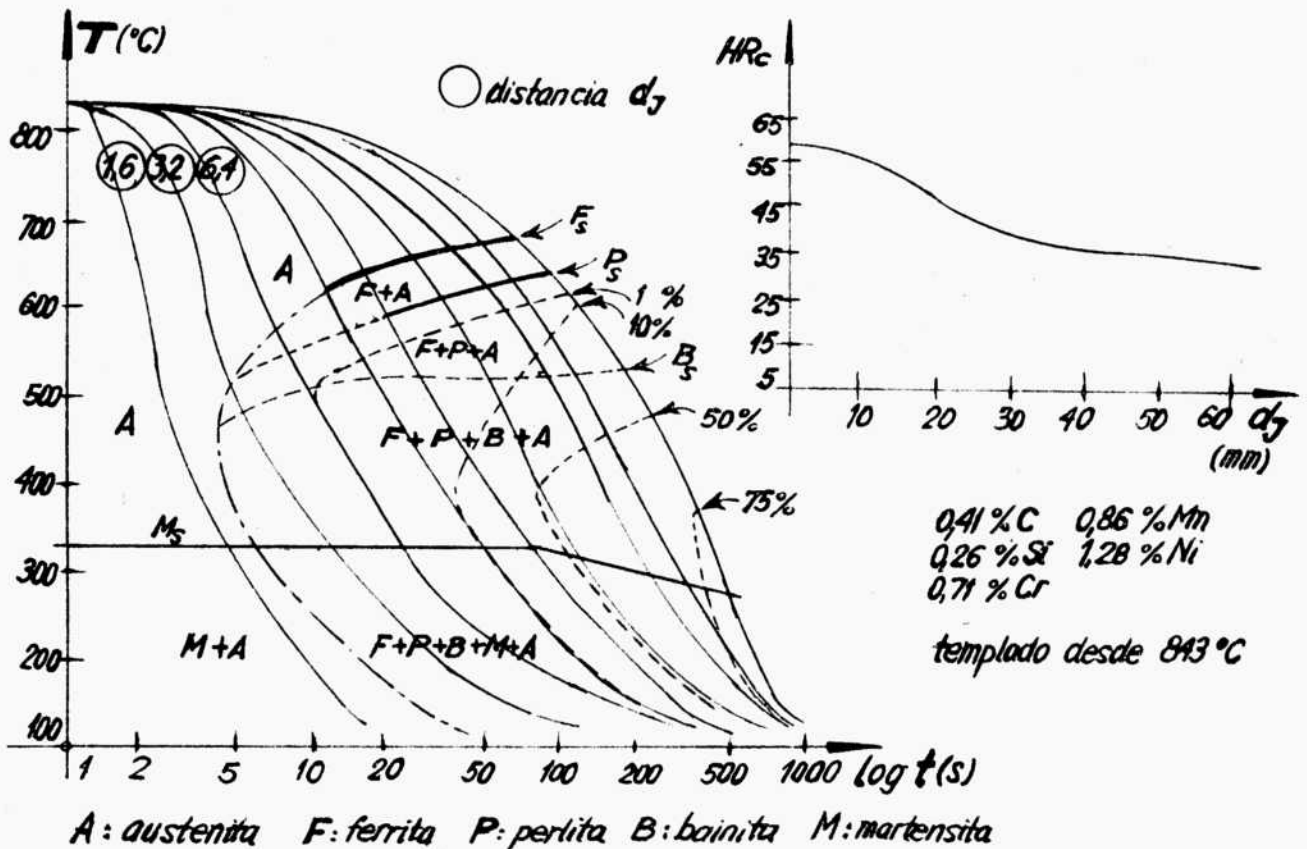
$$D_i = D_c + 2,21 (\% \text{ Mn}) + 1,4 (\% \text{ Si}) + 2,13 (\% \text{ Cr}) + 3,275 (\% \text{ Mo}) + 1,47 (\% \text{ Ni})$$

(porcentajes en peso)

3.2.11 Relación entre ensayo Jominy y diagrama de enfriamiento continuo

Puesto que los diagramas CCT muestran las fases que se producirán en un acero en un rango de diferentes velocidades de enfriamiento, será posible correlacionarlos con la información obtenida del ensayo Jominy. Conociendo las velocidades de enfriamiento características de cada punto de una probeta Jominy, las curvas de enfriamiento correspondientes a puntos elegidos pueden ser superpuestas a un diagrama CCT. Consecuentemente es posible identificar las fases que estarán presentes en esos puntos de la probeta Jominy; la estructura puede ser predicha relacionando directamente las velocidades de enfriamiento de aquellos que existen en puntos específicos de barras templadas normalmente.

Análogamente, a partir de los datos de dureza Jominy, también puede especificarse la dureza de una estructura particular. La figura muestra un diagrama CCT típico para un acero Ni-Cr, junto con las durezas Jominy para el mismo material; se observa que este acero sólo será totalmente martensítico para los primeros 2 mm de la probeta; pasando esta distancia comienzan a aparecer las estructuras ferrita, perlita y bainita.



Estrictamente, las velocidades de enfriamiento en puntos particulares de la probeta Jominy variarán en un cierto rango, según se modifica la composición del acero, debido a cambios en la conductividad térmica; pero para aceros de baja aleación, la variación no es muy grande.

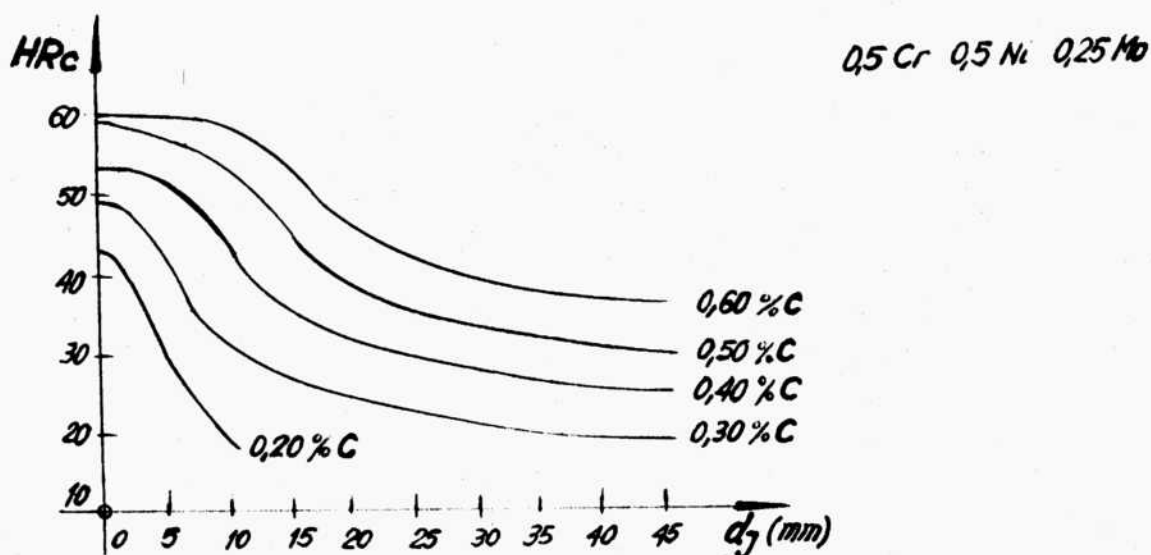
3.2.12 Templabilidad y tratamiento térmico

Existe un gran número de aceros cuyas composiciones son usualmente complejas, en muchos casos dadas por normas o especificaciones que establecen los rangos de concentración de los aleantes importantes y el límite máximo de impurezas (tales como P ó S). Un acero particular es seleccionado, para una aplicación dada, como resultado de la experiencia acumulada, que evoluciona aceptando nuevos aceros después de pruebas y ensayos prácticos durante un largo tiempo.

Los elementos aleantes son usados por varias razones (la más importante es la obtención de alta resistencia) en formas y tamaños diversos, a menudo en secciones muy grandes que pueden ser de 1 m o más en el caso del diámetro de árboles o ejes. La templabilidad es, por lo tanto, de la mayor importancia y debe procurarse la concentración apropiada de aleantes necesarios para endurecer totalmente la sección del acero respectivo. Como los aleantes son generalmente mucho más costosos que el Fe, hay una razón adicional para emplearlos con el mejor rendimiento en los tratamientos térmicos, es decir: no usar más de lo necesario para lograr el temple requerido en cada caso. El C tiene una marcada influencia en la templabilidad pero su uso en altos contenidos está limitado por la pérdida de tenacidad a la entalla (resiliencia), que motiva dificultades en la fabricación con aparición de distorsiones y grietas durante los tratamientos térmicos y la soldadura. La manera más barata de aumentar la templabilidad en los aceros comunes (al C) es el aumento de Mn; pasando de 0,6 a 1,4 % de Mn se mejora sustancialmente la templabilidad. El Cr y el Mo son muy efectivos y constituyen las adiciones más baratas por unidad de incremento de templabilidad. El B tiene particularmente un efecto muy grande cuando es agregado a un acero de bajo C totalmente desoxidado, aún en concentraciones de 0,01 %; sería más ampliamente utilizando si su distribución en el acero pudiera ser controlada más fácilmente.

La influencia del tamaño de grano no debe ser dejada de lado porque un aumento en tamaño de grano de 0,02 mm a 0,125 mm en diámetro puede incrementar la templabilidad en un 50 %, lo cual es muy aceptable particularmente si la tenacidad no se ve demasiado afectada.

Existen valores de templabilidad para una amplia gama de aceros en la forma de curvas máximas y mínimas de valores como bandas de templabilidad. Estos datos son obtenibles para muchos de los aceros listados en las normas más difundidas (SAE, AISI, DIN) y en impresos comerciales. La figura da algunos valores típicos para un acero con un rango de C = 0,2-0,6 %. Las curvas muestran el límite de templabilidad mínimo.



Una alta templabilidad no es siempre deseable para muchas herramientas y partes de máquinas, donde debe combinarse una superficie dura y resistente al desgaste con un núcleo tenaz. Tales casos de endurecimiento superficial son preferidos porque durante el temple el centro desarrolla tensiones de tracción, mientras en la superficie se desarrollan tensiones de compresión; esto es deseable porque cualquier fisura de fatiga nucleada en una concentración de tensiones superficiales se propagará más difícilmente cuando hay tensiones de compresión.

3.2.13 Tensiones y roturas en el temple

El hecho de templear (enfriar bruscamente) desde la zona austenítica a la temperatura ambiente es un tratamiento tan abrupto que frecuentemente deja distorsiones y aún serias fisuras. Estos defectos surgen de tensiones internas desarrolladas durante el temple por 2 orígenes:

- 1) tensiones térmicas surgidas a partir de las diferentes velocidades de enfriamiento de la superficie y del interior;
- 2) tensiones de transformación debidas a los cambios de volumen, que ocurren cuando la austenita transforma en otras fases.

La mayor rapidez de temple, las mayores diferencias de temperaturas entre el centro y la superficie (por lo tanto, las más altas tensiones resultantes a temperatura ambiente), significan que evitar la distorsión involucra el uso de medios de temple menos drásticos (aceite en lugar de agua) y consecuentemente se debe ajustar la templabilidad si se quiere templear totalmente toda la sección (espesor).

Las tensiones de transformación surgen del volumen asociado con la formación de nuevas fases. Por ejemplo, cuando la austenita transforma en martensita en un acero de 1 % de C hay un incremento de volumen de 4 % mientras que la transformación en perlita resulta en un incremento del 2,4 %. El efecto de estos cambios volumétricos depende de si la transformación en el centro y en la superficie comienza simultáneamente y

si la templabilidad es suficiente para permitir un templado total o no. Si la transformación martensítica comienza en la superficie, allí se genera una tensión de tracción mientras en el centro ocurre una de compresión, situación que se acentúa en la medida que la transformación avanza a través del diámetro.

En pequeños diámetros o en aceros de alta templabilidad, la presencia de tensiones de tracción en superficie no es aconsejable; en algunos casos una alta templabilidad puede crear problemas. Esto puede ser evitado por el uso de aceros que tengan solamente una capa relativamente delgada en la superficie que pueda ser mantenida en estado de tensiones de compresión. Es el caso de la cementación y la nitruración, por difusión de intersticiales no sólo se obtienen capas duras sino además resistentes a la propagación de fisuras debido a las tensiones de compresión.

La martensita es una fase más frágil en la medida que aumenta el %C; en martensita de muy alto C, se presenta el fenómeno en el cual las placas pueden ser nucleadas sucesivamente por placas previas y a menudo se observan grietas, en los puntos de una placa donde una es golpeada por otra de aparición posterior; estas microfisuras obviamente son núcleos para la propagación de grietas mayores. En términos generales, la aparición de fisuras de temple se alcanza cuando las tensiones de temple no son relevadas por deformación plástica a temperaturas elevadas y alcanzan la tensión de fractura del acero. Como en el caso de fisurado por fatiga, las condiciones más seguras se tienen cuando en las zonas más sensibles se logran tensiones de compresión.

Hay algunas precauciones obvias que pueden tomarse para evitar el fisurado, incluyendo el uso de templados más lentos (compatibles con la adecuada templabilidad). También los concentradores de tensiones (entallas, maquinados bastos, súbitos cambios de sección) tienen que ser evitados, en lo posible, pues favorecen la nucleación de fisuras en el temple.

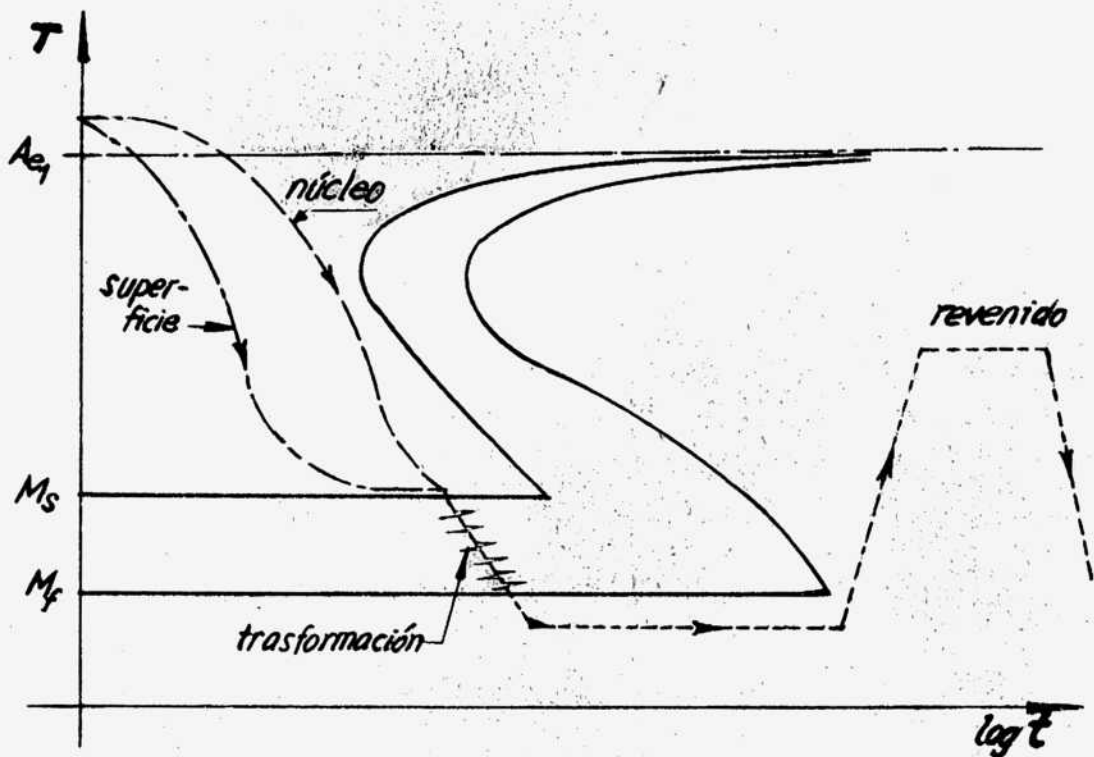
La composición del acero es importante porque las transformaciones propias influyen sobre el fisurado; los efectos del C se analizaron, pero adicionalmente la M_s baja con el aumento de C. Por lo tanto, en aceros de alto C las tensiones de temple son más difíciles de relevar que cuando la martensita comienza a formarse a temperatura más alta, porque el acero podría fluir más fácilmente, relevando las tensiones generadoras de roturas.

Por último, a más baja M_s y a un cambio mayor de volumen durante la transformación, las tensiones desarrolladas son mayores, los aleantes también bajan M_s , pero por la mejora sustancial de la templabilidad, permiten el uso de templados menos drásticos que reducen notablemente la probabilidad de distorsiones y fisuras.

3.2.14 Martempering

Una manera muy efectiva de reducir las tensiones de temple es interrumpir el templado justo por encima de M_s en la región de austenita metaestable del diagrama TTT, comunmente en un baño de sales a una temperatura apro-

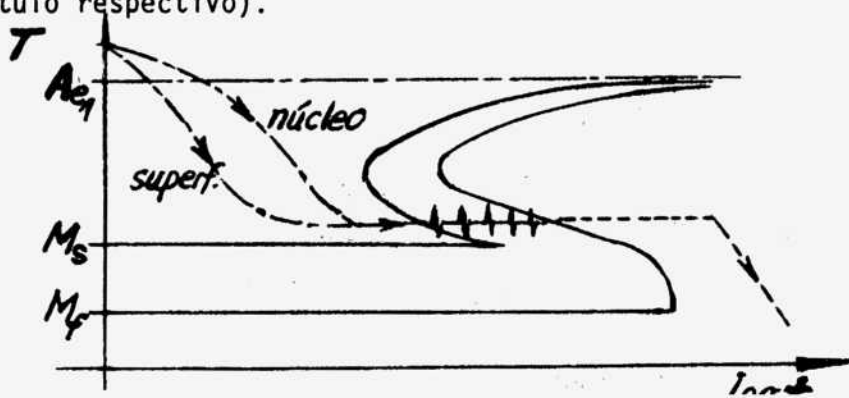
piada. Cuando toda la pieza ha alcanzado uniformemente la temperatura del baño y antes de ocurrir transformaciones isotérmicas, el acero se temple al aire a través del rango martensítico hasta la temperatura ambiente. Este temple interrumpido se conoce como martempering o marquenching, ya que igualmente es necesario revenir la martensita obtenida.



Este proceso puede ser muy efectivo para minimizar las distorsiones, pero requiere para su aplicación un acero de adecuada templabilidad para que las transformaciones bainíticas y perlíticas puedan ser evitadas. Un acero aleado se usa comúnmente si puede ser templado en agua o aceite; sin embargo, para su uso efectivo es esencial conocer exactamente las temperaturas de formación de la martensita y el efecto del tamaño de grano austenítico.

3.2.15 Austempering

Tratamiento isotérmico para obtener estructura totalmente bainítica (ver capítulo respectivo).



3.2.16 Normalización de tratamientos térmicos

La norma IRAM-IAS U 500-540 define los tratamientos térmicos de los aceros.

AUSTENIZACION

Austenización completa. La austenización es completa, cuando la estructura obtenida es completamente austenítica y en estado de equilibrio.

Austenización parcial. La austenización es parcial cuando, además de la fase gamma (γ), subsiste una proporción más o menos importante de fase alfa (α) que habría podido ser reducida, si el tratamiento hubiera sido correcto.

Austenización incompleta. La austenización es incompleta, cuando no se ha producido la disolución de los carburos o de otros constituyentes al no haberse llegado al equilibrio por no ser deseable dicha disolución, por ejemplo, en la austenización de los aceros rápidos.

RECOCIDO

El ciclo térmico consiste en:

- a) Un calentamiento hasta una temperatura llamada temperatura de recocido, determinada de acuerdo con la composición química y con el objetivo a conseguir.
- b) Un mantenimiento isotérmico u oscilante alrededor de esa temperatura.
- c) Un enfriamiento generalmente lento, según una función predeterminada.

Tipos de recocido

Recocido en los que la temperatura máxima alcanzada es superior o está dentro del intervalo crítico (recocido hipercrítico o intercrítico respectivamente).

Recocido de homogenización. Tratamiento que se realiza a una temperatura, en general, muy por encima de A_{c3} para los aceros susceptibles de la transformación $\alpha \rightarrow \gamma$ con un mantenimiento tal, que la difusión sea suficiente para atenuar las heterogeneidades de composición química del acero, provocados por la solidificación después del moldeo.

Recocido de regeneración. Tratamiento empleado cuando el recocido tiene la finalidad de regenerar la estructura después de un tratamiento térmico, mecánico y/o termomecánico.

Recocido de engrosamiento del grano. Recocido realizado a temperatura elevada dentro del campo austenítico, con una duración suficiente para

lograr el engrosamiento del grano.

Recocido isotérmico. Este tratamiento térmico se compone de las fases siguientes:

- a) Un calentamiento de austenización.
- b) Un enfriamiento apropiado hasta la temperatura en la que se produce la transformación en ferrita y agregados laminares o globulares, cementita, pero no las transformaciones de constituyentes intermedios, bainitas y, en especial, la martensita.
- c) Un mantenimiento a esa temperatura, de duración suficiente para una transformación completa.
- d) Un enfriamiento apropiado: hasta la temperatura ambiente.

Recocidos en los que la temperatura máxima alcanzada está por debajo del intervalo crítico (recocido subcrítico).

Recocido de globulización. Este tratamiento se compone de las fases siguientes:

- a) Calentamiento justo por debajo de la temperatura de transformación Ac_1 .
- b) Mantenimiento prolongado a esa temperatura (o eventualmente una serie de enfriamientos y calentamientos entre dos temperaturas próximas, situadas en el entorno de Ac_1 , en cuyo caso se le da el nombre de recocido oscilante o pendular).
- c) Enfriamiento a velocidad conveniente.

Este tratamiento lleva a la cementita a la forma de pequeños glóbulos o esferoides dispersos en la matriz ferrítica.

Nota: A un tratamiento análogo, efectuado a temperatura conveniente para ciertos aceros inoxidables, se le llama recocido de estabilización.

Recocido de ablandamiento. Recocido efectuado por debajo de Ac_1 , con el fin de mejorar la maquinabilidad o la aptitud a la deformación en frío del acero.

Recocido de alivio de tensiones. Calentamiento con o sin mantenimiento de la temperatura, seguido de un enfriamiento a velocidad conveniente, y cuyo objeto es la eliminación, más o menos completa, de las tensiones internas debidas a la solidificación o a las operaciones térmicas o mecánicas anteriores (incluso el proceso de soldadura) pero distintas del

temple.

Nota: También denominado "distensionado".

Recocido de restauración. Recocido aplicado a aceros deformados por debajo de Ac_1 , con el fin de restaurar, por lo menos parcialmente, las propiedades físicas o mecánicas sin modificaciones aparentes de la estructura (disminución de la dureza, de la resistencia, de la acritud, etc.).

Recocido de recristalización. Recocido efectuado por encima de una temperatura, que depende del tipo de acero y de su deformación en frío, con el objeto de reemplazar la estructura distorsionada o endurecida por un trabajo mecánico, por una nueva estructura de recristalización.

NORMALIZADO

Tratamiento que implica un calentamiento de austenización seguido de un enfriamiento al aire, con el fin de refinar la estructura ferrítica y/o perlítica. Si como resultado de este tratamiento se obtienen también estructuras parcialmente bainíticas, o incluso martensíticas, es preferible usar el término de temple al aire.

El normalizado se puede emplear como recocido de homogeneización o de regeneración aplicado a piezas que presenten una estructura grosera, como el acero bruto de forja, de laminación y similares.

TEMPLE

Tratamiento térmico que consiste en someter al acero a un ciclo térmico que comprenda sucesivamente:

- a) un calentamiento destinado a dar lugar a la fase estable a alta temperatura (austenita) por transformación y eventual solubilización de otros constituyentes;
- b) un enfriamiento apropiado, efectuado desde esa temperatura llamada de temple, hasta otra que puede ser diferente a la temperatura ambiente.

Tipos de temple. Se definen atendiendo al constituyente principal deseado, que puede ser martensítico, bainítico o, para ciertos aceros, austenítico. El enfriamiento puede ser continuo o escalonado.

Temple con enfriamiento continuo o escalonado

Temple martensítico. Es aquél en el que el constituyente principal obtenido es martensita. El enfriamiento continuo o escalonado debe ser lo suficientemente rápido para que se evite la transformación de la austenita en la zona perlítica y/o bainítica.

Temple normal. El ciclo térmico de este tratamiento se compone de las fases siguientes:

- a) calentamiento de austenización;
- b) enfriamiento continuo hasta una temperatura inferior o próxima a M_f .

Temple escalonado (martempering). El enfriamiento de este tratamiento térmico se efectúa de forma discontinua. La interrupción del enfriamiento se produce en una zona de temperaturas (por encima de M_s) y durante un tiempo tal que la austenita no sufre modificaciones durante esta interrupción. Este tratamiento se conoce también con los nombres de:

- a) temple diferido martensítico;
- b) temple interrumpido;
- c) temple en dos tiempos;
- d) temple por etapas.

El ciclo térmico comprende las fases siguientes:

- a) un calentamiento de austenización;
- b) un enfriamiento cuya función implica velocidades superiores a la velocidad crítica de temple hasta una temperatura determinada y por encima de M_s ;
- c) un mantenimiento de tiempo suficiente para que se alcance aproximadamente el equilibrio térmico de la pieza, pero lo bastante corto para que la austenización no sufra modificaciones;
- d) un enfriamiento hasta la temperatura ambiente en condiciones adecuadas, para que la formación de martensita sea casi total.

Temple escalonado modificado ("martempering modificado"). Tratamiento térmico similar al escalonado, con la diferencia que la temperatura del baño de enfriamiento está entre M_s y M_f .

El ciclo térmico comprende las fases siguientes:

- a) un calentamiento de austenización;
- b) un enfriamiento cuya función implica velocidades superiores a la velocidad crítica de temple, hasta una temperatura entre M_s y M_f ;
- c) un mantenimiento suficiente a esta temperatura para que se alcance aproximadamente el equilibrio térmico de la pieza. A esta temperatura se encuentra en equilibrio una estructura austenítica-martensítica.

- d) un enfriamiento hasta la temperatura ambiente en condiciones adecuadas para que la formación de martensita sea casi total.

Temple austenítico. Es el tratamiento cuyo objeto es mantener la austenita a la temperatura ambiente, impidiendo cualquier transformación a lo largo del enfriamiento. Este tratamiento es aplicable únicamente a los aceros en los que el principio de la transformación martensítica (M_s) es inferior a la temperatura ambiente (aceros austeníticos).

Nota: También denominado "hipertemple".

El ciclo térmico de este tratamiento se compone de las etapas siguientes:

- a) calentamiento de austenización;
- b) enfriamiento cuyas velocidades permitan evitar cualquier separación de fases.

Temple con tratamiento isotérmico

Temple bainítico ("austempering"). Es aquel en el que el constituyente principal obtenido es bainita. El enfriamiento se efectúa de forma tal que se evita la transformación en la zona superior austenita-perlita e incluso, aunque sea parcialmente, la transformación austenita-martensita.

El ciclo térmico de este tratamiento se compone de las etapas siguientes:

- a) calentamiento de austenización;
- b) enfriamiento suficientemente rápido para evitar un principio de transformación en la zona de dominio perlítico;
- c) en la zona bainítica (zona de temperaturas superiores a M_s de comienzo de formación de martensita) el ciclo térmico puede continuarse con una de las dos variantes siguientes:
 - c₁) una disminución de velocidad del enfriamiento, hasta que la transformación bainítica esté lo suficientemente avanzada, seguida de un enfriamiento cualquiera hasta la temperatura ambiente;
 - c₂) un mantenimiento a temperatura constante y posteriormente, cuando concluya la transformación bainítica, un enfriamiento cualquiera hasta la temperatura ambiente.

Nota 1: Aunque los dos métodos descritos en c₁) y c₂) permiten obtener durezas análogas en dos piezas idénticas, no deberá interpretarse que los resultados sean generalmente los mismos en lo concerniente al resto de las características del acero tratado.

Nota 2. La variante c₁) se completa generalmente con un revenido y la

etapa c₂) se utiliza sin revenido.

REVENIDO

Tratamiento térmico efectuado sobre un producto templado, con el fin de obtener modificaciones que le confieran las características de empleo deseadas. Este tratamiento provoca la formación de una estructura más próxima al estado de equilibrio fisicoquímico que la obtenida mediante el temple. Al conjunto de estas dos operaciones se lo designa por "temple y revenido".

El ciclo térmico se compone de las etapas siguientes:

- a) un calentamiento hasta una temperatura determinada pero inferior a A_{c1} ;
- b) uno o varios mantenimientos a una o varias temperaturas determinadas;
- c) uno o varios enfriamientos hasta la temperatura ambiente, llevados a cabo de forma apropiada o según una función prefijada.

ENDURECIMIENTO SECUNDARIO POR REVENIDO (aumento de dureza posterior al temple y que puede tener como origen:

- a) la formación de estructuras de temple a partir de la austenita residual. Estas estructuras se forman durante el calentamiento a la temperatura de revenido, o a lo largo del enfriamiento posterior a este mantenimiento;
- b) la precipitación de constituyentes duros (carburos en partículas) en el curso del revenido.

TRATAMIENTOS TERMOQUIMICOS DE DIFUSION

Este término, en general, designa los tratamientos térmicos mediante los cuales se modifica más o menos profundamente, la naturaleza de un metal por difusión de uno o más elementos de aleación a través de su superficie. Estos tratamientos también se los conoce con el nombre genérico de cementación.

PRINCIPALES TRATAMIENTOS TERMOQUIMICOS

Carburación. Tratamiento termoquímico de difusión, que tiene por objeto incrementar el contenido de carbono en la capa superficial de la pieza. Puede efectuarse en medio sólido, pastoso, líquido o gaseoso.

Las especificaciones de cada producto pueden mencionar lo siguiente:

- a) el espesor de la capa enriquecida;
- b) el espesor de la capa endurecida por temple hasta un valor determinado de dureza;
- c) las zonas afectadas por el tratamiento.

Recarburación. Restauración del contenido de carbono de la capa superficial, descarburada por un tratamiento anterior.

Nitruración. Tratamiento termoquímico de difusión que tiene por objeto provocar los efectos siguientes:

- a) la formación de una capa rica en nitruros complejos;
- b) la constitución de una solución sólida de nitrógeno en la matriz del acero.

Este tratamiento se realiza a temperatura inferior a A_{c1} y con las diversas técnicas, según la naturaleza del acero.

Los principales métodos empleados en este tratamiento son los siguientes:

- a) nitruración gaseosa (en medio gaseoso) que solamente suministra nitrógeno;
- b) nitruración en baño de sales fundidas, que además del nitrógeno puede aportar pequeñas cantidades de carbono;
- c) nitruración iónica.

Estos tratamientos pueden ir seguidos de un enfriamiento rápido en aceite.

Otras denominaciones

Es frecuente denominar "capa blanca o de combinación" a la delgada capa muy enriquecida en nitrógeno, que aparece en la superficie de las piezas nitruradas.

También es frecuente denominar "zona de difusión" a las capas situadas debajo de la capa blanca y en las cuales el contenido en nitrógeno disminuye a medida que se alejan de la superficie.

Carbonitruración. Tratamiento termoquímico de difusión, que tiene por objeto incrementar simultáneamente el contenido de carbono y de nitrógeno de la capa superficial de la pieza. Normalmente se somete a temperatura superior a la A_{c1} , pero en determinados casos, puede realizarse a una temperatura ligeramente inferior a la citada A_{c1} . Puede hacerse en medio gaseoso (carbonitruración propiamente dicha) o en baño de sales fundidas (cianuración). Normalmente este tratamiento es seguido por un temple.

Sulfonitruración. Tratamiento termoquímico de difusión, que tiene por objeto la incorporación simultánea de azufre, nitrógeno y carbono en la superficie.

Cromización. Tratamiento termoquímico de difusión, que tiene por objeto incrementar el contenido de cromo en la capa superficial.

Nota. Este tratamiento térmico no debe confundirse con el de "cromado", que es la deposición electrolítica del cromo, ni con la "cromatización", que es la formación, mediante intercambio iónico, de complejos a base de cromo en la superficie del acero.

Difusión de otros elementos. Los tratamientos termoquímicos pueden emplearse para incorporar superficialmente otros elementos tales como boro, silicio, aluminio, tungsteno, cinc, molibdeno, etc. en un acero.

Nota: Estos tratamientos no deben confundirse con las operaciones de revestimiento o de preparación química de la superficie del acero, por alguno de los elementos citados.

Algunos de los tratamientos termoquímicos descriptos en este capítulo pueden ser seguidos de otros tratamientos complementarios, que usualmente se denominan mediante las expresiones que se indican a continuación:

- a) temple directo. La pieza se temple directamente a la salida del medio suministrador del elemento difundido, o después de mantenerla a una temperatura superior a A_{r3} , pero siempre sin pase intermedio a la temperatura ambiente;
- b) temple simple. La pieza se somete a un temple después del tratamiento termoquímico, luego de haberse dejado enfriar lentamente hasta la temperatura ambiente o inferior a A_{r1} ;
- c) temple doble. La pieza se somete a dos temples sucesivos a partir, respectivamente, de la temperatura de austenización del núcleo y de la capa superficial. El primero de estos tratamientos puede ser un temple directo;
- d) revenido. Después del temple se puede efectuar un revenido.

TRATAMIENTOS TERMICOS DIVERSOS

ENDURECIMIENTO POR PRECIPITACION. Consiste en un calentamiento y mantenimiento a una temperatura adecuada, durante la cual se produce una separación de fases (compuestos intermetálicos u otros) a partir de una solución sólida sobresaturada, cuya matriz puede ser austenítica, ferrítica o martensítica. El fenómeno no siempre es detectable por observación por microscopio electrónico. También puede denominarse envejecimiento a algunos tipos de endurecimiento de precipitación.

El endurecimiento por precipitación puede ser obtenido por el proceso siguiente:

- a) una solubilización de los constituyentes y un mantenimiento en estado metaestable;
- b) un tratamiento de separación de fases por la acción de uno o varios calentamientos a temperaturas intermedias, eventualmente efectuadas luego de las operaciones de deformación plástica o de enfriamiento a baja temperatura.

ENVEJECIMIENTO. Modificación en función del tiempo a la temperatura ambiente o por medio de un ligero calentamiento, de las propiedades del acero que ha sufrido un tratamiento previo, como puede ser un enfriamiento brusco o un trabajo en frío. Las denominaciones del envejecimiento se describen a continuación.

Envejecimiento natural o espontáneo. Se produce a la temperatura ambiente y sin la intervención de ningún otro factor.

Envejecimiento artificial o acelerado. Se produce mediante un calentamiento a una temperatura moderada, mediante un enfriamiento, mediante oscilaciones de temperatura dentro de un intervalo que puede o no incluir a la temperatura ambiente, mediante una acción mecánica o mediante una combinación de varios de estos medios.

PATENTADO. Tratamiento isotérmico aplicable a alambres, alambrones y flejes de acero al carbono (0,35 % al 1,00 %) cuyo objeto es el de dar al acero una estructura predominantemente perlítica, fina y tradicionalmente llamada sorbítica, favorable al trabajo posterior de deformación en frío monodireccional.

El ciclo térmico de este tratamiento se compone de las etapas siguientes:

- a) calentamiento de austenización.

Nota. En algunos casos se utiliza el calor residual de la laminación en caliente;

- b) enfriamiento lo suficientemente enérgico alrededor de 500 °C para dar al acero la estructura descripta.

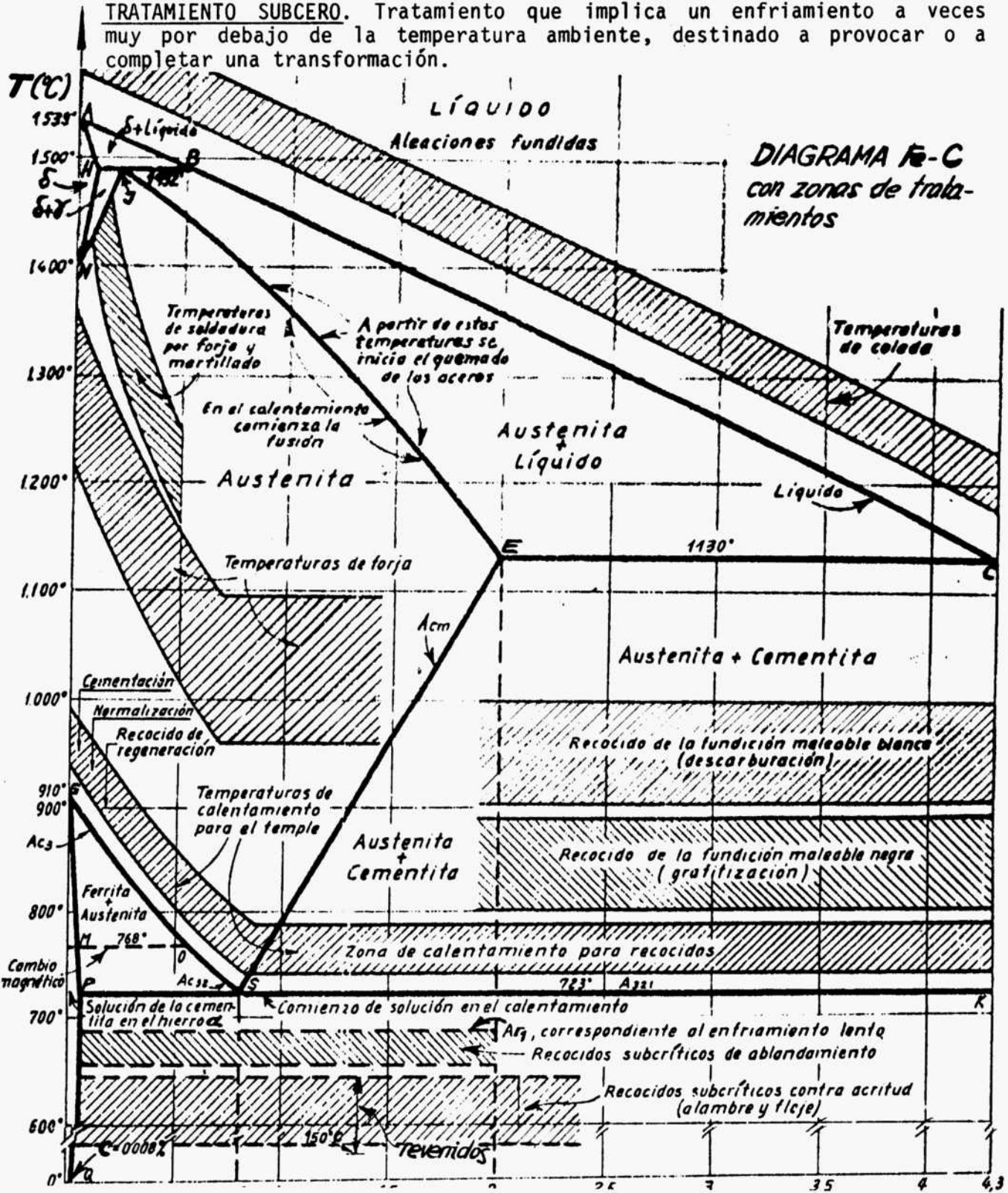
Ese tratamiento se puede efectuar en forma continua o discontinua.

Estos métodos de trabajo dan lugar a expresiones que aluden al modo de enfriamiento o a la discontinuidad del proceso, tales como:

- a) patentado al aire;
- b) patentado en baño de sales o de plomo;
- c) patentado continuo;
- c) patentado por inmersión de rollos.

TRATAMIENTO DE ESTABILIZACION DE DIMENSIONES Y DE PROPIEDADES. Calentamiento y enfriamiento a una temperatura definida o según ciclos térmicos determinados, con el fin de obtener la estabilidad de las dimensiones mediante la reducción de las tensiones propias, produciendo como consecuencia un estado estructural y dimensional estable a la temperatura de empleo. Se aplica especialmente a galgas, calibres y similares.

TRATAMIENTO SUBCERO. Tratamiento que implica un enfriamiento a veces muy por debajo de la temperatura ambiente, destinado a provocar o a completar una transformación.

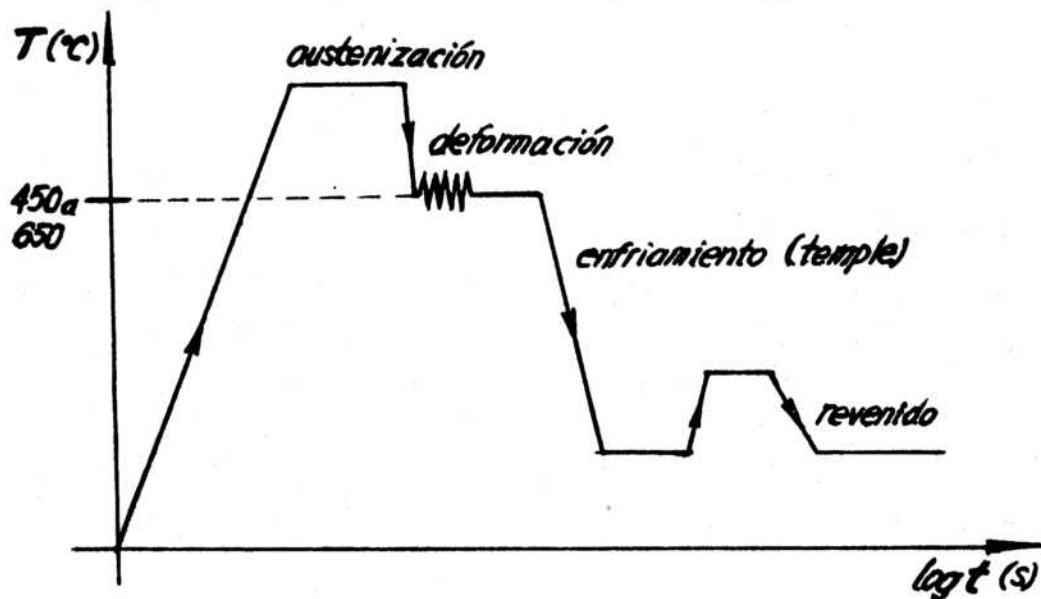


3.3 TRATAMIENTOS TERMOMECAÑICOS

La necesidad de satisfacer requerimientos operativos de elevada resistencia mecánica y térmica —principalmente para centrales térmicas convencionales y nucleares— motivó el desarrollo de aceros y aleaciones especiales cuyas características podrán mejorarse mediante combinaciones de tratamientos térmicos y de trabajado por deformación del material; en el caso de aceros, se han logrado valores de $\approx 300 \text{ kgf/mm}^2$. Existen varios tratamientos termomecánicos de aplicación industrial.

3.3.1 Ausforming

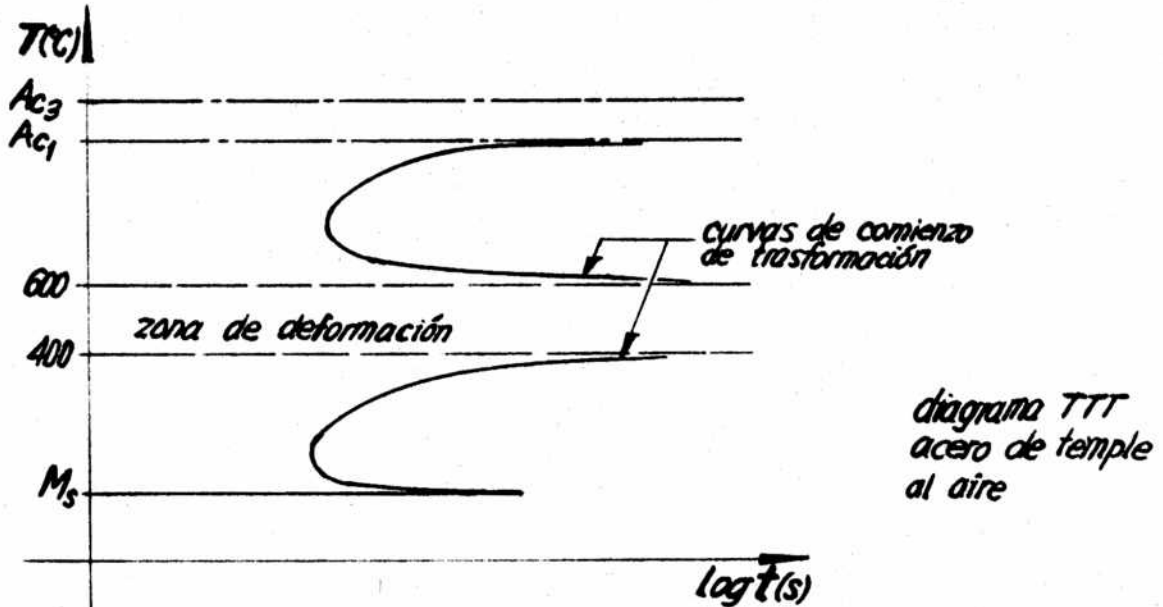
Es un tratamiento termomecánico derivado del temple martensítico clásico. Una vez calentado el acero hasta la austenización es deformado entre 60 y 90 %; después se lo enfría bruscamente (temple) para lograr la transformación austenita-martensita. La primera empresa que lo aplicó fue Ford y ella le adjudicó el nombre (ausforming).



Aún no se conocen las causas precisas del mejoramiento obtenido en las propiedades mecánicas del acero, pero se atribuye a:

- a) acritud producida en la estructura cristalina por la deformación;
- b) refinamiento de grano;
- c) posible dispersión microscópica de carburos de tamaño $< 50 \text{ \AA}$.

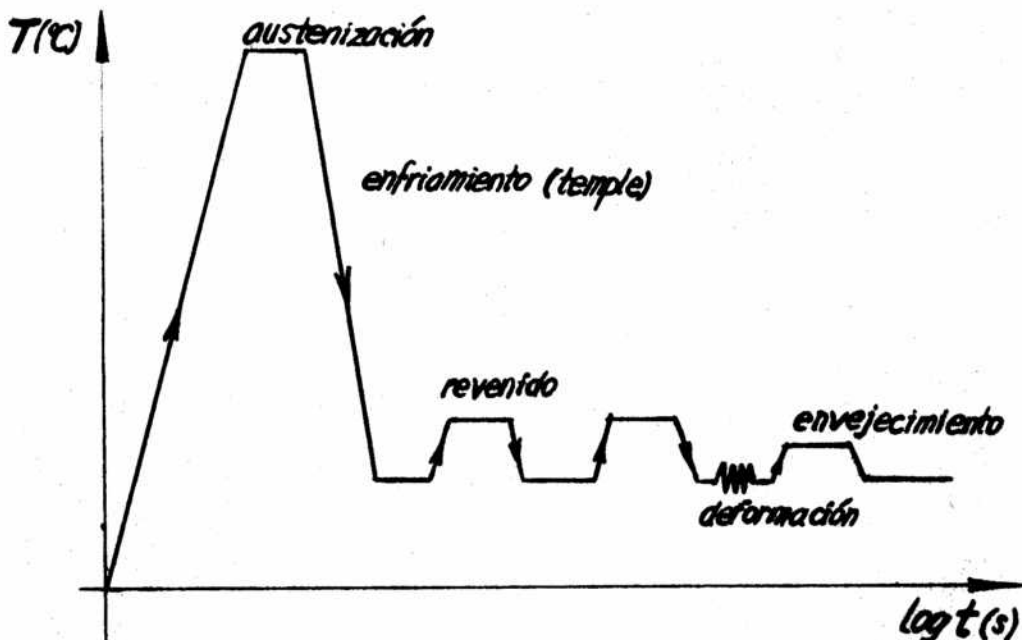
Este tratamiento se aplica a aceros de temple al aire, como los utilizados en matricería; una composición típica es: C = 0,45 %, Mn = 0,30 %, Si = 0,20 %, Cr = 0,90 %, Ni = 1,50 %, Mo = 0,50 %. La curva TTT de este acero posee tiempos de transformación muy largos y esto permite deformar el acero a temperaturas de 400 a 600 °C, antes que comience la transformación.



Los aceros más adecuados han resultado aquéllos de bajo contenido de $C < 0,50 \%$, relativamente altos en Si ($\cong 1,45 \%$) y aleados (Ni, Cr, Mo, V). Se obtuvieron mejoras en la resistencia de un 20 % como mínimo y sin pérdida apreciable de ductilidad; también aumenta la resistencia a la fatiga. La aplicación industrial de este tratamiento no resulta técnicamente dificultosa, ni encarece el producto final (la deformación puede efectuarse como una etapa del proceso).

