

XV.2. Tratamientos térmicos de las fundiciones de hierro

XV.2.1. Recocidos de las Fundiciones de Hierro:

El término recocido cubre una variedad de tratamientos térmicos de fundiciones grises o nodulares aplicados con el propósito de reducir la dureza y mejorar la maquinabilidad, y que puede, simultáneamente, producir cambios en otras propiedades. Comprende los procesos de alivio de tensiones residuales, disminución de la resistencia mecánica y, en el caso del hierro nodular, incremento en la ductilidad y resistencia al impacto. Metalúrgicamente, el recocido representa un cambio en la microestructura de la fundición hacia una condición de equilibrio más estable, esto es, una estructura más uniforme.

En general, períodos de calentamiento largos, altas temperaturas de recocido y velocidades de enfriamiento muy lentas tienden a favorecer el alcance del equilibrio y máximo efecto de ablandamiento.

El recocido de la fundición incluye un aspecto no presente en el acero. Por un enfriamiento lento, el contenido de carbono de la matriz, el carbono combinado, se reduce a cero de manera que sólo ferrita y grafito quedan remanentes en la microestructura. El Si en la fundición causa precipitación del C que se deposita en el grafito presente.

El recocido, en sus variadas formas, provee un medio controlado de alcanzar el máximo de ablandamiento y maquinabilidad, o un ablandamiento parcial con retención de altos niveles de resistencia. A continuación se detallan los diferentes tipos de tratamientos de recocido en fundiciones de hierro.

XV.2.1.1. Recocido de alta temperatura o de grafitización

Se logra la descomposición de los carburos junto a un efecto de ablandamiento debido al calentamiento a una temperatura bastante superior al rango crítico, con suficiente tiempo para homogeneizar y disolver o descomponer todos los carburos, seguido por un enfriamiento lento bastante por debajo del rango crítico. Como resultado de la completa descomposición o grafitización de los carburos, resulta una microestructura final de grafito, ferrita y algo de perlita.

Este proceso está fuertemente afectado por la composición y estructura de la fundición previa al recocido. Por ejemplo, en presencia de 1,5 a 2,5 % de Si, es normal encontrar en la fundición gris o nodular, carburo de hierro en forma de perlita, que sólo se grafitiza a temperaturas cercanas al rango crítico.

El carburo de hierro en la forma de cementita libre puede ser grafitizado sólo después de haber sido completamente solubilizado en la austenita. En la mayoría de las fundiciones grises y nodulares no aleadas, la austenización se realiza a 870 – 900° C. La presencia de pequeños porcentajes de estabilizantes de carburos tales como Cr, Mo o V, inhiben el proceso de grafitización, y la completa descomposición de los carburos libres requieren temperaturas más altas, 900 - 930° C, y tiempos más prolongados. El inconveniente de utilizar temperaturas tan altas como 930 - 960°C, es que el eutéctico del fósforo (steadita), presente en la fundición con más de 0,10 % P, puede fundirse con el consecuente deterioro de la fundición. Además el recocido para eliminar carburos libres en presencia de cantidades significativas de Cr, Mo o V, no es práctico desde el punto de vista del costo y la distorsión resultante de la fundición.

La grafitización está principalmente influenciada por el tamaño y distribución de las partículas de carburos libres. Cantidades relativamente pequeñas y bien dispersas, son mucho más fácilmente grafitizables que carburos masivos asociados con zonas acoquilladas.

Las precauciones y condiciones de proceso en la grafitización para fundiciones grises y nodulares son las siguientes:

a) Velocidad de calentamiento: Para disminuir los peligros de gradientes térmicos grandes, se debe minimizar el diferencial de temperatura durante el calentamiento. Fundiciones de formas intrincadas con secciones gruesas y delgadas, deben ser precalentadas lentamente a 400 – 500° C, antes de llevarse a las temperaturas de austenización. En general la velocidad de calentamiento desde temperatura ambiente hasta la temperatura de recocido, no debería exceder de 110° C/hora.

b) Tiempo a temperatura: para la completa grafitización de los carburos libres, el tiempo de permanencia a la temperatura de recocido tiene su importancia. En una fundición gris no aleada se recomienda un tiempo de permanencia, cuando los carburos son masivos, de 1 a 3 horas, más 1 hora por 25 mm. de espesor. En