3.3.2 Marforming

Es el tratamiento termomecánico aplicado a los "aceros" Maraging, que son aleaciones Fe-Ni con otros elementos (Co, Mo, Ti, Al) añadidos para mejorar propiedades, en realidad no son aceros y el C está considerado como una impureza. Se obtiene muy alta resistencia con gran ductilidad y tenacidad. La denominación proviene de "envejecimiento" (aging) y martensita (mar). Cuando estas aleaciones contienen 29-30 % Ni quedan con estructura austenítica a temperatura ambiente; mientras que alrededor de 20-21 % pueden ser austenizadas y enfriadas para obtener estructura martensítica.



3.4 TRATAMIENTOS TERMOQUIMICOS

El endurecimiento superficial del acero se puede lograr por un calentamiento rápido y localizado en la superficie (a la llama o inductivo), seguido de un temple, o mediante un cambio en la composición química de la misma, mediante la difusión de uno o más elementos aleantes. Este tratamiento recibe el nombre genérico de termoquímico y puede producir un significativo incremento de las siguientes propiedades:

- dureza;
- resistencia al desgaste;
- resistencia al rayado;
- resistencia a la flexión y a la torsión;
- resistencia a la fatiga;
- resistencia al contacto con cargas (fretting);
- resistencia a la corrosión;
- resistencia a la alta temperatura.

Durante el tratamiento termoquímico del acero tienen lugar los siguientes procesos:

- 1º) disociación de un compuesto (sólido, líquido o gaseoso) que libera el elemento a incorporar en estado atómico;
- 2º) adsorción del elemento en la superficie del acero;
- 3º) absorción (difusión) de los átomos del elemento hacia el interior de la pieza.

En el proceso 1º, la disociación dependerá de las constantes de equilibrio de la reacción a la temperatura del tratamiento. La presencia de catalizadores (puede actuar el mismo acero o elementos de activación) incrementa el grado de disociación del elemento. El 2º proceso establece la concentración del elemento en la superficie del acero; dependerá de la disociación del elemento y de la reacción química del mismo en la superficie del acero, que depende de la composición del mismo. El proceso 3º está regido por las leyes de difusión; así la capa difundida tendrá un espesor medio aproximado de:

$$x \cong \sqrt{Dt}$$

donde $D = D_0 \exp(-Q/RT)$ es el coeficiente de difusión del elemento a la temperatura T del tratamiento; siendo t el tiempo de duración del tratamiento. El espesor de la capa difundida se incrementará con la temperatura y el tiempo de tratamiento. Según el elemento difundente, los tratamientos termoquímicos se denominan:

C	<u>cementación</u>	
N	<u>nitruración</u>	
C y N	<u>carbonitruración</u> o <u>cianuración</u>	
Al	<u>calorización</u>	} ← <u>metalización</u>
Cr	<u>cromización</u>	
Si	<u>siliciación</u>	
B	<u>boración</u>	

3.4.1 Cementación

Propiedades características: dureza; alta resistencia al desgaste en capa de espesores medios, excelente capacidad para el contacto con cargas; buena resistencia a la fatiga por torsión y flexión; buena resistencia al ataque corrosivo; excelente resistencia a la fisuración por temple; requiere aceros de medio y bajo costo; necesidad de equipamiento costoso en alta producción.

Aceros de cementación: contenido de C entre 0,10 a 0,18 %; máximo (para piezas de gran tamaño) 0,25 %; aceros al C o aleados.

Espesor de capa: en general de 0,8 a 1,4 mm con 0,8 a 1,0 % de C en la superficie.

Temperatura de cementación: entre 900 y 950 °C.

Tiempo de cementación: entre 5 y 7 horas para 0,7 a 0,9 mm de espesor y 9 a 11 horas para espesores de 1,2 a 1,5 mm.

Procedimiento

- a) Cementación sólida: tratamiento en cajas cerradas con carbón vegetal y 10 a 40 % de carbonatos, como el carbonato de bario (BaCO_3) y sosa calcinada (Na_2CO_3) como activadores. El CO en presencia del Fe se disocia: $2\text{CO} \rightleftharpoons \text{CO}_2 + \text{C}_{\text{elemental}}$, que difunde en la austenita. El carbonato activa la producción de CO mediante la reacción $\text{BaCO}_3 + \text{C} \rightleftharpoons \text{BaO} + 2\text{CO}$.

Debe tomarse en cuenta el tiempo de difusión del calor del horno de tratamiento hasta el interior de la caja de cementación. Un valor indicativo es de 7 a 9 minutos por cada centímetro de la dimensión mínima de la caja.

- b) Cementación gaseosa. Es el proceso más utilizado industrialmente. El costo del equipamiento puede llegar a ser elevado para la producción en serie, pero tiene la ventaja que la cementación es controlada y de acción continua, incluyendo los tratamientos térmicos posteriores. Los gases cementantes son óxidos de C e hidrocarburos. La disociación de estos compuestos produce la formación de carbono atómico activo: $2\text{CO} \rightleftharpoons \text{CO}_2 + \text{C}$ o bien $\text{C}_n\text{H}_{2n} \rightleftharpoons 2n\text{H} + n\text{C}$. El potencial carbónico de la atmósfera es regulado en un generador endotérmico, a partir de hidrocarburos saturados como metano (CH_4), propano, butano, etc. Para acelerar el proceso, sin incrementos peligrosos de la temperatura por encima de 950 °C, el potencial carbónico de la atmósfera se eleva hasta obtener una concentración de 1,3 a 1,4 % C en la superficie del acero, reduciéndolo luego a 0,8 %C al final del cementado. En hornos de acción continua, la primera parte (de potencial carbónico alto) corresponde a unos 2/3 del recorrido total.

Tratamiento térmico luego del cementado: tiene las siguientes finalidades:

- afinar el grano crecido durante el cementado, mediante recristalización;
- obtener alta dureza mediante temple y revenido de la capa cementada;
- eliminar la red de cementita que puede formarse en la superficie del acero, donde es máxima la concentración de C.

El afino del grano se hace mediante recristalización entre 820 a 850 °C y a continuación se temple, por lo general, escalonado en 160 a 180 °C, para disminuir las tensiones térmicas y estructurales. El revenido se efectúa a baja temperatura, entre 160 a 180 °C. La dureza de la capa superficial obtenida se encuentra entre 58 y 63 HRC y el núcleo mucho menor, del orden de 25 a 35 HRC en aceros aleados y aún más baja en los aceros al C.

3.4.2 Nitruración

Propiedades características: dureza; alta resistencia al desgaste en capas superficiales; débil capacidad para el contacto con cargas; buena resistencia a la fatiga por torsión y flexión; excelente resistencia al ataque corrosivo; excelente control dimensional; buena resistencia a la fisuración por temple (en el pretratamiento); requiere aceros de medio a alto costo; inversión moderada en equipamiento.

Aceros de nitruración: aceros con 0,30 a 0,40 % C, aleados con formadores de nitruros como Cr (de 1,30 % a 1,65 %), Mo (de 0,4 a 0,6 %) y Al (de 0,75 a 1,1 %).

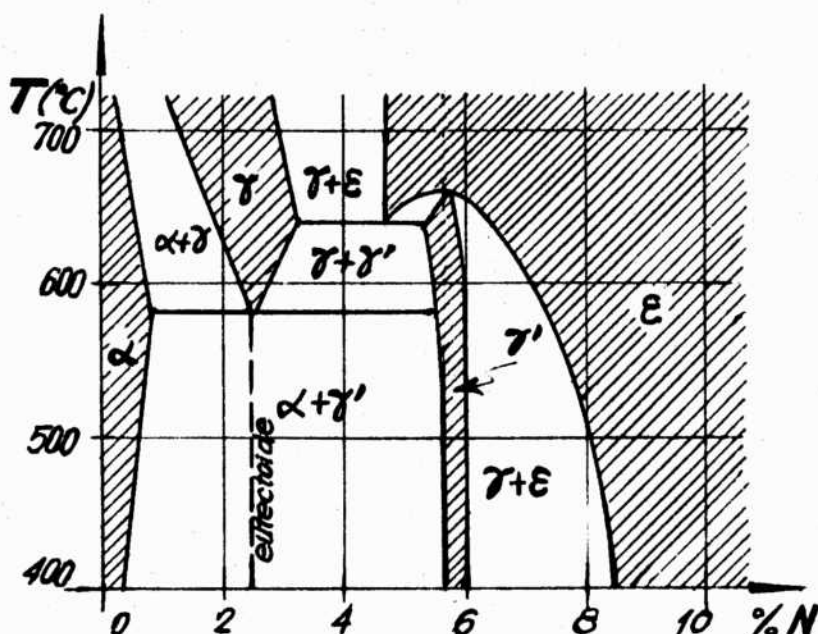
Espesor de capa: de 0,2 a 0,6 mm.

Temperatura de nitruración: generalmente entre 500 a 520 °C. Ciertos procesos llegan hasta 600 °C.

Tiempo de nitruración: prolongados por la baja temperatura del tratamiento: de 24 a 90 horas.

Procedimiento

Se realiza en horno en atmósfera de NH_3 , que se disocia de acuerdo con la reacción $\text{NH}_3 \rightleftharpoons 3\text{H} + \text{N}_{\text{elemental}}$.



Sistema Fe-N (rayadas las regiones de una sola fase):

- α : ferrita con N en solución sólida
- γ : austenita con N en solución sólida
- γ' : nitruro de hierro, Fe_4N , estructura fcc
- ϵ : nitruro de hierro Fe_2N , estructura hcp

Si la interacción se efectúa por encima de la temperatura eutéctica (591 °C), la capa nitrurada consta de 4 fases (de la de mayor concentración de N en la superficie, hacia el interior): $\epsilon \rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$.

En enfriamientos, por debajo de 591 °C, la fase γ se descompone en el eutéctico $\alpha + \gamma'$ y la capa nitrurada consta de 3 fases:

$\epsilon \rightarrow \gamma' \rightarrow \alpha$. Entre fase y fase se produce una discontinuidad en la concentración de N que corresponde a los límites de composición de cada fase.

La presencia de los elementos de aleación y del C no cambia la cinética de formación de la capa nitrurada. Con el crecimiento de las interfases saturadas, se forman al mismo tiempo los nitruros de los elementos de adición, CrN, MoN, AlN, así como los carbonitruros del tipo $\text{Fe}_3(\text{C}, \text{N})$. La alta dureza se debe más a los nitruros de los elementos de aleación, que a los del Fe.

En la nitruración se cumple en general la siguiente secuencia:

- 1) tratamiento térmico preliminar de las piezas: temple y revenido a alta temperatura (600 a 670 °C) por encima de la temperatura de nitruración;
- 2) rectificado preliminar (desbaste);
- 3) eventual protección (plomo electrolítico o silicato de Na) de zonas que deben permanecer libres de nitruración;
- 4) nitrurado;

- 5) rectificado final (terminación) para cumplir las tolerancias dimensionales y geométricas; en algunos casos, no resulta necesario.

3.4.3 Cianuración

Propiedades características: dureza; alta resistencia al desgaste en capas superficiales; débil capacidad para el contacto con cargas; buena resistencia a la fatiga por torsión y flexión; buena resistencia al ataque corrosivo; buen control dimensional; excelente resistencia a la fisuración por temple; satisfactorio en aceros de bajo costo; inversión moderada en equipamiento.

Aceros de cianuración: aceros al C o aleados.

Espesor de la capa: de 0,5 a 2 mm; protecciones contra la corrosión 0,1 a 0,2 mm.

Temperatura de cianuración: de 840 a 870 °C para capas delgadas y 930 a 960 °C para capas de mayor espesor.

Tiempos de cianuración: capas delgadas 30 a 90 minutos; cianuración profunda de 1 a 6 horas.

Procedimiento: se distinguen 3 tipos de cianuración: sólida, líquida y gaseosa (nitrocementación):

- a) Sólida: análoga a la cementación con el agregado de cianuros, por ejemplo 30 ó 40 % de ferrocianuro potásico ($K_4Fe(CN)_6$). Es bajo el rendimiento, por lo que no es aconsejable.
- b) Líquida: la pieza se calienta entre 820 a 860 °C en sales fundidas que contienen cianuro de sodio (NaCN). Para capas de pequeño espesor (0,15 a 0,35 mm) el tiempo requerido es de 30 a 90 minutos. La capa contiene menos C (0,6 a 0,7 %) que la cementada y el contenido de N es de 0,8 a 1,2 %. El temple se efectúa al sacar las piezas del baño y con revenidos entre 180 a 200 °C se obtiene una dureza en la capa de 58 a 62 HRC. Para capas de mayor espesor (0,5 a 2 mm) la cianuración se realiza entre 930 a 960 °C. El tiempo de exposición es de 1,5 a 6 horas. La capa se satura en mayor grado con C (0,8 a 1,2 %) y en menor con N (0,2 a 0,3 %). Es decir, a alta temperatura el proceso se aproxima al de cementación y a baja temperatura al de nitruración. Como en la cianuración a alta temperatura, se verifica un crecimiento del grano, no se utiliza el temple directo y las piezas son enfriadas al aire antes de ser austenizadas nuevamente para permitir una recristalización previa al temple. El revenido se efectúa a baja temperatura (180 a 200 °C).
- c) Gaseosa (nitrocementación): se efectúa entre 850 y 870 °C en una mezcla compuesta de gas carburante y amoníaco. El tiempo de duración del proceso es de 2 a 10 horas para obtención de una capa 0,25 a 1,0 mm de espesor. El temple en general se lo efectúa sin calentamiento

secundario. Frecuentemente se emplea temple escalonado. Con un revenido entre 160 y 180 °C se obtiene una dureza de capa cercana a 62 HRC. Las ventajas de la nitrocementación respecto a la cementación con gas son las siguientes:

- El proceso se realiza a una temperatura más baja (850 a 870°C) pudiendo efectuarse temple directo;
- obtención de menor deformación y torcedura;
- aumento de la resistencia al desgaste y a la corrosión;
- ausencia de negro en las piezas; la superficie queda con un gris opaco inalterable que les da una excelente presentación comercial.

3.4.4 Metalización por difusión

La metalización por difusión es la saturación de la superficie del acero con elementos metálicos. A diferencia de la saturación con C y N, que difunden en la red cristalina del acero como intersticiales, los elementos metálicos tales como Al, Cr, Mo, W y Si, difunden en la red muy lentamente como sustitucionales mediante un mecanismo de migración de vacancias.

Por ejemplo, a 1100 °C el coeficiente de difusión de C en un acero de 0,2 %C es $D = 6 \times 10^{-7}$, mientras que en el mismo acero, para el Mo, es $D = 6 \times 10^{-11}$, 4 órdenes de magnitud menor. Por lo tanto, la penetración ($x \cong \sqrt{Dt}$) de un metalizado por difusión en el mismo tiempo y temperatura es de 2 órdenes de magnitud inferior al de cementado. No obstante, como la capa es muy estable, espesores del orden de centésimas y aún menores tienen efectos considerables.

La metalización se efectúa igualmente por difusión sólida, líquida o gaseosa. En todos los casos es necesario que la temperatura se mantenga lo más alta posible (entre 1000 y 1200 °C) durante mucho tiempo. Únicamente las propiedades excepcionales de la capa obtenida, han logrado cierta aplicación específica de este costoso proceso.

Una de las cualidades principales de la superficie metalizada por difusión (sea la cromización, la calorización o la siliciación) es su gran resistencia a las altas temperaturas. Las capas boronizadas tienen una dureza extraordinariamente elevada (hasta HV 2000) y una alta resistencia al desgaste abrasivo, debido a los boruros de hierro (FeB y Fe₂B).

C A P I T U L O I V

4. ELEMENTOS DE ALEACIÓN EN ACEROS

4.1 Introducción

En el capítulo anterior se estudió la influencia de ciertos elementos de aleación (como el Cr, Mn y Mo) en la templabilidad, es decir, en el retraso de la reacción ferrito-perlítica y que conduce a un incremento en la dureza y resistencia de los aceros por formación de estructura martensítica en el temple. Si bien es quizás la propiedad más importante requerida a los aceros, los elementos de aleación otorgan al acero propiedades relevantes para otras exigencias, que pueden complementar su resistencia y dureza, como también mejorar (economizar) los procesos de elaboración, su comportamiento en servicio, sus propiedades físicas y su interacción química con el medio. Es decir, el empleo de aleantes en los aceros, tiene como finalidad el acrecentamiento de una o más propiedades que pueden resumirse de la manera siguiente:

a) Mejoras en propiedades mecánicas:

- 1) incremento de la resistencia en aceros que se emplean sin tratamientos térmicos (aceros estructurales);
- 2) incremento de la tenacidad (plasticidad) en aceros dúctiles, de baja resistencia;
- 3) incremento del diámetro crítico (o sea, de la sección máxima que toma endurecimiento por temple); o bien
- 4) descenso del diámetro crítico (descenso de la capacidad de temple);
- 5) incremento de dureza a altas temperaturas de revenido;
- 6) incremento en el endurecimiento por trabajado en frío;
- 7) descenso en la plasticidad de aceros de baja resistencia para facilitar su mecanizado (arranque de viruta);
- 8) incremento en la resistencia a la abrasión o capacidad de corte;
- 9) disminución del alabeo y la fisuración en tratamientos térmicos;
- 10) descenso en la temperatura de transición dúctil-frágil;
- 11) mejora en las propiedades físicas en alta y baja temperatura.

b) Mejoras en propiedades magnéticas:

- 1) incremento en la permeabilidad inicial y la inducción máxima;
- 2) descenso en la fuerza coercitiva y en el lazo de histéresis, con alta permeabilidad y baja pérdida (acero magnéticamente blando);
- 3) alta fuerza coercitiva y permanente inducción residual (acero magnéticamente duro);

4) anulación de toda respuesta magnética (acero amagnético).

c) Mejoras al ataque químico:

- 1) disminución de la oxidación en vía húmeda;
- 2) decremento al ataque en medio oxidante a elevada temperatura;
- 3) decremento al ataque de medios reactivos (líquidos o gaseosos).

Los elementos metálicos, como aleantes, pueden disolverse en la ferrita y la austenita formando soluciones sólidas sustitucionales si el factor electroquímico es semejante (si es diferente forman compuestos intermetálicos) y si el tamaño atómico no posee gran diferencia con el Fe: cuando la diferencia de los diámetros atómicos es $< 8 \%$, la solubilidad es ilimitada; si la diferencia se encuentra entre el 8 y el 15 % la solubilidad es limitada; con diferencias mayores del 20 % las soluciones sólidas prácticamente no se forman.

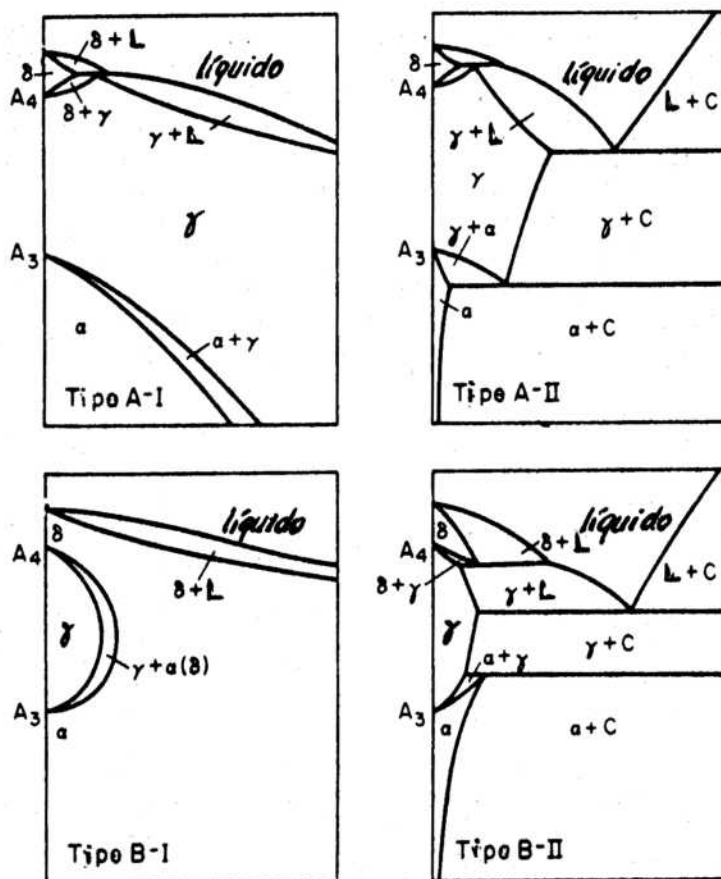
Los elementos no metales, con diámetro atómico muy pequeño (B, C, N, O, H) forman en cantidades muy limitadas (salvo el N y C en la austenita) soluciones intersticiales.

Casi todos los elementos de aleación reaccionan en alguna medida con el C desplazando total o parcialmente el Fe de la cementita, formando carburos complejos. En solución en la austenita, pueden contribuir a la formación de ferrita o a su estabilización.

Se analizará la influencia de los elementos de aleación, primero en equilibrio termodinámico con el Fe (sistema Fe-aleante), luego su influencia en la estructura del acero (sistema Fe-C-aleante) y en cada una de sus fases y precipitados de equilibrio como en las transformaciones fuera de equilibrio.

4.2 Diagrama de equilibrio Fe-Elemento de aleación

Todos los elementos que se disuelven en el Fe influyen en el intervalo de temperaturas en el que se producen sus transformaciones alotrópicas; es decir, desplazan los puntos $A_3 (\alpha - \gamma)$ y $A_4 (\gamma - \delta)$. Los aleantes del Fe se pueden clasificar como:



Tipo A: elementos que elevan A₄ y bajan A₃ incrementando el rango de temperaturas de existencia de la fase γ , por lo que se las denomina gamágenos. Se distinguen:

- Tipo AI (campo γ abierto) bajan la temperatura A₃ (γ - α) hasta la temperatura ambiente suprimiendo la fase α . La elevación de A₄ se da hasta la formación de un peritético $\gamma \rightleftharpoons \delta + L$.
Elementos: Ni, Mn, Co, To, Rn, Pd, Re, Ir.
- Tipo AII (campo γ extendido): A₄ se eleva igualmente con formación de un peritético mientras que el descenso de A₃ con el incremento del elemento aleante, puede dar lugar a una descomposición eutectoidea $\gamma \rightarrow \alpha + C$, donde la naturaleza de la segunda fase sólida C (compuesto), depende del sistema considerado (por ejemplo C-Fe₃C, austenita, en el sistema Fe-C).
Elementos: C, N, Cu, Zn, Au.

Tipo B: elementos que bajan A₄ y elevan A₃ estrechando la región de existencia de la fase γ . Como ésto amplía el campo de existencia de la fase α , los elementos de aleación con estas características se denominan alfágenos. Se distinguen:

- Tipo BI (campo γ cerrado): la estructura bcc de Fe de altas temperaturas (Fe δ) y de bajas temperaturas (Fe α) forman un campo continuo de existencia a partir de una dada concentración del elemento aleante. La zona de la austenita queda completamente rodeada por un campo estrecho de 2 fases ($\alpha + \gamma$ ó $\delta + \gamma$).
Elementos: Si, Cr, W, Mo, P, V, Ti, Be, Sn, Sb, As, Al.

- Tipo BII (campo γ restringido): ocurre lo mismo que en BI, excepto que compuestos intermetálicos u otros constituyentes distintos que el Fe α o el Fe γ hacen su aparición, interrumpiendo el borde que envuelve la zona de 2 fases.
Elementos: Ta, Zr, B, Nb, Hf, S, Ce.

4.3 Distribución de los elementos de aleación en el acero recocido

En los aceros aleados, que son sistemas de muchos componentes, los elementos de aleación pueden encontrarse, luego de una austenización completa seguido de un enfriamiento lento (recocido):

- disueltos en la ferrita;
- en la fase carburo en forma de solución en la cementita o de combinaciones independientes con el C (carburos especiales);
- en forma de inclusiones no metálicas formando óxidos, sulfuros o silicatos;
- en forma de compuestos intermetálicos con el Fe o entre sí;
- en estado libre.

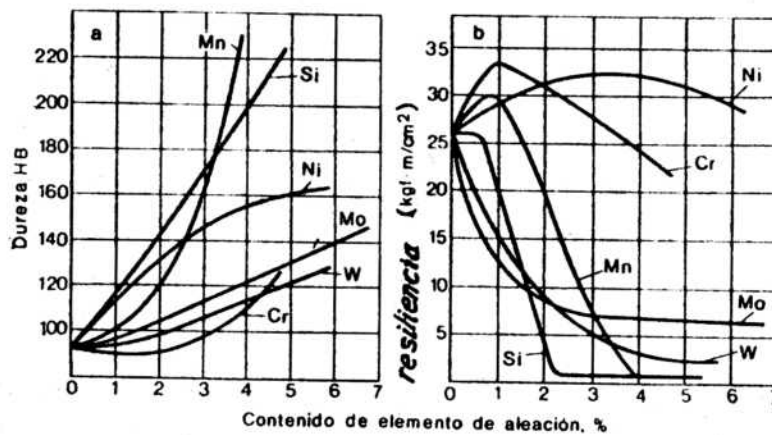
La tabla siguiente señala la índole de la distribución de cada uno de los elementos de aleación más empleados en los aceros. El tamaño de la punta de la flecha señala la mayor tendencia del elemento hacia disolverse en ferrita o combinarse en carburo.

Element	Dissolved in ferrite	Combined in carbide	In special nonmetallic inclusions	In special intermetallic compounds	In elemental state
Nickel	Ni			{ Ni-Si compound (?) Ni ₃ Al	
Silicon	Si		SiO ₂ .M _x O _y		
Aluminum	Al		Al ₂ O ₃ , etc	Al _x N _y	
Zirconium	Zr		ZrO ₂	Zr _x N _y	
Manganese	Mn ←→ Mn		{ MnS MnO.SiO ₂		
Chromium	Cr ←→ Cr		Cr _x O _y		
Tungsten	W ←→ W				
Molybdenum	Mo ←→ Mo				
Vanadium	V ←→ V		V _x O _y	V _x N _y	
Titanium	Ti ←→ Ti		Ti _x O _y	{ Ti _x N _y .C _z Ti _x N _y	
Columbium	Cb ←→ Cb				
Phosphorus	P				
Sulfur	S (?)		{ (MnFe)S ZrS		
Copper	Cu				Cu when > about 0.8%
Lead					Pb (?)

4.3.1 Influencia de los elementos disueltos en la ferrita

Los átomos disueltos en la ferrita varían los parámetros de la red en un grado tanto mayor, cuanto más se diferencian de las dimensiones del átomo de Fe. Los elementos cuyo radio atómico es menor que el del Fe, disminuyen los parámetros de la red, y los de radio atómico mayor, los aumentan (el Ni es una excepción). Esto ocasiona un cambio en las propiedades de la ferrita: se eleva su resistencia y disminuye la plasticidad.

En la figura se muestran los cambios en la dureza y la resiliencia, cuando se disuelven en la ferrita diversos elementos.

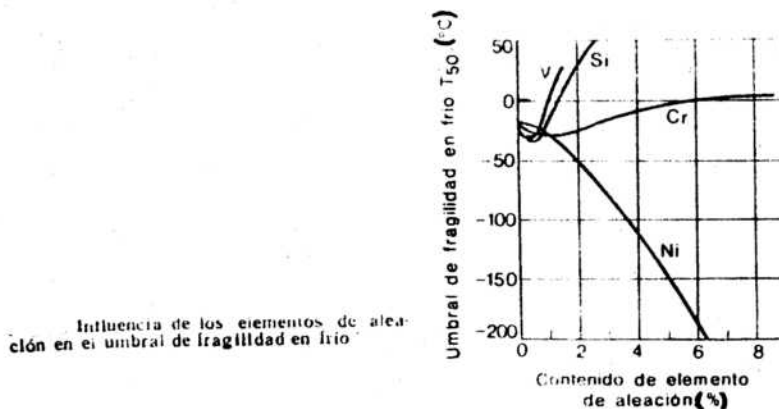


Influencia de los elementos de aleación en las propiedades de la ferrita
a, dureza; b, resiliencia

Los elementos más relevantes de endurecimiento por solución sólida son el Mn y el Si, luego el Ni. En menor medida endurece el Mo, W y Cr.

La tenacidad de la ferrita, medida en ensayos de resiliencia a temperatura ambiente, se muestra en el diagrama de la derecha (escala de energía: kgf m/cm²). El Ni mejora ligeramente la tenacidad y lo hace el Mn y el Cr para tenores inferiores al 1%. El Mn y Si para concentraciones > 1% y el Mo y W desde bajas concentraciones, disminuyen drásticamente la tenacidad de la ferrita.

La influencia de los aleantes respecto de la temperatura de transición dúctil-frágil (50 % fractura dúctil) se representa en la figura.



Influencia de los elementos de aleación en el umbral de fragilidad en frío

El V y el Si son aleantes peligrosos en concentraciones superiores al 1 %, mientras que el Cr produce una ligera elevación del umbral de fragilidad en frío. El Ni lo baja sostenidamente y tiene un gran valor como aleante al disminuir la tendencia del acero a roturas frágiles. El Ni (que endurece con bastante intensidad la ferrita) no disminuye su tenacidad y hace que descienda su umbral de fragilidad en frío, mientras que los otros elementos, si no disminuyen la tenacidad, endurecen débilmente la ferrita (caso del Cr) o la endurecen mucho, pero hacen que descienda bruscamente su tenacidad ($Mn > 1,5 \%$ y $Si > 0,5 \%$).

La ferrita aleada con Cr, Mn o Ni sufre endurecimiento por enfriamiento rápido aun en aleaciones exentas de C ($C < 0,02 \%$). El aspecto metalográfico, no es de la ferrita poliédrica de equilibrio sino de un aspecto acicular similar a la bainita. Esto se debe a que esos elementos bajan la temperatura A_3 (el $Cr < 8 \%$) y la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ se realiza a bajas temperaturas, sin difusión por el mecanismo martensítico (por dislocación y micromaclas).

Este es un endurecimiento adicional de esos elementos en la ferrita, que conviene tenerlo en cuenta para aceros tratados en enfriamientos rápidos.

4.3.2 Efectos de los elementos de aleación en los carburos

Los metales que se encuentran a la derecha del Fe en la tabla periódica, sólo forman soluciones con el Fe y no entran en forma estable en los carburos. Los que están a la izquierda, resaltados en la figura, se distribuyen en solución o forman carburos, ya sea en solución en la cementita, o carburos especiales. Estos metales, lo mismo que el Fe, corresponden a los elementos de los grupos de transición, pero tienen menos ocupado el subnivel electrónico d; cuanto más a la izquierda se encuentre el elemento, menos lleno es el subnivel d y más estable será el carburo.

El Fe es el más débil formador de carburo respecto de todos los elementos que se encuentran a su izquierda. Es más, se ha mencionado que la cementita (Fe_3C) no es un carburo estable, y de la misma manera que los que se forman con el Co y el Ni, decaen a un compuesto estable M-grafito.

El orden según el grado creciente de afinidad con el C y la estabilidad de la fase carburo es el siguiente:

Fe $\rightarrow$ Mn $\rightarrow$ Te $\rightarrow$ Re $\rightarrow$ Cr $\rightarrow$ Mo $\rightarrow$ W $\rightarrow$ V $\rightarrow$ Nb $\rightarrow$ Ta $\rightarrow$ Ti $\rightarrow$ Zr $\rightarrow$ Hf

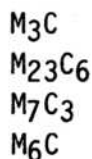
La mayoría de los elementos que forman carburos tienen la relación de radios atómicos respecto de C: $r_C / r_M < 0,59$; por esto entre ellos y el C pueden formarse fases de inserción.

Se ha establecido que en los aceros pueden formarse únicamente los carburos de los 6 tipos siguientes:

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

Sistema periódico de los elementos. Dentro del marco están los elementos que forman carburos con el acero

Carburos del grupo I



Carburos del grupo II (carburos de inserción)

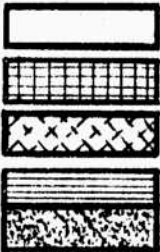


donde M representa la suma de los elementos que forman el carburo.

Los carburos reunidos en el grupo I tienen estructura cristalina compleja, como es el caso de la cementita (Fe_3C). Los carburos del grupo II son fases de inserción, tienen una red cristalina simple y cristalizan por lo general con un déficit considerable de C.

Los carburos de las fases de inserción son difíciles de disolver en la austenita; significa que durante el calentamiento, incluso a elevada temperatura, pueden no pasar a solución sólida. Esto los distingue de los carburos del grupo I, que durante el calentamiento se disuelven fácilmente en la austenita. Todas las fases carburo poseen alta temperatura de fusión y gran dureza. Las fases de inserción superan en este sentido a los carburos del grupo I.

En la figura siguiente se representan los carburos puros binarios que se han observado en los aceros, de acuerdo con la posición de cada elemento en la tabla periódica.

TiC	VC-V ₄ C ₃	Cr ₂₃ C ₆	Mn ₂₃ C ₆	Fe ₃ C	Co ₃ C
		Cr ₇ C ₃	Mn ₇ C ₃		
		Cr ₃ C ₂	Mn ₃ C		
ZrC	NbC-Nb ₄ C ₃	Mo ₂ C	 cúbica carburo hexagonal carburo ortorrómbico carburo complejo		
		MoC			
HfC	TaC	W ₂ C			
		Ta ₂ C			

En la misma se ha indicado la estructura de cristalización que puede ser dividida como:

- cúbica (tipo NaCl): TiC, ZrC, NbC, etc.
- hexagonal compacta: Mo₂C, MoC, Ta₂C, etc.
- ortorrómbica: Fe₃C, Mn₃C, etc.

En los aceros aleados generalmente no se encuentran los carburos puros binarios, existiendo siempre alguna solubilidad de virtualmente todos los elementos de aleación en varias fases carburo. Es por ello que se hace referencia, en la clasificación de carburos, al elemento metálico con la letra M, indicando la participación de otros elementos en el carburo binario.

A menudo los carburos son estables en un apreciable rango de composición (es decir, no son estequiométricos) y en general la fórmula debe ser vista como representando una cierta estructura más que a una especie química específica.

Existen muchas veces en los carburos una apreciable solubilidad por el N. Específicamente esto ocurre en los carburos del grupo II (fases de inserción), cúbicos de fórmula MC y hexagonales de fórmula M₂C, para los cuales existen nitruros isomorfos y donde los carburos y nitruros muestran una completa intersolubilidad con la formación de carbonitruros. En esos casos se suele referir a los compuestos como MX, M₂X, etc., donde X indica la mezcla de átomos intersticiales.

Las características de cada uno de los 6 tipos de carburo que se presentan en los aceros aleados es discutida a continuación.

Carburos del grupo I

M_3C

Carburo rico en Fe con estructura ortorrómbica de la cementita. Puede tomar en solución considerable cantidad de otros elementos. Como Fe_3C y Mn_3C son isomorfos y completamente solubles entre ellos, la cantidad de Mn en M_3C está limitada sólo por el contenido de Mn del acero y el coeficiente de partición del elemento entre el carburo y la ferrita (concentración en la cementita dividida la concentración en la ferrita en equilibrio), que es 11 para el Mn entre 600 y 700 °C. A esas temperaturas los coeficientes de partición del Ni y el Co son de 0,3 y 0,2 respectivamente y estos elementos disuelven principalmente en la ferrita.

El Cr es altamente soluble en M_3C . Hasta 1/5 de átomos de Fe pueden ser reemplazados por Cr, o sea una relación metal-átomo de 0,2. El Mo disuelve en M_3C sólo hasta una relación de 0,04. El W tiene poca solubilidad pero el V es soluble hasta una relación metal-átomo de 0,1 en $(Fe,V)_3C$ y hasta 0,17 en $(Fe,V,Cr)_3C$.

M_7C_3

Es un carburo rico en Cr con la estructura trigonal del Cr_7C_3 . Tiene alta solubilidad con el Fe con una relación metal-átomo hasta 0,6. El Mn tiene un carburo isomorfo y por lo tanto es muy soluble en el M_7C_3 . El Mo y V pueden disolver hasta relaciones de 0,055 y 0,16 respectivamente. El W es muy poco soluble, quizás como el Mo. Cierta cantidad de Ni puede reemplazar al Fe.

$M_{23}C_6$

En aceros libres de Mo y W es un carburo rico en Cr con estructura compleja fcc del $Cr_{23}C_6$. El Fe puede reemplazar al Cr en relaciones de 0,4. El Mn es altamente soluble porque tiene igualmente un carburo isomorfo. En aceros que contienen Mo o W, el $M_{23}C_6$ puede formarse con total ausencia de Cr. En aceros que contienen Cr y Mo o W la composición de los carburos está dentro de los límites representado por $Cr_{23}C_6$ y $Fe_{21}Mo_2C_6$ ó $Fe_{21}W_2C_6$ dependiendo de la composición y el tratamiento térmico del acero. El $M_{23}C_6$ puede también contener V hasta una relación metal-átomo de 0,2. Como en el M_7C_3 la estructura no discrimina entre el Fe y el Ni como sustituto del Cr y en aceros que contienen Ni el carburo puede contener apreciables cantidades de ese elemento.

M_6C

Es esencialmente un carburo ternario de Fe y Mo ó Fe y W aunque puede

tener una apreciable solubilidad de otros elementos. La estructura es cúbica compleja y las composiciones van de:

$\text{Fe}_4\text{Mo}_2\text{C}$ a $\text{Fe}_3\text{Mo}_3\text{C}$ ó $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$ a $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$.

Ambos carburos son de gran importancia en aceros rápidos. M_6C toma en solución Cr y V hasta relaciones metal-átomo de 0,3 y 0,1 respectivamente.

Carburos del grupo II (fases de inserción)

MC

Los carburos de este tipo con estructura hexagonal son el MoC y WC . Se encuentran sólo en aleaciones Fe-Mo-C y Fe-W-C respectivamente, pero no existen normalmente en aceros con otros elementos de aleación. Los metales más enérgicos en la formación de carburos estables, de los grupos IV A y V A (TiC , ZrC , HfC , VC , NbC , TaC), poseen una estructura cristalina cúbica como el NaCl . Generalmente muestran una variación en composición por la pérdida de átomos intersticiales de C (ejemplo: $\text{VC} \rightarrow \text{V}_4\text{C}_3$). Existen en estos carburos alguna solubilidad de Fe, Cr y Mo. Estas son independientes y pueden alcanzar una relación metal-átomo de 0,15. Estos carburos intersticiales pueden dar lugar a la formación de carbonitruros.

M_2C

Este carburo es un compuesto rico en Mo con la estructura fcc del Mo_2C . Muestra una considerable solubilidad por el Cr y V pudiendo alcanzar una relación de 0,3 para el V y más aún para el Cr. Con el Fe la relación que alcanza es 0,2. En presencia de N forma compuestos intersticiales del tipo M_2X ($\text{X}=\text{C}, \text{N}$). Ocurren extensivas solubilidades mutuas con varios compuestos isomorfos, donde la fase más observada es $(\text{Cr}, \text{Mo}, \text{V})_2(\text{C}, \text{N})$.

Diagramas de equilibrio

El estudio de los carburos que se pueden presentar en un determinado acero aleado, se realiza mediante los diagramas isotérmicos ternarios, que existen publicados para la mayor parte de los compuestos y fases que poseen los aceros comerciales. Siendo el Fe el metal base, los diagramas son bidimensionales (tomados en un corte isotérmico) con un componente y el C en los ejes o de 2 componentes para una concentración fija de C. Los diagramas más empleados en la práctica corriente se dan a continuación.

Diagrama Fe-C-Cr a 20 °C en acero recocido:

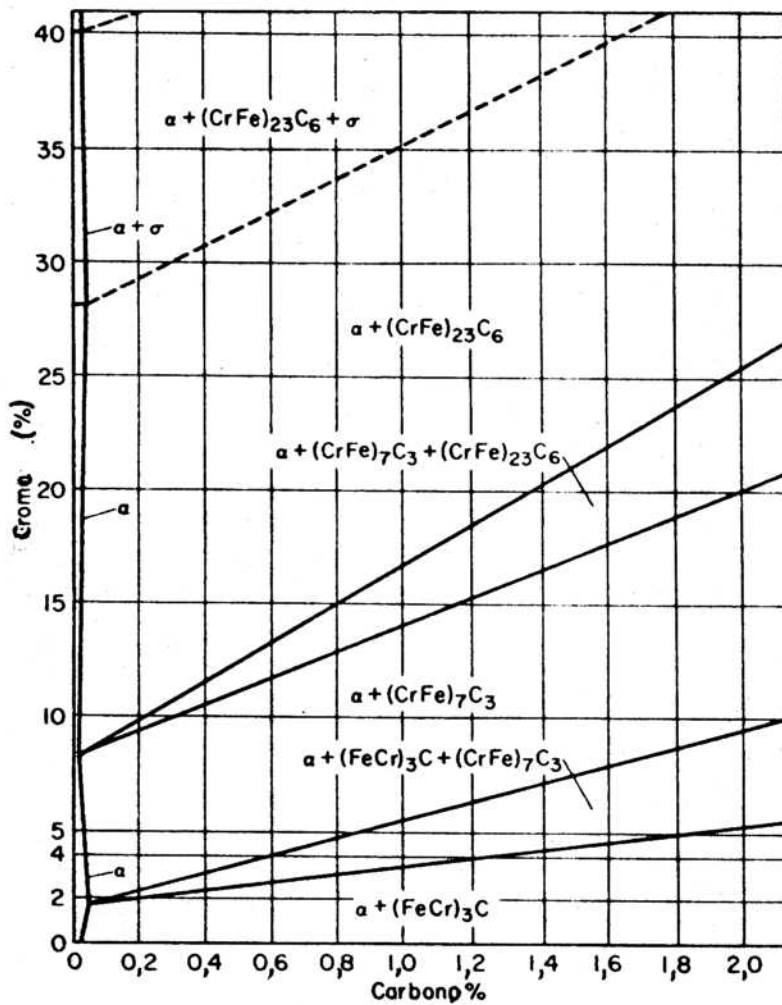


Diagrama Fe-C-Mo en equilibrio a 700 °C

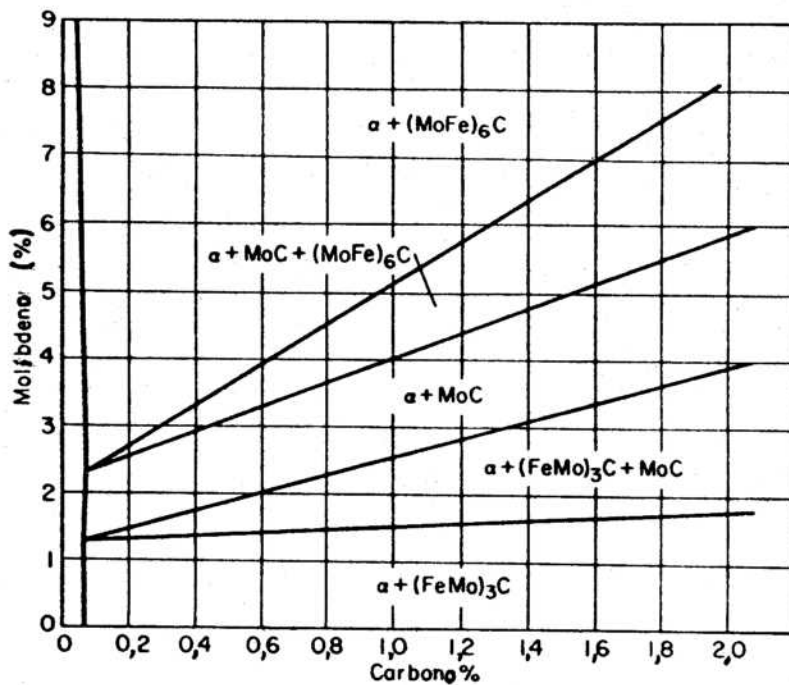
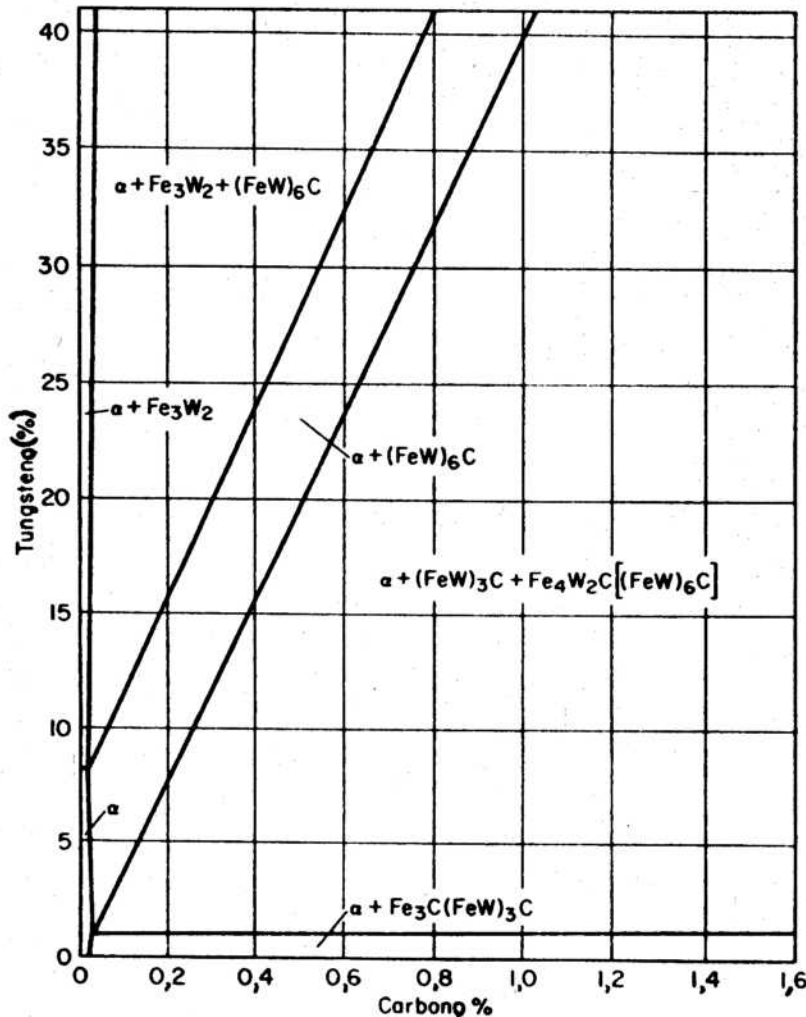


Diagrama Fe-C-W a 20 °C en acero recocido:



4.3.3 Efecto de los elementos de aleación en las inclusiones no metálicas

En el Capítulo I se estudió la influencia de las impurezas inevitables en las propiedades de los aceros. Las características de las inclusiones no metálicas están definidas por la interacción de las impurezas residuales con el Si, Mn y Al. Otros elementos de aleación en aceros, no modifican significativamente esas características que fueron ya señaladas.

La modificación de la estructura de las inclusiones se logra en procesos especiales en cuchara. Así, como las inclusiones de MnS de forma laminar,

crean una anisotropía muy marcada en las propiedades mecánicas del acero (disminuyen las exigencias transversales), se aplica una modificación del acero líquido con sílicocalcio o con tierras raras (cerio). Estas modificaciones se combinan en primer lugar con el S, formando ya sea sulfuro de calcio o sulfuro de cerio, los cuales, a las temperaturas de laminación, son más resistentes que el MnS, y no se deforman en láminas sino que conservan su forma redondeada y se distribuyen más o menos uniformemente en la matriz metálica, sin formar cadenas en la que se diferencia de los óxidos.

El agregado de aleantes se realiza siempre en aceros comerciales de mejor refinación, calmados al Al, que poseen una baja concentración de P y S y una efectiva eliminación de óxidos y silicatos.

El Al y Zr actúan como enérgicos desoxidantes y favorecen la desoxidación del acero en el proceso de elaboración.

El control de la forma, el tamaño y la distribución de las inclusiones es de primera importancia en los aceros de muy alta resistencia y procesos tales como refusión bajo escoria o fusión y colada en vacío son usados para reducir a un mínimo su concentración.

En los aceros de baja resistencia, el agregado intencional de S o P produce un aumento en las inclusiones no metálicas que contribuyen a un rápido mecanizado (arranque de viruta). Las propiedades de un acero resulfurado o refosforado son aceptables para diseños no comprometidos, siempre que las inclusiones se encuentren dispersas y alargadas en la dirección de laminación, y la sollicitación requerida se aplique en esa dirección.

4.3.4 Efecto de los elementos de aleación en los compuestos intermetálicos

En aceros de baja aleación y contenidos medios de C no se forman compuestos intermetálicos significativos, salvo los nitruros.

En aceros con alto contenido de elementos de aleación, frecuentemente se forman compuestos intermetálicos. A estos compuestos pertenecen: el Fe_7Mo_6 , Fe_2Mo , Fe_2W , Fe_7W_6 (fase χ), Fe_2Ti , los siliciuros FeSi (fase ϵ), Fe_3Si , Fe_5Si (fase η), fases σ sólidas y frágiles, por ejemplo, FeCr y FeV .

Los elementos de aleación pueden formar también compuestos intermetálicos entre ellos, como Ni_3Al , Ni_3Ti , CoW y otros. Se pueden encontrar compuestos terciarios y otros más complejos. Por ejemplo, en las aleaciones Fe-Cr-Mo (8 a 27 % Cr y más de 5 % Mo) se forma la fase χ , que tiene la composición Fe_3CrMo .

Los compuestos intermetálicos forman con el Fe y otros metales, soluciones sólidas. Los campos más amplios de soluciones sólidas se han observado en la fase σ FeCr y FeV .

Algunas fases intermetálicas se emplean para endurecimiento de las aleaciones austeníticas y ferríticas termorresistentes, magnéticas y otras. El endurecimiento se logra mediante temple y envejecimiento.

Un caso especial, que se da en los aceros de baja aleación y que puede ser considerado como compuesto intermetálico, es la formación de nitruros. El Al, Zr, Ti y V forman nitruros estables que, en muy pequeña dispersión, controlan el crecimiento de grano de la austenita en los tratamientos térmicos.

4.3.5 Elementos de aleación dispersos en estado libre

El Cu, que es muy soluble en la austenita, tiene una solubilidad máxima en ferrita de 2 % a 800 °C y a temperatura ambiente es inferior al 0,3 %. El Cu disuelto a elevada temperatura es segregado en estado de partículas puras de Cu. Un tratamiento de envejecimiento se realiza en aleaciones con 1,5 a 1,75 % Cu. El Cu eleva la resistencia a la corrosión.

El Pb en pequeñas cantidades forma partículas metálicas dispersas y se utiliza para incrementar la maquinabilidad (arranque de viruta) en aceros.

4.4 Influencia de los elementos de aleación en la estructura de los aceros recocidos

Los aceros aleados, enfriados en condiciones de equilibrio termodinámico, se pueden clasificar según su estructura en:

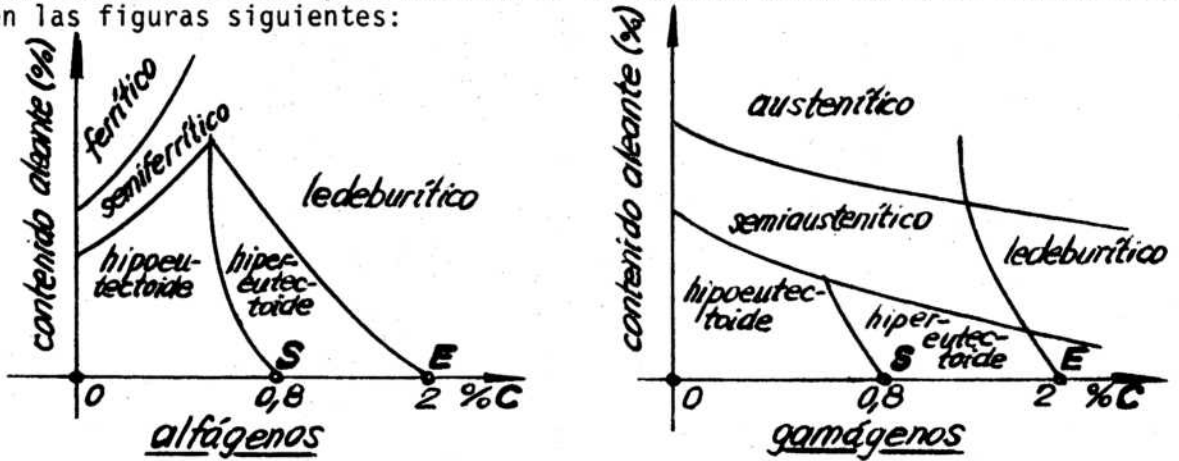
- 1) aceros hipoeutectoides: contienen exceso de ferrita respecto de la perlita;
- 2) aceros eutectoides: estructura totalmente perlítica;
- 3) aceros hipereutectoides: contienen exceso de carburos (secundarios), separados durante el enfriamiento de la austenita, respecto de la perlita;
- 4) aceros ledeburíticos (carbúricos): poseen en su estructura carburos primarios (que cristalizan de la aleación líquida); los carburos primarios forman eutécticos, tipo ledeburita, pero al ser aleados contienen menos del 2 % de C, pudiendo ser forjados, dando como resultado en la estructura, carburos de forma globular.

Para aceros de alta aleación se obtienen, en equilibrio a temperatura ambiente, estructuras:

- 5) aceros ferríticos: para bajos contenidos de C, estructura ferrítica aleada estable, sin transformación alotrópica ($\alpha \rightarrow \gamma$) y cierta cantidad de carburos complejos;

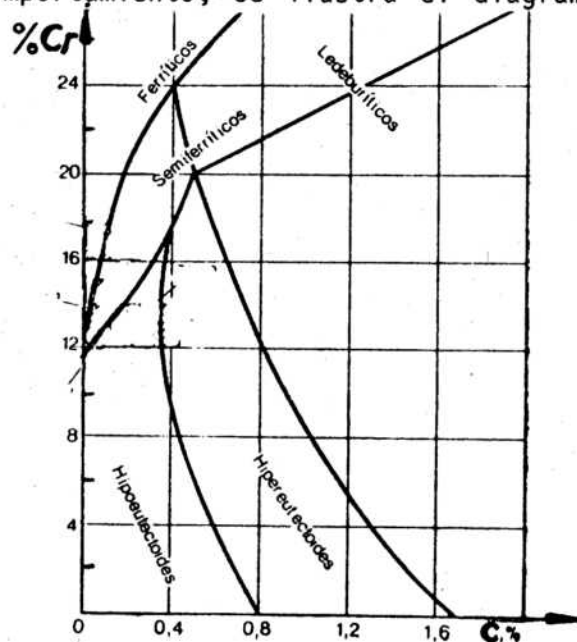
- 6) aceros semiferríticos o dúplex (dual phase): para bajos contenidos de C, ferrita aleada estable y perlita aleada;
- 7) aceros austeníticos: estructura austenítica aleada estable;
- 8) aceros semiausteníticos: la transformación $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ ocurre sólo parcialmente; son aceros de endurecimiento por precipitación.

La clasificación estructural de los aceros, de acuerdo con el contenido del elemento aleante y en función de la concentración de C, se esquematiza en las figuras siguientes:



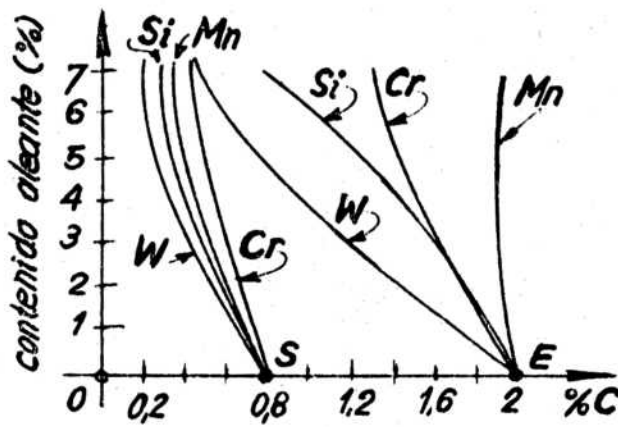
El diagrama de la izquierda ilustra el comportamiento que presentan elementos alfágenos como el Cr, W, Mo, V, Si, etc. y el de la derecha, los gamágenos Ni, Mn y Co.

Como ejemplo de este comportamiento, se ilustra el diagrama estructural de los aceros al Cr.



El comportamiento estructural observado en los aceros aleados, tiene su origen en las modificaciones que, los elementos de aleación, ejercen sobre los puntos característicos S (eutectoide) y E (temperatura eutéctica a la concentración máxima de C disuelto en la austenita) del diagrama de equilibrio Fe-Fe₃C.

La figura siguiente muestra la influencia de los elementos de aleación en la posición de los puntos S y E en función del contenido del elemento aleante.

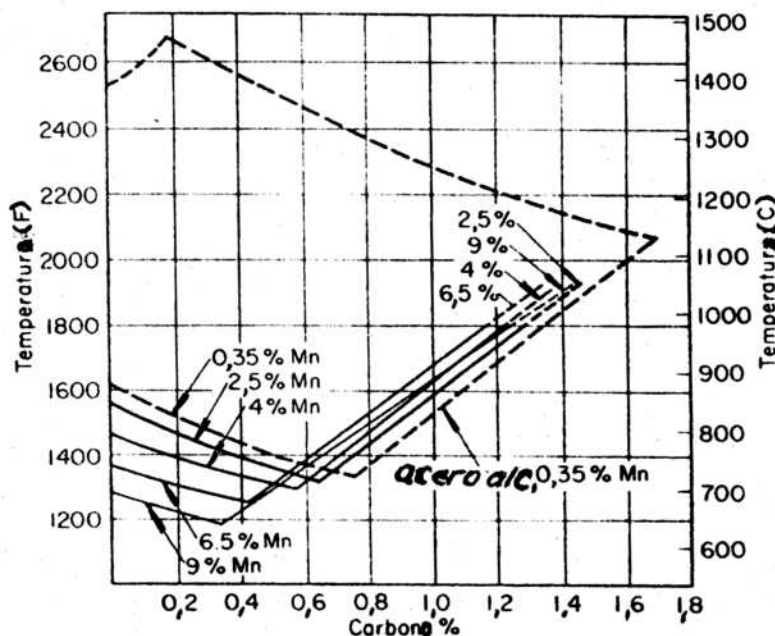


Se observa que el W puede hacer ledeburítico un acero de composición eutéctica en concentraciones del 5 % W y el Si con el 7 %.

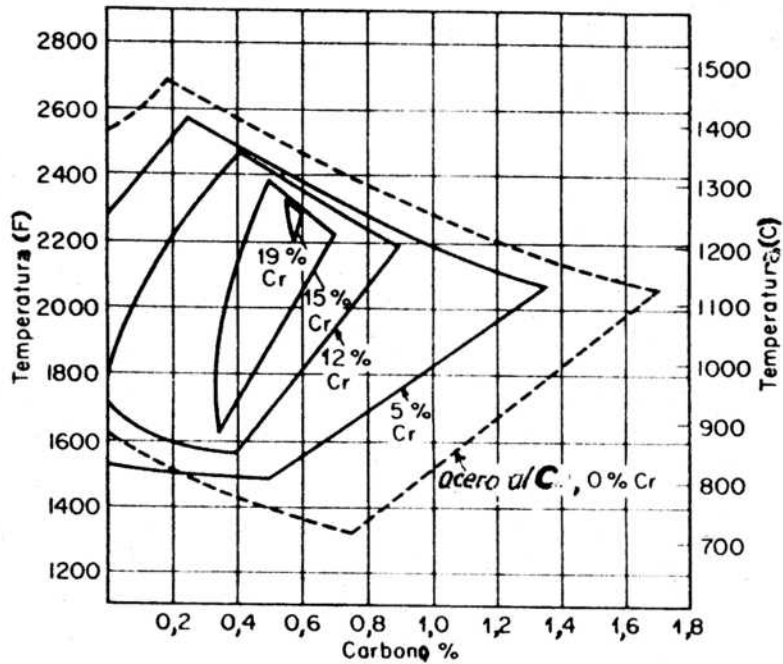
4.5 Influencia de los elementos de aleación en la formación de austenita en los aceros al carbono

Los elementos de aleación influyen en la ubicación del campo de la austenita definida por los puntos críticos S, E, J, N, G, S, en el diagrama de equilibrio Fe-Fe₃C.

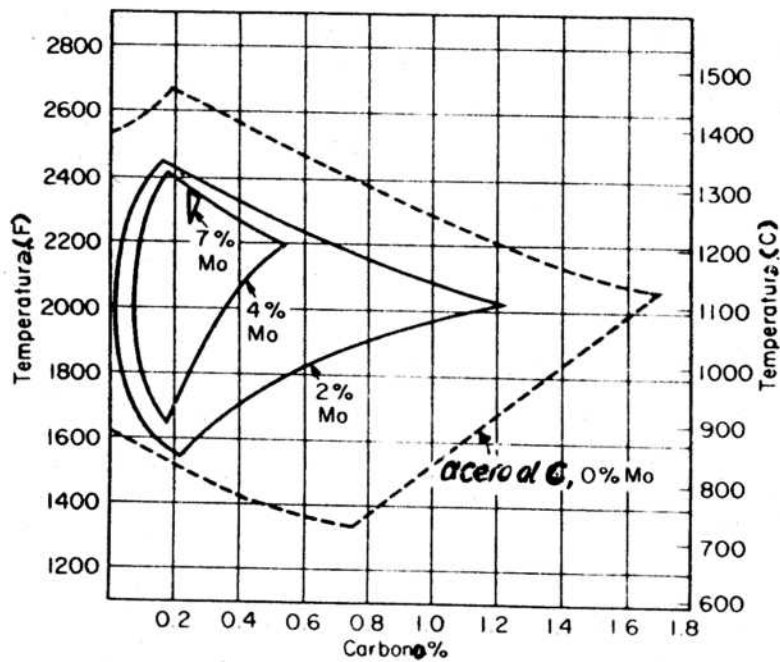
En el diagrama ternario Fe-C-elemento, constituido para determinadas concentraciones del aleante, se puede observar el corrimiento en el lazo γ que ejercen los mismos. En los diagramas se representa (línea de trazos) el lazo original γ de los aceros al C. La primera figura corresponde a un elemento gamágeno (Mn) que retrasa la aparición de las fases ferrito-perlítica a menores temperaturas y menor concentración de C.



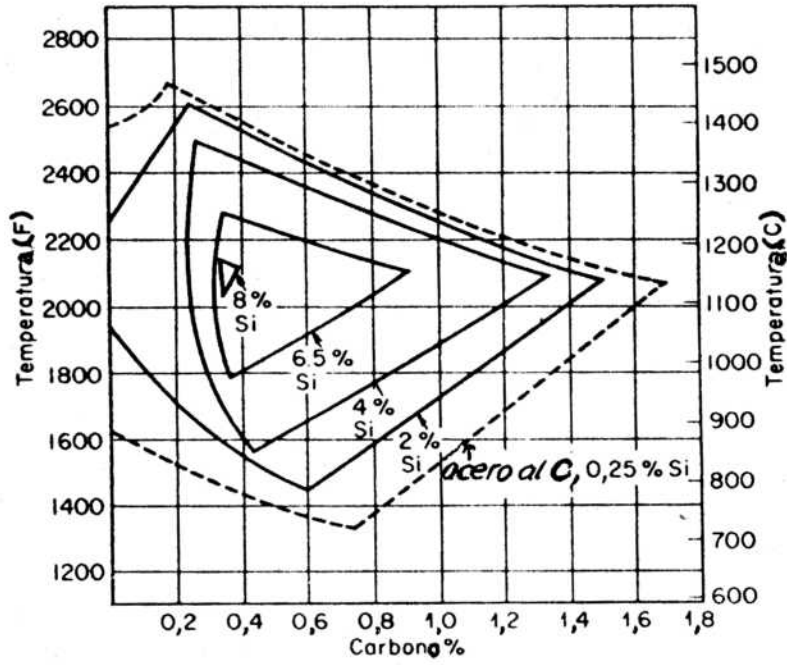
Un comportamiento similar se observa para los aleantes gamágenos Ni y Co. En las siguientes figuras se puede observar la reducción del campo γ a concentraciones crecientes de los elementos alfégenos Cr, Mo, Si y Ti.



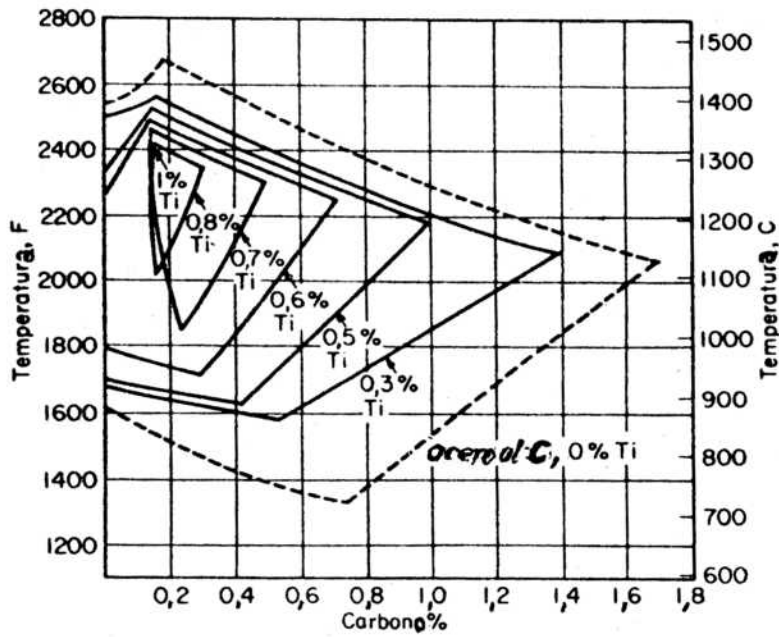
Cr



Mo

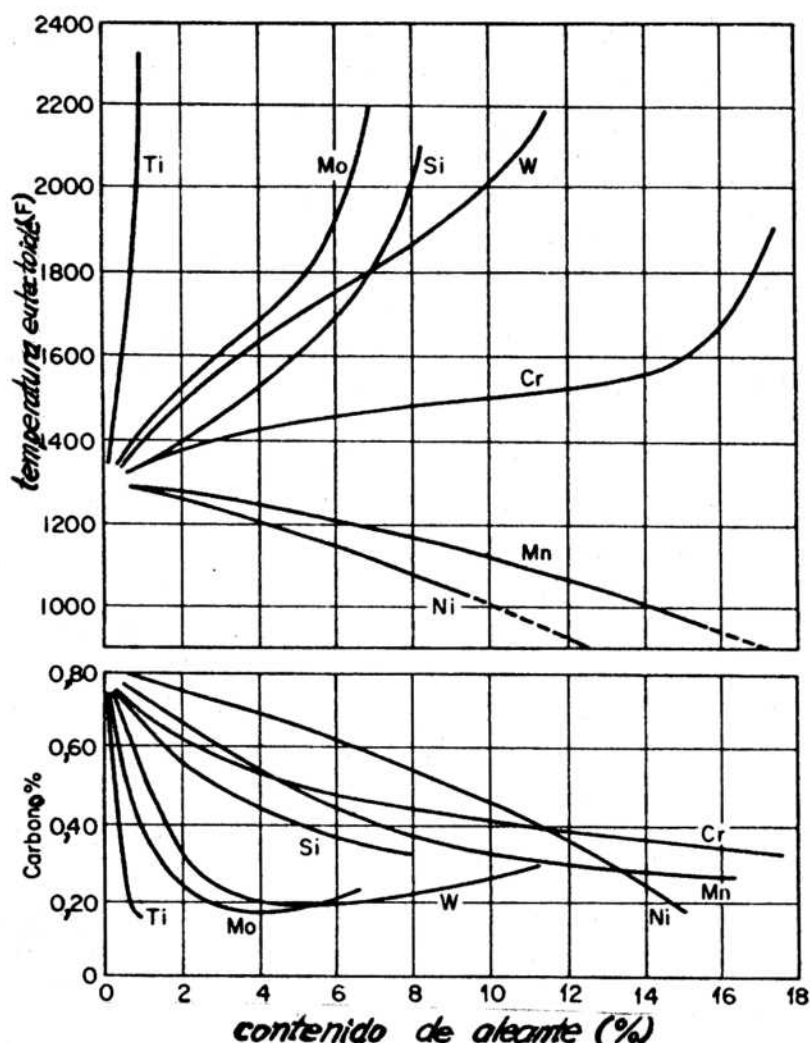


Si



Ti

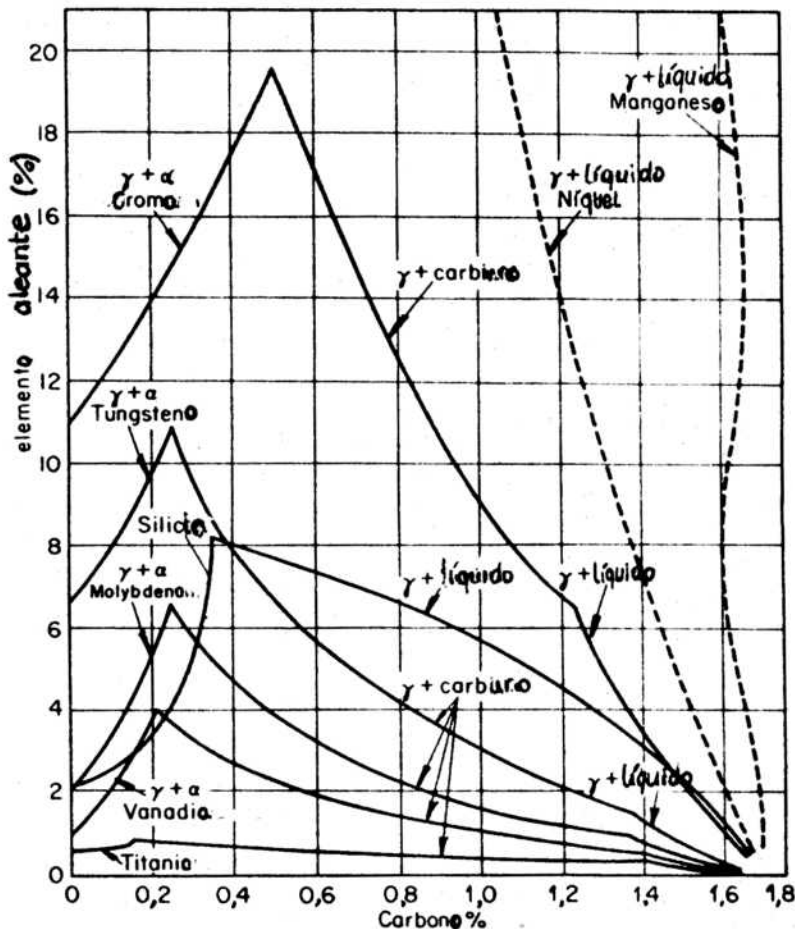
La influencia de los elementos de aleación en la temperatura y concentración de C del eutectoide se muestran en las figuras siguientes. Se observa que las aleaciones alfégenas elevan la temperatura eutectoide, siendo el Ti el más efectivo. Los gamágenos Ni y Mn se comportan en sentido inverso, descendiendo la temperatura eutectoidea al incrementarse la concentración de los mismos. El porcentaje de C del eutectoide desciende para cualquier aleante, tal como se ha indicado.



Todos los diagramas presentados son de gran utilidad para el diseño de un tratamiento térmico adecuado, ya que determinan el rango de temperatura de existencia de la fase estable. Pero en los aceros aleados es necesario tener en cuenta también la temperatura y la cinética de descomposición de los carburos, para obtener austenita pura, con los elementos de aleación en solución sólida.

Aun en condiciones de equilibrio termodinámico (sin conocimiento de la cinética de la transformación) no existe una información completa sobre la disolución de carburos en el régimen de temperaturas de austenización de los aceros aleados. En cada caso un diseño adecuado para un tratamiento de austenización se deberá remitir a lo indicado por la empresa fabricante del acero.

Un diagrama de obtención de austenita pura en equilibrio a 1150 °C en aceros, respecto de los elementos habituales de aleación, se muestra en la figura.



Por debajo de cada curva, la austenita se obtiene pura respecto al elemento indicado. Las curvas son del equilibrio $\gamma \rightleftharpoons \text{carburo}$ (carbide) o $\gamma \rightleftharpoons \text{líquido}$ (melt). Se observa que el elemento mejor formado de carburo estable (grupo IV A) Ti, sólo se disuelve a 1150 °C en bajas concentraciones. Lo sigue el V (grupo V A), el Mo y y W (grupo VI A), que pueden disolverse a concentraciones mayores. El Si no forma carburos, pero en concentraciones $> 2\%$ disuelve muy poco en la austenita. El Ni y Mn (elementos gamágenos y formadores de austenita) se disuelven en amplio rango de composición.

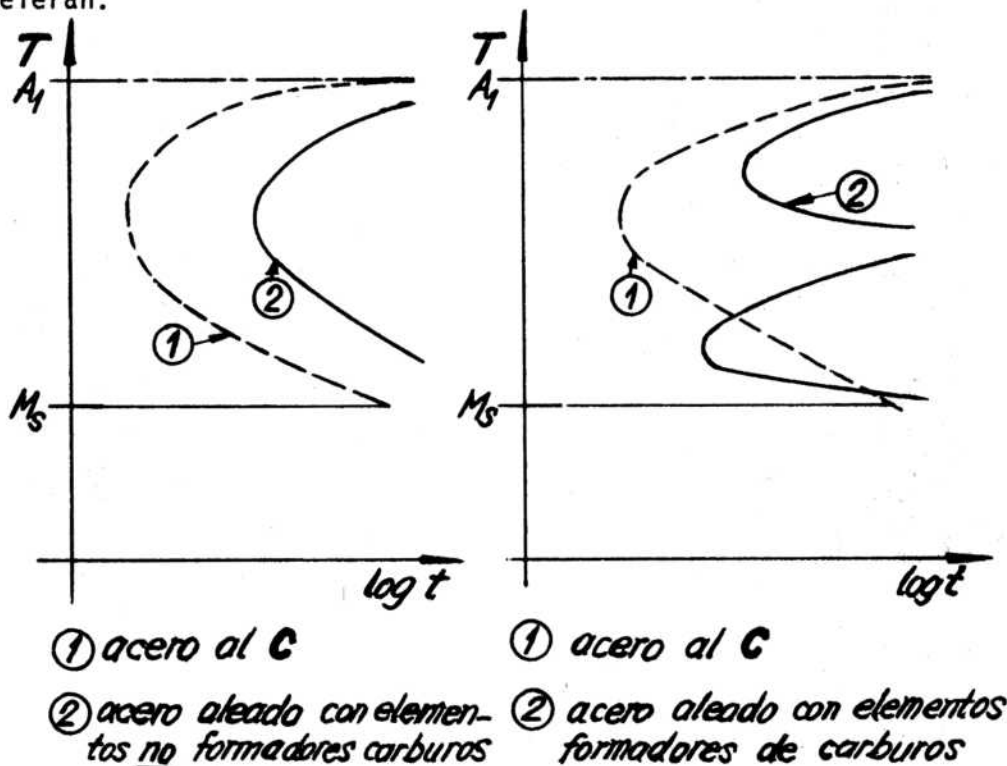
El contenido de C eleva la estabilidad de los carburos y el Si en bajas concentraciones y luego disminuye hasta la solubilidad total en composiciones cercanas al punto E (12 % C, 1147 °C).

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

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

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

Los elementos que forman carburos introducen variaciones no sólo cuantitativas, sino también cualitativas en la cinética de la transformación isotérmica. Así, los elementos de aleación que forman carburos solubles en la austenita, a diferentes temperaturas influyen de distinto modo en la velocidad de descomposición de la austenita: a 700-500 °C (formación de la perlita) retardan la transformación, a 500-400 °C la retardan mucho y a 400-300 °C (formación de la bainita) la aceleran.



Así, pues, en los aceros aleados con elementos formadores de carburos (Cr, Mo, W) se observan 2 máximos de la velocidad de descomposición isotérmica de la austenita, separados por una región de gran estabilidad de la austenita subenfriada. La descomposición isotérmica de la austenita tiene dos intervalos de transformación claramente definidos: la transformación en estructuras laminares (perlítica) y la transformación en estructuras aciculares (bainítica). En la figura se da una representación esquemática del diagrama de la transformación isotérmica

(se muestra únicamente el principio de la transformación).

La propiedad más importante, prácticamente de los elementos de aleación es la de ser capaces de retardar la velocidad de descomposición de la austenita en la región de la transformación perlítica, lo que se expresa por el desplazamiento de la línea hacia la derecha en el diagrama de la descomposición isotérmica de la austenita. Esto contribuye a que la templabilidad sea mayor y al subenfriamiento de la austenita hasta el intervalo de la transformación martensítica, siendo más lento el enfriamiento, por ejemplo, cuando se enfría en aceite o al aire, lo que naturalmente, va ligado a la disminución de la velocidad crítica de temple.

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

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

El Mo actúa con mucha eficacia cuando se introduce en acero al Cr-Ni.

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

Las experiencias han demostrado que pequeñas adiciones de algunos elementos influyen eficazmente en la templabilidad, mientras que contenidos más altos de ellos no ejercen esta influencia. Entre estos elementos figura en primer término el boro (B). Milésimas por ciento de este elemento contribuyen a aumentar la templabilidad, porque todo el boro, encontrándose en disolución, se concentra en las tenues capas limítrofes del grano de austenita y disminuye la velocidad de generación de los centros de cristalización de la perlita. El contenido óptimo de B en el acero, para conseguir la templabilidad máxima, es solamente igual al 0,002-0,006 %; si el contenido de B es grande, su concentración en los límites de grano de austenita supera el límite de saturación y, como resultado, aparecen fases de B en exceso (boruros), que actúan como centros de cristalización de perlita, y la templabilidad disminuye.

4.7 Características de cada elemento de aleación en aceros

Los elementos de aleación más comunes en los aceros y sus características fundamentales e influencias se resumen a continuación —acorde con el trabajo de Bain y Paxton, citado en la bibliografía—.

ALUMINIO (Al)

Máxima solubilidad en Fe γ : $\cong 0,6 \%$; algo mayor si el C está presente.

Solubilidad en Fe α : $\cong 30 \%$.

Tendencia a la formación de carburos: menor que el Fe; promueve grafitización.

Débil contribución a la templabilidad: como disuelto en la austenita.

Funciones principales: a) forma una efectiva y fina dispersión con N u O que restringe el crecimiento del grano austenítico; b) forma, mediante una relativa baja difusión de N, una capa superficial de nitruro, sumamente endurecedora. Excelente desoxidante.

CROMO (Cr)

Máxima solubilidad en Fe γ : $\cong 12,0 \%$; con $0,5 \%$ máxima solubilidad $\cong 2,0\%$.

Solubilidad en Fe α : infinita.

Tendencia a la formación de carburos: mayor que Mn, menor que W.

Moderada contribución a la templabilidad: en proporciones $\cong 1 \%$, tan efectivo como el Mn. Débil efecto en el carburo en el revenido para resistir el ablandamiento.

Funciones principales: a) incrementa la resistencia a la corrosión y a la oxidación; b) incrementa la templabilidad; c) contribuye a la resistencia en alta temperatura; d) contribuye a la resistencia a la abrasión en composiciones de alto C.

COBALTO (Co)

Máxima solubilidad en Fe γ : infinita.

Máxima solubilidad en Fe α : $\cong 80 \%$.

Tendencia a la formación de carburos: como el Fe o un poco más energético.

Contribución a la templabilidad: negativa.

Funciones principales: disuelto en austenita o ferrita endurece y resiste el ablandamiento con el aumento de la temperatura. Se usa en muchas aleaciones magnéticas.

MANGANESO (Mn)

Máxima solubilidad en Fe γ : infinita.

Máxima solubilidad en Fe α : $\cong$ 10 % a 250 °C.

Tendencia a la formación de carburos: ligeramente superior al Fe, menor que el Cr.

Moderada contribución a la templabilidad: en bajas concentraciones, mayor que el Ni, igual que el Cr. En aceros de alto C, favorece la retención de austenita después del temple, a causa de su marcado efecto en M_s .

Funciones principales: a) específico en la combinación con el S para formar sulfuros relativamente no dañinos que, en ciertas aplicaciones favorecen la maquinabilidad; b) incremento moderado de la templabilidad a un costo moderado; c) produce aceros austeníticos de alto C; d) produce acero austenítico Cr-Ni-Mn de bajo C que compite con la serie AISI 300 de los aceros inoxidables. Incrementa la resistencia en la ferrita pero reduce su plasticidad.

MOLIBDENO (Mo)

Máxima solubilidad en Fe γ : $\cong$ 3 %; con 0,25 a 0,30 % C: $\cong$ 8 %.

Máxima solubilidad en Fe α : $\cong$ 32 %, descendiendo a menores temperaturas, precipita Fe_3Mo_2 con lo que resulta un sistema de endurecimiento por envejecimiento.

Tendencia a la formación de carburos: fuerte; más efectivo que el Cr o W, si bien en la resistencia al ablandamiento en el revenido, el endurecimiento secundario puede ocurrir a temperaturas ligeramente inferiores que en aceros al W de alta concentración.

Contribuye grandemente a la templabilidad si se encuentra disuelto; en proporciones hasta el 1% es más efectivo que el Cr y el W.

Funciones principales: a) eleva la temperatura del crecimiento del grano austenítico; b) contribuye a la penetración de temple; c) eleva la resistencia a la alta temperatura y al creep; d) incrementa la resistencia a la corrosión del acero inoxidable, especialmente en soluciones de cloruros.

NIQUEL (Ni)

Máxima solubilidad en Fe γ : infinita.

Máxima solubilidad en Fe α : $\cong$ 25 al 30%; permanece en la ferrita en aceros de alto C.

Tendencia a la formación de carburos: menor que el Fe, promueve la grafitización.

Débil contribución a la templabilidad: útil en compuestos que deben ser insensibles a rápidos enfriamientos. En cantidades efectivas en aceros de medio y alto C, tiende a retener austenita luego del temple. Disuelve apreciablemente en ferrita, aun con altos contenidos de C por lo que se usa en el endurecimiento de aceros no templados, por efectos de solución sólida.

Funciones principales: a) hace austeníticas las composiciones de alto Cr; b) produce acero de moderada o alta templabilidad (dependiendo de los otros elementos) que tienen relativamente bajos requisitos de calentamiento austenítico y alta tenacidad luego de revenidos, especialmente en bajas temperaturas; c) promueve elevada resistencia en aceros ferrito-perlíticos.

FOSFORO (P)

Máxima solubilidad en Fe γ : $\cong$ 0,5 %.

Máxima solubilidad en Fe α : $\cong$ 2,5 %; no decrece con el contenido de C.

Tendencia a la formación de carburos: probablemente nula.

Contribución a la templabilidad: sorprendentemente grande, considerando el pequeño contenido en los aceros. Muy efectivo endurecedor disuelto en ferrita hasta el 0,20 %.

Funciones principales: a) aumento en la resistencia en aceros de bajo C; b) confiere resistencia a la corrosión; c) mejora la maquinabilidad en aceros refosforados de corte libre, y es restringido a 0,05 % máximo en aceros de alto C para no perjudicar su plasticidad. Puede contribuir a la fragilidad por revenido.

SILICIO (Si)

Máxima solubilidad en Fe γ : $\cong$ 2 % y $\cong$ 9 % en aceros con 0,35 %C.

Máxima solubilidad en Fe α : $\cong$ 18,5%; no influye la presencia de C.

Tendencia a la estabilización de carburos: negativa, promueve la

grafitización.

Contribución a la templabilidad: moderada; requiere incremento en la austenita retenida.

Débil endurecedor de la ferrita: probablemente más potente que el Mn, mucho menor que el P; moderada reducción de la plasticidad hasta el 1%.

Funciones principales: a) principal aleante en chapas de acero de bajo C para núcleos magnéticos; b) contribuye a la resistencia a la oxidación en aceros para alta temperatura; c) moderado incremento en la templabilidad en aceros que no contengan otros elementos grafitizantes; d) incremento en la resistencia en aceros bonificados y aceros perlíticos donde no se requiera plasticidad; e) es un desoxidante extensivamente empleado.

TITANIO (Ti)

Máxima solubilidad en Fe γ : $\cong 0,75$ %; con $\cong 0,18$ % C la solubilidad $\cong 1,0$ %.

Máxima solubilidad en Fe α : $\cong 6$ %; precipitación de intermetálicos Fe-Ti (TiFe_2 , TiFe , y Ti_2Fe) hacen posible el endurecimiento de aleaciones Fe-7%Ti.

Tendencia a la formación de carburos: el más grande observado, excepto posiblemente el Nb. Aun en pequeñas proporciones reduce la concentración de C solubilizando la austenita y de 1,5 hasta 2,0 % Ti, aceros con 0,50 % C no tienen prácticamente tendencia al endurecimiento por temple (temple martensítico). Aceros con 1%Ti, 0,2%C, templados desde alta temperatura son martensíticos y resistentes al ablandamiento en revenido, pero el efecto de endurecimiento secundario es menor que en aceros al Mo y W, por la pequeña cantidad de Ti y C libre en solución, ya que el TiC es muy difícil de disolver.

La contribución del Ti a la templabilidad es considerable, pero siendo muy difícil de disolver su efecto es generalmente negativo. Partículas de carburo persistentes restringen el crecimiento de grano de la austenita y, por lo tanto, reducen la templabilidad.

Funciones principales : a) al empobrecer de C la solución en la austenita reduce el endurecimiento martensítico y la templabilidad en aceros de contenido medio en Ti, especialmente en los procesos de soldadura; b) similarmente, previene la formación de austenita en aceros de alto Cr; c) empobrece de C en solución los aceros austeníticos a elevada temperatura, por lo que previene la corrosión en borde de grano por vaciamiento del Cr en formación de carburos (sensibilización); d) sirve como agente de endurecimiento por precipitación en aleaciones austeníticas termorresistentes que contienen Ni. Se usa como desoxidante en todo proceso de fusión de aceros.

TUNGSTENO (W)

Máxima solubilidad en Fe γ : $\cong$ 6 %; con 0,25 % C la solubilidad es $\cong$ 11 %.

Máxima solubilidad en Fe α : $\cong$ 32 % y disminuyendo con el descenso de la temperatura; precipita Fe_3W_2 produciendo endurecimiento por envejecimiento.

Tendencia a la formación de carburos: fuerte; ligeramente más vigorosa que el Mo cuando está presente en doble proporción en peso. El carburo (como el de Mo) se opone al ablandamiento en el revenido.

Contribución a la templabilidad: disuelto es muy considerable. En pequeñas concentraciones es más efectivo que en concentraciones mayores.

Funciones principales: a) forma carburos duros estables resistentes a la abrasión, en aceros para herramientas; b) desarrolla dureza en alta temperatura en aceros bonificados; c) contribuye en la resistencia al creep en ciertos aceros para alta temperatura. Generalmente similar al Mo.

VANADIO (V)

Máxima solubilidad en Fe γ : de 1 a 2 %; con 0,2 % C la solubilidad es $\cong$ 4 %.

Máxima solubilidad en Fe α : infinita, si bien el intermetálico FeV se puede formar al 30% V, endurecimiento por envejecimiento, probablemente similar a la fase σ del sistema Fe-Cr.

Tendencia a la formación de carburos: muy fuerte pero menor que el Ti el Nb. Suficiente cantidad de C y V solubilizados en γ en alta temperatura, causa el máximo endurecimiento secundario observado. Carburos especiales que se forman durante el revenido son sumamente efectivos; otros mecanismos posiblemente contribuyen a la obtención de grano fino.

Contribución a la templabilidad: disuelto es muy marcada, aun en pequeñas cantidades.

Funciones principales: a) eleva la temperatura de engrosamiento de grano de la austenita, con lo que promueve el grano fino si está parcialmente precipitado; b) incrementa la templabilidad; c) resistencia al ablandamiento en el revenido promotor del endurecimiento secundario.

Existen otros elementos de aleación que no son tan extensamente empleados como los anteriores, por lo que se hará una breve mención a continuación.

BORO (B)

Mejora la penetración de la dureza (en el temple) y permite aumentar la resistencia del núcleo en los aceros de cementación. Produce endurecimiento por precipitación (envejecimiento) en aceros austeníticos 18/8 incrementando el límite elástico y resistencia pero en disminución de la resistencia a la corrosión. Por su elevada sección de captura neutrónica se lo utiliza en reactores nucleares para las barras de control de reactividad (disminuyen o anulan el flujo neutrónico).

CALCIO (Ca)

Empleado con el Si bajo la forma de sílico-calcio para la desoxidación. Modifica benéficamente las inclusiones sulfurosas alargadas del SMn por formas redondeadas del sulfuro de Ca. Aumenta la resistencia a la formación de cascarilla en los aceros conductores de calor.

CERIO (Ce)

Efecto de limpieza donde se necesita una fuerte desoxidación y desulfuración. Como modificador de inclusiones de sulfuros actúa benéficamente como el Ca. Mejora la deformación en caliente y aumenta la resistencia a la formación de cascarilla en aceros para alta temperatura.

COBRE (Cu)

Eleva el límite elástico y la resistencia pero disminuye los módulos elásticos. En pequeñas concentraciones eleva la resistencia a la corrosión del acero al aire; no tiene influencia sobre la soldabilidad.

NIOBIO (Nb) - TANTALIO (Ta)

Estos elementos se presentan siempre juntos, son muy difíciles de separar, por lo que se incorporan en general simultáneamente. Se usan como estabilizadores en los aceros resistentes a los agentes químicos y como microaleantes en aceros estructurales. Son fuertes formadores de carburos. El Ta forma isótopos radiactivos de larga vida media, por ello su contenido debe ser muy bajo en aceros para uso nuclear.

PLOMO (Pb)

En concentraciones de 0,20 a 0,50% se lo utiliza para elaborar aceros de corte libre: repartido en una fina dispersión elemental, favorece

la formación de viruta corta y una superficie de corte limpia. En la práctica, los porcentajes de Pb indicados no influyen sobre las propiedades mecánicas de los aceros.

SELENIO (Se)

Usado en los aceros de corte libre de manera similar que los resulfurados, mejora la maquinabilidad de manera aún más eficiente. En los aceros inoxidable baja menos la resistencia a la corrosión que los sulfuros.

CIRCONIO (Zr)

Formador fuerte de carburo. Empleado como elemento extra de adición para la desoxidación, denitruración y desulfurización; limpia todos los productos de desoxidación del acero. El Zr aumenta la vida de aceros conductores de calor.

NITRÓGENO (N)

En los aceros austeníticos estabiliza la estructura, eleva la resistencia y sobre todo el límite elástico, así como las propiedades mecánicas a altas temperaturas. Da una gran dureza a la superficie por formación de nitratos, en procesos de nitruración. Es perjudicial porque bajo la resistencia en precipitación por endurecimiento estructural (sensibilidad al envejecimiento) y fragilidad en azul; incrementa la posibilidad de corrosión bajo tensión en aceros al C o de baja aleación.

AZUFRE (S):

Es perjudicial, causa fragilidad en caliente. Se tolera de 0,025 a 0,030 %. Se lo utiliza en la elaboración de aceros de corte libre, resulfurados hasta 0,3%.

C A P I T U L O V

5. TRANSFORMACION MARTENSITICA. TRANSFORMACION BAINITICA

5.1 TRANSFORMACION MARTENSITICA

Si una pieza de acero es calentada hasta la temperatura de austenitización y luego enfriada rápidamente, se produce la formación de martensita, una estructura más dura que la perlita en la cual el C —en solución sólida en la austenita— permanece en solución en la nueva fase. En general, cuando un acero es sometido a enfriamiento brusco seguido de transformaciones isotérmicas, a temperaturas cada vez más bajas, los productos de reacción obtenidos son los mencionados en la curva TTT:

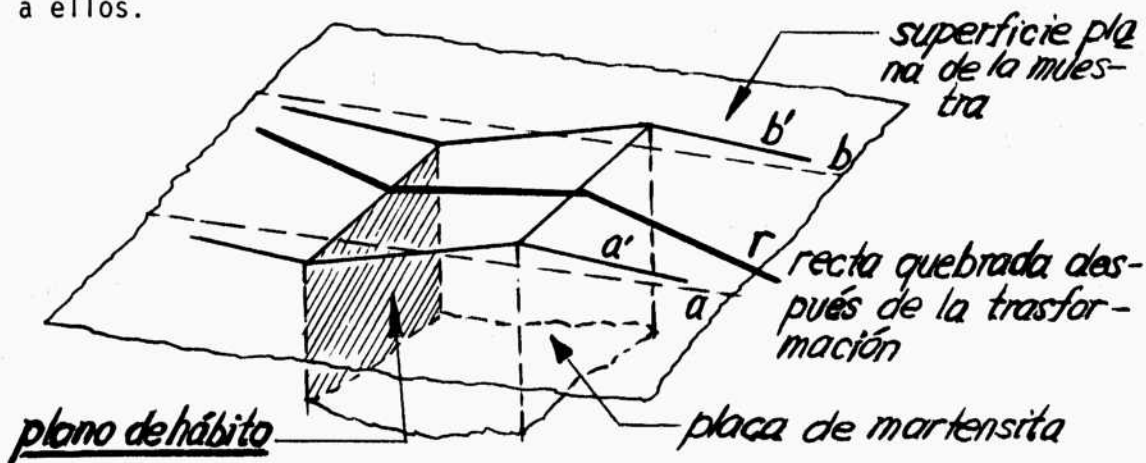
perlita → bainita superior → bainita inferior →
→ martensita → austenita retenida;

respecto de la austenita retenida (no transformada), su contenido se incrementa con la concentración de C en los aceros comunes (no aleados); el Ni y el Mn aumentan rápidamente la proporción de austenita retenida, llegándose a obtener estructuras totalmente austeníticas al temple en algunos aceros.

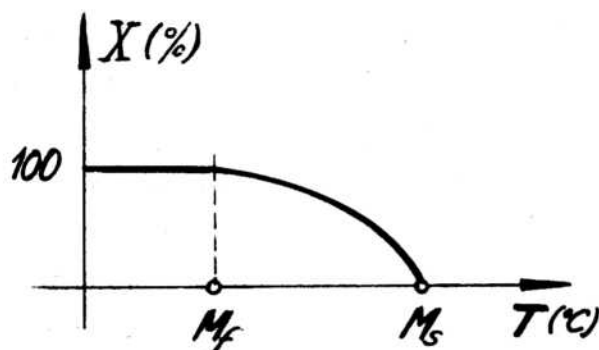
5.1.1 Características de la reacción martensítica

La transformación martensítica se encuentra tanto en aleaciones ferrosas como en no ferrosas; posee algunas características generales:

- 1) La transformación ocurre sin cambio en la composición: un átomo individual no se mueve más de una distancia atómica; esto implica que la transformación es sin difusión.
- 2) La transformación se realiza mediante una deformación de corte en un volumen discreto de material. Para una dada composición, existe una definida y constante relación de orientación entre las fases madre y producto. Esta deformación homogénea deja una interfase aproximadamente invariante, sin rotación ni distorsión; este plano invariante de transformación es llamado plano de hábito; esta característica puede evidenciarse al realizarse en una probeta previamente rayada. Un esquema sencillo muestra a una placa de martensita, observable en la superficie plana de la muestra y la desviación de una recta (previamente trazada) al atravesar los planos invariantes que permanecen paralelos, junto con una expansión o contracción normal a ellos.



- 3) La interfase martensita-matriz es de deslizamiento y probablemente consiste en un arreglo de dislocaciones; esto es consistente con el hecho de que estén involucradas deformaciones de corte. La interfase puede moverse a gran velocidad en un amplio rango de temperaturas y su movimiento puede ser ayudado o inhibido por deformaciones elásticas o plásticas.
- 4) La martensita comienza su formación a una particular temperatura (M_s) de enfriamiento y la cantidad depende de cuánto desciende la temperatura respecto de M_s ; la fracción transformada (X) es función de la temperatura de temple, pero debajo de una cierta temperatura (M_f) no se forma más martensita —aun cuando la matriz austenítica no haya sido totalmente transformada—.

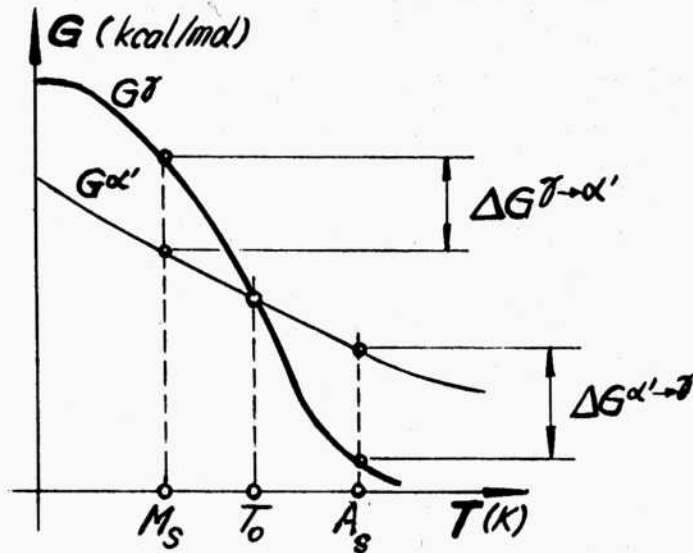


- 5) La deformación plástica, a cualquier temperatura debajo de M_s , incrementa la cantidad de martensita formada. La deformación de una fase inestable a temperaturas mayores (pero cercanas) a M_s puede ocasionar la nucleación y crecimiento de una fase martensítica; esto ocurre hasta una temperatura llamada M_d , que es la más elevada en la cual puede ocurrir la transformación por deformación.
- 6) La fase martensítica formada a bajas temperaturas por enfriamiento es reversible a la fase de alta temperatura cuando se calienta muy por encima de M_s , siempre que no exista una reacción de precipitación que cambie su composición; esta reversibilidad se verifica en aleaciones ferrosas con Ni, pero no acontece en aceros (al calentar: aparece ferrita y precipita el carburo cementita).

5.1.2 Cinética de nucleación y crecimiento

Como la transformación martensítica es sin difusión, la composición de ambas fases es fija y la energía libre (G) de cada una depende sólo de la temperatura. Para una aleación ferrosa con 29 % Ni, se observa la energía libre de las fases en función de la temperatura; siendo T_0 la temperatura de equilibrio, en la cual $G^{\alpha'} = G^{\gamma}$ (la prima pone énfasis en el hecho de que esta fase tiene la misma composición que γ , pero es distinta de la fase α de equilibrio); la diferencia $T_0 - M_s$ es el sobreenfriamiento necesario para una transformación espontánea $\gamma \rightarrow \alpha'$; mientras que la diferencia $A_s - T_0$ es el sobrecalentamiento necesario para una transformación espontánea $\alpha \rightarrow \gamma$.

lentamiento requerido para la transformación espontánea $\alpha' \rightarrow \gamma$.



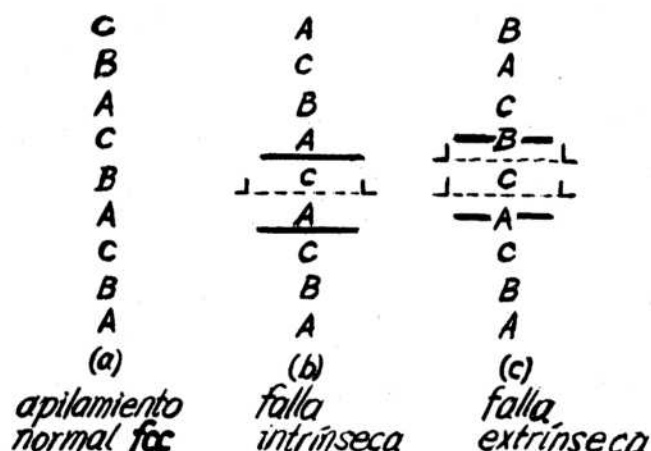
Para el caso de los aceros, debido a la rápida difusión del C en la austenita a la temperatura M_s , el carburo comienza a precipitar tan pronto como la austenita se transforma en martensita. Este hecho cambia la composición de α y luego es imposible observar una A_s para la transformación inversa $\alpha' \rightarrow \gamma$ en calentamiento, ya que la fase metaestable α' se descompone en α + carburo.

Las teorías sobre la nucleación martensítica se fundamentan en el crecimiento inicial de un embrión martensítico; se postula que estos embriones tienen una interfase semicoherente con la austenita, consistente en un arreglo de lazos de dislocaciones paralelas —estos lazos consisten en dislocaciones de hélice que se cierran mediante pequeños tramos de dislocaciones de borde—. La generación en el material de un embrión de estas características es motivo de discusión: algunas teorías han supuesto que los embriones se encuentran "condensados" desde una elevada temperatura (previa a la transformación) donde la activación térmica es más efectiva.

Olson y Cohen desarrollaron una nueva teoría de nucleación donde se postula que los embriones son generados a la temperatura de transformación, como una secuencia de fases. En el primero de ellos, para una muy pequeña partícula, no se requiere la condición de plano invariante y está dominado por el campo de deformación de un defecto existente. Un razonable orden para estos pasos, por analogía con otras transformaciones de fase, son aquellos que conducen a la partícula de un estado de máxima a mínima coherencia; el primer paso para la nucleación (el más coherente) es entonces el de falla en los planos compactos de la matriz a partir de un defecto existente; las etapas subsiguientes tienen lugar de modo tal de dejar el plano fallado sin rotar.

A continuación se realiza una descripción de esta teoría para el caso más simple de una transformación fcc $\rightarrow$ hcp (martensita ϵ); otras transformaciones más complejas desde un punto de vista metalográfico, conducen a resultados similares —aplicando el mecanismo general expuesto—.

Se identifica la estructura constituida por una falla particular mediante la siguiente regla: si el movimiento de una dislocación por un número x de planos produce una estructura de volumen, luego tales dislocaciones con su propio espaciado, originan un embrión de la misma estructura con un espesor $n = mx$.



El esquema muestra una falla de apilamiento en la red fcc: (a) representa el apilamiento normal ABC de planos compactos; (b) y (c) indican la secuencia de apilamiento para las fallas intrínseca y extrínseca, respectivamente. La falla intrínseca puede ser formada por el movimiento de una dislocación parcial de Shockley sobre el plano compacto, mientras que el movimiento de tal dislocación sobre los segundos planos produce un cristal hcp en volumen. Así, una falla intrínseca es un embrión hcp, con 2 planos de espesor ($n = 2$), de igual forma, una falla extrínseca puede ser generada por el movimiento de dislocaciones paralelas de Shockley sobre 2 planos compactos consecutivos. El movimiento de tales dislocaciones sobre todos los planos compactos produce una macla fcc. Se puede concluir que una falla extrínseca es un embrión de macla de 2 planos de espesor ($n = 2$).

Como en la teoría de nucleación clásica, la energía libre de tales embriones debe ser expresada en términos de la diferencia de energía libre química entre la fase madre y producto (ΔG^q), una energía de deformación (E^d) y una cierta energía de superficie (σ); la energía de falla (γ) expresada por unidad de área de la falla (en los planos fallados), para una falla de n planos de espesor, resulta:

$$\gamma = n \rho_A (\Delta G^q + E^d) + 2 \sigma(n)$$

donde ρ_A es la densidad de átomos en un plano compacto (moles/ unidad de área); las energías ΔG^q y E^d están expresadas como cantidades molares y $\sigma(n)$ es la energía libre por unidad de área de la interfase partícula-matriz. En concordancia con la definición de Gibbs, las cantidades ΔG^q y E^d están referidas a propiedades del volumen y son independientes del tamaño del embrión (E^d debe depender de la forma pero no del tamaño). La ecuación predice que, bajo aquellas

condiciones donde la variación de energía en volumen ($\Delta G^q + E^d$) es negativa, la energía de falla (γ) decrece con el aumento del espesor fallado (n); esa variación de energía en volumen será negativa cuando la fuerza impulsora química sea mayor que la energía de deformación, esto ocurrirá debajo de una cierta temperatura T_0 en la cual las estructuras madre y producto coherente tienen igual energía libre de volumen.

Olson y Cohen proponen una situación de equilibrio entre la repulsión de las dislocaciones parciales y una fuerza "atractiva" asociada con la energía de falla; cuando la temperatura desciende hasta hacer $\gamma = 0$, la repulsión actuante entre dislocaciones causa que la separación de equilibrio crezca indefinidamente y el defecto se transforme en inestable. Para un posterior descenso térmico, la energía de falla es negativa ($\gamma < 0$), contribuyendo con una fuerza adicional a la separación de dislocaciones. En síntesis: para que ocurra la transformación, la energía de falla (γ) debe ser nula o negativa.

La temperatura M_s será determinada operacionalmente por el defecto más grande que sea capaz de producir, en número suficiente, una cantidad detectable de transformación. En este sentido, el tamaño del defecto puede ser definido por el parámetro n (número de planos compactos en el espesor de falla producido por la dislocación del defecto).

Cuando se aplica una deformación plástica mediante un trabajo mecánico W , la energía libre química de la transformación se modifica según la expresión:

$$\Delta G^* = \Delta G^q - W, \text{ siendo } W = (\tau \gamma_0 + \sigma \epsilon_0) V_m$$

V_m es el volumen molar de la aleación, τ y σ las tensiones resueltas de corte y normal al plano de hábito; γ_0 y ϵ_0 las componentes resueltas de deformación de corte y normal, intrínseca a la transformación. La tensión τ estimula en todos los casos la transformación martensítica, mientras que σ (adoptada como positiva en tracción) estimula las transformaciones que expanden la red e inhibe aquéllas que la contraen; lo inverso ocurre cuando σ es de compresión (negativa). La expresión general queda entonces modificada, con la aplicación de un esfuerzo mecánico, de este modo:

$$\gamma = n \rho_A (\Delta G^* + E^d) + 2 \sigma(n)$$

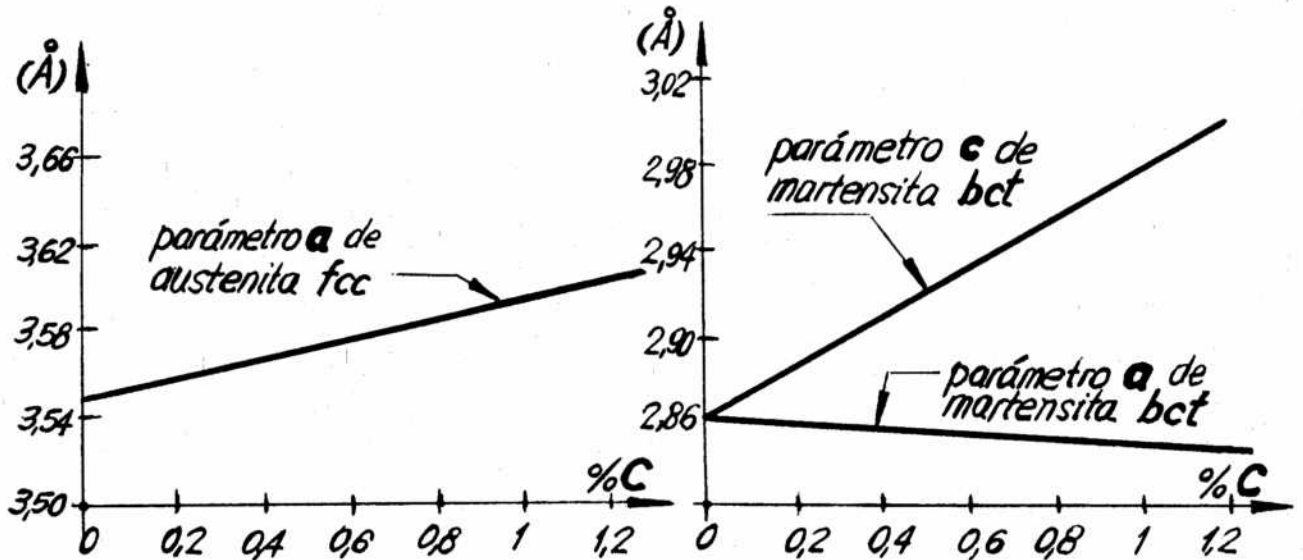
cuando $\gamma = 0$, esta expresión define la temperatura M^d como aquélla que produce una cantidad detectable de martensita bajo un esfuerzo mecánico determinado.

5.1.3 Estructura cristalina de la martensita

La martensita en los aceros al C es una solución sobresaturada de C en $Fe\alpha$, con una estructura cúbica centrada tetragonal (bct), una forma distorsionada de la estructura bcc del $Fe\alpha$. La

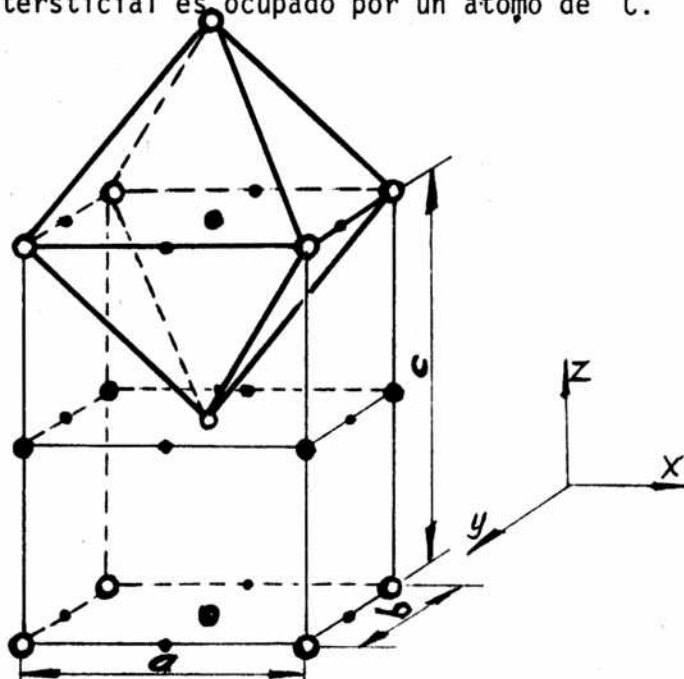
tetragonalidad, medida por la relación entre ejes cristalográficos c/a , se incrementa con el contenido de C:

$$c/a = 1 + 0,045 \% C$$



Mientras el C intersticial expande la red fcc uniformemente, la red bcc sufre una expansión del parámetro c y una contracción del parámetro a , dando origen a una distorsión tetragonal. El C ocupa en ambas redes los intersticios octaédricos, que tienen 6 átomos de Fe como vecinos próximos; estos átomos forman, en la red fcc, un octaedro regular que se distorsiona de manera completamente simétrica cuando el sitio intersticial es ocupado por un átomo de C.

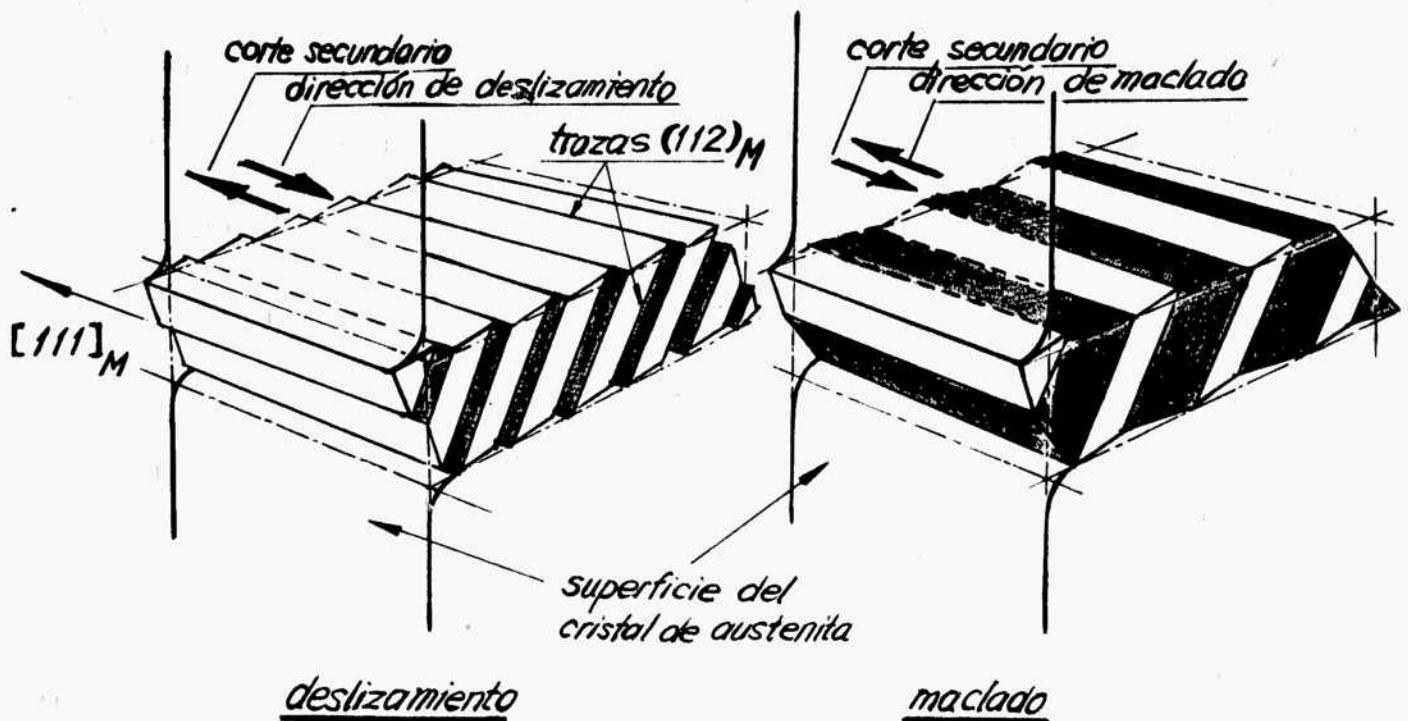
- átomo Fe
- átomo C
- octaedro intersticial



Los átomos de Fe no forman en este caso un octaedro regular siendo

la distancia entre átomos de Fe menor en la dirección z que en las direcciones x é y ; un átomo de C alojado en un sitio intersticial produce una expansión de la red en dirección z (medida por el parámetro c paralelo a z).

La deformación invariante cristalina inhomogénea se supone como el resultado del movimiento de dislocaciones que origina una deformación por deslizamiento o maclado. Cualquiera de estos 2 procesos efectuados a pequeña escala puede ser correspondido a deformaciones homogéneas del plano invariante a escala macroscópica. Los esquemas muestran los 2 tipos de deformación invariante cristalina que ocurren dentro de una placa de martensita.



Es de hacer notar que el bloque de martensita formada ha producido un plano sesgado en la superficie y que el plano de hábito se preserva mediante la acomodación de finas placas microscópicas generadas por deslizamiento o bien por maclado. Esta teoría ha sido confirmada en principio mediante mediciones cristalográficas en las 2 fases, pero la existencia de una deformación cristalina inhomogénea sólo puede ser establecida mediante examen microscópico. Mediante microscopía óptica, se ha revelado la existencia de láminas de martensita conteniendo maclas muy finas (inferior a 100 Å) ordenadas en forma paralela. Para aleaciones ferrosas ocurridas por deslizamiento, se midió una alta densidad de dislocaciones (10^{12} a 10^{13} cm⁻²) utilizando microscopía electrónica.

5.1.4 Morfología de la martensita en los aceros

Las placas de martensita en los aceros no tienen generalmente lados

paralelos, adoptando una forma lenticular como resultado de las restricciones en la matriz que se oponen al cambio de forma asociado a la transformación. Esta es una de las razones que dificultan la identificación de los planos de hábito en martensitas ferrosas. La deformación por dislocaciones y por maclas son los métodos alternativos mediante los cuales ocurre la deformación de corte (invariante cristalina) de la transformación; de estos 2 procesos, la tensión crítica de corte resuelta para maclado es siempre mucho más alta que aquella necesaria para el deslizamiento. Por lo tanto, debe esperarse que aquellos factores que elevan la tensión de fluencia de la austenita y la martensita incrementen el modo de deformación por maclado; las variables más importantes son entonces: la concentración de C; la concentración de elementos aleantes; la temperatura de transformación y la velocidad de deformación. El aumento de la concentración de C y solutos intersticiales, tanto como el descenso de M_s (provocado directamente por esos incrementos) y el aumento de la velocidad de deformación estimulan la transformación por maclado. Acorde con la concentración de C de los aceros pueden distinguirse 3 grupos morfológicos de estructuras martensíticas:

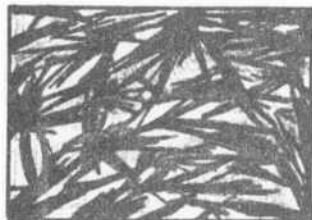
- Martensita de bajo C ($C < 0,5 \%$): es referida como martensita de placa o listones (lath martensite); este tipo se encuentra también en los aceros de baja aleación; aparecen listones alargados no estrictamente planares, con un espesor de $0,5 \mu m$, con agrupaciones de pequeño ángulo entre listones mezcladas con algunas de alto ángulo. En aceros al C los listones no están compuestos internamente por micro-maclas (que son frecuentes en aleaciones Fe-Ni), existiendo una alta densidad de madejas de dislocaciones.



100x

martensita de bajo C

- Martensita de medio C ($0,5 \% < C < 1,2 \%$): es referida como acicular o lenticular; consiste en placas lenticulares, hecho que puede ser demostrado mediante el examen de placas que interceptan 2 superficies en ángulo recto. El fenómeno de transformación repentina o por estallido (burst), probablemente juega un rol importante en propagar la transformación y la austenita retenida no es uniforme ni tan eficientemente eliminada como en la martensita listonada de los aceros de bajo C.



500x

martensita de medio C

- Martensita de alto C ($C > 1,4 \%$): también referida como acicular o lenticular. El cambio de plano de hábito (respecto de las otras 2 variedades mencionadas) y de relación de orientación cuando el contenido de $C > 1,4 \%$ no es detectable por microscopía óptica, ya que la morfología permanece como placas lenticulares individuales que poseen una microestructura densa de maclas. Las placas se forman por estallido, muchas veces es audible. La adición de elementos de aleación hace que este tipo de transformación se observe para menores cantidades de C llegando, en casos extremos, a ocurrir en aleaciones libres de C (algunas Fe-Ni).



1000x

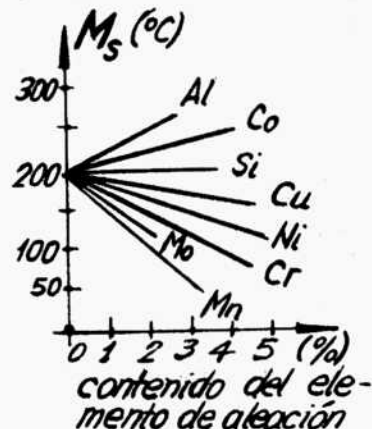
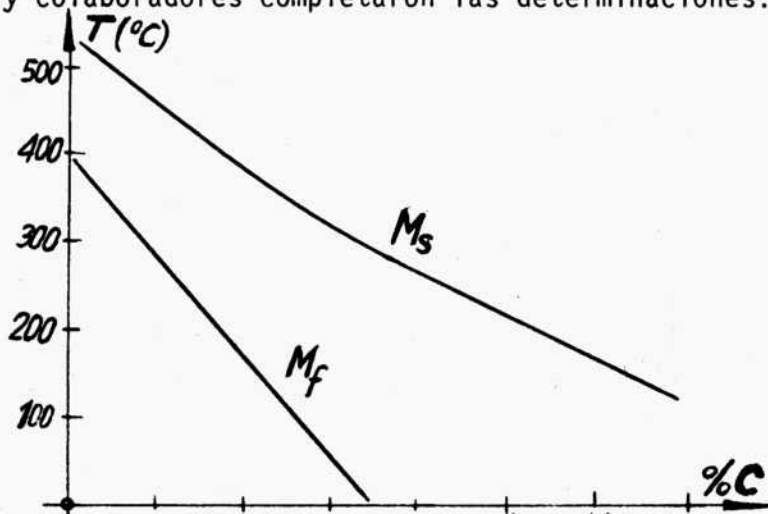
martensita de alto C

5.1.5 Influencia de los elementos de aleación

Con excepción del Co y el Al, los elementos aleantes en los aceros bajan la temperatura M_s , siendo el C y el N largamente los más activos; para 1 % C la temperatura M_s desciende en más de 300 °C; para 0,7 % C la temperatura M_f es inferior a la temperatura ambiente, por lo que a partir de este alto tenor de C, templados en agua, contienen cantidades sustanciales de austenita retenida. Existen fórmulas empíricas que relacionan el efecto de los aleantes con la temperatura M_s , siendo muy conocida la de Andrews:

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 539^{\circ}\text{C} - 423 \%C - 30,4 \%Mn - 17,7 \%Ni - 12,1 \%Cr - 7,5 \%Mo$$

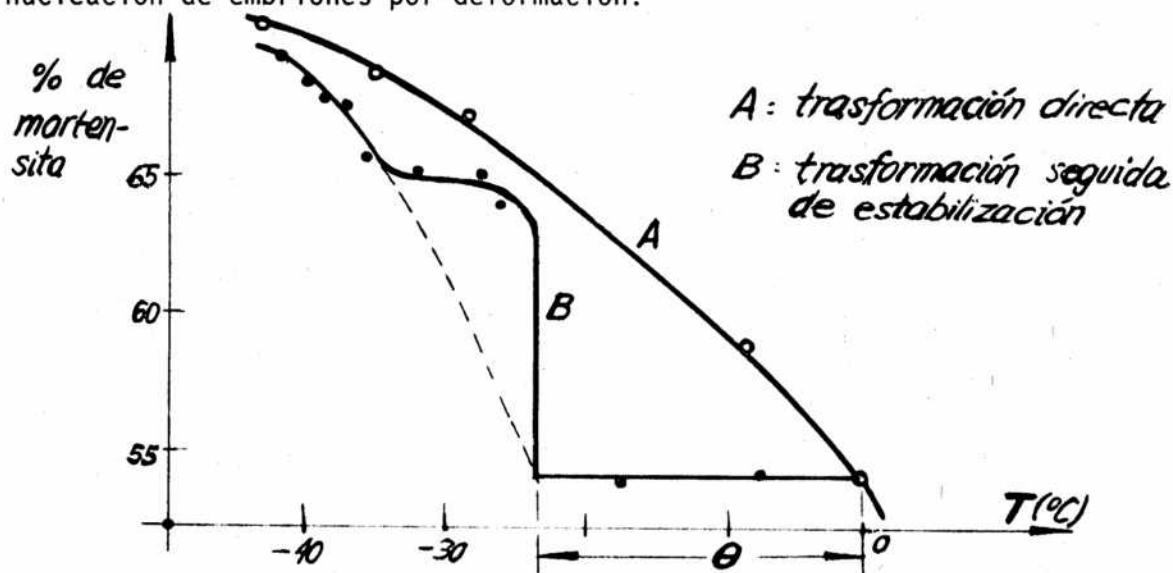
el N, que no figura en la expresión, tiene un efecto similar al del C. Los efectos de los elementos de aleación en la transformación austenita-martensita fueron desarrollados originalmente por Zener mediante análisis termodinámicos, a partir de las energías libres; Cohen y colaboradores completaron las determinaciones.



5.1.6 Estabilización de la austenita

Una de las características de la transformación martensítica en aceros comerciales es su carácter atérmico (esto significa que la fracción de martensita obtenida depende de la temperatura y no del tiempo). Cuando esa temperatura se encuentra dentro del rango M_s a M_f (comienzo y final de la transformación) la fracción transformada quedará estabilizada y ante nuevos descensos de la temperatura, será necesario un nuevo incremento de la fuerza impulsora ($\Delta G_{I \rightarrow \alpha'}$) para que prosiga la transformación, mediante el proceso habitual de germinación y crecimiento.

El grado de estabilización de la austenita, frente a transformaciones isotérmicas puede ser estudiado mediante curvas relevadas al efecto, representándose la fracción transformada por enfriamiento continuo en función de la temperatura (curva A); si por el contrario, el enfriamiento es detenido por algún período de tiempo t_T y luego continuado, no se forma más martensita hasta que la austenita haya sido enfriada una cantidad adicional $\theta(^{\circ}\text{C})$. El parámetro θ indica el grado de estabilización de la austenita; se verifica que se incrementa con el tiempo t_T de mantenimiento a la temperatura de transformación; de modo equivalente, la cantidad de martensita formada depende de la velocidad de enfriamiento. Cuando la martensita comienza a formarse nuevamente, aproximadamente 10 % para este caso, lo hace instantáneamente, mediante un crecimiento cooperativo de placas y nucleación de embriones por deformación.

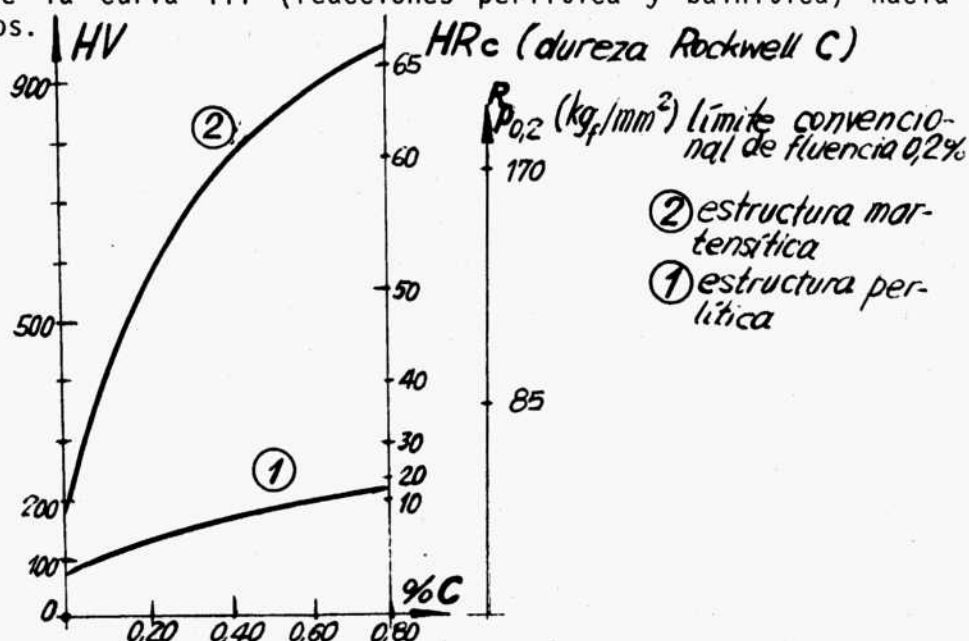


En aceros de baja elación, con M_s cercana a la temperatura ambiente, la estabilización de la austenita ocurre sólo si contiene C y N; si no se encuentra alguno de estos elementos intersticiales, la formación de nuevos núcleos de martensita es continua con el descenso de la temperatura de transformación. Este resultado sugiere la siguiente interpretación del fenómeno de estabilización: al mantener la aleación durante cierto tiempo —en casos, tan breve como segundos— a una temperatura en el rango M_s a M_f , se produce una relajación plástica (movimiento de dislocaciones) seguida de un anclado de las dislocaciones interfaciales por átomos intersticiales, que fijan la transformación.

Para continuar el proceso, es necesario entonces un enfriamiento significativo θ que provea un ΔG adicional, para desanclar las dislocaciones interfaciales o para producir nuevos embriones de transformación.

5.1.7 Endurecimiento martensítico

Comercialmente, el mayor volumen de aceros tratados termicamente son los aceros de baja aleación; son apreciados por poseer una alta resistencia con un costo relativo bajo, se los aplica extensamente en componentes mecánicos para automotores y máquinas (ejes, engranajes, rótulas, etc.). La resistencia de la martensita formada en estos aceros depende del contenido de C y N; la dureza de la martensita es independiente de la concentración de elementos sustitucionales de aleación; la acción de estos elementos reviste importancia sólo en el corrimiento de la curva TTT (reacciones perlítica y bainítica) hacia mayores tiempos.



La alta resistencia de la estructura martensítica debe ser atribuida a las barreras creadas al movimiento de dislocaciones: la disposición de los listones martensíticos y la alta densidad de madeja de dislocaciones o micro-maclas con que están compuestos, resultan formidables barreras al movimiento de dislocaciones. Por otro lado, el mecanismo por el cual el C en solución en la martensita contribuye eficazmente al endurecimiento debe interpretarse a partir de que los átomos de C deforman el cristal de la fertrita y esta deformación puede ser aliviada por la redistribución de los átomos de C en el campo de deformación de las dislocaciones; esta redistribución del C reduce la energía de deformación del sistema y produce, por lo tanto, un vínculo entre las dislocaciones y átomos de C, que requiere de mayores tensiones para deformar la estructura. Además de esta interacción con las dislocaciones, los átomos de C pueden formar colonias ordenadas (clusters) o zonas de Guinier-Preston, que endurecen adicionalmente la estructura martensítica.

Estos 2 fenómenos son los principales que producen el endurecimiento martensítico; el primero es preponderante en aceros de baja aleación (por poseer estos una estructura de madejas de dislocaciones); el segundo mecanismo, de orden a gran distancia, es el principal en aceros de media aleación. La característica de elevada dureza es aprovechada en aceros para herramientas (tool steels) y aceros Maraging. Los aceros para herramientas están altamente aleados y su precio es muy superior a los de baja aleación (la M_s está por encima de la temperatura ambiente, pero la M_f puede llegar a temperaturas muy por debajo de la ambiente y así, en la práctica, queda una fracción importante de austenita retenida que debe ser estabilizada mediante refrigeración posterior al temple). Los aceros Maraging no dependen del C para su endurecimiento; esto ocurre por la precipitación de Ni_3Ti ó Ni_3Mo en la martensita durante el subsiguiente revenido o tratamiento de envejecimiento; así, en estas aleaciones no se requieren enfriamientos rápidos pues M_s está por encima de $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ y M_f en el orden de $200\text{ }^{\circ}\text{C}$; como no existen solutos intersticiales, la martensita es dúctil y puede ser maquinada sin dificultad.

5.2 TRANSFORMACION BAINITICA

La reacción bainítica ocurre en general en transformaciones isotérmicas, dentro del rango de 250 a $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ en el que no se forma perlita (que ocurre a temperaturas más elevadas) ni martensita (que se manifiesta a temperaturas más bajas). Pero debe destacarse que la bainita reúne las propiedades de estas 2 estructuras, presentando un aspecto de finos listones de ferrita y cementita que le otorgan una dureza intermedia entre las 2 fases.

La bainita se presenta frecuentemente en aceros aleados al ser templados para formar la reacción martensítica; la velocidad de enfriamiento hacia el centro de una barra de acero es más lenta que en la superficie y por ello puede originar reacciones bainíticas. Sin embargo, se han desarrollado aceros de bajo carbono totalmente bainíticos agregando $0,5\%$ Mo y pequeñas concentraciones de B; así se amplía el rango de temperaturas de enfriamiento que permiten la aparición de la bainita. También se realiza un control de la reacción mediante Ni, Cr y Mn. A medida que desciende la temperatura de transformación, para una velocidad de enfriamiento constante, la resistencia del acero se incrementa sustancialmente; sin embargo, este aumento es acompañado por una pérdida de ductilidad. Una ventaja práctica de los aceros bainíticos es que, con su relativamente alta resistencia y aceptable ductilidad, no requieren tratamientos térmicos a posteriori. Por ello es que mejora su soldabilidad, ya que la bainita —a diferencia de la martensita— se forma en la zona afectada térmicamente adyacente al metal soldado y así se reduce la posibilidad de fisuración en caliente; como estos aceros son de bajo C, también se reducen las tensiones creadas por la transformación.

5.2.1 Morfología

La naturaleza de la transformación bainítica cambia con el descenso de la temperatura de reacción; esto permite identificar las estructuras bainíticas en 2 tipos: superior (a alta temperatura) e inferior (a menor temperatura).

- Bainita superior (550 a 450 °C): tiene similitud con la ferrita Widmanstätten, ya que esta formada por largos listones de ferrita libres de precipitados internos; si bien la morfología de la bainita superior puede ser asociada con los listones martensíticos de los aceros de bajo C, su formación no puede ser entendida desde un mismo punto de vista cristalográfico.

Mediante microscopía electrónica, se muestra que los listones de la bainita superior tienen una estructura fina de 0,5 μm de espesor y poseen concentración de C muy inferior ($< 0,003\% \text{C}$) que la austenita madre; es decir, en la medida que crecen los listones bainíticos, la austenita se enriquece en C; este comportamiento es característico de la bainita superior, ya que en el rango de 550 a 400 °C, la difusividad del C es alta como para permitir la participación entre ferrita y austenita. La morfología de la cementita formada en los bordes de los listones bainíticos depende del contenido nominal de C en la aleación. En aceros de bajo C, la cementita forma hileras continuas. En algunos aceros, la austenita enriquecida no precipita carburos, permaneciendo como una película de la austenita retenida.



700X
bainita superior



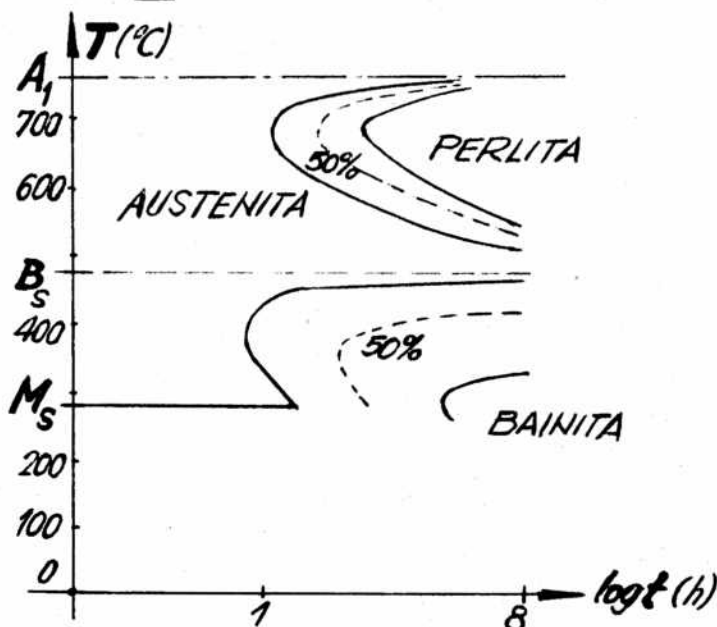
500X
bainita inferior

- Bainita inferior (400 a 250 °C): aparece más acicular que la bainita superior, con placas individuales definidas, que adoptan la forma lenticular, similar a las placas martensíticas. Mientras estas placas se nuclean en los límites del grano austenítico, hay también mucha nucleación dentro del grano y placas secundarias se forman de las primitivas.

El microscopio electrónico muestra que las placas tienen una estructura similar a la de la bainita superior, con una mayor densidad de dislocaciones pero no tan densa como en la martensita de composición similar. Una característica microscópica destacada de la bainita inferior es el crecimiento de varillas de carburos dentro de las placas de ferrita; el carburo puede ser cementita o carburo ϵ , dependiendo de la temperatura de transformación y de la composición del acero.

5.2.2. Formación de la bainita. Influencia de elementos de aleación

En los aceros al C, es a menudo difícil separar la reacción bainítica de la reacción perlítica; donde se superponen los narices de las transformaciones, puede ocurrir: que se forme primero perlita seguida de bainita superior o viceversa. En algunos aceros, el diagrama TTT (curva S) muestra 2 narices de comienzo y 2 de transformación, completamente separadas; también suele indicarse la temperatura B_s por encima de la cual no ocurre la transformación bainítica.



A una dada temperatura, el crecimiento longitudinal de las placas bainíticas (observadas como un crecimiento de aguja en el microscopio), ocurre a velocidad constante y se incrementa con el aumento de temperatura; un mayor %C del acero, disminuye su velocidad de crecimiento; en cuanto al espesor, la velocidad de crecimiento de las placas bainíticas es de difícil determinación.

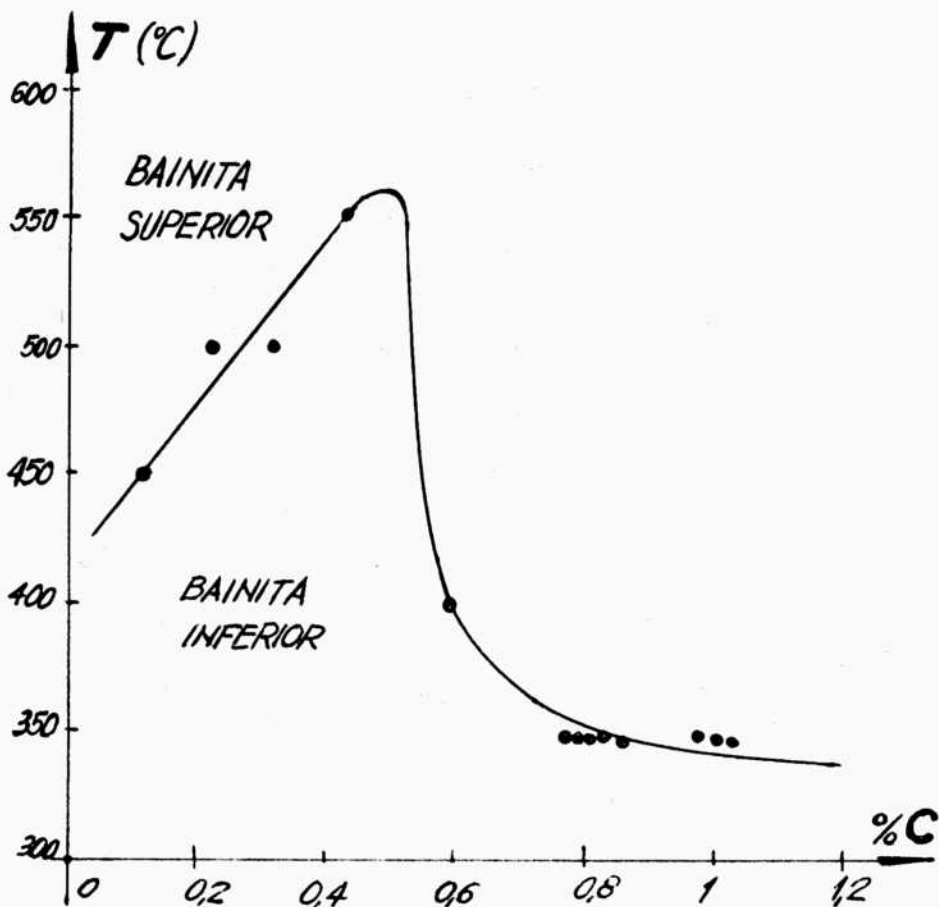
La influencia de los aleantes sobre B_s puede ser expresada mediante fórmulas empíricas, con mayor peso para el %C:

$$B_s(^{\circ}\text{C}) = 830^{\circ}\text{C} - 270\% \text{C} - 90\% \text{Mn} - 37\% \text{Ni} - 70\% \text{Cr} - 83\% \text{Mo}$$

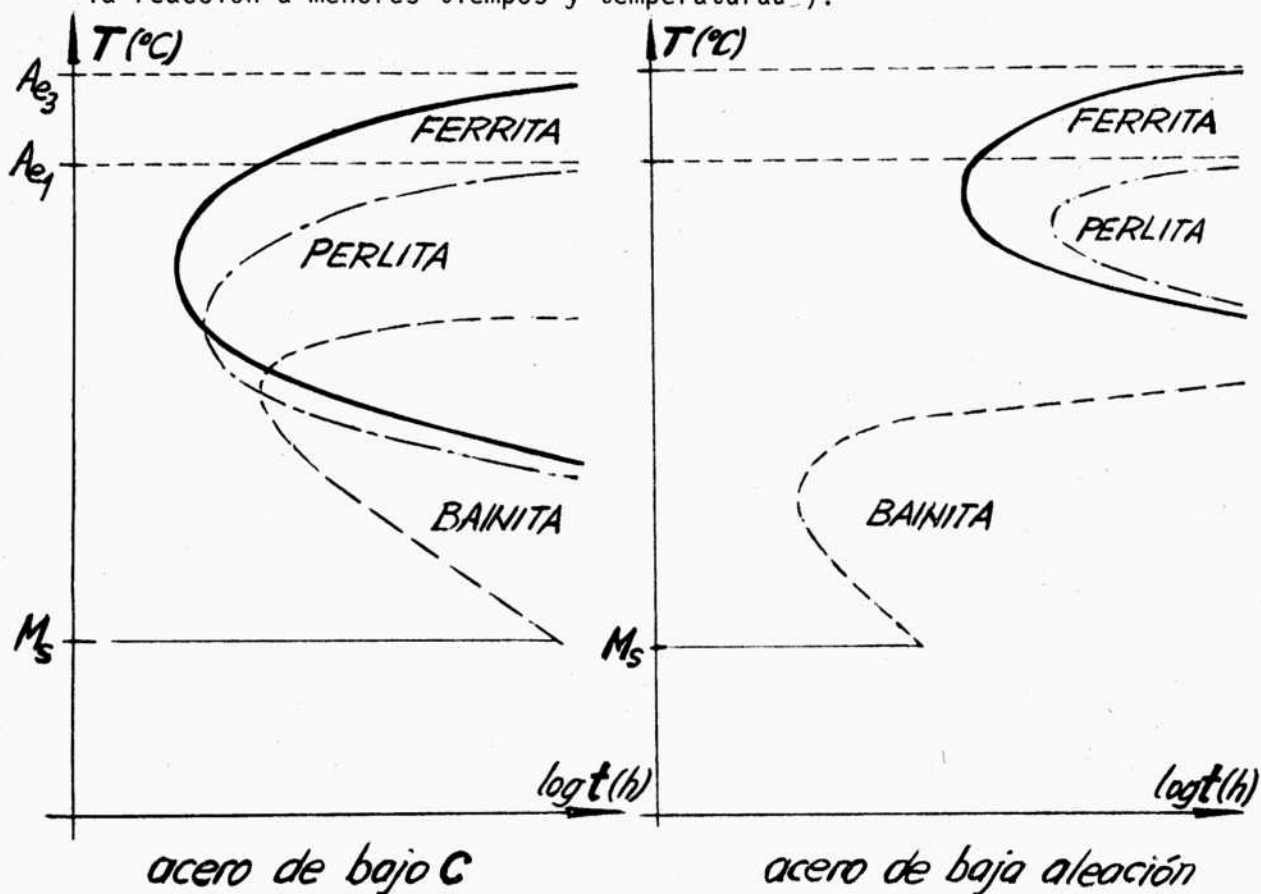
$$B_{50}(^{\circ}\text{C}) = B_s - 60^{\circ}\text{C}$$

$$B_f(^{\circ}\text{C}) = B_s - 120^{\circ}\text{C}$$

La concentración de C también influye en la temperatura de transición de bainita superior a inferior, de manera compleja. Esta temperatura de transición puede ser definida como la temperatura en la cual la difusividad de C en austenita se vuelve tan baja como para permitir la difusión de C en la interfase γ/α , creciendo la bainita como carburos en la interfase móvil.



Otros elementos de aleación no sólo descienden al temperatura B_s como el C, sino que además corren las narices de transformación ferrítica y perlítica hacia tiempos mayores; incluso pueden aparecer superpuestas las reacciones ferrítica, perlítica y bainítica, siendo una manera efectiva de aislar la reacción bainítica (para un acero de bajo C) agregar 0,002 % B (retarda la reacción ferrítica) y 0,5 % Mo (corre la reacción a menores tiempos y temperaturas.).



C A P I T U L O V I

6. REVENIDO

6.1 Generalidades

La estructura martensítica obtenida en un acero templado es normalmente muy frágil y deben modificarse sus propiedades, mediante tratamientos térmicos, en el rango de 150 a 700 °C, que incrementan su ductilidad con alguna pérdida de dureza. Este tratamiento se denomina revenido (temper); aplicándose el término "bonificados" para los aceros que han sido templados y revenidos.

La martensita es una solución sobresaturada de C en Fe α . Mediante el revenido, se produce la precipitación de carbono en forma de partículas finamente divididas (carburos); esta dispersión de carburos en la matriz de Fe α , le confiere un aspecto estructural que la distingue notablemente de la martensita original.

6.2 Etapas del proceso de revenido

Las 4 etapas fundamentales poseen rangos característicos de temperaturas, aunque pueden superponerse parcialmente:

- Etapas 1 (hasta 250 °C): precipitación de carburo ϵ ; pérdida parcial de tetragonalidad de la martensita.

La martensita, luego de obtenida por temple, se ataca de color claro cuando es preparada para un examen metalográfico, pero luego del calentamiento en este rango de temperatura, se ataca de color oscuro. No se puede resolver ópticamente ningún precipitado individual, pero por la coloración obtenida puede distinguirse como martensita revenida.

La martensita formada en aceros de medio y alto C (0,3 a 1,5 % C) no es estable a temperatura ambiente, ya que los átomos de C pueden difundir. Esta inestabilidad se incrementa con el aumento de la temperatura, produciendo la precipitación de carburo ϵ (hcp). Las mediciones con rayos X indican que existe coherencia cristalina en las primeras etapas de la precipitación. En aceros de alto C, se observa un incremento de la dureza por precipitación de carburo ϵ , dentro del rango de temperaturas de 50 a 100 °C. Al final de esta etapa, la martensita todavía posee tetragonalidad, con un contenido de aproximadamente 0,25 % C.

- Etapas 2 (entre 200 y 300 °C): descomposición de la austenita retenida.

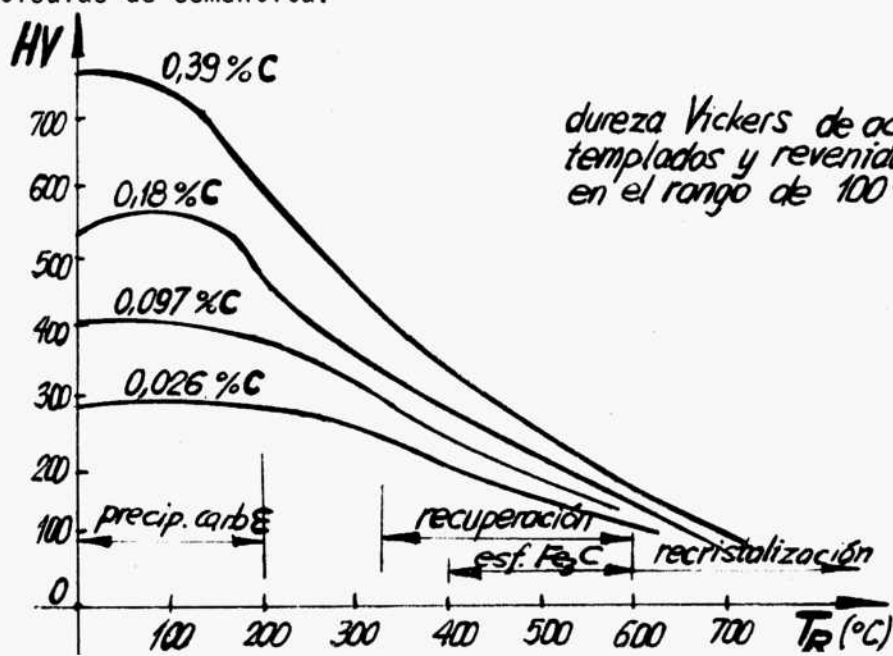
La austenita retenida luego del temple, se descompone posiblemente en bainita ferrítica y cementita, pero no se ha efectuado una comparación detallada entre esa fase y la bainita inferior (la observación directa de la austenita retenida en la microestructura es dificultosa, especialmente si se presenta en bajas concentraciones). En aceros al C por debajo de 0,5 % C, la concentración de austenita retenida es menor del 2 %, elevándose al 6 % para 0,8 % C y superando al 30 % para 1,25 % C.

- Etapa 3 (entre 200 y 350 °C): reemplazo del carburo por la cementita; pérdida de la tetragonalidad de la martensita.

Durante esta etapa, la cementita aparece primero en la microestructura como varillas Widmanstätten, con una relación de orientación bien definida con la matriz, la que a su vez pierde la tetragonalidad convirtiéndose en ferrita. Esta reacción comienza aprox. a 100 °C y se desarrolla completamente a los 300 °C, con partículas de hasta 200 μm de largo y de un diámetro de 15 μm . Los sitios preferidos de nucleación de la cementita (Fe_3C) son las interfaces de los carburos con la matriz; a medida que las partículas de Fe_3C crecen, las de carburos desaparecen. También son sitios de nucleación, en aceros de alto C, la microestructura de maclas, formando colonias de orientación similar a los planos de hábito —lo que constituye una marcada distinción con el plano corriente de hábito de la estructura Widmanstätten—. La cementita puede formarse como películas (films) muy delgadas y difíciles de detectar, pero esferoidizan gradualmente en límites de grano; existe evidencia que estas películas de cementita en borde de grano afectan la ductilidad, para modificar esta estructura se agergan elementos de aleación. La precipitación de C, en esta etapa, provoca la desaparición de la tetragonalidad de la matriz; quedando una matriz ferrítica no sobresaturada en C.

- Etapa 4 (por encima de 350 °C): granulación y esferoidización de la cementita; recuperación y recristalización de la ferrita.

En esta etapa, la cementita sufre un engrosamiento, perdiendo su morfología cristalográfica tendiendo a la esferoidización; este engrosamiento comienza entre los 300 y 400 °C, mientras que la esferoidización se incrementa a temperaturas más elevadas. A 700 °C, los límites de los listones martensíticos son reemplazados por límites de grano ferríticos equiaxiales, mediante un proceso clásico de recristalización. Finalmente, quedan granos ferríticos equiaxiales con partículas bastas esferoidizadas de cementita (Fe_3C), parcialmente precipitadas en bordes de grano. La esferoidización es estimulada por el descenso de la energía superficial; los límites de grano son preferidos por la facilidad de difusión en esas regiones. La difusión de vacancias es el proceso que controla el engrosamiento de las partículas de cementita.



6.3 Influencia del carbono

El C afecta notablemente el comportamiento de los aceros en el revenido; en principio, se ven influidas la dureza y la morfología de la estructura martensítica. La temperatura M_s disminuye con el aumento del contenido de C y, por lo tanto, disminuye también la probabilidad de autorrevenido durante el temple. En general, para cualquier concentración de C, la dureza disminuye en función de la temperatura de revenido; sin embargo, en aceros de alto C, se observa un incremento transitorio de la dureza entre 50 y 150 °C —como consecuencia de la precipitación de carburo ϵ —.

6.4 Influencia de los elementos de aleación

El efecto de los aleantes aparece no sólo en la cinética de las reacciones básicas sino también en los productos que de ellas resultan.

Los cambios estructurales ocurridos durante la primera etapa de revenido son difíciles de determinar; sin embargo, está verificado que ciertos elementos (especialmente el Si) pueden estabilizar el carburo ϵ , de tal modo que en aceros con 1 a 2 % Si, esta microestructura se halla presente a temperaturas de revenido de 400 °C (e incluso superiores, aumentando el tenor de Si). Esta evidencia sugiere que tanto la nucleación como el crecimiento del Fe_3C son demorados por el Si y además que este elemento entra en la estructura del carburo ϵ .

Mientras que en los aceros al C, la tetragonalidad de la martensita desaparece a los 300 °C, en aceros que contienen ciertos elementos de aleación (Cr, Mo, W, V, Ti, Si) la tetragonalidad se mantiene hasta temperaturas de revenido de 450 °C y aún de 500 °C; evidentemente, estos elementos incrementan la estabilidad de la solución sólida sobresaturada de C en Fe. En contraste, otros elementos (Ni, Ti) decrecen la estabilidad. La austenita retenida —cuya proporción se incrementa con el agregado de aleantes— se presenta muchas veces como una malla fina en torno de los listones martensíticos.

Los elementos de aleación pueden también limitar el engrosamiento de la cementita en el rango de 400 a 700 °C. Principalmente el Si, Cr, Mo y W provocan que la cementita retenga su estructura fina Widmanstätten a altas temperaturas, debido a su acción en la estructura de la cementita o por segregación en las interfases carburo-ferrita; el efecto es la demora en el proceso de ablandamiento en el revenido.

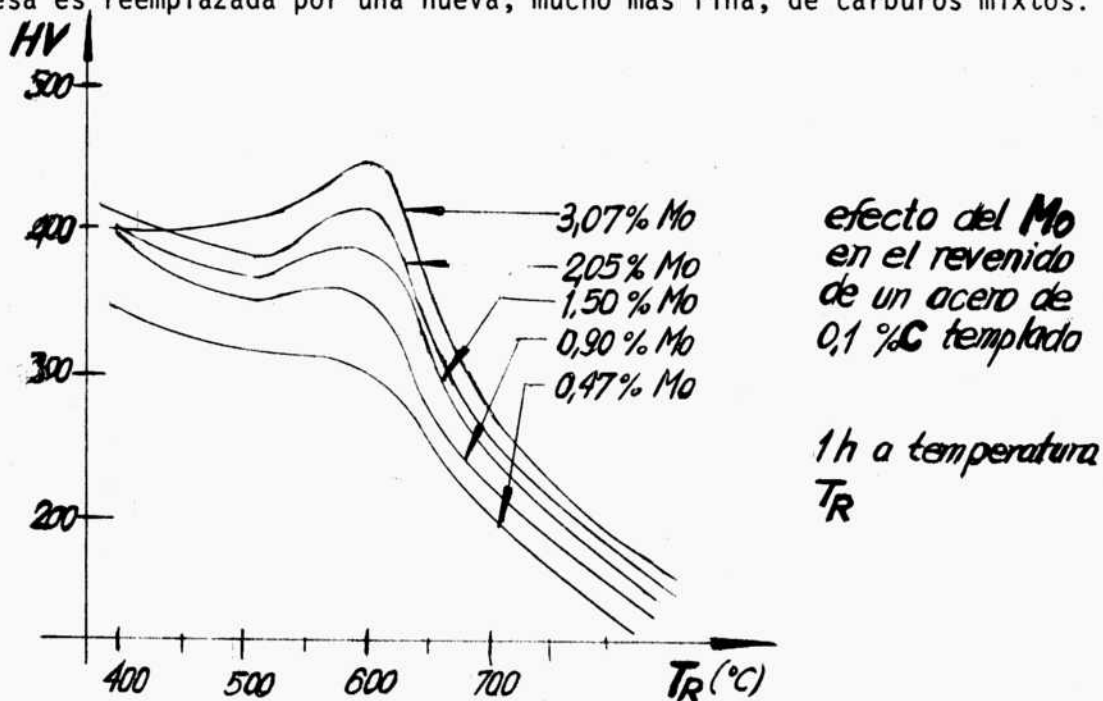
Algunos elementos de aleación en los aceros forman carburos que son termodinámicamente más estables que la cementita; así, el Cr, Mo, V, W y Ti forman (todos) carburos con mayores entalpías de formación; mientras que el Ni, Co, Cu y otros no forman fases carburo; el Mn es un débil formador de carburo, se lo encuentra en solución sólida en la cementita y no como compuesto.

Cuando los elementos formadores de carburos se encuentran en suficiente concentración en los aceros, cabe esperar que sus carburos se producen

con preferencia a la cementita; pero estos carburos recién se forman en el rango de 500 a 600 °C, debido a la lenta difusión de los elementos sustitucionales respecto del C y N.

El engrosamiento de los carburos con el aumento de la temperatura de revenido, es otro fenómeno con marcada influencia en las propiedades mecánicas de los aceros. En carburos aleados (mixtos), la cinética de engrosamiento depende del coeficiente de difusión del soluto y —bajo las mismas condiciones— el crecimiento de la cementita es mayor que el de los carburos aleados; en aceros aleados, donde coexisten la cementita y el carburo mixto, la dispersión de cementita es siempre más gruesa.

La capacidad de ciertos elementos para formar una dispersión fina de carburos aleados, en el rango 500 a 600 °C, y de permanecer finas luego de revenidos prolongados, ha originado el desarrollo de aceros de alta resistencia; así, en algunos aceros aleados, se han alcanzado durezas en revenido superiores a las de estructura de temple; el fenómeno es llamado endurecimiento secundario, se presenta en aceros con Mo, V, W, Ti y en los de elevada concentración de Cr; es un proceso típico de una reacción de envejecimiento en la cual la dispersión de cementita gruesa es reemplazada por una nueva, mucho más fina, de carburos mixtos.



Los carbonos aleados (mixtos) pueden formarse de 3 maneras:

- nucleación in situ en las partículas pre-existentes de cementita; a medida que crece, el C es provisto por la cementita que desaparece gradualmente;
- nucleación dentro de la matriz ferrítica, a partir de la estructura de dislocaciones de la martensita;

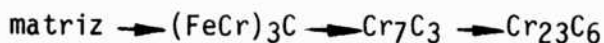
- en los límites de granos y subgranos, que comprenden los de la austenita original, los de la martensita primitiva (ahora ferrita) y los nuevos límites de grano ferríticos, formados por coalescencia de subgranos o por recristalización.

6.5 Revenido de aceros con vanadio

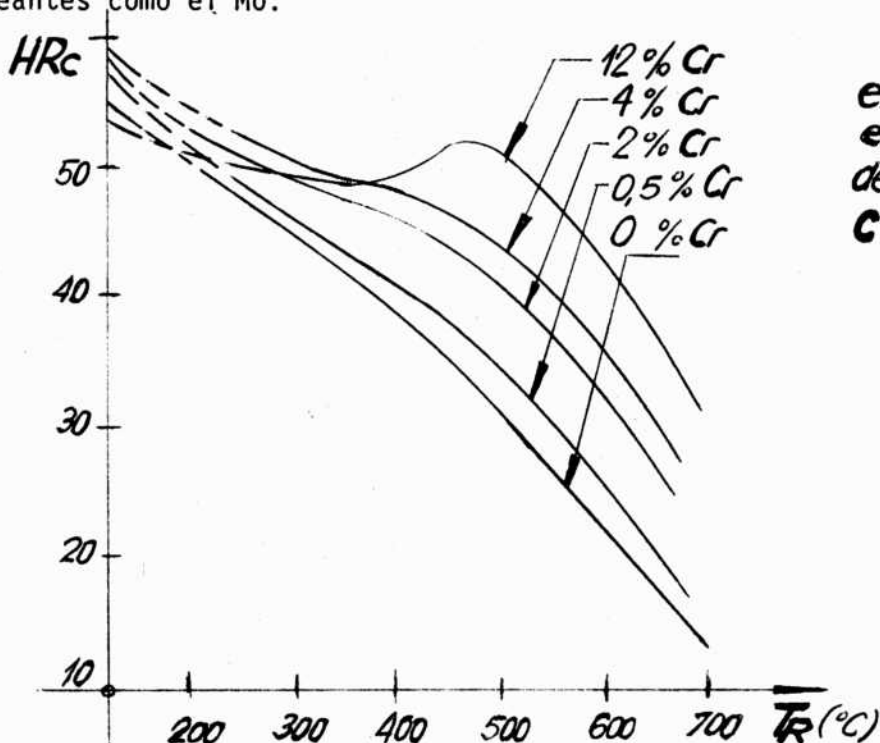
El V es un enérgico formador de carburo VC; muchos de los aceros que contienen V (como: $\frac{1}{2}\text{Cr}$ $\frac{1}{2}\text{Mo}$ $\frac{1}{4}\text{V}$ y otros) muestran una extensiva precipitación de VC durante el revenido, como consecuencia no sólo de la estabilidad de ese carburo frente a la cementita sino también respecto de los carburos de Cr y Mo. Por esta capacidad de mantener una fina dispersión de carburos a elevada temperatura (incluso hasta 700 °C), el V es constituyente importante de aceros destinados a altas temperaturas de servicio (centrales térmicas).

6.6 Revenido de aceros con cromo

El Cr es un formador de carburos más débil que el V; la secuencia normal durante el revenido es la siguiente:



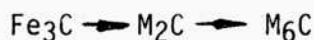
mientras esta secuencia ocurre en aceros de alto Cr, por debajo del 7 % Cr el Cr_{23}C_6 no se forma (a no ser que otro metal como el Mo se halle presente). Aceros con hasta un 9 % Cr no muestran pico de endurecimiento secundario, pero sí es notorio a partir del 12 % Cr (debido a la precipitación de Cr_7C_3); el Cr difunde más rápidamente en la ferrita que otros elementos de aleación, por lo que el Cr_7C_3 es detectado durante el revenido a temperaturas bajas como 500 °C y —comparado con el VC—engrosa rápidamente, si no se agregan otros aleantes como el Mo.



*efecto del Cr
en el revenido
de un acero al
C (0,35% C)*

6.7 Revenido de aceros con molibdeno y tungsteno

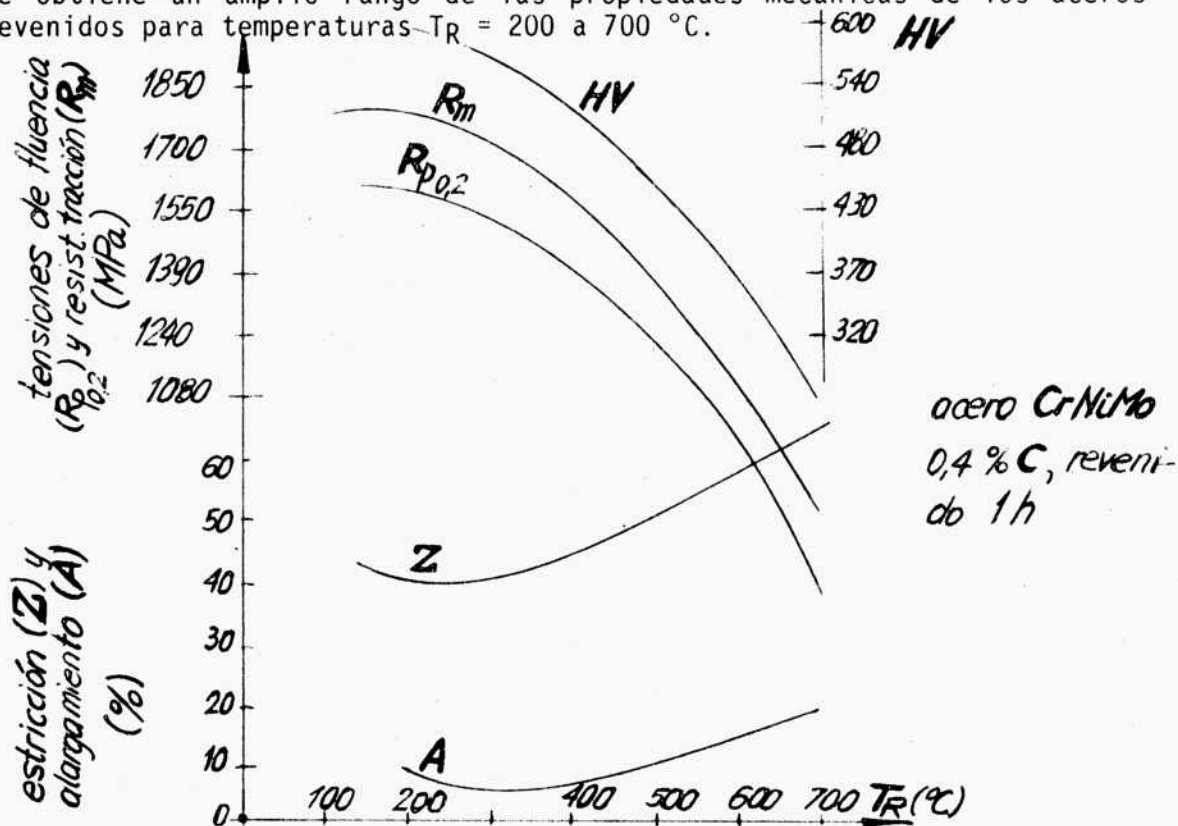
Cuando se agregan Mo o W como aleantes predominantes en un acero, son posibles diferentes fases de carburo pero, para composiciones de 4 al 6 % del elemento, la secuencia es:



Los carburos responsables del endurecimiento secundario son los carburos hexagonales Mo_2C y W_2C ; la morfología de estos carburos es de varillas, adoptando una distribución Widmanstätten; el carburo se nuclea en los antiguos granos austeníticos y en bordes de grano ferríticos. Con bajas concentraciones de W o Mo, aparecen otros carburos.

6.8 Propiedades mecánicas de los aceros revenidos

Se obtiene un amplio rango de las propiedades mecánicas de los aceros revenidos para temperaturas $T_R = 200$ a 700°C .



Para obtener aceros de alta resistencia (≈ 1500 MPa), se emplean revenidos a bajas temperaturas (entre 200 y 300°C), donde la martensita permanece todavía dislocada y la dispersión endurecedora es la cementita o el carburo ϵ . Aceros aleados, revenidos en ese rango, no sólo poseen altos niveles de resistencia con alguna ductilidad, sino que también son superiores a los aceros al C.

Como se ha visto, el C influye de manera preponderante en la resistencia obtenida; los elementos de aleación refinan la dispersión de carburo

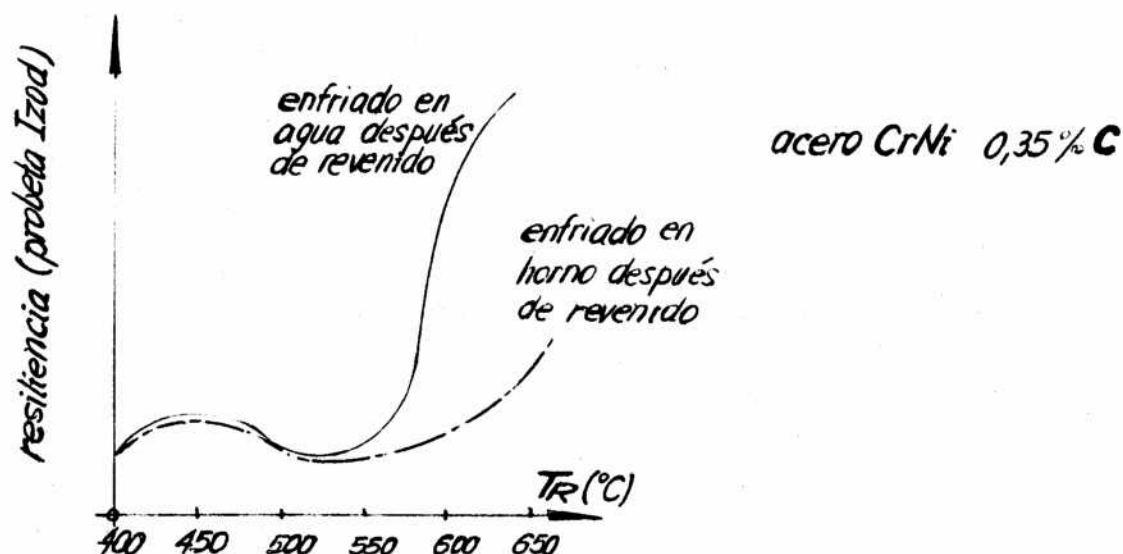
y —a medida que el tenor de C aumenta— la dispersión es más densa y, por lo tanto, más efectiva. Por otro lado, la resistencia a cargas dinámicas medida como la tenacidad a la entalla (resiliencia) disminuye con el incremento de la resistencia a la tracción (estática) pero los elementos aleantes mejoran igualmente esta propiedad, respecto de los aceros al C; nuevamente, el efecto de los elementos de aleación se atribuye a la destrucción de las películas (films) de carburo en los bordes de grano y bordes martensíticos.

Se dispone de abundante información acerca de las propiedades mecánicas de los aceros en función de la temperatura de revenido. Además de las publicaciones técnico-comerciales de los fabricantes; se ha emitido normalización DIN (RFA), SAE-AISI-UNS (EEUU), IRAM (RA). Además las recopilaciones del Instituto Argentino de Siderurgia (IAS) contienen otras características generales de los tipos más empleados para construcciones mecánicas y también para herramientas.

6.9 Fragilización por revenido

Muchos aceros aleados cuando son revenidos en el rango de 500 a 650 °C (después de haber sido templados para producir martensita) se convierten progresivamente en fragilizables por rotura intergranular. En ensayos de tenacidad a la entalla (resiliencia) se advierte que la temperatura de transición dúctil-frágil aumenta y la energía máxima disminuye. Por debajo de la temperatura de transición, la rotura transgranular queda reemplazada por la rotura intergranular. La fragilización por revenido no debe ser confundida con el endurecimiento secundario.

Esta fragilización se presenta en aceros al CrNi, NiMn, CrMn y otros, cuando son revenidos en rangos de $T_R = 450$ a 550 °C o bien cuando en revenidos a temperaturas mayores no se sobrepasa rápidamente —al enfriar— dicho intervalo. Se manifiesta sólo en la propiedad mecánica de resiliencia, permaneciendo sin alteraciones las restantes (dureza; resistencia; estricción, etc.). Además de una velocidad rápida, una solución tradicional ha sido el agregado de 0,15 al 0,50 % de Mo.



Este fenómeno de fragilización —antiguamente denominado "fragilidad Krupp" (originalmente detectado en esas acerías) o "fragilidad al azul" (coloración característica que suele imprimir el revenido)— está asociado con la segregación de ciertos elementos en bordes de grano, que reducen la cohesión intergranular del Fe y son principalmente:

Grupo IV B: C, Si, Ge, Sn

Grupo V B : N, P, As, Sb, Bi

Grupo VI B: O, S, Se, Te

Muchos de estos elementos reducen la energía de borde de grano del acero y por lo tanto la cohesión. Con el microscopio electrónico Auger se ha demostrado la segregación de átomos a borde de grano en probetas que rompieron en la cámara de vacío del aparato. Esta técnica permitió la determinación precisa, de las concentraciones de especies segregadas en borde de grano, usualmente en términos de fracciones de una capa monoatómica.

La fuerza de cosegregación hacia los bordes de grano es una interacción fuerte entre los elementos de aleación y las impurezas, más que entre éstos y el Fe; si la interacción es muy grande, la segregación no ocurre y se obtiene un efecto de "limpieza".

Además de la segregación de átomos de soluto a los bordes de grano, existen factores microestructurales que influyen en la fragilización por revenido; en aceros donde ocurre el fenómeno, los bordes de grano son también los lugares preferidos para la precipitación de carburos (cementita u otros) y es posible que esto provea los lugares para fractura intergranular.

En algunos aceros, la fragilización por revenido ocurre en el rango 250 a 400 °C, atribuyéndoselo a la difusión de metaloides como Sb a los bordes de grano austenítico; también podría adjudicarse a la migración de átomos más pequeños y móviles como P, que serían expulsados durante el crecimiento de carburos de Fe en el borde de grano (en el rango citado).

También puede acontecer corrosión bajo tensiones en aceros susceptibles de fragilidad por revenido; un adecuado tratamiento térmico para eliminar a esta última también anulará la sensibilidad a esa corrosión.

C A P I T U L O V I I

7. ACEROS MOLDEADOS. FUNDICIONES

7.1. ACEROS MOLDEADOS

7.1.1. Introducción

Se llaman aceros moldeados a aquéllos que son colados directamente en moldes, con la forma aproximada o definitiva del componente mecánico a elaborar.

El proceso de moldeo de acero es muy amplio y depende de las tolerancias dimensionales y geométricas de la pieza terminada, como también de su volumen y de las propiedades mecánicas requeridas. El más estudiado y económico es la utilización de moldes de arena, método tradicional para la fundición de hierro. La calidad de las piezas obtenidas se incrementa, de manera creciente, al utilizar los siguientes procesos: moldeo en cáscara (shell molding), moldeo cerámico (proceso Shaw) y fusión a la cera perdida (investment casting).

El material del molde puede ser: sílice, circón, arena de cromita u olivina, grafito, alúmina, cuarzo y distintas variedades sílico-aluminosas. Los materiales ligantes van desde compuestos orgánicos (como los almidones y resinas) a los inorgánicos (arcilla, silicato de sodio, sílica coloidal y silicato de etilo) según el proceso utilizado.

Existen equivalencias de aceros moldeados para todos los aceros normalmente obtenidos por forja y laminación, desde los aceros al C hasta los de baja, media y alta aleación (como inoxidables, resistentes al desgaste y termorresistentes). En la producción mundial es creciente el avance de los aceros moldeados sobre los laminados, similar al avance de fundiciones de hierro especiales que son concurrentes con los aceros.

Las ventajas de los aceros moldeados son: responden de manera similar al tratamiento térmico que su correspondiente en composición química, forjado; tienen igual soldabilidad y similares propiedades físicas y mecánicas, las que no exhiben efectos de direccionalidad (típica en los aceros forjados y laminados).

Los inconvenientes son: deben reducirse por mejoramiento de los procesos de moldeo, la segregación y cavitación (microrrechupe interdendrítico) y el tamaño del grano. Los procesos de moldeo en cáscaras cerámicas, por su rápida extracción del calor, afinan el grano dendrítico, homogenizan la composición y disminuyen la porosidad interdendrítica. La solidificación tiene un carácter direccional, debiendo preverse, para que el rechupe final quede localizado fuera de la pieza en los montantes (mazarotas) de la colada.

El afino del grano se logra por tratamientos de normalización en los aceros con transformaciones de fase. En los aceros muy aleados que son totalmente ferríticos o austeníticos, el tratamiento térmico que se efectúa es sólo de solubilización y el grano permanece con las características impuestas por el proceso de solidificación. Una acción para mejorar la estructura de solidificación (además del moldeo en

cáscaras) consiste en colocar centros de nucleación en la superficie de la cáscara en contacto con el metal líquido (por ejemplo el agregado de óxido de Co), o enfriadores (chill) que provoquen un crecimiento columnar del sólido, resultando una estructura fibrosa de elevadas propiedades mecánicas en la dirección de las fibras.

7.1.2. Propiedades mecánicas

Si los aceros son comparados a un dado nivel de dureza y estado de temple, la resistencia a la tracción y el límite elástico de aceros moldeados, forjados y soldados son virtualmente idénticos, independiente de su composición química. Consecuentemente, donde las propiedades en tracción son un criterio de selección, el diseñador puede intercambiar acero laminado, forjado, soldado o moldeado. Las propiedades longitudinales del acero laminado o forjado son, de alguna manera, superiores a la del acero moldeado o soldado; sin embargo las propiedades transversales son inferiores en una proporción que depende de la cantidad de trabajo conferida. Cuando las condiciones de servicio involucran cargas multidireccionales, las características no direccionales de los aceros moldeados pueden ser ventajosas.

Esta característica no direccional se observa también en la resiliencia; las propiedades al impacto de un acero moldeado son intermedias entre las propiedades longitudinales y transversales de un acero laminado o forjado de la misma composición. Las propiedades al impacto son controladas por la microestructura y, en general, no son significativamente afectadas por los microrrechupes, que sí afectan las propiedades a la fatiga.

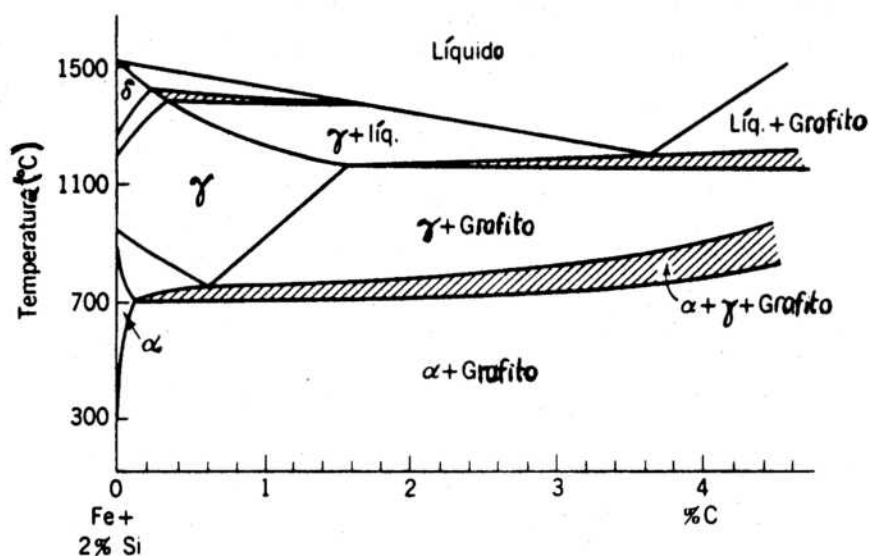
En el caso de piezas que deben poseer elevada resistencia a la fatiga de alto número de ciclos, se impone un control muy estricto sobre los microrrechupes interdendríticos. Procesos muy costosos como el de "hot isostatic pressure" (hiping), para colapsar los microrrechupes son empleados en componentes críticos, que sólo pueden obtenerse por fundición en molde (componentes de la industria aeronáutica y aeroespacial).

7.2. FUNDICIONES

Las fundiciones de hierro (simplemente: fundiciones) son esencialmente arrabio de alto horno, refundido con adiciones de descarte (scrap) de fundiciones y aceros, añadiéndose fundentes y ferroaleaciones para modificar la composición según los requerimientos.

El volumen mayor de producción se funde en cubilotes (pequeños altos hornos) que permiten un proceso continuo y económico con una sola unidad instalada. Por ejemplo, con un cubilote de 2,5 m de diámetro, se puede obtener una producción continua de 36 t/h. Igualmente se emplean en la fusión hornos eléctricos (arco e inducción), y se obtiene una calidad más controlada pero con mayores costos operativos.

La fundición de hierro está basada, fundamentalmente, sobre una aleación ternaria Fe-C-Si. El Si es el elemento grafitizante que impide la precipitación de Fe_3C . La sección vertical del diagrama ternario Fe-C-Si se presenta en la figura, en un plano de intersección al 2 % Si:



Se observa que el tercer componente (Si) cambia los invariantes eutéctico y eutectoide de 4,25 a 3,65 % C y de 0,8 a 0,6 % C, respectivamente, y la máxima solubilidad del C en la austenita también se reduce de 2,0 % a 1,5 % C. Como la reducción de C en el eutéctico es lineal con el contenido de Si en el rango de interés de las fundiciones, se puede expresar como:

$$\% \text{ C eutéctico} = 4,25 - 0,30 (\% \text{ Si})$$

esta relación es usual para determinar aproximadamente la composición eutéctica.

Cuando la fundición es colada en un molde y la pieza obtenida se la rompe, la superficie de fractura puede tener una apariencia gris, debida a las láminas de grafito, brillante (blanca) debida al clivaje que provoca la cementita, o de color intermedio por combinación de ambas. Los factores preponderantes que determinan la formación de grafito en lugar de cementita en la solidificación son:

- 1) velocidad de solidificación;
- 2) composición química.

Una rápida solidificación favorece la estructura metaestable Fe_3C y contrariamente, una solidificación lenta, la estructura estable Fe-C (grafito). Altos contenidos de C y Si conducen a la solidificación del hierro de acuerdo con el sistema estable Fe-C (grafito).

7.2.1. Estructura de la fundición

Se distinguen 2 tipos básicos de fundiciones:

- fundición blanca: da fractura brillante, el grado de grafitización es nulo y todo el C forma cementita; es dura, frágil y prácticamente no puede mecanizarse con herramientas de corte;
- fundición gris: el C precipita como grafito en una matriz que, de acuerdo con la composición química y con la velocidad de solidificación, puede ser:
 - ferrítica;
 - ferrita + perlita;
 - perlita.

El grafito de las fundiciones se presenta en 4 formas principales:

- a) Grafito laminar: en la fundición gris ordinaria toma el grafito la forma de vetas cuyo tamaño puede ser reducido con el agregado de inoculantes en el metal líquido; este grafito se llama laminar.
- b) Grafito vermicular: el grafito tratado en cuchara mediante inoculantes, como aleaciones de cerio (Ce) puede compactarse en solidificación tomando la apariencia de gusanillos.
- c) Grafito esferoidal: se obtiene de manera similar, tratando el metal líquido con aleación de Ti-Mg-Ce-Ca-ferrosilicio. El Ti actúa como elemento de restricción a la formación o retención del grafito en forma esferoidal, lo cual ocurre sólo si el Mg-ferrosilicio es también adicionado. La fundición con grafito esferoidal se llama fundición de alta resistencia.
- d) Grafito nodular: (también llamado en flóculos o rosetas) son fundiciones blancas seguidas de un proceso térmico o termoquímico de grafitización o maleabilización. El C de la cementita se descompone en la forma de nódulos irregulares de grafito. Existen 2 procesos

de maleabilización de la pieza de fundición blanca:

1) por grafitización: en que toda la cementita, inclusive la de la perlita, se convierte en grafito y ferrita; se llama fundición de corazón negro o fundición americana.

2) por decarburación: en donde el C de la cementita y la perlita es eliminada de la superficie de la pieza por oxidación; a esta fundición se la llama de corazón blanco o fundición maleable europea.

Por lo tanto, se llaman:

- fundición con grafito laminar: fundición gris ordinaria;
- fundición con grafito esferoidal: fundición de alta resistencia;
- fundición con grafito nodular: fundición maleable.

El esquema siguiente generaliza la clasificación de las fundiciones de acuerdo con la estructura de la base metálica con la forma del grafito.

<i>matriz metálica</i>	<i>forma del C (grafito)</i>		
	<i>laminar</i>	<i>nodular</i>	<i>esferoidal</i>
<i>ferrita</i>			
<i>ferrita + perlita</i>			
<i>perlita</i>			

7.2.2. Influencia de los elementos normales de aleación en las fundiciones

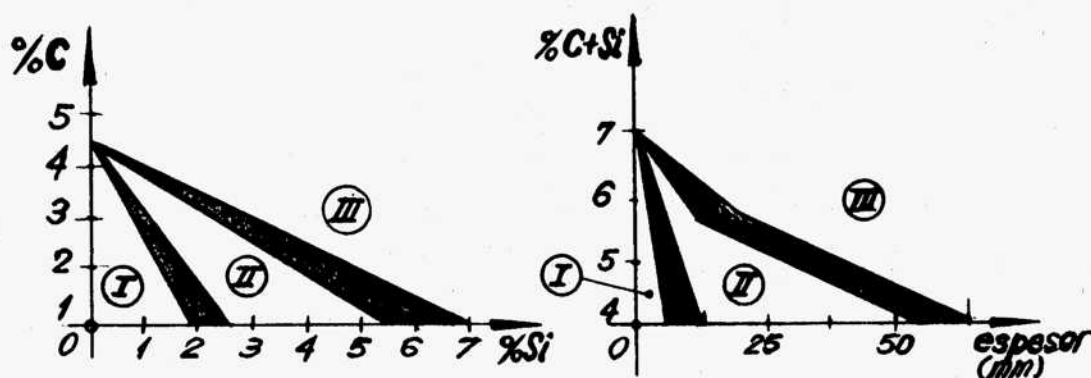
CARBONO (C)

El contenido de C en la fundición está entre los límites 2,4 a 3,8 %. Por debajo del 2,4 % C la fundición tiene poca fluidez y $> 3,8$ % C es mayor la cantidad de grafito y, por lo tanto, menor la resistencia. Las inclusiones de grafito laminar se pueden considerar como entalladuras internas que disminuyen la resistencia a la tracción, no así a la

compresión. Un aumento de la resistencia se obtiene por disminución del contenido del grafito y por el cambio morfológico del mismo, reduciendo el tamaño y dispersando las láminas o mediante globulización (fundición de alta resistencia) o floculización (fundición maleable).

SILICIO (Si)

Su contenido oscila entre amplios límites: de 1,0% a 4,0%. Con fundiciones de alto contenido en C, el aumento del contenido de Si desmejora las propiedades mecánicas. Disolviéndose en la ferrita, el Si con un contenido 3 % aumenta considerablemente la dureza de la fundición. Son de gran importancia los diagramas estructurales de las fundiciones de acuerdo con los contenidos de C y Si y la suma de los mismos respecto de la velocidad de solidificación, o bien su equivalente, el espesor de la pieza, según diagramas que se muestran:



*zona I: fundición blanca ; zona entre I y II: fundición atruchada ;
zona II: fundición gris perlítica ; zona entre II y III: fundición gris
ferrito-perlítica ; zona III: fundición gris ferrítica.*

MANGANESO (Mn)

La cantidad de Mn no supera el 1,4 %. El Mn impide el proceso de grafitización y aumenta la capacidad de la fundición al temple al aire. En pequeñas cantidades aumenta la resistencia de la fundición al disolverse en la ferrita.

FOSFORO (P)

Se admite hasta un 0,6 %; el P forma la eutéctica ternaria $\text{Fe}_3\text{P}-\text{Fe}_3\text{C}-\text{Fe}$ o la eutéctica binaria $\text{Fe}_3\text{P}-\text{Fe}$, que posee alta dureza y fragilidad pero, al mismo tiempo, aumenta considerablemente la fluidez

de la fundición. Por eso en los casos que se necesita alta resistencia al desgaste o excelente llenado del molde, se incrementa el contenido de P hasta en un 1 %.

AZUFRE (S)

Es una impureza nociva, que empeora las propiedades de las fundiciones. Además disminuye la fluidez y contribuye a la formación de rechupes. Su contenido se limita hasta un máximo de 0,1 %, combinándose con el Mn, la mayor parte del cual se transforma en escoria.

Además de estos aleantes e impurezas presentes en todas las fundiciones, se agregan otros elementos de aleación con el fin de mejorar las propiedades de la matriz, según los requisitos exigidos en sus aplicaciones. En ese caso las fundiciones se llaman aleadas y los elementos adicionales de aleación pueden introducirse en todas las fundiciones con diversas estructuras de grafito: laminar, vermicular, nodular y esferoidal.

7.2.3. Fundiciones aleadas

Los elementos habituales de aleación son los mismos empleados en los aceros (Cr, Ni, Mo, Cu, Ti, Al, V, etc.) actuando en la estructura de la base metálica de manera similar. Respecto de la acción sobre el grafito, el Ni como el Si se disuelven completamente en la ferrita y actúan como grafitizantes mientras que los elementos formadores de carburos —específicamente el Cr y el Mo— tienden a estabilizar la fase carburo. Luego, añadiendo estos elementos en cantidades relativas adecuadas, la característica grafitizante de la fundición original no aleada, puede conservarse, es decir, la proporción y morfología del grafito.

El Ni, Cu, Mn y Cr aumentan la resistencia al desgaste y a la corrosión; el Ni, Cr, Mo, Al y Si aumentan la resistencia a la alta temperatura.

Según la concentración de aleantes, las fundiciones se distinguen como: de baja aleación (menor al 3 %), de media aleación (entre el 3 y el 10 %) y de alta aleación (> 10%).

Las fundiciones de baja aleación se utilizan en la fabricación de componentes mecánicos de alta resistencia, concurrente con los aceros equivalentes; tales como las fundiciones al Cr-Ni, que se emplean en la construcción de cigüeñales, camisas de motores, aros de pistón, tambores de freno, bloques de motores, bancadas de máquinas-herramientas, etc. El Ni va aleado entre el 0,5 al 2 %, el Cr del 0,3 al 0,6 %. Se utiliza también Mo, para aumentar su templabilidad, hasta un 0,6 %. El contenido en C de estas fundiciones aleadas no supera el 3,6 % y el de Si depende bastante de las condiciones de grafitización y de la estructura misma del grafito; así en la fundición maleable, el Si se mantiene bajo

entre el 0,3 y el 1,0%.

Las fundiciones resistentes al calor pueden ser de alto Cr con matriz ferrito-perlítica y adicionados con Ni para poseer una matriz austenítica; las temperaturas de trabajo de estas fundiciones va de 600 a 700 °C. Las fundiciones ferríticas al Si, llamadas "silal", soportan mayores temperaturas (900-950 °C) pero tienen muy baja resistencia a la tracción por su alto tenor en Si (≈ 100 MPa). Se mejora con la adición de Mn o Cr. El Cu incrementa la resistencia a la formación de cascarilla.

Una buena resistencia al calor y a la corrosión, combinada con una alta resistencia al desgaste, tienen las fundiciones austeníticas "nirresist"; su composición es: 2,5 a 3,0 % C, 1,5 a 3,0 % Si, 0,5 a 1,2 % Mn, 14 a 17 % Ni, 6 a 8 % Cu y 1,5-2,3 % Cr.

Las fundiciones ferro-sílicos, que se emplean en medios ácidos muy agresivos (Cl, H₂SO₄, etc.) contienen 0,3 a 0,8 % C, 14 a 18 % Si, 0,3 a 0,8 % Mn; son muy frágiles por su alto contenido de Si.

2.4. Tratamientos térmicos de las fundiciones

Todas las fundiciones deben ser tratadas térmicamente, por lo menos para alivio de las tensiones internas creadas durante el proceso de solidificación. De lo contrario, están sujetas a modificaciones dimensionales y geométricas (torceduras) con el tiempo. En piezas de gran tamaño (bloques de motores marinos, bancadas de máquinas herramientas) ante la dificultad de hornos adecuados para su tratamiento, se deben dejar largo tiempo en envejecimiento natural (12 a 18 meses) para su estabilización.

El recocido para eliminar tensiones internas se efectúa entre 500 y 650 °C dependiendo del tipo de fundición. La velocidad de enfriamiento debe ser lenta (de 30 a 60 °C/h) para evitar la formación de nuevas tensiones térmicas.

La normalización de las fundiciones entre 850 y 950 °C, se emplea para aumentar la dureza, tenacidad y resistencia al desgaste. Se obtiene una perlitización de la estructura ferrito-perlítica. Las fundiciones de alta aleación se normalizan a temperaturas más elevadas (de 950 a 1100 °C).

El temple y revenido de las fundiciones se efectúa de manera similar al de los aceros, en acuerdo con la concentración de los elementos de aleación. Las fundiciones se someten frecuentemente al temple isotérmico bainítico, entre 200 y 400 °C.

Igualmente en las fundiciones se emplea el temple superficial y los tratamientos termoquímicos para otorgar dureza y resistencia en la superficie de las piezas.

En la reparación de fundiciones por soldadura, siempre es necesario realizar —por lo menos— un tratamiento térmico de recocido subcrítico, para eliminar las tensiones localizadas en las zonas térmicamente afectadas.

CAPITULO VIII

8 ACEROS ESTRUCTURALES Y PARA CONSTRUCCIONES MECANICAS

8.1 Clasificación

Se llaman aceros al carbono —tal como se señaló en el capítulo respectivo— a aquellos que no tienen otro elemento de aleación que los habituales del proceso siderúrgico de elaboración, donde varían ligeramente el contenido de Si y Mn y pueden ser adicionados P, S y Pb para incrementar su maquinabilidad. Según la norma IRAM-IAS U 500-01, parte 2, los aceros de baja aleación (habitualmente llamados aceros aleados) son aceros al C con diversa cantidad de elementos de aleación (Cr, Ni, Mo, Mn, Si, Pb) que sumados no superan el 2 %. La norma IRAM-IAS U 500-600 clasifica estos aceros aleados (similar a la AISI-SAE Standard Alloy-Steel) según se detalla en la siguiente tabla:

AISI standard alloy-steel compositions							
AISI No.*	% C	% Mn	% Ni	% Cr	% Mo	SAE No.	Type
A1320	0.18-0.23	1.60-1.90				1320	Mn steels
A1330	0.28-0.33	1.60-1.90				1330	
A1340	0.38-0.43	1.60-1.90				1340	
A2317	0.15-0.20	0.40-0.60	3.25-3.75			2315	3% Ni steels
A2330	0.28-0.33	0.60-0.80	3.25-3.75			2330	
A2340	0.38-0.43	0.70-0.90	3.25-3.75			2340	
E2512	0.09-0.14	0.45-0.60	4.75-5.25				5% Ni steels
A2515	0.12-0.17	0.40-0.60	4.75-5.25			2515	
A3115	0.13-0.18	0.40-0.60	1.10-1.40	0.55-0.75		3115	NiCr steels
A3130	0.28-0.33	0.60-0.80	1.10-1.40	0.55-0.75		3130	
A3140	0.38-0.43	0.70-0.90	1.10-1.40	0.55-0.75		3140	
A3141	0.38-0.43	0.70-0.90	1.10-1.40	0.70-0.90		X3140	
A3150	0.48-0.53	0.70-0.90	1.10-1.40	0.70-0.90		3150	
E3310	0.08-0.13	0.45-0.60	3.65-3.75	1.40-1.75		3310	
A4023	0.20-0.25	0.70-0.90			0.20-0.30	4023	Mo steels
A4032	0.30-0.35	0.70-0.90			0.20-0.30	4032	
A4130	0.28-0.33	0.40-0.60		0.80-1.10	0.15-0.25	X4130	Cr-Mo steels
E4132	0.30-0.35	0.40-0.60		0.80-1.10	0.18-0.25		
A4140	0.38-0.43	0.75-1.00		0.80-1.10	0.15-0.25	4140	
A4150	0.48-0.53	0.75-1.00		0.80-1.10	0.15-0.25	4150	
A4320	0.17-0.22	0.45-0.65	1.65-2.00	0.40-0.60	0.20-0.30	4320	Ni-Cr-Mo steels
A4340	0.38-0.43	0.60-0.80	1.65-2.00	0.70-0.90	0.20-0.30	X4340	
E4340	0.38-0.43	0.60-0.80	1.65-2.00	0.70-0.90	0.20-0.30		
A4620	0.17-0.22	0.45-0.65	1.65-2.00		0.20-0.30	4620	Ni-Mo steels
P4620	0.17-0.22	0.45-0.65	1.65-2.00		0.20-0.27		
A4640	0.38-0.43	0.60-0.80	1.65-2.00		0.20-0.30	4640	
A4820	0.18-0.23	0.50-0.70	3.25-3.75		0.20-0.30		
A5120	0.17-0.22	0.70-0.90		0.70-0.90		5120	Cr steels
A5140	0.38-0.43	0.70-0.90		0.70-0.90		5140	
A5150	0.48-0.53	0.70-0.90		0.70-0.90		5150	
E52100	0.95-1.10	0.25-0.45		1.20-1.50		52100	
E52101	0.95-1.10	0.25-0.45		1.30-1.60			Cr-V steels
A6120	0.17-0.22	0.70-0.90		0.70-0.90	0.10 min. V		
A6150	0.48-0.53	0.70-0.90		0.80-1.10	0.15 min. V	6150	
A8620	0.17-0.24	0.60-0.95	0.35-0.75	0.35-0.65	0.15-0.25		Low Ni-Cr-Mo steels
A8630	0.27-0.34	0.60-0.95	0.35-0.75	0.35-0.65	0.15-0.25		
A8640	0.37-0.45	0.70-1.05	0.35-0.75	0.35-0.65	0.15-0.25		
A8650	0.46-0.54	0.70-1.05	0.35-0.75	0.35-0.65	0.15-0.25		
A8720	0.17-0.24	0.60-0.95	0.35-0.75	0.35-0.65	0.20-0.30		
A8730	0.27-0.34	0.60-0.95	0.35-0.75	0.35-0.65	0.20-0.30		
A8740	0.37-0.45	0.70-1.05	0.35-0.75	0.35-0.65	0.20-0.30		
A8750	0.46-0.59	0.70-1.05	0.35-0.75	0.35-0.65	0.20-0.30		
E9315	0.13-0.18	0.40-0.65	3.00-3.50	1.00-1.40	0.08-0.15		
A9420	0.17-0.24	0.80-1.15	0.25-0.65	0.25-0.55	0.08-0.15		
A9430	0.27-0.34	0.85-1.25	0.25-0.65	0.25-0.55	0.08-0.15		
A9440	0.37-0.45	0.85-1.25	0.25-0.65	0.25-0.55	0.08-0.15		

* Prefix letters mean: A, basic open-hearth alloy steel; E, electric-furnace steel.
P and S are 0.04 max each for basic open-hearth steel, 0.05 each for acid open-hearth or acid electric, and 0.025 each for basic electric steels. Si is between 0.20 and 0.35 % for all these steels.

Los aceros al C y aleados, pueden ser adicionados en no más de un 0,1 % con elementos afinadores de grano como el V, Ti, Nb y Zr (fuertes formadores de partículas finas de carburo que frenan el engrosamiento de la austenita), que reciben el nombre de aceros microaleados (citados en inglés con la sigla HSLA, high strength low alloy).

Los aceros de media aleación (suma de aleantes $> 2\%$ y $< 5\%$) y alta aleación ($> 5\%$) se clasifican de acuerdo con sus aplicaciones específicas, por ejemplo: para herramientas, para resortes, para matrices, inoxidables, termorresistentes, etc. Según el contenido en C, todos los aceros pueden clasificarse como:

de <u>extra bajo</u> C	$C < 0,03\%$
de <u>bajo</u> C	$0,03\% < C < 0,25\%$
de <u>medio</u> C	$0,25\% < C < 0,60\%$
de <u>alto</u> C	$C > 0,60\%$

En este capítulo se tratan las aplicaciones más importantes de los aceros al C y los aceros de baja aleación.

8.2 ACEROS ESTRUCTURALES

La denominación aceros estructurales se aplica —según el Instituto Argentino de Siderurgia (IAS)— a todos los aceros soldables de bajo C, no tratados térmicamente en estado martensítico. Comprende el mayor tonelaje de aceros que se producen en el mundo. La forma en que se proveen es la de barras de diferentes perfiles, alambrones y alambres. Los productos planos como chapas y flejes, y los caños (con y sin costura) para construcción de estructuras o transporte de fluidos, entran también en este ámbito, aun cuando su normalización es específica para cada aplicación de los mismos.

En el caso de barras y perfiles la norma que se ha aplicado es IRAM-IAS U 500-503 (ultimamente fue reemplazada por otras 2 nuevas); estos aceros se comercializan de acuerdo con su límite de fluencia, de donde surge su denominación F: límite de fluencia mínimo (kgf/mm^2), desde F-19 al F-45. Son aceros al C con un máximo de 0,22 % y con modificaciones en el tenor de Si y Mn. La condición de buena soldabilidad es fundamental en todas sus aplicaciones. Para la norma argentina se tomó (entre varios antecedentes) la alemana DIN 17100 que especifica los requerimientos mínimos para estos aceros, utilizando las 2 designaciones equivalentes:

a) forma antigua (símbolo): St 33;

b) forma actual (número): 1.0035 (el 1 es común a todos los aceros).

Ambas formas son de uso corriente para todos los tipos de aceros fabricados en la RFA.

Cuando se requiere el empleo de estos aceros en zonas de bajas temperaturas, es necesario utilizar aceros con umbral de fragilidad en frío lo más bajo posible, como son los aceros calmados o semicalmados de Al (por afino del grano), también para estructuras soldadas; dejando los efervescentes para estructuras remachadas o atornilladas. El empleo de algunos aceros para bajas temperaturas climáticas, no debe confundirlos con los aceros criogénicos, desarrollados para soportar temperaturas industriales extremadamente bajas (en general, por debajo de -100°C).

Para incrementar aún más el límite de fluencia y bajar la temperatura de fragilidad en frío, se ha comenzado a emplear aceros al C microaleados con afinadores de grano.

En productos planos se debe utilizar aceros calmados para las chapas laminadas en caliente destinadas a barcos (chapa naval), tanques y chasis de camiones y colectivos, con el fin de evitar la fragilidad en frío.

En chapas para estampado profundo (carrocerías de automóviles) deben emplearse igualmente aceros calmados al Al, para generar la textura por laminación en frío e impedir la deformación inhomogénea (bandas de Lüders) provocada por el envejecimiento con el N libre que poseen los aceros efervescentes.

El acero en barras (lisas y de perfil periódico) y el alambre, que se aplica para armar las estructuras de hormigón, pertenecen a esta categoría y se las clasifica como aceros de construcción (norma IRAM-IAS U 500-503). En las estructuras de hormigón armado pretensado, el metal experimenta tensiones considerables, por lo que se emplean aceros de gran resistencia obtenidos por deformación o mediante un afino del grano (microaleados) o bien con el incremento del C. En las estructuras no pretensadas, se utilizan aceros de calidad ordinaria.

Los aceros de construcción de alta resistencia obtenidos por incremento del C (de 0,3 a 0,4 %) se sueldan mal o no se sueldan en absoluto. Además, el incremento del C produce una elevación del umbral de fragilidad en frío que lo hace inaplicable en zonas de bajas temperaturas.

8.3 ACEROS PARA CONSTRUCCIONES MECANICAS

Se denominan aceros para construcciones mecánicas los aceros al C o de baja aleación que se emplean bonificados (templados y revenidos) en el volumen o en su superficie (a la llama o por inducción) o bien con tratamientos isotérmicos, termomecánicos o termoquímicos. La composición de estos aceros figura en las tablas respectivas.

Estos aceros se comercializan según la norma IRAM-IAS U 500-600 y comprenden aceros de medio y bajo C (estos últimos se emplean como aceros de

cementación).

Las características de estos aceros ya fueron tratados en los capítulos de aceros al C y aleados, donde se introdujeron todos los parámetros de diseño: austenización, curvas TTT, templabilidad (diámetro crítico; curva Jominy), etc., que permiten abordar problemas concretos de requerimientos para componentes mecánicos.

Según la norma respectiva, estos aceros —a diferencia de los estructurales— se los comercializa de acuerdo con la composición química. Esto les da la característica de comportamiento al temple, que puede quedar definida dentro de una banda de templabilidad en el ensayo Jominy. Para asegurarse esta banda de templabilidad, más que su composición química —de la que depende— se ofrecen en el mercado aceros cuya denominación va seguida de la letra H (hardenability); siendo mandatoria su banda de templabilidad y no la composición química.

9 ACEROS ESPECIALES

Redactado por: Lic. A. Pontini

9.1 ACEROS INOXIDABLES

9.1.1 Introducción

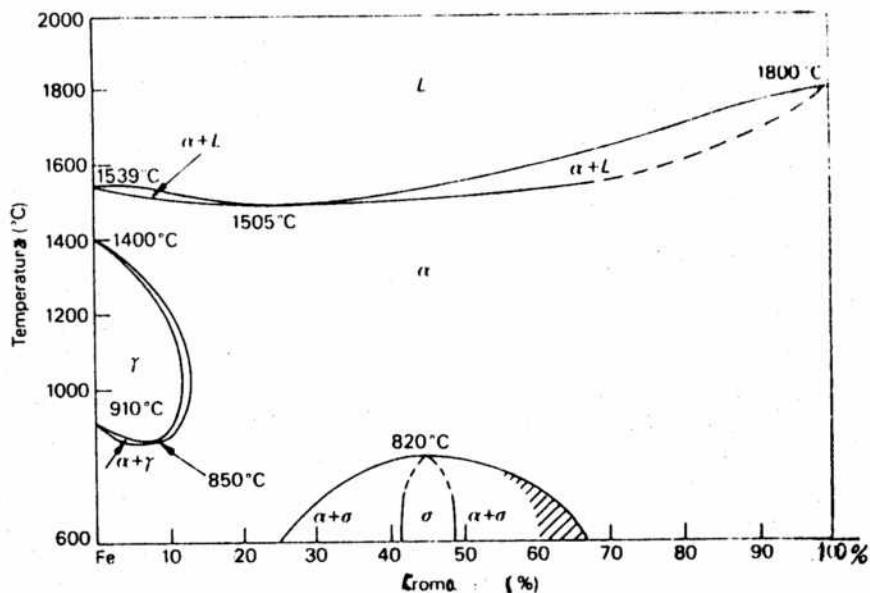
Algunos elementos como el Ni y el Mn extienden el lazo γ en el diagrama de equilibrio Fe-C. De esta manera, agregando la cantidad suficiente de estos elementos, es posible preservar en forma estable o metaestable la estructura austenítica (fcc) a temperatura ambiente. El solo agregado de Cr a un acero al carbono cierra el lazo γ favoreciendo así la formación de ferrita. Sin embargo, cuando es agregado a un acero que contiene Ni retarda la cinética de la transformación γ . La presencia de Cr ($>12\%$) confiere al acero buenas propiedades de resistencia a la corrosión por la formación de una película delgada pasivante de óxido de Cr muy estable y de buenas propiedades mecánicas.

Esta clase de aleaciones dentro del sistema Fe-Cr-Ni, empleada en una gran variedad de medios corrosivos, tanto a temperatura ambiente como a temperaturas elevadas, puede clasificarse según su contenido de Ni en:

- aceros inoxidables ferríticos, sin Ni;
- aceros inoxidables martensíticos, con un contenido muy bajo de Ni ($< 2,5\%$);
- aceros inoxidables dúplex ($\alpha + \gamma$) y endurecidos por precipitación, con un contenido de Ni intermedio ($\approx 3,5\% - 4,6\%$);
- aceros inoxidables austeníticos, con contenidos de Ni altos ($> 8\%$).

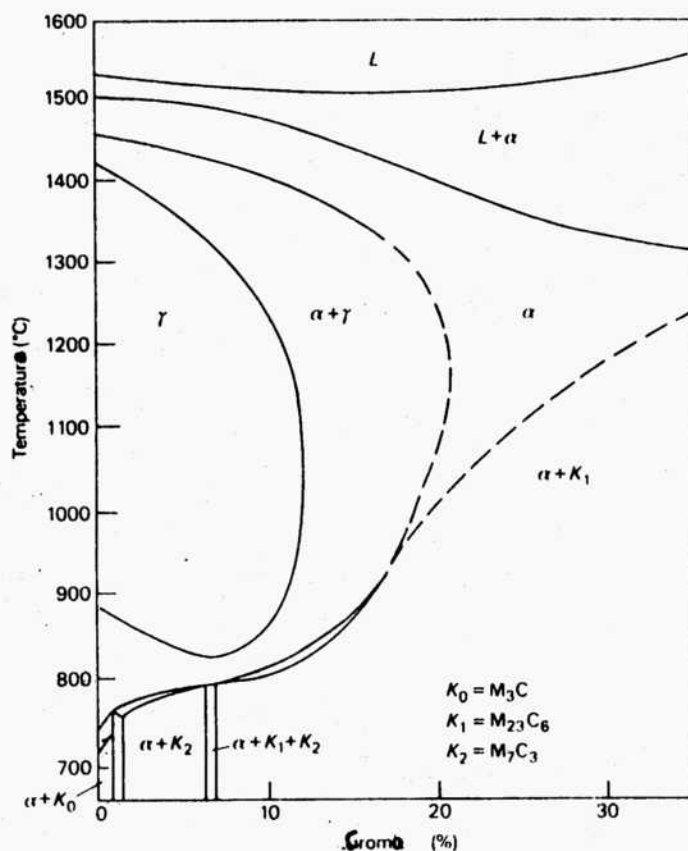
9.1.2 Sistema Fe-Cr-Ni

El diagrama de equilibrio binario Fe-Cr muestra que el lazo γ se halla restringido a porcentajes de Cr menores al 12 % y que existe una delgada zona bifásica ($\alpha + \gamma$) entre un 12 y 13 % de Cr.



El agregado de C a esta aleación binaria extiende el lazo γ hasta altos contenidos de Cr y también amplía la zona bifásica ($\alpha + \gamma$). Si se incorpora progresivamente C a un acero con 18 % de Cr se tiene:

- para contenidos de $C < 0,04$ %, una estructura totalmente ferrítica que no puede ser transformada;



*Diagrama Fe-Cr
para C = 0,04 %*

- entre 0,08 % y 0,22 % C, es posible una transformación parcial obteniendo una estructura bifásica ($\alpha + \gamma$); y
- para contenidos de $C > 0,4$ % puede ser retenida la estructura austenítica a temperatura ambiente por enfriado rápido desde la región de γ .

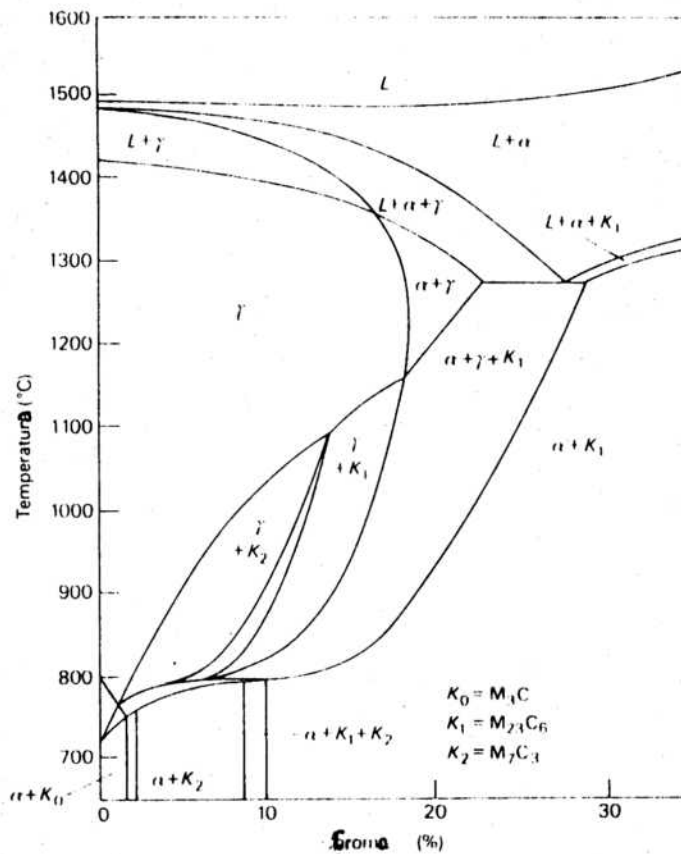
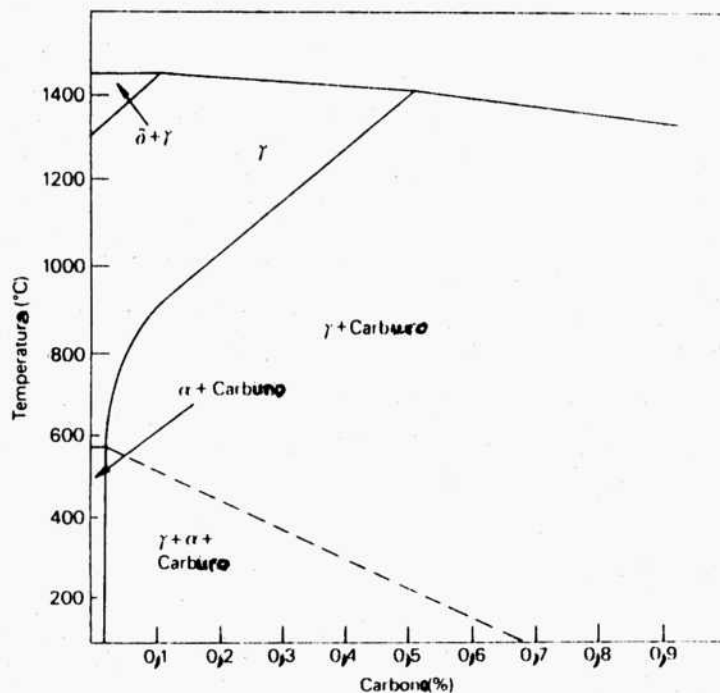


Diagrama Fe-Cr para C=0,4%

Si el Ni es agregado a una aleación de Fe-bajo C-18 % Cr, se extiende el campo γ , siendo 8 % el menor contenido de Ni que podemos incorporar para retener la estructura austenítica a temperatura ambiente. Llegamos así al conocido grupo de aceros inoxidables austeníticos basados en 18 % Cr-8 % Ni.

Efecto del C sobre el diagrama de fases, acero 18 % Cr 8 % Ni.



Si es necesario aumentar el contenido de Cr para conferir mayor resistencia a la corrosión, por ejemplo al 25 % de Cr, se debe agregar alrededor Ni 15 % para retener la estructura austenítica a temperatura ambiente.

El grado de estabilidad de la austenita está dado por M_s . Un acero es considerado estable cuando su M_s es menor que la temperatura ambiente. Los aceros 18 % Cr-8 % Ni, tienen una M_s justo debajo de la temperatura ambiente y por templeado en aire líquido transforma a martensita.

En la figura anterior puede verse que la fase carburo $M_{23}C_6$ existe debajo de los 900 °C. Pero, si se aumenta la temperatura hasta 1100-1150 °C se solubilizan, templando luego, se obtiene una estructura austenítica libre de precipitados. Sin embargo, por recalentamiento en el rango de 550-750 °C, $M_{23}C_6$ es reprecipitado preferencialmente en los bordes de grano.

El Mn expande el lazo γ y por eso puede ser usado en lugar del Ni, pero es la mitad de efectivo. En ausencia de Cr, alrededor de 12 % de Mn es necesario para estabilizar una austenita con alto contenido de C (1-1,2 %) Este tipo de aceros austeníticos no inoxidables es conocido como Hadfield. Dado que poseen una M_s por encima de la temperatura ambiente, transforman martensíticamente con facilidad, lo que les otorga una dureza elevada.

Al igual que el C, el N es un fuerte formador de austenita. Tanto el C como el N se encuentran en solución sólida intersticial y en

consecuencia son los endurecedores más efectivos. Cuando se requiere una dureza adicional se utiliza el N dado que tiene menos tendencia a causar corrosión intergranular que el C. Si bien no se forman nitruros de Cr, sí es posible la formación de carbonitruros de Cr, por ello existe un límite de 0,25 % de N que permite elevar a casi al doble los valores de tensión.

Una de las formas más convenientes de representar el efecto de los aleantes sobre la estructura básica de los aceros inoxidables al Cr-Ni es el diagrama de Schaeffler (de Schaeffler-De Long, cuando es corregido por el efecto del N), frecuentemente usado en soldadura. Se trata de un diagrama empírico en el que se representan los límites composicionales a temperatura ambiente (fuera del equilibrio) de austenita, ferrita y martensita en términos del Cr y Ni equivalentes, determinados por los más fuertes formadores de ferrita y de austenita, respectivamente:

$$\text{Cr equivalente} = (\text{Cr}) + 2(\text{Si}) + 1,5(\text{Mo}) + 5(\text{V}) + 5,5(\text{Al}) + 1,75(\text{Nb}) + 1,5(\text{Ti}) + 0,75(\text{W})$$

$$\text{Ni equivalente} = (\text{Ni}) + (\text{Co}) + 0,5(\text{Mn}) + 0,3(\text{Cu}) + 25(\text{N}) + 30(\text{C})$$

todas las concentraciones deben ser expresadas en porcentajes en peso. Debe notarse la gran influencia del C y N respecto a los elementos metálicos sustitucionales.

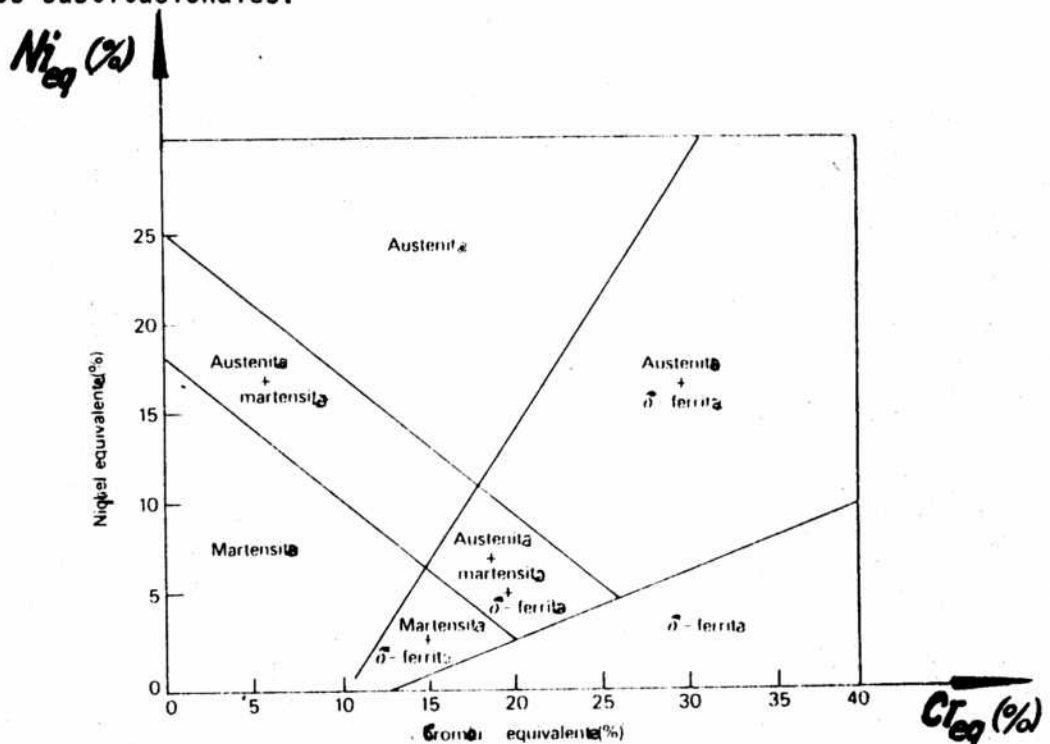


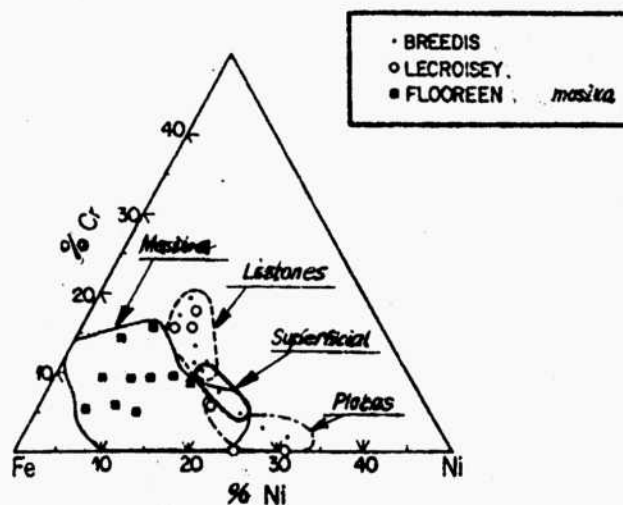
Diagrama de Schaeffler

9.1.3 Transformación de la austenita metaestable

Algunos aceros austeníticos son susceptibles de transformar martensíticamente dado que poseen una M_s debajo de la temperatura ambiente. Esto es así para los aceros austeníticos 18 %Cr-8 % Ni de bajo C, que pueden llegar a transformar por enfriamiento en N líquido o por enfriamientos menos severos. La aplicación de deformación plástica a temperatura ambiente puede inducir transformación martensítica, es decir por debajo de una temperatura M_d mayor que M_s . Este aumento en la temperatura de transformación es debido a la energía mecánica provista por la deformación plástica. En los aceros austeníticos metaestables, este tipo de transformación es de particular importancia cuando se realizan operaciones de trabajado.

Es posible obtener un valor aproximado de M_s usando ecuaciones empíricas en función de los elementos de aleación. Existen también ecuaciones para M_d donde la cantidad de deformación es especificada (normalmente 30 %).

Dependiendo de la composición, 5 tipos de productos de transformación fueron observados: 4 de ellos de estructura bct (α') de distinta morfología —listones, placa, superficial y masiva— y la quinta de estructura hcp (ϵ). La energía de falla de apilamiento (que fue definida en el capítulo de transformación martensítica) es el parámetro que controla dicha transformación.



Ha sido observado que una alta energía de falla de apilamiento (≈ 80 mJ/m^2) sumada a una alta temperatura de transformación, favorece la formación de martensita con morfología de agujas, con alta densidad de dislocaciones en su interior.

Cuando la energía de falla es baja (30 mJ/m^2), a bajas temperaturas de

transformación se favorece la formación de fase ϵ a partir de las fallas de apilamiento. Se ha visto que dependiendo de la composición del acero, aun dentro de un mismo tipo comercial, la transformación a martensita tipo aguja se produce a partir directamente de la ϵ más que a partir de γ , es decir $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ y esto se halla relacionado con el parámetro c de la ϵ , como puede deducirse de los modelos cristalográficos propuestos para la transformación. En el caso de que la transformación se produzca por deformación por debajo de la temperatura E_d la martensita α' se forma en la intersección de dos bandas de ϵ o una banda de ϵ con un plano activo de deslizamiento. Por encima de la temperatura E_d las maclas reemplazan completamente a la fase ϵ en las bandas de deformación.

Valores intermedios de energía de falla de apilamiento (80-40 mJ/m²) y bajas temperaturas de transformación favorecen la formación de martensita en forma de placas (internamente maclada).

9.1.4 Modos de deformación de la austenita

Cuando una aleación fcc es deformada plásticamente la distribución de dislocaciones obtenida depende de la facilidad con que las dislocaciones pueden realizar deslizamiento cruzado (cross-slip) desde un plano {111} a otro plano de deslizamiento conjugado. La energía de falla de apilamiento gobierna la disociación de dislocaciones en parciales, en consecuencia, la distribución de dislocaciones durante la deformación plástica es controlada por este parámetro, por lo tanto, la energía de falla controla el endurecimiento por trabajado, termofluencia (creep), la recuperación y recristalización, la morfología de las fases precipitadas y el tipo de susceptibilidad a la corrosión bajo tensión (stress corrosion cracking). Una energía de falla de apilamiento baja implica dislocaciones disociadas y, por lo tanto, dificultad para el deslizamiento cruzado y arreglo coplanar de dislocaciones: mientras que con una energía de falla de apilamiento alta se promueve un arreglo de dislocaciones entrecruzado y formación de celdas de dislocaciones.

Los aceros austeníticos al Cr-Ni tienen valores de energía de falla de apilamiento dentro del rango 5-80 mJ/m². Las aleaciones con alto contenido de Ni poseen bajo endurecimiento por trabajado dado que el Ni es uno de los elementos que elevan la energía de falla de apilamiento de la austenita. Los elementos como el Cr, Mn, Co, Si, C y N tienden a bajar la energía de falla de apilamiento de la austenita. Además la presencia de la fase ϵ , también controlada por la energía de falla de apilamiento, influye sobre el endurecimiento por trabajado, dado que por ser una fase hexagonal posee menos sistemas de deslizamiento.

9.1.5 Carburos de Cr en los aceros inoxidables al Cr-Ni

Los aceros austeníticos generalmente contienen entre 18-30 % de Cr, 8-20 % de Ni y 0,03-0,1 % de C. La cantidad de C retenida por la matriz a 800 °C es muy baja, dado que el límite de solubilidad del C es

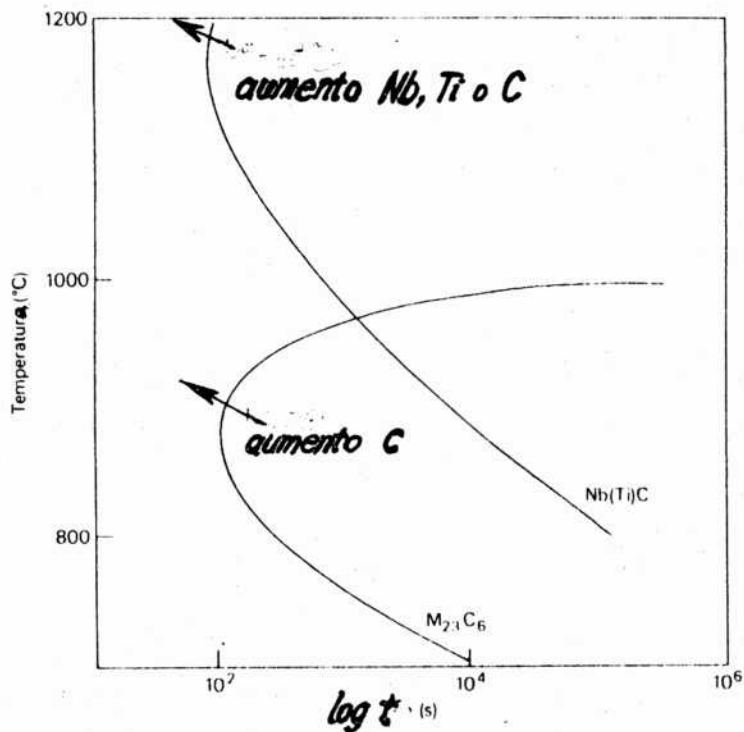
alrededor de 0,05 % a esta temperatura. Pero a 1100 °C, se alcanza un límite de un 0,5 %, por ello por medio de un tratamiento de solubilización entre 1050 °C y 1150 °C y un templado rápido desde este rango de temperaturas, se obtendrá una solución sólida de austenita sobresaturada de C a temperatura ambiente. Sin embargo, leves enfriamientos o calentamientos en el rango 550-800 °C producirán la reyección del C de la solución, generalmente en la forma del carburo rico en Cr, Cr_{23}C_6 , aun cuando el contenido de C sea muy bajo ($<0,05$ %).

Estos carburos nuclean preferencialmente en los bordes de grano austeníticos como partículas facetadas o frecuentemente como arreglos dendríticos complejos. Tal precipitación puede tener un efecto adverso sobre las propiedades mecánicas, en particular disminuye la ductilidad a baja temperatura. El efecto más significativo, conocido como sensibilización (sensitization), es la disminución en Cr (<13 %) en las regiones adyacentes al borde de grano, por lo tanto, estará sujeto a un pronunciado ataque corrosivo. Este tipo de precipitación también ha sido encontrado en los aceros martensíticos (aceros con 12 % Cr).

Cr_{23}C_6 también precipita en el interior de los granos austeníticos, particularmente a altas sobresaturaciones, sobre dislocaciones y sobre conglomerados (clusters), de átomos de soluto o vacancias.

El carburo tiene simetría cúbica siendo su parámetro de red 3 veces mayor al de la austenita.

Como el rango de temperaturas críticas de nucleación y crecimiento se halla entre 500 y 850 °C, cualquier proceso que involucre un pasaje lento en este rango de temperaturas estará sujeto a una corrosión intergranular en servicio. En las soldaduras, en particular, se producen estas condiciones en la zona afectada por el calor (ZAC). Por ello, es importante tener información acerca de la cinética de formación del Cr_{23}C_6 . Como se trata de un proceso típico de nucleación y crecimiento, la curva de transformación isotérmica TTT (temperatura-tiempo-transformación) tiene forma de C con la nariz aproximadamente en 750 °C.



Como puede verse, para algunas aleaciones un tiempo superior a los 100 segundos sería suficiente para que el acero estuviera sujeto a sensibilizado. Con el fin de reducir o eliminar la formación de $Cr_{23}C_6$, se realizan varios procesos conocidos con el término de estabilización:

- 1) Tratamiento de solubilización después de la soldadura. El acero puede ser recalentado a 950-1100 °C para permitir redisolverse el $Cr_{23}C_6$ y luego con un enfriamiento rápido (tan rápido como lo exija la curva C) se previene una precipitación posterior. Este tratamiento se halla limitado por el tamaño de la pieza.
- 2) Reducción del contenido de C. Por métodos modernos de elaboración de acero que involucran lanza de oxígeno, es posible reducir el contenido de C por debajo de 0,03 %. Para una inmunidad completa a

la corrosión intergranular en los aceros 18/8 no debe excederse el límite 0,03%.

- 3) Control de la cinética del Cr_{23}C_6 . Con el agregado de Mo a los aceros inoxidables al Cr-Ni se corre la curva C hacia la derecha. Esto aumenta el tiempo de templado disponible para evitar la sensibilización. Un aumento en el contenido de Ni tiene un efecto adverso, mientras que un agregado de Cr tiene un efecto beneficioso.
- 4) Usar fuertes formadores de carburos como el Ti o el Nb. Estos elementos forman carburos mucho más estables que el Cr_{23}C_6 , por lo tanto se combinan con el C disponible y el Cr_{23}C_6 tiene una menor probabilidad de nuclear.

9.1.6 Precipitación de los carburos de Ti y Nb

En la práctica normal, se agrega la cantidad necesaria de Ti y Nb para que se combine con todo el carbono, es decir en las proporciones estequiométricas:

	Ti:C	Nb:C
Pesos atómicos	48:12	93:12
Proporciones	4:1	8:1

Sin embargo, si se agrega en exceso a estas proporciones el Ti o Nb pueden hallarse en solución sólida o pueden combinarse con el N presente.

Los carburos de Ti y Nb son mucho menos solubles en la austenita que los carburos de Cr. Se forman a altas temperaturas y permanecen inertes durante los tratamientos comerciales que involucran temperaturas de solubilización no más altas que 1050 °C y así minimizan la posibilidad de nucleación de Cr_{23}C_6 . Sin embargo TiC y NbC tienen alguna solubilidad en la austenita a 1050 °C y pueden luego precipitar a bajas temperaturas, esto es lo que ocurre en procesos de alta temperatura como la soldadura. Por eso, estos carburos no siempre forman dispersiones inertes, dado que pueden ser redistribuidas en tratamientos térmicos. La posibilidad de formar dispersiones de NbC y TiC tiene la ventaja adicional, a la ya conocida de estabilizar al acero, consistente en permanecer como una dispersión fina en el rango 500-750 °C, con lo cual se consigue gran endurecimiento en este rango, y por consiguiente, aceros austeníticos resistentes al creep.

La formación de NbC y TiC se produce normalmente realizando un tratamiento de solubilización a alta temperatura (1100-1300 °C) seguido de un enfriamiento rápido a temperatura ambiente. La precipitación se logra por un envejecimiento posterior en el rango de 650-850 °C.

Ambos carburos son de estructura fcc (del tipo NaCl) con un parámetro

de red de 20 a 25 % mayor que la austenita, por ello necesitan un flujo de vacancias para crecer (por ejemplo, dislocaciones o bordes generan vacancias).

Los bordes de grano son los sitios preferidos para la nucleación. Dado que el Cr difunde en la austenita más rápidamente que el Nb ó Ti, el Cr_{23}C_6 generalmente se forma primero. Si se requiere una estabilización total: los NbC y TiC no deben estar en solución. De acuerdo con la figura anterior, puede verse que a bajas temperaturas y tiempos cortos el carburo de Cr se forma primero, pero a tiempos más largos puede redisolverse y ser reemplazado por los carburos de Ti ó Nb.

Se ha observado también, pero con mucha menos frecuencia, la precipitación asociada con fallas de apilamiento o en la matriz.

9.1.7 Precipitación de fases intermetálicas

Los aceros austeníticos poseen modestas propiedades mecánicas, sin embargo son muy valorados por su gran resistencia a la corrosión en numerosos medios. Muchas veces son deseables aleaciones de alta resistencia, particularmente para ser usadas a temperaturas elevadas cuando la deformación por creep debe ser minimizada. La dispersión de carburos ofrece una primera solución, pero la fracción en volumen de precipitado se halla limitada por consideraciones de solubilidad; existen también problemas asociados a la ductilidad de alta temperatura y a la estabilidad de las dispersiones.

Las matrices altamente aleadas de muchas aleaciones austeníticas han permitido el desarrollo de dispersiones de fases intermetálicas que le confieren gran resistencia a temperaturas elevadas. La más importante de estas fases es la γ' de estructura fcc $\text{Ni}_3(\text{AlTi})$. La γ' es encontrada en aceros austeníticos estables, por ejemplo, 20 % Cr-25 % Ni, con un contenido de (Al + Ti) entre 1-5 % por templado desde una temperatura de solución de 1100-1250 °C y un envejecimiento en el rango de 700-800 °C. La dispersión desarrollada de esta forma tiene 2 ventajas importantes:

- igual estructura que la matriz, por lo tanto posee una relación de orientación cúbica-cúbica;
- un parámetro de red similar, por lo tanto las interfases entre precipitado y matriz son coherentes y entonces de baja energía.

9.1.8 Clases de aleaciones comerciales dentro del sistema Fe-Cr-Ni

En esta sección se describirán las propiedades y limitaciones del amplio y diverso grupo, disponible comercialmente, de aleaciones resistentes a la corrosión.

Los aceros inoxidable pueden ser divididos en 5 grupos principales,

de acuerdo con su estructura cristalina: aceros inoxidables austeníticos y aceros inoxidables austeníticos endurecidos por precipitación (base Fe ó Ni); aceros inoxidables ferríticos (bcc); aceros inoxidables dúplex austeno-ferríticos y aceros inoxidables martensíticos.

Es evidente que la clase más resistente a la corrosión es la de las aleaciones austeníticas, pero también la de más baja resistencia y más alto endurecimiento por deformación; mientras que la categoría menos resistente a la corrosión es la de los aceros inoxidables martensíticos, presenta alta resistencia y bajo endurecimiento. En términos de costo relativo, los más altamente aleados son los austeníticos endurecidos por precipitación, por lo tanto los más costosos y las aleaciones martensíticas las menos costosas.

a) Aceros inoxidables austeníticos (16 %-25 % Cr y 3,5-22 % Ni)

Los aceros inoxidables austeníticos más comunes son llamados 18/8 porque contienen 18 % Cr y 8 % Ni. Ellos tienen el menor contenido de Ni compatible con una estructura totalmente austenítica. Sin embargo, en algunas circunstancias —por ejemplo después de la deformación o si el contenido de C es bajo— pueden transformar parcialmente a martensita a temperatura ambiente.

Una mayor estabilidad es lograda aumentando el contenido de Ni, es decir como puede observarse en la tabla, cuando se pasa desde el AISI 301 al AISI 310.

Composición (% en peso)							
Elemento	Tipo AISI: 301	302	304	310	316	321	347
C	0,15 max	0,08 max	0,08 max	0,25 max	0,08 max	0,08 max	0,08 max
N	0,03	0,03	0,03	0,03	0,03	0,03	0,03
Cr	16-18	17-19	18-20	24-26	16-18	17-19	17-19
Ni	6-8	8-10	8-12	19-22	10-14	9-12	9-13
Mo					2-4		
Ti						5x%C	
Nb							10x%C
Mn	1,5	1,5	1,5	1,5	1,5	1,5	1,5

Los aceros inoxidables 18/8 son apreciados por su excelente resistencia a la corrosión en la mayoría de los medios. Sin embargo, la resistencia a la corrosión intergranular puede ser sustancialmente mejorada aumentando el contenido de Ni, lo que posibilita aumentar el contenido de Cr.

Los aceros austeníticos sufren corrosión bajo tensión, particularmente en presencia de iones cloruros, donde unos pocos ppm pueden ser catastróficos. Este tipo de falla ocurre cuando el material se halla en un medio corrosivo y además está sometido a pequeñas tensiones estáticas (que pueden ser tensiones residuales provenientes de la fabricación o soldadura del material). En los aceros austeníticos, las fisuras se producen en forma transgranular. La corrosión bajo

tensión se halla reducida considerablemente en las aleaciones auseníticas con alto Ni.

El acero AISI 316 contiene de 2-4 % de Mo, lo que le otorga un gran aumento en la resistencia a la corrosión generalizada y, particularmente, en la corrosión por picado (pitting), que se produce por la destrucción de la película protectora de óxido de Cr en zonas pequeñas, dando lugar a un ataque localizado que ocurre típicamente en medios halógenos (en especial cloruros).

Para combatir la corrosión intergranular originada por la precipitación de carburos de Cr que se presenta particularmente en los tratamientos a altas temperaturas, como la soldadura, por ejemplo en el AISI 304 y AISI 316, se baja el contenido de C < .003 % y se los designa AISI 304L, y AISI 316 L (low carbon). Otra alternativa es agregar Ti ó Nb en exceso a las cantidades estequiométricas necesarias para combinarse con el C, dando origen a los tipos AISI 321 y AISI 347 respectivamente.

Los aceros austeníticos tienen buena resistencia a la entalla (resiliencia) aun a temperaturas criogénicas, pero son evitados cuando es requerida gran dureza. Típicamente el límite de fluencia $\approx$ 250 MPa y su resistencia a la tracción se encuentra entre 500 a 600 MPa, lo que muestra la gran capacidad de endurecer por deformación que presentan estos aceros, y en consecuencia son difíciles de maquinar. Sin embargo, los aceros austeníticos poseen muy buna ductilidad, con elongaciones de 50 % en los ensayos de tracción.

Los aceros austeníticos al Cr-Ni son también resistentes a la oxidación a altas temperaturas, pero en las composiciones habituales tienen baja resistencia a temperaturas elevadas. En aquellos aceros AISI 321 y AISI 347, estabilizados al Ti y al Nb respectivamente, mediante tratamientos térmicos adecuados pueden producirse dispersiones muy finas de TiC y NbC, las cuales interactúan con las dislocaciones generadas durante el creep. La aleación 25 %Cr-20 %Ni con adiciones de Nb ó Ti es una de las más usadas cuando se desea buena resistencia al creep a 700 °C.

Para obtener mejor característica de creep de alta temperatura, es necesario primero alcanzar resistencias elevadas a temperatura ambiente. Esto puede ser logrado por tratamientos de endurecimiento por precipitación en aceros de composición adecuada para permitir la precipitación de fases intermetálicas, en particular $Ni_3(AlTi)$. En la tabla se presenta la resistencia a la tracción, además del límite de fluencia y la elongación para 2 aleaciones en esta categoría (A236 y UNITEMP 212) después de un envejecimiento a 700 y 750 °C, comparados con una aleación austenítica simple (por ej. AISI 304). Puede verse que la resistencia aumenta a más del doble por la reacción de precipitación.

(a) Composición

Elemento	AISI 304	ASTM A286	Unitemp 212
C	0,08	0,05	0,08
N	0,03		
Cr	19,0	15,0	13,5
Ni	10,0	26,0	26,0
Mo		1,2	1,75
Ti		2,0	3,0
Al		0,15	0,15
V		0,30	

(b) Propiedades mecánicas

	AISI 304	ASTM A286	Unitemp 212
Límite de fluencia	247 MPa	700 MPa	920 MPa
Resistencia a la tracción	541 MPa	1000 MPa	1300 MPa
Elongación	55 %	25 %*	23 %*

* Envejecido a 750 °C
* Envejecido a 700 °C

b) Aceros inoxidables ferríticos (11,5-30 % de Cr)

Estos aceros (en ausencia de los elementos estabilizadores de γ) presentan la estructura ferrítica de alta temperatura a temperatura ambiente. Los inoxidables ferríticos, particularmente los que poseen altos contenidos de Cr, tienen excelentes propiedades de resistencia a la corrosión en un rango amplio de temperaturas en muchos medios y están completamente libres de corrosión bajo tensión. Las composiciones típicas se muestran en la tabla.

Elemento	Composición (% en peso)		
	AISI 430	AISI 446	E-Brite 26-1
C	0,06	0,08	0,002
Cr	17,0	25,0	26
Mo			1

Las aleaciones ferríticas pueden dividirse en 2 grupos:

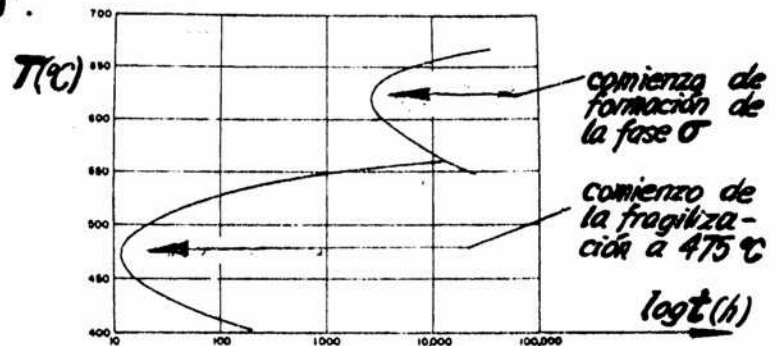
- Cr entre 14-18 % y $C \leq 0,12$ % (por ej. el AISI 430); y
- Cr entre 23-30 % y pueden contener $C > 0,35$ % (por ej., el AISI 446).

El primer grupo contendrá algo de austenita cuando es fabricado en un rango de temperatura por encima de aproximadamente 900°C, y por enfriamiento esta austenita puede transformarse a martensita y se obtiene como resultado una estructura de 2 fases con una dureza menor y

propiedades de direccionalidad. Las aleaciones del segundo grupo (de contenido de Cr > 20 %) son susceptibles de tener un crecimiento exagerado del grano por la ausencia de transformación de fase.

Los ferríticos son comunmente recocidos entre 760 y 830 °C para relajar las tensiones del trabajado de soldadura o bien para revenir cualquier martensita que se halla formada durante estos procesos.

La aplicación de los inoxidables ferríticos se halla restringida en el rango de temperaturas entre 350 y 550 °C porque presentan el conocido fenómeno con fragilización a 475 °C, que se debe a la formación de una fase (bcc) rica en Cr. Además a temperaturas más altas presenta otro problema, la formación de fase σ . En la figura se observa la cinética de ambos tipos de reacción de fragilización. La fragilización a 475 °C puede ser remediada recalentando a temperaturas mayores que 550 °C y dejando el tiempo suficiente para que precipite la fase σ .



La fase σ que se encuentra en un amplio rango de composición, como puede verse en el diagrama de equilibrio Fe-Cr, es un compuesto intermetálico rico en Cr que posee una estructura desordenada tetragonal compleja con 30 átomos por celda unitaria. Este compuesto es muy frágil, frecuentemente se halla como una capa continua en el borde de grano y su presencia puede conducir a una degradación de propiedades, como la ductilidad y tenacidad en las aleaciones inoxidables. Además de las láminas en los bordes de grano, la fase σ frecuentemente es encontrada como precipitados intergranulares agrupados (menos frágiles). En los primeros estadios de su formación, cuando todavía no se completa la lámina alrededor del borde de grano, se ha visto que es leve el cambio en las propiedades.

Los aceros inoxidables ferríticos están sujetos a una transición dúctil-frágil cuando se disminuye la temperatura (característica de los metales bcc). La temperatura de transición dúctil-frágil está relacionada con el contenido de Cr, también como ciertos niveles de impurezas intersticiales. Por ejemplo, las aleaciones con 17-19 % Cr tienen baja resistencia a temperatura ambiente cuando el contenido de C > 0,01 %. El efecto adicional de crecimiento exagerado del grano empeora la situación. Esta baja resistencia ha sido el mayor obstáculo para el desarrollo industrial en gran escala de aleaciones ferríticas con alto Cr. Afortunadamente, por los modernos procesos de refinamiento, como la fusión en vacío donde el metal fundido es sometido largo tiempo a alto vacío sobre una serie de crisoles enfriados por agua (electron beam vacuum melting), se alcanzan niveles

típicos de intersticiales de 0,02 % C, 0,008 % N y 0,18 % O. Por este proceso se obtuvo la aleación Fe-26 % Cr-12 % Mo conocida como E-Brite 26-1. Esta aleación puede ser soldada con buena resistencia en condiciones de templado en agua o aire porque todavía presenta fragilidad por enfriamientos lentos dado que presenta la fragilidad a 475 °C y por fase σ antes mencionada.

Los inoxidables ferríticos son algo más duros que los aceros austeníticos, el límite de fluencia se halla entre 300-400 MPa, pero endurecen menos por trabajado, por lo tanto la resistencia a la tracción es similar a la de aquéllos, encontrándose entre 500-600 MPa. Sin embargo, a diferencia de los austeníticos, no son aptos para operaciones de embutido debido a su baja ductilidad; pero son adecuados para otros procesos de deformación, donde se requiere bajo endurecimiento por deformación, (tales como el forjado en frío, el repujado y el acuñado).

c) Aleaciones dúplex austeno-ferríticas (18,5-30 % Cr y 2,5-10 % Ni)

Anteriormente se enfatizó la importancia de controlar el lazo para obtener una estructura totalmente austenítica. Entre los campos de la austenita y la ferrita δ hay una región bifásica $\alpha + \gamma$, la que puede ser usada para obtener un acero de estructura dúplex. Las estructuras se producen teniendo el balance correcto de elementos alfégenos (Mo, Ti, Nb, Si, Al) y gamágenos (Ni, Mn, C, N). Para obtener una estructura dúplex, normalmente es necesario aumentar el contenido de Cr por arriba del 20 %. Sin embargo, la proporción exacta de α y γ está determinada por el tratamiento térmico.

Aunque los aceros inoxidables dúplex fueron desarrollados en los años 30, una de las principales limitaciones lo constituía su pobre trabajado en caliente. Los controles durante el forjado y el laminado son más críticos que para los austeníticos y las operaciones de estampado resultan muy dificultosas. Esto es debido al desbalance entre la resistencia de la ferrita y la austenita a las temperaturas de trabajado en caliente. El desarrollo de estructuras de aleaciones austeno-ferríticas microdúplex, tal como el AISI 325 conocido como IN 744, cuya composición junto con sus propiedades mecánicas se encuentran en la tabla, permite tener una clase de materiales de extremada deformabilidad en caliente.

(a) Composición

Elemento	AISI 325 (IN 744)
C	0,05
Cr	26,0
Ni	6,5
Ti	0,3

(b) Propiedades mecánicas

	AISI 325 (IN 744)
Límite de fluencia	570 MPa
Resistencia a la tracción	740 MPa
Elongación	24 %

La microestructura consiste en islas de austenita alargadas del orden de 5 por 30 μm inmensos en una matriz ferrítica, que a su vez tanto la matriz como las islas están divididas en granos todavía más finos, del orden de 3 por 10 μm . Este tamaño de grano fino resulta en un aumento en la resistencia y una disminución de la temperatura dúctil-frágil. Durante la deformación a alta temperatura exhibe un comportamiento superplástico con elongaciones $\cong 500$ %.

Estas aleaciones aproximadamente duplican el límite de la tensión de fluencia de las aleaciones austeníticas más comunes, son extremadamente resistentes o inmunes a la sensibilización, son resistentes aunque no inmunes a la corrosión bajo tensión. Estas ventajas tienen su contrapartida dado que son susceptibles a la fragilización a 475 °C y por fase σ .

d) Aceros inoxidables martensíticos

En aceros totalmente ferríticos con un contenido de C por debajo de 0,15 % un aumento en el contenido de Cr entre 12 y 17 % produce un ensanchamiento del lazo austenítico y permite la formación de austenita a temperaturas del orden de 1000 °C. Un adecuado tratamiento de temple la convierte en martensita, que puede incrementar su ductilidad por medio del revenido. Esto permite obtener materiales con resistencias mecánicas similares a las de los aceros de construcción y con una apreciable resistencia a la corrosión.

Las composiciones oscilan entre 12 y 17 % de Cr y 0,15 a 0,125 % de C correspondiendo a los mayores contenidos de Cr mayores de C, con agregados como el Si, Mn, etc., según sean las propiedades requeridas.

9.2 ACEROS TERMORRESISTENTES

9.2.1 Introducción

Se llaman termorresistentes los aceros capaces de trabajar bajo esfuerzo a temperaturas superiores a 500 °C y poseer además resistencia a la formación de escoria. Los elementos de aleación que se emplean para lograr estas propiedades son fundamentalmente: Cr, Ni, Mo, W, Nb, V, Ti, Al, Si y Al.

El Cr, Al y Si, forman óxidos densos y adherentes (Cr_2O_3 , Al_2O_3 y SiO_2) que dificultan la difusión del O y entorpecen o interrumpen la continuación del proceso de oxidación.

El alto límite de fluencia a alta temperatura y la resistencia al creep, se logra mediante aleantes que producen una fina dispersión de carburos estables y endurecimiento por solución sólida o por precipitación de intermetálicos.

Los rangos de composición y los efectos de los aleantes más importantes son:

Cr: del 5 al 25 %; previene oxidación y corrosión a elevada temperatura; forma carburos y endurece por solución.

Mo, W: de 0 a 12 %; forman carburos y endurecen por solución.

Al: de 0 a 6 %; endurecimiento por precipitación; resistencia a la oxidación.

Ti: de 0 a 6 %; endurecimiento por precipitación y forma carburos;

Ni: de 0 a 50 %; estabiliza la austenita; endurecimiento por precipitación;

Nb: de 0 a 5 %; forma carburos, endurece por solución y por precipitación;

Mn: de 0 a 16 %; endurece por carburos y solución; estabilizante de la austenita;

Si: de 0 a 2,5 %; previene la oxidación y corrosión por sulfuros; endurece por solución.

Los aceros termorresistentes se pueden clasificar según la estructura.

9.2.2 Aceros con estructura ferrito-perlítica

Estos aceros se pueden emplear solamente con trabajos que se realizan a temperaturas relativamente bajas, hasta 600 °C. Son aceros de bajo C (máx. 0,15 %) aleados con Mo o Mo-Cr, pudiendo tener además V, W. Se emplean en tubos de calderas y en la tubería de las plantas petroquímicas.

También para motores y estatores de turbinas de gas.

ASME	UNS	Tipo	Composición							
			C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Cu
SA-285 A	K 03006	C	0,17	0,90		0,035	0,045			0,25
SA-204 A	K 11820	C-1/2 Mo	0,18	0,90	0,15-0,30	0,035	0,045		0,45-0,60	
SA-335 P12	K 11562	1Cr-1/2 Mo	0,15	0,30 0,61	0,50	0,045	0,045	0,50 1,25	0,44-0,65	
SA-217 WC6	J 12072	1 1/4 Cr- 1/2 Mo	0,20	0,50 0,80	0,60	0,04	0,045	1,00 1,50	0,45-0,65	
SA-387Gr22	K 21590	2 1/4 Cr- 1 Mo	0,15	0,30 0,60	0,50	0,035	0,035	2,0 2,5	0,90 1,10	
SA-387Gr5	S 50100	5 Cr- 1/2 Mo	0,15	0,30 0,60	0,50	0,040	0,030	4,0 6,0	0,45 0,65	

La estructura puede ser normalizada ferrita-perlita o con temple bainítico y revenido.

9.2.3 Aceros ferríticos termorresistentes

Son aceros, como la serie AISI 600 de los inoxidables, con estructura ferrítica a todas las temperaturas.

Nominal compositions of wrought iron-base heat-resistant alloys

Designation	UNS number	Composition, %							Ti
		C	Cr	Ni	Mo	N	Nb		
Ferritic stainless steels									
405	S40500	..0.15 max	13.0	...	...	...	...	...	0.2 Al
406	...	..0.15 max	13.0	...	...	...	...	...	4.0 Al
409	S40900	..0.08 max	11.0	0.5	...	...	...	6 × C min	...
430	S43000	..0.12 max	16.0	...	...	...	...	...	...
434	S43400	..0.12 max	17.0	...	1.0	...	...	...	...
439	S43027	..0.07 max	18.25	...	...	...	...	0.2 + 4 (C + N)	...
18 SR	...	..0.05	18.0	0.5	...	...	...	0.40	2.0 Al
18Cr-2Mo	...	...	18.0	...	2.0	...	...	...	...
446	S44600	..0.20 max	25.0	...	...	0.25	...	...	...
B-Brite 26-1	S44627	..0.01 max	26.0	...	1.0	0.015 max	0.1	...	...
26-1Ti	...	..0.04	26.0	...	1.0	...	...	10 × C min	...
29Cr-4Mo	...	..0.01 max	29.0	...	4.0	0.02 max	...	...	...

Pueden utilizarse hasta temperaturas de 700 °C (tipo AISI 446), si la tensión de trabajo no es muy elevada; tienen similares aplicaciones que las de estructura perlítica.

La precipitación de la fase α' (ferrita rica en Cr) en el rango de temperaturas 370 a 540 °C, produce en estos aceros endurecimiento y una drástica reducción de la resiliencia a temperatura ambiente (conocida como fragilidad a 475 °C). Esto debe ser tenido en cuenta en las aplicaciones.

La ventaja principal de estos aceros es su buena resistencia a la oxidación (comparable a los de los grados austeníticos). Por lo que, si las tensiones máximas solicitadas en revenido lo permiten, los aceros ferríticos son utilizados en preferencia a los austeníticos por su menor costo.

Estos aceros son empleados luego de recibir un temple desde 1000 a 1050 °C, seguido de un revenido entre 650 y 720 °C, como tratamiento de solubilización y estabilización. La estructura permanece ferrítica.

9.2.4 Aceros martensíticos termorresistentes

Estos aceros son martensíticos luego de un temple desde la temperatura de austenización. Ofrecen una buena combinación de propiedades mecánicas estables hasta 590 °C y una relativa buena resistencia a la corrosión. En comparación con los ferríticos su resistencia a la corrosión es menor, pero en un adecuado compromiso, el empleo de aceros martensíticos termorresistentes se decide cuando son elevadas las solicitaciones en alta temperatura.

	C	Cr	Ni	Mo	N	Nb	Ti	otros
Quenched-and-tempered martensitic stainless steels								
403	S40300 ...0.15 max	12.0	...	...	...	...	...	...
410	S41000 ...0.15 max	12.5	...	...	...	...	...	0.15 min S
416	S41600 ...0.15 max	13.0	...	0.6(a)	...	...	...	1.0 W, 0.22 V
422	S42200 ...0.20	12.5	0.75	1.0	...	...	...	0.20 V
H-46	...0.12	10.75	0.50	0.85	0.07	0.30	...	0.35 V
Moly Ascoloy	...0.14	12.0	2.4	1.80	0.05	...	...	3.0 W
Greok Ascoloy	...0.15	13.0	2.0	...	...	...	...	0.30 V
Jethete M-152	...0.12	12.0	2.5	1.7	...	...	10 × C min	...
Almar 363	...0.05	11.5	4.5	...	...	...	...	...
431	S43100 ...0.20 max	16.0	2.0	...	...	...	...	...

A esta clase martensítica pertenecen también los silicromos, que son extensamente usados en la fabricación de válvulas de admisión y escape de motores de combustión interna:

Silicromo 1: 0,45 % C; 0,40 % Mn; 3,25 % Si; 8,5 % Cr

Silicromo X-Be: 0,81 % C; 0,40 % Mn; 2,25 % Si; 20,0 % Cr; 1,30 % Ni

9.2.5 Aceros martensíticos endurecidos por precipitación (PH)

Estos aceros PH contienen de 12 a 16 % Cr para conferirle resistencia a la corrosión, pero su comportamiento se encuentra entre el "acero" Maraging 18 Ni (libre de Cr) y el termorresistente martensítico de bajo Ni (tipo AISI 422).

Designation	UNS number	Composition, %						
		C	Cr	Ni	Mo	N	Nb	Ti
Precipitation-hardening martensitic stainless steels								
Custom 450	...	0.05 max	15.5	6.0	0.75	...	8 × C min	1.5 Cu
Custom 455	...	0.03	11.75	8.5	...	...	0.30	2.25 Cu
15-5 PH	S15500	0.07	15.0	4.5	...	...	0.30	3.5 Cu
17-4 PH	S17400	0.04	16.5	4.25	...	...	0.25	3.6 Cu
PH 13-8 MO	S13800	0.05	12.5	8.0	2.25	...	...	1.1 Al

9.2.6 Aceros semiausteníticos endurecidos por precipitación (PH)

Estos aceros son modificaciones de los aceros austeníticos 18/8. El contenido de Ni es menor, pero se agregan Al, Cu, Mo y Nb.

El endurecimiento se logra por precipitación de carburos (MC , $M_{23}C_6$, M_6C y M_7C_3) y de la fase gamma prima (γ'), el compuesto intermetálico fcc, $Ni_3(Al, Ti)$.

		C	Cr	Ni	Mo	N	Nb	Ti	otros
Precipitation-hardening semiaustenitic stainless steels									
AM-350	S35000	...0.10	16.5	4.25	2.75	0.10	...	...	
AM-355	S35500	...0.13	15.5	4.25	2.75	0.10	...	...	
17-7 PH	S17700	...0.07	17.0	7.0	...	...	...	...	1.15 Al
PH 15-7 Mo	S15700	...0.07	15.0	7.0	2.25	...	...	...	1.15 Al

Luego de un recocido de solubilizado a 1050 °C, estos aceros pueden ser mecanizados y conformados. El endurecimiento por precipitación se logra luego con un revenido entre 700 a 800 °C.

Estos aceros pueden trabajar largos tiempos en temperatura de hasta 650 °C. Se los emplea en instalaciones comprometidas con elevada temperatura y los diversos medios corrosivos: instalaciones de vapor, turbinas, válvulas de motores, etc.

9.2.7 Aceros austeníticos termorresistentes

Los aceros inoxidables austeníticos termorresistentes comprenden el grupo de aleaciones base Fe que contienen de 16 a 25 % Cr y hasta 20 % Ni residual. Algunas de estas aleaciones pueden contener hasta 18 % Mn, que estabiliza la austenita y aumenta su resistencia al desgaste y fretting (resistencia al desgaste por la acción de una corriente de líquido o gas). Estos aceros no son endurecibles por tratamientos térmicos (poseen fase austenítica estable), pero pueden endurecerse por deformación en frío; este efecto se mantiene a elevada temperatura si ésta se encuentra por debajo de la de recristalización (que depende de la acritud conferida).

9.2.8 Superalesaciones base Fe-Ni

Estas aleaciones también se han desarrollado a partir de los aceros inoxidables austeníticos 18/8 con adiciones de mayor contenido en Ni (hasta un 50 %), y el agregado de Al, Cu, Mo, Nb, Ti, V y otros. Constituyen la primera clasificación de las superalessaciones que se distinguen de las de base Ni y base Co, por su contenido en Fe.

Son aleaciones totalmente austeníticas y el endurecimiento se logra, como ya se ha descripto para las aleaciones PH, por precipitación de fases carburos y el intermetálico γ' [Ni₃(Al,Ti)]

Compositions of selected superalloys

From *Metals Handbook*, 9th Edition, Vol 3, 1980, and *Metal Progress 1982 Materials and Processing Databook*, June 1982, except for IN MA-6000E and J-1570

Alloy	Composition, %								Fe	C	Other
	Cr	Ni	Co	Mo	W	Nb	Ti	Al			
Fe-Ni-base											
19-9DL	19.0	9.0	...	1.25	1.25	0.4	0.3	...	66.8	0.30	1.10 Mn; 0.6 Si
Incoloy 800	21.0	32.5	...	...	...	...	0.38	0.38	45.7	0.05	0.8 Mn; 0.5 Si
A-286	15.0	26.0	...	1.25	...	...	2.0	0.2	55.2	0.04	0.005 B; 0.3 V
V-57	14.8	27.0	...	1.25	...	...	3.0	0.25	48.6	0.08 max	0.01 B; 0.5 max V
Incoloy 901	12.5	42.5	...	6.0	...	...	2.7	...	36.2	0.10 max	...
Inconel 718	19.0	52.5	...	3.0	...	5.1	0.9	0.5	18.5	0.08 max	0.15 max Cu
Hastelloy X	22.0	49.0	1.5 max	9.0	0.6	...	...	2.0	15.8	0.15	...

Estas superalessaciones se emplean moldeadas (fundidas en moldes de precisión) o forjadas, en la industria aeroespacial, turbinas de gas marinas e industriales, reactores nucleares, producción petroquímica, etc.

9.3 ACEROS PARA HERRAMIENTAS

9.3.1 Introducción

El acero para herramientas es un acero al C o aleado, adecuado para la fabricación matrices, herramientas diversas de estampado y corte e incluso instrumentos de medición. Estos aceros, por tratamientos térmicos, pueden adquirir alguna o varias de estas características:

- elevada dureza;
- alta resistencia al desgaste;
- alta resistencia al impacto;
- conservación de las propiedades en temperaturas elevadas;
- alta resistencia al choque térmico;
- muy bajo coeficiente de dilatación térmica;
- reducida deformación en caliente.

Desde hace décadas, para mecanizados, han sido desplazados parcialmente por otros materiales desarrollados específicamente: carburo de W (widia), cerámicos y diamantes industriales; tienen varias de estas propiedades, con elevada productividad (arranque de viruta) incluso en materiales de difícil maquinabilidad, pero su costo es superior.

9.3.2 Clasificación de aceros para herramientas

Existen miles de aceros para herramientas, registrados según marcas comerciales (muchas no normalizadas); cientos de aceros, si se los clasifica por su composición y algunas decenas de clases, según sus elementos de aleación. En la tabla siguiente se reproduce la clasificación de aceros para herramientas según la norma IRAM-IAS U 500-669, cuyo fundamento y nomenclatura concuerdan con la designación AISI-SAE:

CLASIFICACIÓN DE ACEROS PARA HERRAMIENTAS

Grupo general	Clases	Símbolo	Observaciones
1. Rápidos	1.1 al molibdeno	M	
	1.2 al tungsteno	T	
	1.3 otros	R	
2. Para trabajos en caliente	2.1 al cromo	H (H1 - H19)	Resistente al choque térmico
	2.2 al tungsteno	H (H20 - H39)	Resistente al desgaste a temperatura elevada
	2.3 al molibdeno	H (H40 - H59)	Resistente al desgaste a temperatura elevada
	2.4 otros	C	Resistente al choque mecánico en caliente

3. Para trabajos en frío	3.1 alto carbono	W	Temple en agua
	3.2 alto carbono y baja aleación	O	Temple en aceite; de moderada deformabilidad
	3.3 alto carbono y media aleación	A	Temple al aire; de baja deformabilidad
	3.4 alto carbono y alta aleación	D	De mínima deformabilidad
4. Para moldes	4.1 bajo carbono y baja aleación	P	Para cementación de la pieza terminada (por ejemplo P4) Para bonificación antes del mecanizado (por ejemplo P20)
	4.2 medio carbono y media aleación		
5. Resistentes al impacto		S	
6. Para otros usos	6.1 al carbono tungsteno	F	
	6.2 de baja aleación	L	

La norma DIN 17350 mantiene la doble designación equivalente, aplicada para todos los tipos de aceros; como ejemplo:

- a) forma antigua (símbolo): X 210CrW 12;
- b) forma actual (número): 1.2436 .

Los principales tipos de aceros según su composición química, se detallan a continuación; los tenores de S y P tienen un máximo de 0,030 %, el Si, salvo los resistentes al impacto, un máximo de 0,40 a 0,55 %; el Mn (si no se especifica) un máximo de 0,40 a 0,60 %

Classification of principal types of tool steels								
AISI- SAE design- ation	Composition							Typical uses
	% C	% Mn	% Cr	% V	% W	% Mo	% Co	
Water-hardening grades								
W1 W2	0.6-1.4 0.6-1.4			... 0.25				Cold-heading dies, woodworking tools, etc.
Shock-resisting tool steels								
S1 S5	0.5 0.5	... 0.8	1.5 ...		2.5 ...	... 0.4 (2.0 Si)		Chisels, hammers, rivet sets, etc.
Oil-hardening cold-work tool steels								
O1 O2	0.9 0.9	1.0 1.6	0.5 ...		0.5 ...			Short-run cold-forming dies, cutting tools
Air-hardening medium-alloy cold-work tool steels								
A2 A5	1.0 1.0	... 3.0	5.0 1.0			1.0 1.0		Thread rolling and slitting dies, intricate die shapes
High-carbon high-chromium cold-work tool steels								
D2 D3 D4	1.5 2.25 2.25		12.0 12.0 12.0			1.0 ... 1.0		Uses under 900°F, gages, long-run forming and blanking dies
Chromium hot-work steels								
H12 H13 H16	0.35 0.35 0.55		5.0 5.0 7.0	0.4 1.0 ...	1.5 ... 7.0	1.5 1.5 ...		Al or Mg extrusion dies, die-casting dies, mandrels, hot shears, forging dies
Tungsten hot-work steels								
H21 H23	0.35 0.30		3.5 12.0		9.5 12.0			Hot extrusion dies for brass, nickel, and steel, hot forging dies
Tungsten high-speed steels								
T1 T15	0.70 1.50		4.0 4.0	1.0 5.0	18.0 19.0		... 5.0	Original high-speed cutting steel Most wear-resistant grade
Molybdenum high-speed steels								
M1 M2 M3 M10 M15	0.80 0.85 1.0 0.85 1.50		4.0 4.0 4.0 4.0 4.0	1.0 2.0 2.4 2.0 5.0	1.5 6.25 6.0 ... 6.5	8.5 5.0 5.0 8.0 3.5	 5.0	85 % of all cutting tools in United States made from this group Most wear-resistant grade

9.3.3 Aceros para herramientas al carbono

Los aceros al C, por su elevada velocidad crítica de temple, deben ser templados en agua, por lo que son clasificados en los grados W (water), para trabajos en frío. Los grados W1 y W2 (con V) van seguidos de otras 2 cifras (por ejemplo: W108, W112, W210) que indican las décimas de por ciento en C. El bajo diámetro crítico, hace que estos aceros adquieran temple total para un diámetro < 12 mm, por eso se emplean en herramientas de pequeñas dimensiones o en otras de mayor tamaño que conservan buena tenacidad con aristas cortantes en su superficie, como en la fabricación de limas, brochas, avellanadores, escariadores, etc.

Las ventajas de los aceros al C son su bajo precio y excelente trabajado por deformación y por mecanizado en estado de recocido (dureza máxima entre 200 y 250 HB, según el contenido de C). Los inconvenientes son: un estrecho intervalo de temperaturas de temple (peligros de sobrecalentamiento); el enfriamiento en agua o en salmuera, que intensifica las distorsiones y torceduras, pudiendo provocar, en herramientas de compleja configuración, la formación de fisuras; otra limitación, la conservación de sus propiedades sólo hasta un máximo de 200 °C.

Las temperaturas de temple son de 30 a 50 °C por encima de A_3 para los hipoeutectoides y de 50 a 70 °C por encima de A_1 para los hipereutectoides, cuidando de no sobrepasar la temperatura A_{cm} . Para herramientas pequeñas se recomienda el temple escalonado entre 200 y 250 °C.

El agregado de vanadio en los hipereutectoides de los grados W2 se realiza al efecto de mantener carburos estables que le otorguen gran resistencia al desgaste a la herramienta. Estos carburos no son solubilizados durante el tratamiento de austenización.

9.3.4 Aceros para herramientas aleados

Todos los otros aceros listados en la tabla tienen la suficiente cantidad de aleantes, que incrementan su templabilidad, como para poder ser templados en aceite e incluso al aire (en atmósfera no oxidante). Metalúrgicamente, la función de los principales elementos de aleación es la siguiente:

CROMO (Cr)

Es un elemento relativamente de bajo costo, que incrementa la templabilidad y (en suficiente exceso con el C) forma el carburo $Cr_{23}C_6$ que le otorga resistencia al desgaste. En solución, forma en la superficie un óxido estable, que mantiene el filo de las herramientas de corte.

MOLIBDENO (Mo) y TUNGSTENO (W)

Tienen en general efectos similares y cuando están presentes con contenidos importantes ($> 5\%$), forman con el C el carburo duro $(\text{Mo-W})_6\text{C}$ que luego del revenido precipita como finas partículas en la martensita, que resisten el engrosamiento a elevadas temperaturas. Esta es la base del endurecimiento secundario observado en los aceros rápidos, llamado también endurecimiento al rojo, porque la herramienta puede tomar esa coloración sin perder su filo. El Mo es de menor costo que el W y tiene un mejor volumen por unidad de peso; de aquí que los aceros para herramientas del tipo M, son más baratos que los equivalentes del tipo T. En la normalización alemana DIN: los aceros rápidos son designados con la sigla SS (Schnellarbeitsstahl) y no debe confundirse con la sigla idéntica (SS) que en idioma inglés representa a los aceros inoxidables (stainless steels).

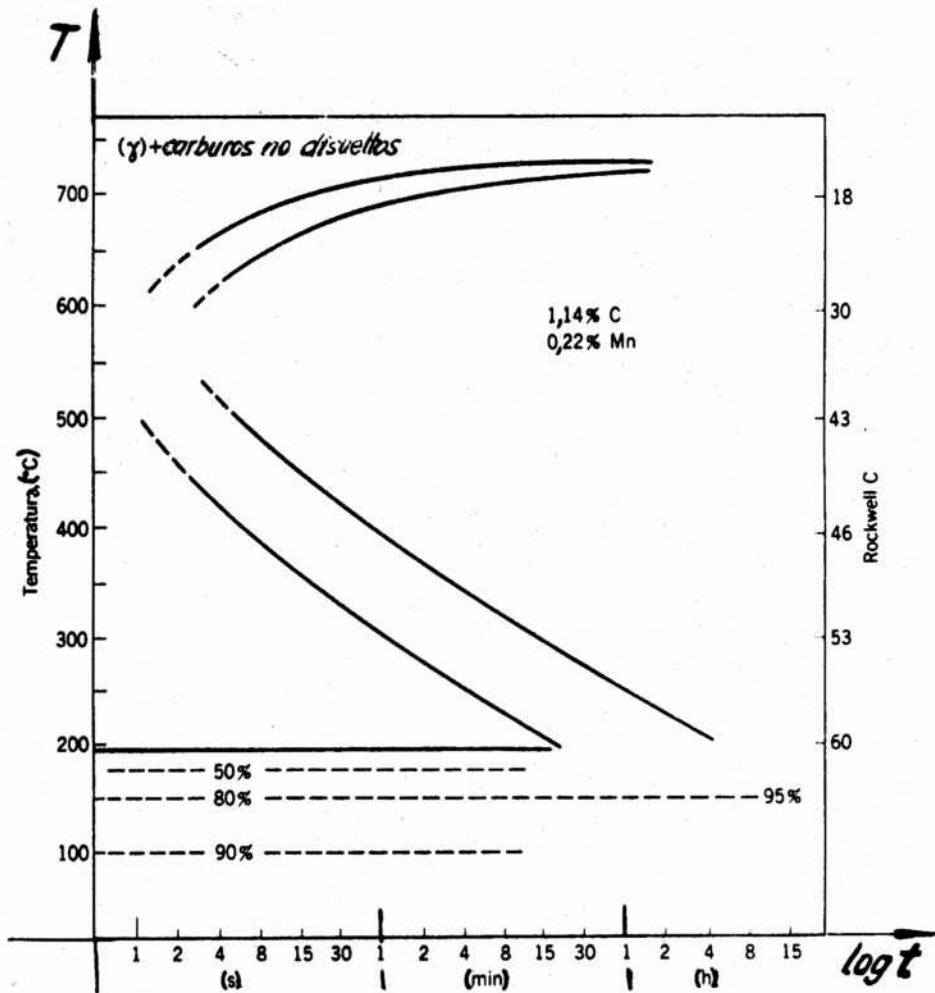
VANADIO (V)

Forma un carburo realmente muy duro tipo V_4C_3 , que persiste en solución en la austenita y en general, permanece en la microestructura sin cambios en todos los ciclos térmicos. Es el más duro de todos los carburos y, cuando una cantidad suficiente de C está presente (como en el M15), da la mayor resistencia al desgaste. El V es un elemento caro, por lo que los aceros al V son más costosos.

9.3.5 Diagramas de transformación de los aceros para herramientas

Estos diagramas son conocidos para todos los aceros comerciales; se dará un ejemplo para los casos de aceros templados al agua, al aceite y al aire, con el fin de indicar sus características y sus usos, que podrán extenderse en cada caso específico, a un acero particular dentro de cada una de las 3 familias.

El primer diagrama de transformación isotérmica corresponde a un acero de herramientas al C para trabajos en frío W112, con 1,14 % C y 0,22 % Mn.



La temperatura de austenización es 790°C , inferior a A_{cm} y por lo tanto, el campo γ tiene carburos precipitados: $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$. Las durezas (HRC) de la estructura de transformación se muestran para distintas temperaturas. Los porcentajes de martensita transformada están indicados a temperaturas por debajo de M_s . El 95 % transformado a la derecha de la línea horizontal 80 % (150°C), implica 80 % martensita + 15 % bainita que transforma de la austenita retenida al mantenerse la temperatura de tratamiento. En este acero deberá pasarse rápidamente los 500°C para evitar la formación de perlita, es por ello que debe templearse en agua o sales.

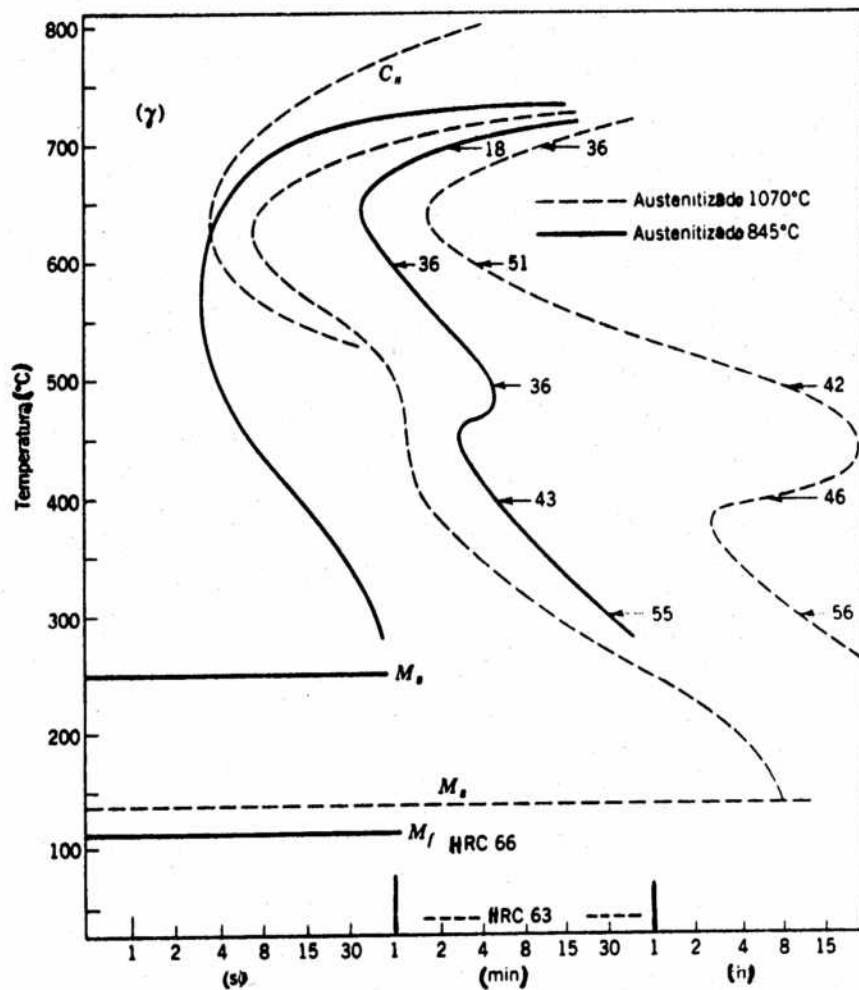
El efecto del tratamiento de austenización en la reacción martensítica

de una cero al C se da en la siguiente tabla:

	Tratamientos de austenización		
	70 °C 1 h	830 °C 1/2 h	870 °C 1/2 h
Tamaño de grano austenítico N° ASTM	9	8	6
Carburos no disueltos	muchí- simo	mucho	algunos
% martensita a 150 °C	80	40	5
% martensita a 100 °C	90	80	50
% martensita a 30 °C	100	95	85

Se observan las ventajas de su tratamiento más prolongado a menor temperatura: los carburos no disueltos frenan el crecimiento del grano austenítico y son los elementos resistentes al desgaste; no queda austenita retenida que es causa de pérdida de resistencia a la abrasión.

La transformación isotérmica de un acero aleado, templable en aceite, se ilustra para el caso de un SAE 52100 (1,02 % C; 1,41 % Cr), de extensa aplicación mecánica (rodamientos, rodillos de laminación, etc.) que no es estrictamente un acero para herramientas.



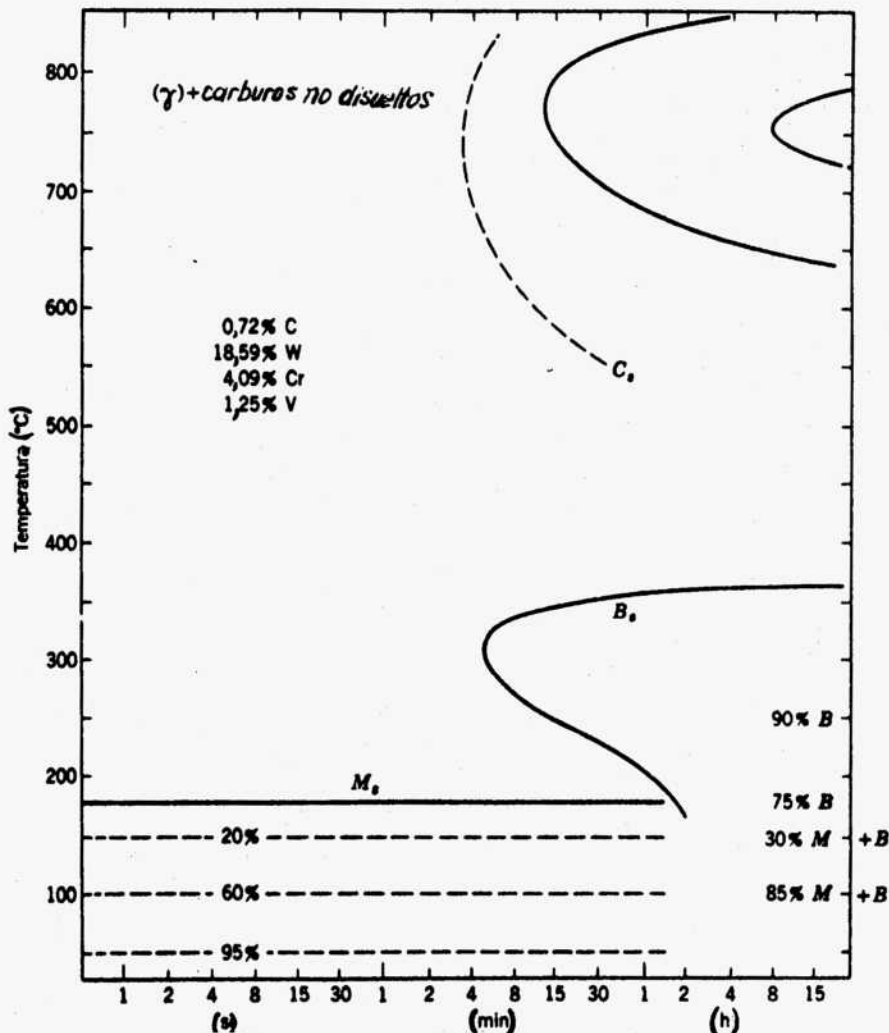
Se observan 2 curvas con indicaciones de durezas HRC alcanzadas al final de transformación. La curva continua corresponde a una temperatura normal de austenización de 845 °C y la curva de trazos a una temperatura de 1070 °C, suficientemente elevada como para disolver todos los carburos. El tamaño de grano de la de 845 °C es N° 9; mientras que el de 1070 °C es N° 3, dureza 63 HRC para este último tratamiento, representa martensita más austenita blanda retenida. El efecto del tratamiento de austenización en la reacción martensítica de este acero no deformable, templado en

aceite se muestra en la tabla:

	Tratamientos de austenización			
	790 °C 1 h	870 °C 3/4 h	980 °C 3/4 h	1095 °C 1/2 h
Tamaño de grano austenítico (Nº ASTM)	9	6	5	2
Carburos no disueltos	muchí simo	pocos	ninguno	ninguno
% martensita a 150 °C	80	10	10	10
% martensita a 100 °C	95	40	40	40
% martensita a 30 °C	99	90	80	80

Nuevamente se comprueba que la elección de una temperatura baja adecuada, es la que da la mejor estructura para la herramienta.

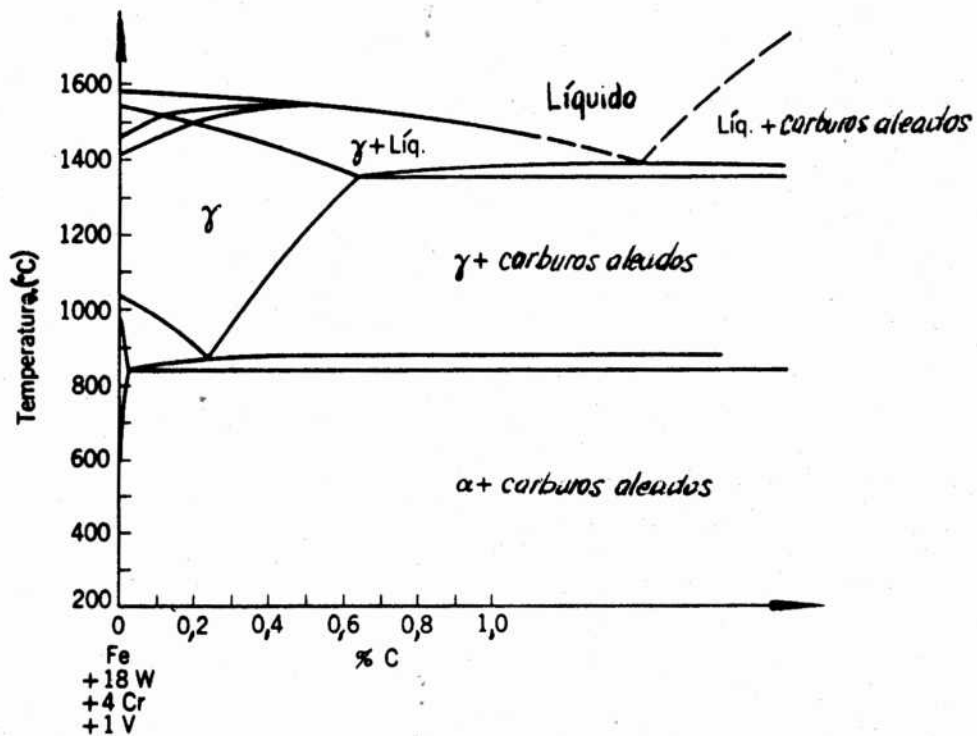
Finalmente, el diagrama de transformación isotérmica de un acero para herramientas típicas de enfriamiento al aire, el T1 (0,72 % C, 18,59 % W, 4,09 % Cr y 1,25 % V), se reproduce en la figura:



Es notable cómo la nariz perlítica de la transformación está desplazada a mayores tiempos (780 °C y 600 segundos), lo que hace al acero templeable al aire.

La temperatura del tratamiento de austenización fue de 1290 °C. El acero, entre 600 y 350 °C, muestra austenita metaestable que puede ser retenida durante semanas; sin embargo, la precipitación de carburos ocurre durante el mantenimiento de la austenita en esas temperaturas (línea de trazos C_s); siendo C_s la nariz del comienzo de precipitación de carburos. Esta precipitación cambiará las temperaturas M_s y M_f , afectando las propiedades de la herramienta. Las líneas de trazos del diagrama para la transformación martensítica, indica a prolongados tiempos de mantenimiento, la precipitación de parte de la austenita retenida en bainita.

Para este acero rápido T1, se ha establecido un diagrama de fase pseudo-binario que se muestra en la figura:



La presencia de 18 % W, 4 % Cr y 1 % V eleva la temperatura A_1 de 723 a 840 °C y la eutéctica de 1135 a 1330 °C. Al mismo tiempo, la composición del eutectoide se reduce de 0,80 a 0,25 % C, y la solubilidad máxima del C en la austenita de 2,00 % a 0,70 %.

Los carburos no están identificados en el diagrama pero son del tipo $M_{23}C_6$, rico en Cr, $(Mo,W)_6C$ y el carburo muy duro (rico en V) M_4C_3 .

Sustancialmente, los cambios observados en este pseudo-diagrama de fases, son similares a cualquier acero rápido del tipo M ó T. Los pronunciados cambios de todos los puntos críticos del diagrama indican que estos aceros deben ser tratados termicamente de manera muy específica respecto de

otros aceros aleados. Por ejemplo, el incremento de la temperatura A_1 , hace necesario incrementar la temperatura de austenización por lo menos por encima de A_{cm} . Así, si un acero T 18-4-1 con 0,75 % C (T1), como el que se analiza es austenizado a 850 °C, como un acero al C de 1,2 % C, el pseudo-diagrama indica que sólo estará solubilizado el 0,25 % C en la austenita. La dureza obtenida luego de este tratamiento no resultará la esperada 65 HRC de un acero 100 % martensítico con 0,75 % C, sino será 42 HRC, concordante con la cantidad de C solubilizada.

Ahora queda claro, en el pseudo- diagrama, que el tratamiento de austenización homogénea de un acero T ó M, con 0,60 a 0,70 % C, es necesario calentar hasta una temperatura en el rango 1250 a 1300 °C. A estas elevadas temperaturas podría esperarse un crecimiento del grano exagerado (sobrecalentamiento), pero el pseudo-diagrama indica que, incluso hasta la temperatura eutéctica, quedan suficientes carburos como para frenar el crecimiento del grano austenítico.

El efecto del tratamiento de austenización en la reacción martensítica de este acero rápido T1 templado al aire se da en la tabla:

	Tratamiento de austenización			
	1010 °C	1070 °C	1110 °C	1150 °C
	1 h	1/2 h	1/4 h	5 min
Tamaño de grano austenítico (Nº ASTM)	11	10	9,5	9
% martensita a 95 °C	95	20	trazas	0
% martensita a 30 °C	100	85	30	trazas
dureza de temple (HRC)	65	59	97	36

9.3.6 Revenido en aceros para herramientas

Se remite al capítulo de revenido, donde se analiza el revenido de los aceros al C y aleados, en especial los aceros rápidos de endurecimiento secundario.

C A P I T U L O X

10. SELECCIÓN DE ACEROS Y COMPORTAMIENTO EN SERVICIO

10.1. Introducción

Los aceros se seleccionan de acuerdo con:

- a) los requerimientos de diseño (funcionales) más relevantes, considerando además otras características secundarias que en conjunto se mantengan dentro de límites tolerables de comportamiento en servicio; pero este fundamento (necesario) no es el único;
- b) además debe estar disponible en el mercado, a un costo aceptable;
- c) debe responder a las exigencias de los procesos de fabricación (fundición; forja; mecanizado; soldadura; conformado), incluyendo los tratamientos térmicos.

El concepto de falla en ingeniería mecánica involucra la ocurrencia de uno o varios fenómenos perjudiciales para el comportamiento en servicio de máquinas y estructuras, pues reducen o impiden su funcionalidad e incluso son peligrosos para la seguridad humana e industrial:

- deformación elástica (recuperable) excesiva;
- deformación plástica (fluencia), incluso muy lenta (creep);
- fisuración, aún más si es abrupta;
- rotura (separación física de partes);
- desgaste, erosión, corrosión avanzada;
- cambios estructurales y/o químicos que afecten la resistencia mecánica, la geometría o la acción del medio.

Por lo tanto, las propiedades fundamentales de diseño mecánico para la selección de materiales son:

- resistencia a la tracción;
- resistencia a la temperatura;
- resistencia a la fatiga;
- tenacidad: resistencia al impacto y resistencia a la fractura;
- resistencia al desgaste
- resistencia a la corrosión.

10.2 Resistencia a la tracción

Las propiedades medidas en un ensayo de tracción de un acero son: límites elástico o proporcional (convencionalmente: por deformación permanente de 0,2 %), resistencia máxima y deformación a rotura; además son las más frecuentemente consideradas en la selección de un tipo determinado.

Este ensayo es de carga uniaxial estática (lenta) pero sus resultados son aprovechados para proyectar en los casos reales, cuando aparecen:

- estados tensionales combinados (complejos);

- concentradores de tensiones geométricos (entallas; cambios abruptos de sección; agujeros; roscas);
- cargas dinámicas periódicas (fatiga) o de impacto (choque);
- tensiones residuales (trabajado mecánico, tratamientos térmicos, mecanizados, soldadura);
- incertidumbre en las cargas; dispersión en las características de ensayos y materiales; variaciones en procesos de fabricación y montaje; modificación de condiciones operativas (transitorias o permanentes).

Estos factores son ponderados en los cálculos resistenciales mecánicos mediante fórmulas deducidas de teorías de "rotura" (falla) —como la de la máxima tensión tangencial, aplicable al acero—, corregidas con coeficientes de concentración tensional y un coeficiente de seguridad adecuado (pero no excesivo, pues aumentaría el tamaño y los costos).

A causa que la relación entre el límite de proporcionalidad o límite elástico y la tensión en la carga máxima (llamada: resistencia a la tracción) es aproximadamente constante para cada clase de acero, la especificación a menudo sólo cita una de ellas. La deformación a rotura, si bien es una característica aceptable de la ductilidad, normalmente debe considerarse para que cumpla con un valor mínimo de diseño. Diferencias entre el mínimo de ductilidad requerida en diseño y la medida en el acero, tienen importancia como indicación de deformabilidad en el proceso de elaboración.

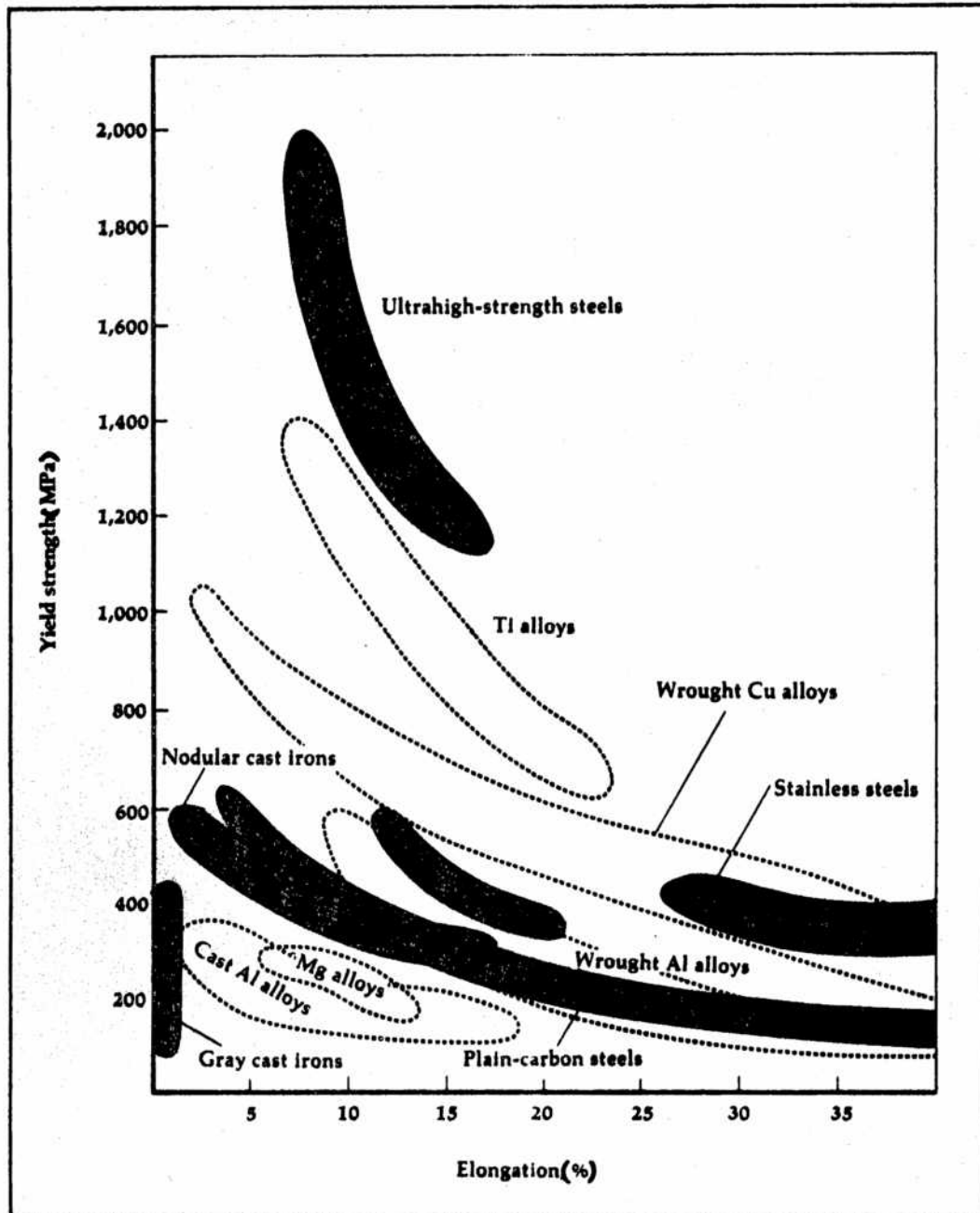
La resistencia de aceros forjados y laminados depende de la dirección, pero en aceros moldeados es independiente.

Los aceros adquieren elevada dureza por diversos tratamientos térmicos, termomecánicos y termoquímicos, analizados en el Capítulo III. Tradicionalmente se adoptaba como criterio de selección (a veces decisivo) la máxima dureza alcanzable, pues existe una relación directa con la resistencia para un grupo amplio de aceros al C y aleados, pero no es generalizable a todos los tipos de aceros especiales.

La selección de materiales, de acuerdo con su resistencia, es conveniente dividirla en 4 ámbitos, según los valores requeridos: ultraelevados (ultrahigh), altos (high), medios (medium) y bajos (low). La tabla que se reproduce a continuación clasifica al acero, dentro de diversas aleaciones metálicas de uso en ingeniería, según el límite elástico (yield strength).

En cada caso se dan valores mínimo y máximo del límite elástico con las que —para un tipo de acero— se podrá seleccionar por composición química y tratamientos térmicos el valor mínimo a alcanzar en el diseño específico. Esto podrá hacerse de acuerdo con los procedimientos estudiados en capítulos anteriores; por ejemplo, en los aceros bonificados, mediante el ensayo Jominy, su conversión a diámetro crítico y de los valores de dureza a los de resistencia a la tracción.

El ámbito de valores del límite elástico en función de la deformación a rotura (elongation) para algunas aleaciones relevantes de ingeniería, se muestran en la figura:



Yield strength of selected metals and alloys

Metal or alloy	Yield strength, MPa ($\times 10^3$ psi)
ULTRAHIGH STRENGTH	
Cobalt and its alloys	180-2,000 (26-290)
Low-alloy hardening steels ^{6,1}	525-1,985 (76-288)
Stainless steels, martensitic ^{6,2}	415-1,895 (60-275)
Ultrahigh strength steels ^{6,2}	1,170-1,860 (170-270)
Nickel and its alloys	70-1,585 (10-230)
HIGH STRENGTH	
Tungsten	1,515 (220)
Molybdenum and its alloys	565-1,450 (82-210)
Titanium and its alloys	185-1,315 (27-191)
Carbon steels ^{6,3,1}	400-1,295 (58-188)
Nickel-base superalloys	275-1,185 (40-172)
Alloy steels, cast	770-1,170 (112-170)
Tantalum and its alloys	330-1,090 (48-168)
Stainless steels, cast	215-1,140 (31-165)
Ductile (nodular) irons, cast	275-1,035 (40-150)
Copper casting alloys	60-965 (9-140)
Niobium and its alloys	240-930 (35-135)
Iron-base superalloys, cast ⁶	275-925 (40-134)
Cobalt-base superalloys ⁶	240-800 (35-116)
Bronzes ⁶	95-785 (14-114)
Low-alloy constructional steels ^{6,2}	620-760 (90-110)
High-copper alloys ⁶	60-760 (9-110)
Beryllium coppers (wrought and aged)	520-1,240 (75-180)
MEDIUM STRENGTH	
Cobalt-base superalloys, cast	515-690 (75-100)
Hafnium ⁶	220-660 (32-96)
Stainless steels, austenitic	207-655 (30-95)
Brasses ⁶	70-640 (10-92.5)
Aluminum alloys, 7000 series	95-625 (14-91)
Copper-nickel-zincs ⁶	125-620 (18-90)
Copper nickels ⁶	90-585 (13-85)
Stainless steels, ferritic ^{6,4}	310-550 (45-80)
High-strength, low-alloy steels ⁶	290-550 (42-80)
Carbon steels, carburized ^{6,1}	315-530 (46-77)
Coppers ⁶	70-495 (10-72)
Aluminum alloys, 2000 series	70-455 (10-66)
Ductile irons, austenitic cast	195-450 (28-65)
Beryllium-rich alloys	170-450 (25-65)
Aluminum alloys, 5000 series	40-405 (6-59)
Carbon steels, cast ¹	330-380 (48-55)
Aluminum alloys, 6000 series	50-380 (7-55)
Zirconium and its alloys	105-365 (15-53)
Zinc die castings	360 (52)
Depleted uranium	240-345 (35-50)
Aluminum alloys, 4000 series	315 (46)
Magnesium alloys ⁶	90-305 (13-44)
Silver	55-303 (8-44)
Carbon steels, cast ¹	260-290 (38-42)
Aluminum alloys, 3000 series	40-250 (6-36)
LOW STRENGTH	
Gold	205 (30)
Magnesium alloys, cast	85-205 (12-30)
Platinum	15-185 (2-27)
Aluminum alloys, 1000 series	30-165 (4-24)
Lead and its alloys	10-55 (1.6-8)
Tin and its alloys	5-45 (1.3-6.6)

10.3. Resistencia a la temperatura

Un metal expuesto a carga constante a elevada temperatura ($T(K) > T_f(K)/2$), siendo T_f : temperatura de fusión), deforma lentamente; este proceso de termofluencia se lo denomina en inglés creep y en ciertas condiciones —además de la deformación—, conduce a la rotura. En general, la velocidad de creep es mayor y menor el tiempo de fractura, cuando se incrementa la temperatura y la carga.

En ingeniería, la curva de creep se determina aplicando carga constante a una probeta mantenida a temperatura constante y se registra la deformación en función del tiempo; estos ensayos son prolongados y pueden durar meses. Las propiedades del creep, para tiempos muy prolongados de servicio (hasta 10^5 horas), requieren de la extrapolación de los datos existentes. Si no ocurren cambios estructurales, se utilizan parámetros de extrapolación como los de Larson-Miller (PLM), para un valor de la tensión:

$$PLM = T (C + \log t)$$

T = temperatura en kelvin (K);

C = constante (20 para aceros ferrito-perlíticos);

t = tiempo de rotura (h);

y Manson-Haferd (PMH), o para un valor de la tensión:

$$PMH = (T - T_a) / (\log t - \log t_a)$$

siendo T_a y t_a constantes.

La estabilidad microestructural juega un rol importante en el comportamiento del creep en servicio. A alta temperatura la movilidad de los átomos, las vacancias y las dislocaciones se incrementan; nuevos mecanismos de deformación con cambios en los sistemas de deslizamiento pueden ocurrir. También se observa envejecimiento y modificación de los precipitados de segunda fase como los carburos.

Por debajo de $\frac{1}{4} T_f$ no ocurre creep. En torno de $\frac{1}{3} T_f$, a tensiones moderadas, la velocidad de deformación por creep permanece constante en tiempos muy largos. La mayor parte de las exigencias de diseño de un acero para altas temperaturas de servicio, se proyectan en este rango de temperaturas.

Los mecanismos usados para incrementar la resistencia al creep son similares a los utilizados para aumentar la resistencia a temperatura ambiente: endurecimiento por solución y por precipitación. Diferencias de la resistencia al creep de un acero a otro dependen de la persistencia del mecanismo endurecedor con el incremento de la temperatura.

El aumento de la resistencia al creep por solución sólida no es importante. Consecuentemente, aleaciones con elementos en solución sólida son usadas en aplicaciones donde la tensión no es un factor preponderante, sino la resistencia a la corrosión en caliente y el proceso de fabricación

por conformado.

La solución sólida intersticial de N en aceros ferríticos, eleva la resistencia al creep por envejecimiento hasta los 315 °C.

El trabajado en frío es utilizado también para incrementar la resistencia al creep, sin embargo, la recristalización reduce el efecto a temperaturas $\cong \frac{1}{2}T_f$.

El método más importante de incrementar la resistencia al creep, es el endurecimiento por precipitación mediante la incorporación de una dispersión fina de partículas de segunda fase dentro de los granos del acero. Aleaciones que endurecen por precipitación no son termodinámicamente estables; la temperatura de servicio debe ser más baja que la temperatura de envejecimiento de la aleación o la temperatura de engrosamiento de los precipitados. El engrosamiento puede ser controlado con precipitados más complejos y estables o el desarrollo de otra precipitación más fina a expensas de la sobre-envejecida.

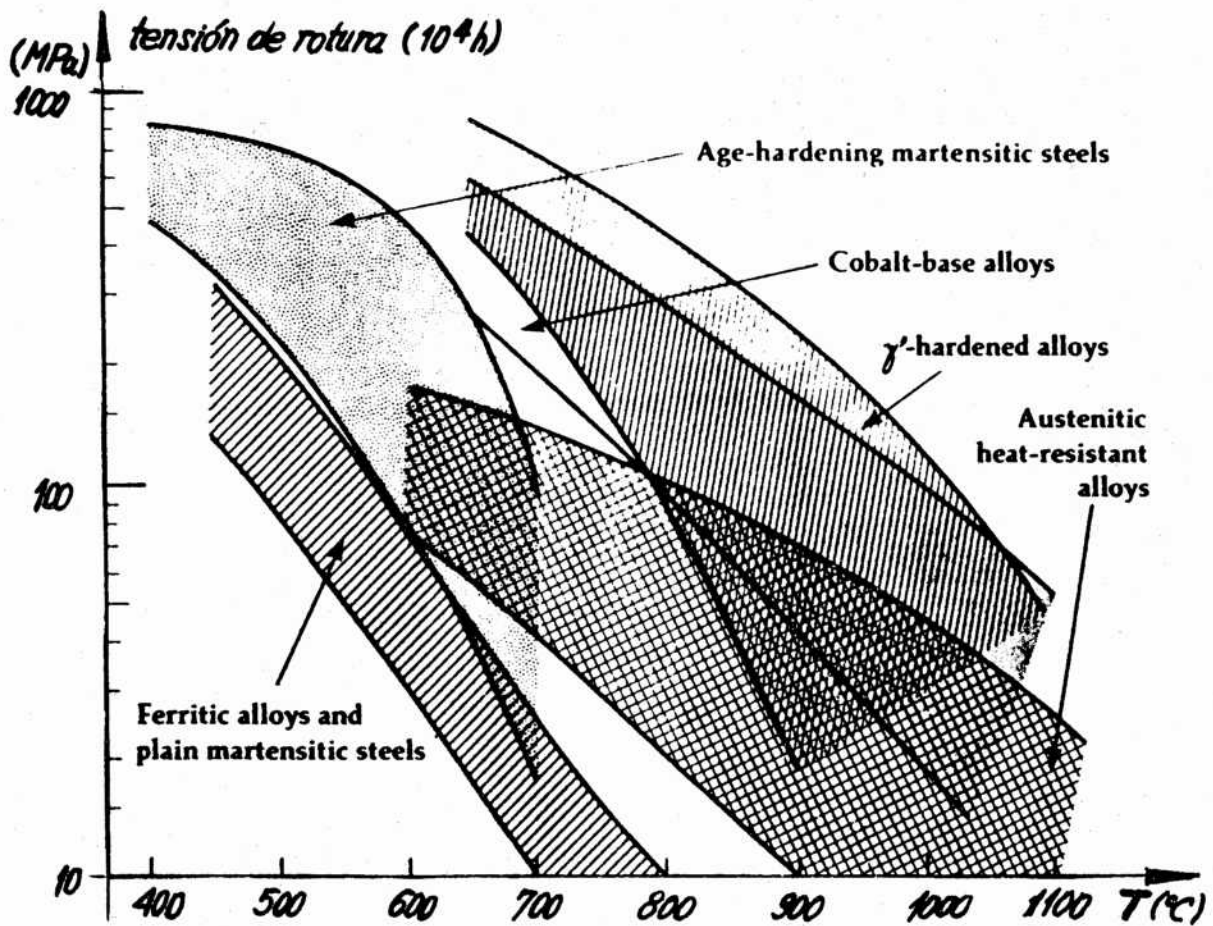
Hasta 400 °C es el límite superior para los aceros al C. De 400 a 600 °C, se utilizan aceros ferrito-perlíticos aleados: por encima de 400 °C la aleación con Mo incrementa la resistencia al creep ($C \frac{1}{2}Mo$). Aceros al Cr-Mo-V son usados alrededor de los 500 °C. Para rotores de turbina de media y alta presión, se utiliza el acero 0,2 C-1 Cr-1 Mo- $\frac{1}{4}$ V. Para tuberías de vapor a alta temperatura y aplicaciones que requieran alta resistencia al ataque con hidrógeno a 560 °C, se utiliza el acero 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1 Mo.

De 600 a 650 °C es importante la resistencia al creep y a la oxidación. Se agrega Cr para incrementar la resistencia a la formación de escoria, por lo menos un 8%. Aceros inoxidables ferríticos (serie AISI 400) son menos costosos que los grados austeníticos pero susceptibles a la fragilidad a 475 °C y la resistencia a la rotura por creep, más baja. La ventaja principal es su resistencia a la oxidación.

De 650 a 1000 °C, se utilizan los aceros inoxidables austeníticos y las superaleaciones base Fe-Ni, Ni y Co. La temperatura superior para los inoxidables austeníticos es de 750 °C. El AISI 316 tiene la tensión de rotura más alta de la serie AISI 300. Austeníticos más aleados (como el 19-9 DL y el 19-9 DX por ejemplo) que contienen Mo, Ti, W y Nb tienen más alta tensión de rotura que la serie AISI 300 entre 540 y 815 °C. Aleaciones Cr-Ni-Mn son también más resistentes que muchas de la serie AISI 300.

Las superaleaciones Fe-Ni son endurecidas por carburos o por la precipitación de compuesto intermetálico como en aleaciones tales como la A-286, V-57, 800H y 901.

Un esquema del ámbito de aplicación de los aceros y superaleaciones se da en la figura:



10.4. Resistencia a la fatiga

El fenómeno de fatiga implica la rotura por cargas cíclicas (periódicas) producidas por variación de las fuerzas sobre un componente mecánico y/o por su movimiento giratorio —aunque la magnitud y dirección de las

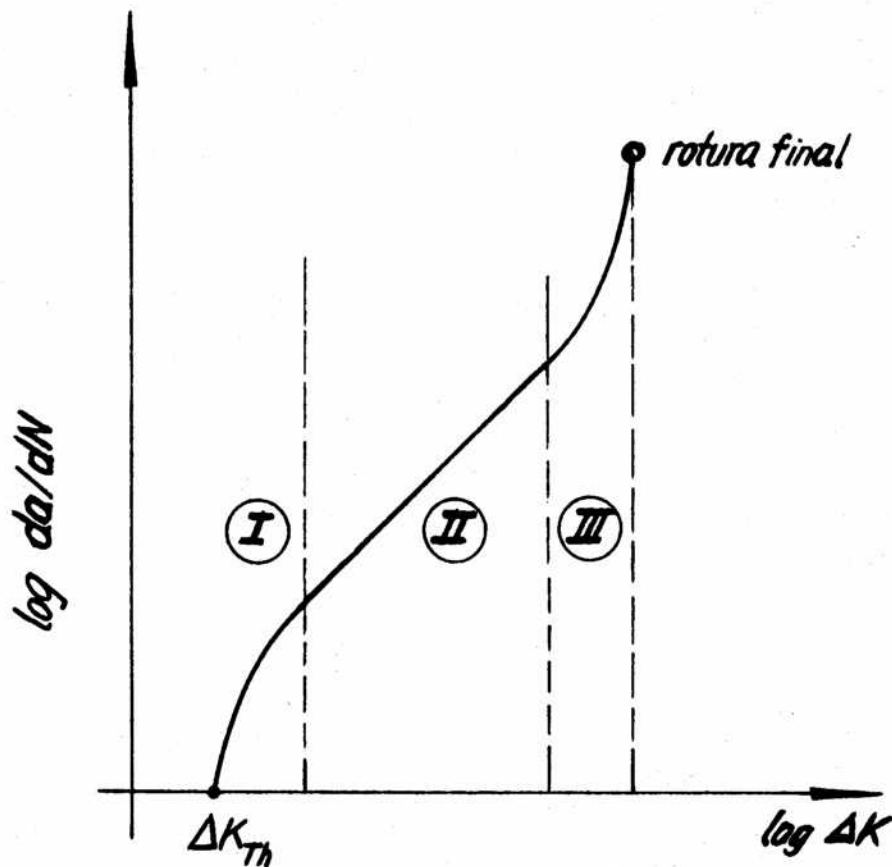
solicitaciones se mantengan constantes—. Posee 2 aspectos muy graves para el comportamiento en servicio:

- a) ocurre casi abruptamente (sin aviso), iniciándose generalmente en superficie;
- b) se produce con valores de tensión muy inferiores a los de rotura o de fluencia por cargas estáticas.

Los siguientes factores favorecen la resistencia a la fatiga:

- presencia de aleantes que incrementan el deslizamiento cruzado (cross-slip) y el maclado o las propiedades de endurecimiento por trabajado, los cuales incrementan la resistencia a la nucleación de fisuras;
- incremento de la resistencia a la tracción por aleación o tratamiento térmico;
- minimización del espesor de la pieza: evitar los concentradores geométricos de tensiones (entallas; muescas; roscas; etc.);
- superficies pulidas;
- bajos niveles de tensión de trabajo respecto del límite de fatiga;
- pequeño tamaño de grano en fatiga de alto número de ciclos (la fatiga oligocíclica es independiente del tamaño de grano);
- ausencias de discontinuidades metalúrgicas tales como: porosidad, inclusiones o segregaciones metálicas, para minimizar los sitios de nucleación de fisuras;
- presencia en la superficie de tensiones residuales de compresión, obtenidas con procesos como: bruñido, rolado o granallado;
- condiciones de servicio que minimizan la fatiga térmica y la fatiga bajo corrosión;
- tratamiento termoquímico de difusión intersticial (N y C) o sustitucional (Al, Cr y B) en superficie, que proporciona dureza, tensiones de compresión y resistencia a la corrosión;
- evitar recubrimientos galvánicos de Cr, Ni o Cd, pues reducen la vida en fatiga debido a microfisuras en la capa;
- evitar la decarburación superficial del acero en los tratamientos térmicos.

En la figura se muestra un croquis de la velocidad de propagación (da/dN), de una fisura de fatiga respecto del número de ciclos (N) de inversión total, en función del rango de intensidad de tensión (ΔK).



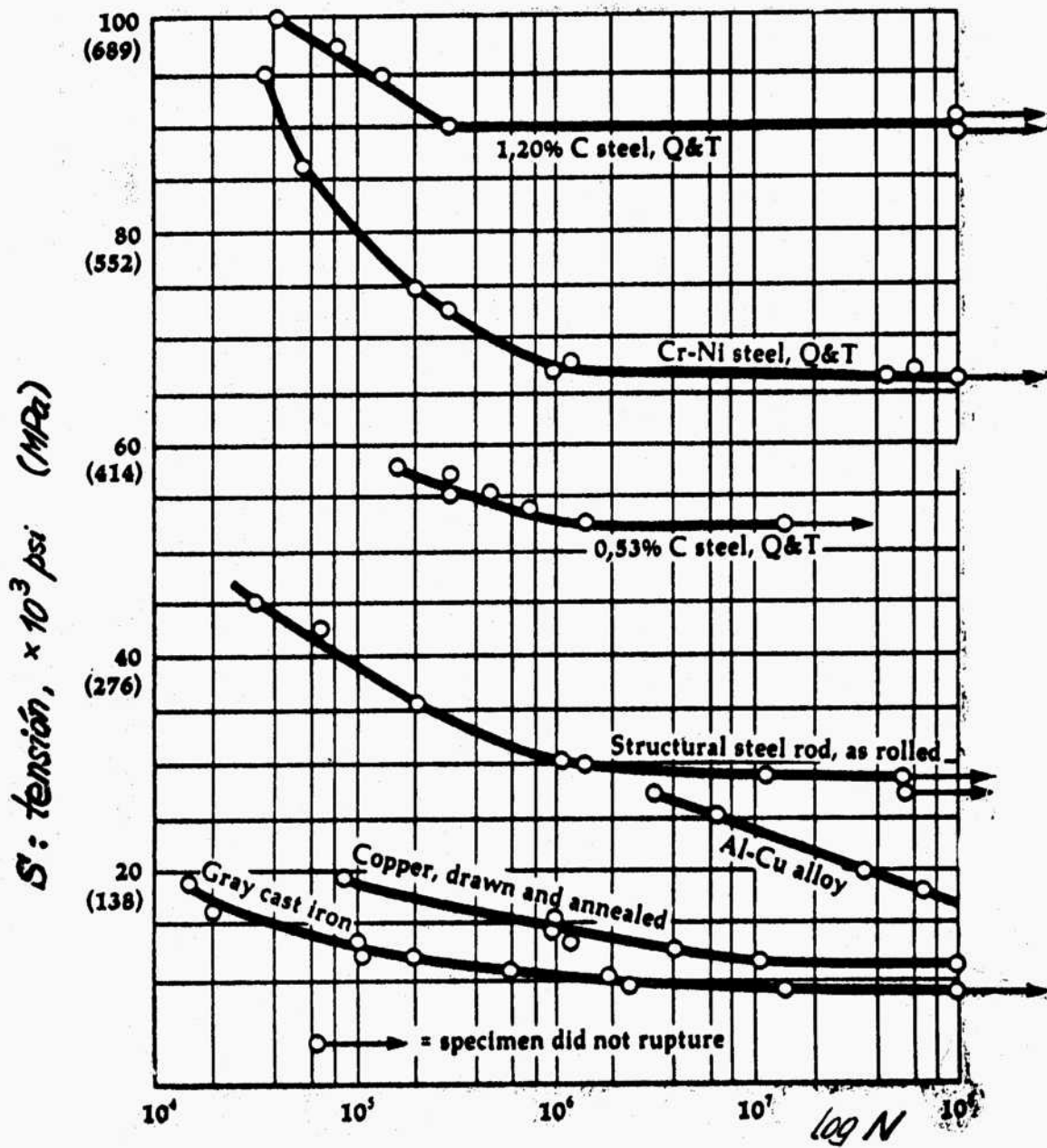
Se muestran 3 etapas de la propagación de la fisura por fatiga hasta la rotura final. Por debajo del valor de la intensidad de tensión ΔK_{Th} en la etapa I, conocido como tensión umbral para el crecimiento de la fisura por fatiga, la fisura no se propaga. La etapa I es la de iniciación de la fisura. La propagación de la fisura en la etapa II es bien conocida por la cantidad de estudios efectuados; determina la vida útil del componente en fatiga. La aceleración logarítmica de crecimiento hasta rotura en la etapa III parece estar asociada con la presencia de modos discontinuos de fractura, tales como clivaje y fractura intergranular y fibrosa.

La interrupción de la fatiga en la etapa I puede ser optimizada en el diseño, reduciendo las concentraciones de tensión (geometría de la pieza; defectos internos del material; tensiones residuales). En la etapa II de propagación, el crecimiento de la fisura puede disminuirse, tomando tensiones bajas o con aproximaciones de vida residual, utilizando conceptos basados sobre la mecánica de fractura.

La alternativa es el reconocimiento de la fisura antes de la falla por procedimientos de inspección y con esta información establecer una apropiada reparación. El costo de esta emergencia es evidentemente alto.

Una comparación del comportamiento de fatiga de varios aceros con aleaciones no ferrosas, para ensayos de inversión total rotativos, se muestra en la siguiente figura. El diagrama es de tensión de rotura en función del número de ciclos hasta la falla.

curvas de Wöhler (S;N)



N : N° de ciclos a rotura

Cuando el componente está previsto para trabajar en bajo número de ciclos (10^3 a 10^5) es posible operar a mayores tensiones que las del límite convencional de fatiga.

La fatiga de bajo número de ciclos (fatiga oligocíclica), es habitual en la detención y puesta en marcha de procesos industriales continuos y de generadores de electricidad. Las tensiones térmicas y mecánicas para entrar o salir de régimen, elevan las tensiones aplicadas por encima de las previstas para un estado de régimen, debiendo preverse que el número de ciclos de las elevadas tensiones transitorias está por debajo del límite de rotura oligocíclica.

10.5. Tenacidad

Se define la tenacidad (toughness) de un material como la capacidad de absorber una específica cantidad de energía mecánica sin fractura. La tenacidad se mide habitualmente por ensayos de impacto, conocidos como de resistencia al impacto o tenacidad a la entalla (probetas Izod o Charpy) o bien mediante la propagación de una fisura en un ensayo de tracción (método de la mecánica de fractura).

a) Resistencia al impacto

La resistencia al impacto está influida por la composición química y otros factores físicos como: microestructura, tamaño y forma del grano, tamaño de la sección, trabajado mecánico (en frío o caliente) y el método de fabricación.

Los aceros de alta resistencia (estática) tienen muy baja resistencia al impacto. Los ferríticos de baja resistencia tienen una temperatura transición dúctil-frágil (T_t) mientras que los austeníticos tienen una elevada resiliencia, independiente de la temperatura.

Los elementos de aleación con mayor influencia sobre la temperatura de transición de los aceros ferríticos, son el C y el Mn: cada 0,1 % C eleva 14 °C la T_t , mientras que cada 0,1 % de Mn la disminuye 5,5 °C.

Para una tenacidad a la entalla satisfactoria se debe conservar una relación de composición $\%Mn/\%C=3$. Para relaciones mayores puede alcanzarse un descenso de 50 °C, pero no se puede sobrepasar la relación 7, porque, para un máximo de 0,2 %C, el $Mn > 1,4\%$ retiene austenita y trae complicaciones de elaboración.

El P eleva 7,2 °C la T_t por cada 0,01 %. El nitrógeno (N) es perjudicial en solución por el fenómeno de envejecimiento. El Ni es beneficioso hasta un 2 %. El Si eleva la T_t ; el Mo también y en la misma proporción que el C. El Cr no afecta y el Al es beneficioso por la formación de nitruros que afinan el grano; por ello los aceros preferibles por su baja T_t son los calmados al Al.

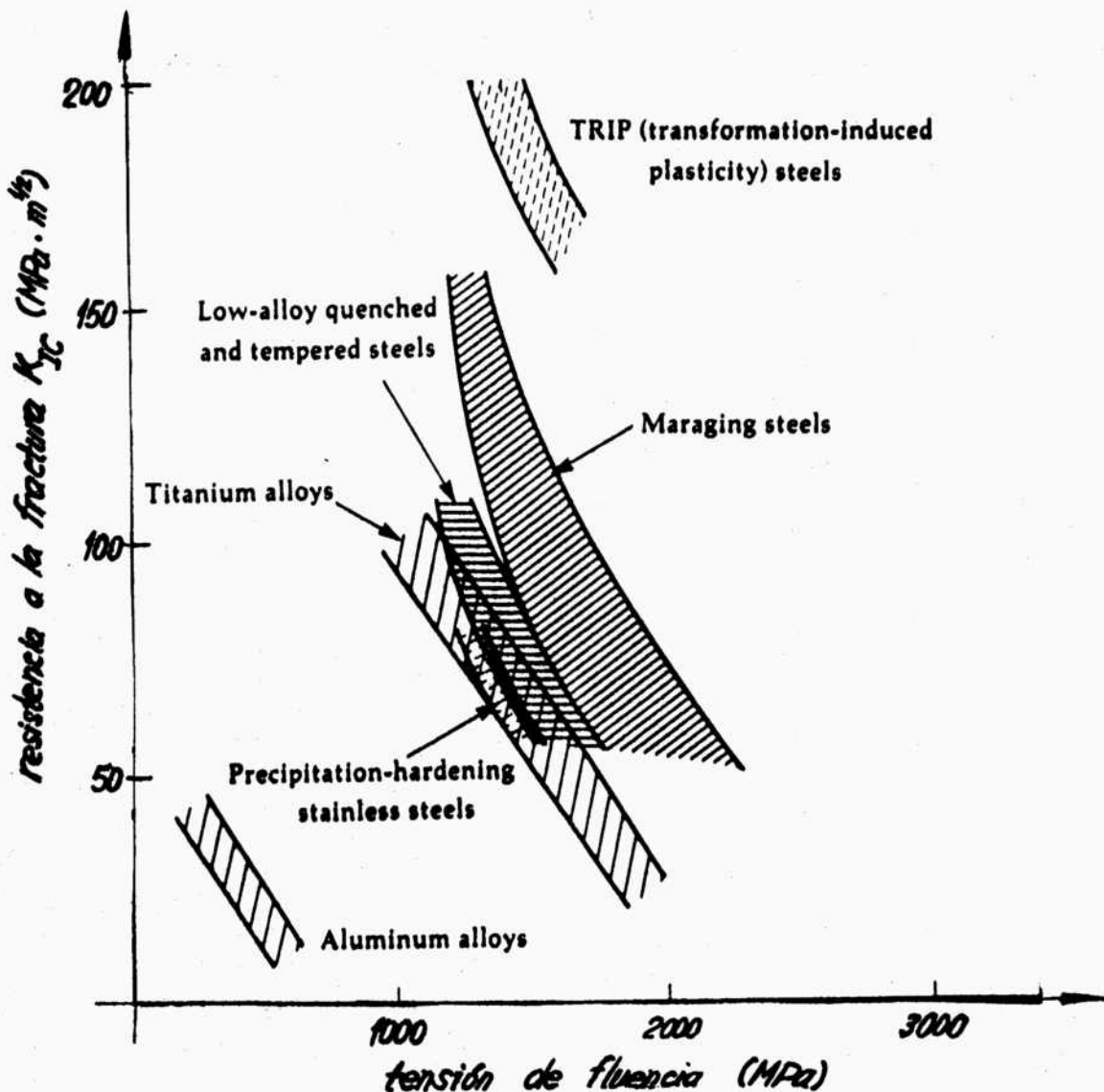
b) Resistencia a la fractura

El estudio de la tenacidad mediante ensayos de impacto, no es adecuado para los aceros austeníticos y los de alta resistencia, porque no presentan una T_t . En esta situación, las aproximaciones de la fractomecánica son empleadas para determinar la resistencia a la fractura.

El parámetro medido es el de resistencia a la fractura en deformación plana K_{IC} ; este valor permite calcular el tamaño de la fisura crítica a_c en un componente que rompe abruptamente para una tensión R aplicada:

$$K_{IC} = \alpha R \sqrt{\pi a_c}$$

donde α es una constante dependiente de la forma de la pieza; K_{IC} varía inversamente al límite elástico, para los aceros y la mayoría de las aleaciones metálicas. Esto puede verse en la figura siguiente, donde se representa K_{IC} en función del límite elástico para algunos aceros comparados con otras aleaciones metálicas.



10.6. Resistencia al desgaste

Existen 3 tipos de desgaste:

- desgaste adhesivo: un material desgarra al otro;
- desgaste abrasivo: un material dispersa partículas del otro;
- desgaste erosivo: pérdida de material por la corriente de un fluido.

Los factores básicos que influyen sobre el desgaste son:

- variables metalúrgicas: dureza, tenacidad, microestructura y composición química;
- variables de servicio: materiales en contacto, presión, velocidad, temperatura, terminación superficial, lubricación y corrosión.

Uno de los más importantes medios de reducir el desgaste es la lubricación, pues reduce la cantidad de energía requerida para sobreponerse a la fricción y proteger las zonas en contacto. El tratamiento de la superficie mediante recubrimiento, aleación superficial y ciertos tratamientos térmicos, también reducen el desgaste.

La selección de aceros resistentes al desgaste, en relación al incremento de costo, puede seguir este orden:

- 1) aceros de bajo C;
- 2) aceros de alto C;
- 3) aceros al C o aleados, bonificados (en la superficie o en volumen);
- 4) aceros al Cr o al Cr-Al de medio C, endurecidos por nitruración;
- 5) aceros de alta aleación de endurecimiento directo tipo AISI D-2; acero para herramientas alto C, alto Cr (1,5 %C, 12 %Cr) conteniendo partículas libres de carburos;
- 6) aceros inoxidables de endurecimiento por precipitación;
- 7) aceros especiales producidos por pulvimetalurgia o aleación mecánica;
- 8) carburos ligados en matriz de acero.

Comparado con muchas otras aleaciones ferrosas resistentes a la abrasión, los aceros al Mn tienen superior tenacidad, con un costo moderado. Fundiciones de hierro gris tienen una adecuada resistencia al desgaste para aplicaciones tales como componentes de deslizamiento en máquinas. Fundiciones aleadas templadas proveen la máxima resistencia a aplicaciones severas (cilindros de motores Diesel). La estructura y dureza de la fundición maleable perlítica y martensítica proveen una excelente resistencia al desgaste.

10.7. Resistencia a la corrosión

Cuando un metal no ofrece una combinación económica de un adecuado comportamiento mecánico y resistencia a la corrosión, el material de bajo costo debe ser especificado con alguna forma de protección. Los métodos de protección a la corrosión incluyen: inhibidores agregados al medio corrosivo; recubrimientos orgánicos o bien de sacrificio (galvánicos, por ejemplo); protección catódica anódica, barrera superficial. El plaqueado con aleación resistente a la corrosión, sobre un metal base de bajo costo, es otro recurso adecuado.

Los aceros al C y de baja aleación, no son nunca elegidos por su resistencia a la corrosión (aunque resisten el ácido sulfúrico concentrado). Los aceros inoxidables fueron desarrollados como sustitutos de los mismos, resistentes a la corrosión.

Los aceros inoxidables se dividen en 5 grupos básicos: austeníticos, martensíticos, ferríticos, endurecidos por precipitación y dúplex (dual-phase). Cada grupo posee varios grados de comportamiento mecánico y resistencia a la corrosión.

Probablemente los de uso más común son los austeníticos: AISI 304 y AISI 316, este último con la adición de 2 a 4 %Mo incrementa la resistencia al ataque localizado. Los inoxidables martensíticos combinan alta resistencia con adecuada tenacidad y resistencia a la corrosión. Los grados martensíticos tienen contenidos relativamente bajos de Cr y C en combinación con las adiciones de N, Ni y Mo para contribuir a la resistencia a la corrosión. Los inoxidables ferríticos incorporan contenidos de Cr tan altos como del 30 % para alcanzar una excelente resistencia a la corrosión en agua de mar. Muchos grados ferríticos son también altamente resistentes a la corrosión bajo tensión en cloruros.

Aceros inoxidables endurecidos por precipitación son grados Ni-Cr endurecidos por envejecimiento a elevada temperatura. Tienen una resistencia a la corrosión comparable con los grados austeníticos. Los inoxidables dúplex (dual-phase) tienen estructura de mezcla de ferrita y austenita. Combinan alta resistencia, buena tenacidad y buena resistencia a la corrosión generalizada y a la corrosión bajo tensión en cloruros.

10.8. Ejemplo de selección de aceros

Cilindro para laminación plana en frío

Este ejemplo muestra la dependencia entre varios factores tecnológicos:

- a) requerimientos técnicos (funcionales) de diseño;
- b) selección del acero;
- c) fabricación (operaciones metalúrgicas y mecánicas, incluyendo los tratamientos térmicos intermedios).

El análisis económico (costos) de materiales y procesos de fabricación, resulta decisivo entre varias alternativas posibles (disponibilidad).

1. Requerimientos técnicos:

Los requerimientos fundamentales del diseño de un cilindro (rodillo) para laminación plana en frío (temperatura ambiente) son:

a) resistencia mecánica: para soportar esfuerzos combinados por:

flexión { fuerza separatriz: (reacción del material laminado) depende del material, del grado de reducción y la velocidad de rotación; puede alcanzar a varios miles de toneladas;
peso propio: puede ser de varias toneladas;
reacciones de los apoyos.

torsión: cuplas motriz (accionamiento) y separatriz.

b) deformación: deben verificarse deformaciones mínimas en operación, particularmente:

-flecha máxima: para lograr una adecuada planitud del producto (laminado plano);

-inclinación (giro) en los muñones: para no afectar cojinetes.

c) resistencia a la fatiga y al desgaste:

-fatiga: las cargas mencionadas ejercen una acción periódica (pulsatoria), puesto que aunque su magnitud y dirección no varíen, cada punto del cilindro gira;

-desgaste: se produce laminación en frío cuando existe fricción deslizante entre los cilindros y el material; por ello debe preverse una rugosidad mínima de la tabla, pero compatible con la terminación superficial del producto; además, deberá obtenerse una durabilidad aceptable (sin fisuras ni desgarramientos), considerando además el impacto (choque) de la chapa a la entrada.

2. Selección del acero

Las consideraciones básicas, a partir de las exigencias, son:

→ la resistencia mecánica y al impacto exigen aceros de alto C (aprox. 1 %) aleados al Cr (formador de carburos), tratables térmicamente por templado-revenido (en masa) y temple superficial (tabla);

→ la resistencia a la fatiga y al desgaste requieren elevada dureza

en la tabla, sin grandes variaciones a lo largo de la generatriz (homogénea distribución de carburos) y con gradiente moderado hacia el interior (buena templabilidad que es favorecida por Cr, Ni, Mo).

Ejemplos:

IRAM 52100: acero al Cr de alto C, de alta templabilidad.

Z FC3: (designación comercial de AHZ) aplicado para cilindros de laminación en frío para SOMISA.

3. Fabricación

Brevemente, las principales etapas metalúrgicas y mecánicas:

a) Fundición: el acero se elabora en horno eléctrico a arco, con cargas seleccionadas. Debe ser desgasificado para eliminar, al máximo posible, los elementos que contribuyen a la fragilidad en operaciones posteriores o en servicio: inclusiones, hidrógeno, oxígeno, azufre y fósforo; en general, el lingote tiene forma octogonal.

b) Forja: (si hay prensas de capacidad apropiada) aproxima a la forma final y destruye la estructura de fundición. En varias etapas, los lingotes son calentados y forjados con prensas de gran potencia, para que la deformación plástica llegue al centro de la pieza. La temperatura y permanencia en horno favorecen la difusión de elementos de aleación, homogeneizando el material y posibilitando características finales uniformes (especialmente: dureza).

c) Normalización-globulización: (tratamientos térmicos)

-normalización: calentamiento en horno a temperatura superior al intervalo crítico de transformación, por un tiempo adecuado para lograr homogeneidad térmica y completa transformación de la pieza; enfriamiento al aire calmo;

-globulización: mejora la estructura para el temple y facilita el mecanizado siguiente;

d) mecanizado de desbaste: (torneado y/o fresado) aproxima la geometría definitiva y elimina defectos superficiales; por el tamaño y peso de las piezas, se requieren máquinas-herramientas de gran capacidad y robustez.

e) Temple y revenido: (en masa)

-temple: temple clásico, en masa; el calentamiento es similar al del normalizado; el enfriamiento debe ser suficientemente rápido para producir la transformación martensítica (depende de la templabilidad del acero y la dimensión del rodillo) —pero evitándose las grietas que se producirían con un medio de alta

severidad, como agua—; se emplean bateas de aceite;

-revenido: a alta temperatura, para obtener matriz bainítica, salpicada de carburos redondos con distribución homogénea (dureza 50 a 60 Shore "C").

f) Mecanizado de terminación:

elimina la capa descarbonada y se obtiene la geometría final, restando la terminación (rectificado) de tabla y muñones.

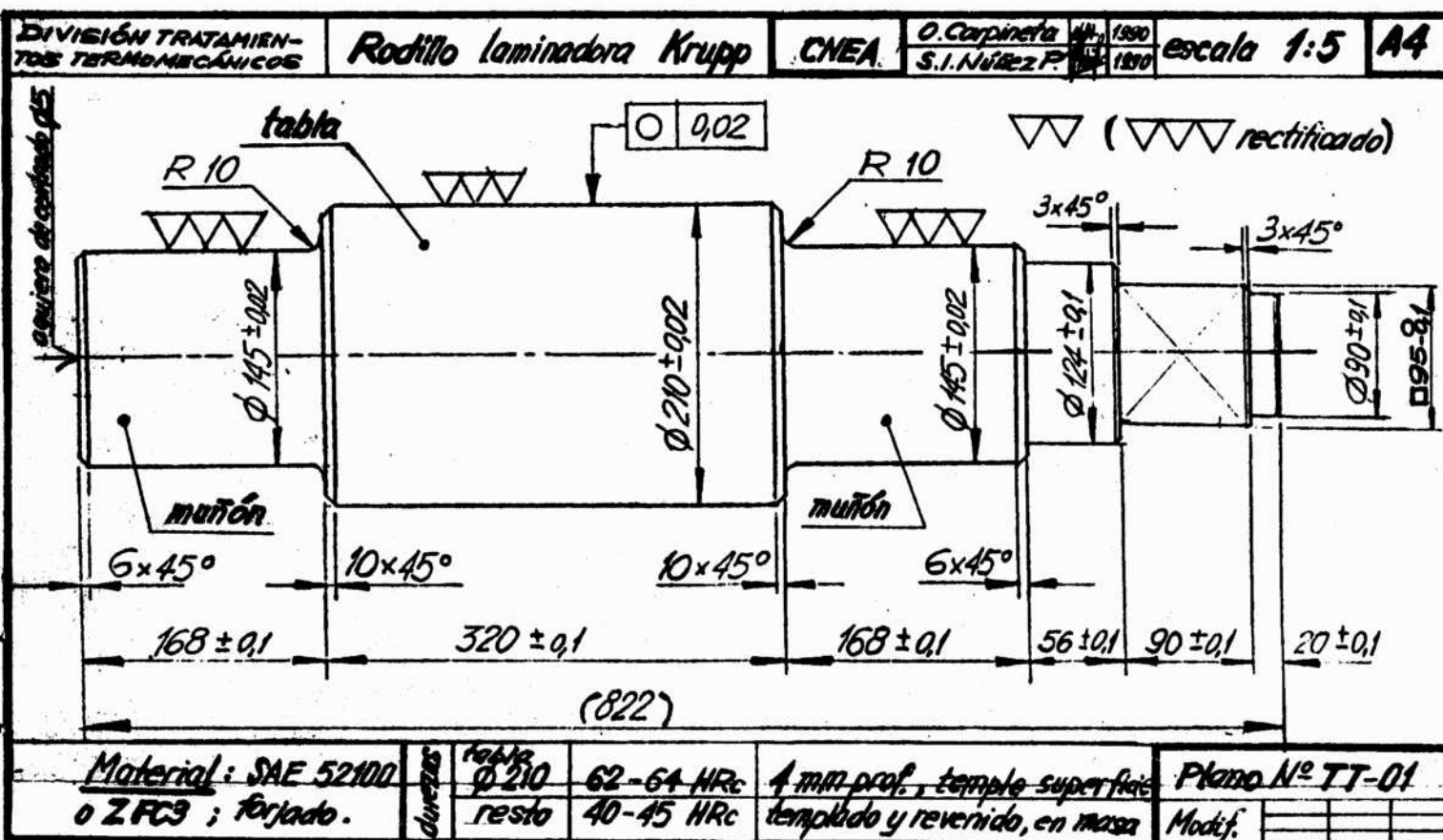
g) Templado superficial: (tabla)

calentamiento por inducción (corrientes de Foucault) para lograr una profundidad (penetración) importante, con gradiente suave y la menor temperatura de austenización (para evitar el crecimiento de grano);

enfriamiento enérgico para obtener estructura martensítica fina en la cáscara exterior y variación progresiva en la zona de transición.

h) Rectificado de tabla:

es de gran importancia porque la terminación superficial de los rodillos influye en la del producto y en la posibilidad de daños; la operación es delicada (balanceo; lubricación) y por lo tanto muy costosa.



BIBLIOGRAFIA

- "Siderurgia", P.A. Pezzano; Alsina; Buenos Aires (1963).
- "Hierro, aceros y fundiciones"; J. Apraiz Barreiro; URM0; Bilbao (1978).
- "Tratamientos térmicos y termoquímicos de los aceros y las fundiciones", A.E. Sturla; Ediciones Técnicas Internacionales; Bs.As. (mayo 1973).
- "Tratamientos térmicos de los aceros", J. Apraiz Barreiro; Dossat; Madrid (1961).
- "Structure and Properties of Alloys", R.M. Brick, R.B. Gordon, A.M. Philips; McGraw-Hill; New York (1965).
- "Temas de aceros", A.M. Hey; PMM OEA-CNEA; Buenos Aires (1977).
- "Aceros", C.A. Andreone, J.E. Ruzzante y colaboradores del Dpto. Materiales, Gcia. Desarrollo; PMTM OEA-CNEA; Buenos Aires (reimpresión 1987).
- "Introducción al trabajado mecánico", L. Iurman, C.A. Martínez Vidal y A. Sáenz López; PMTM OEA-CNEA; Buenos Aires (reimpresión 1988).
- "Metalografía", P. Guliáev; Mir; Moscú (1978).
- "Metalografía y tratamientos térmicos de los metales", Yu.M. Lajtin; Mir; Moscú (1973).
- "Metalurgia mecánica", G.E. Dieter; Aguilar; Madrid (1967).
- "Transformations in Metals", Paul G. Shewmon; McGraw-Hill; New York (1969).
- "Alloying elements in steels", E.C. Bain y H.W. Paxton; AMS; Ohio (1966).
- "Ingeniería de diseño", P. Orlov; Mir; Moscú (1972).
- "Diseño de elementos de máquinas", V.M. Faires; Montaner y Simon; Barcelona (1970).
- "Metals Handbook-Desk Edition", American Society for Metals (ASM); EEUU (noviembre 1984).
- "Advanced Materials and Processes", ASM; vol. 137, N° 6 (junio 1990).
- "Stahlschlüssel", C.W. Wegst; Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH; RFA (1983).
- "Aceros para construcciones mecánicas - Hojas de características", Instituto Argentino de Siderurgia (IAS); Buenos Aires (abril 1985).
- "Aceros para herramientas - Hojas de características", Instituto Argentino de Siderurgia (IAS); Buenos Aires (octubre 1988).

- "Steels Selection", R. Kern, EEUU (1985).
- "Handbook of Stainless Steels", D. Pecknery y J.H. Bernstein; EEUU (1977).
- "Steels-Microstructure and Properties", R.W.K. Honeycombe; Londres (1982).
- "Les aciers inoxydables", P. Lacombe, B. Baroux y G. Beranger; Francia (1990).
- "Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys", G.N. Gordon; NACE; p. 893-945 (1979).
- "Aceros inoxidables - aceros refractarios", R. Colombier y J. Hochmann; Francia (1955).
- Normalización:
 - Argentina: IRAM; IRAM-IAS.
 - EEUU: AISI; SAE; UNS; ASTM; ASME.
 - RFA: DIN.
- Catálogos:
 - Argentina: SOMISA; Altos Hornos Zapla; SIDERCA; ACINDAR.
 - EEUU: Climax Molybdenum; United States Steel (USS).
 - RFA: Thyssen; Böhler AG; Mannesmannröhren-Werke AG; Krupp Stahl AG.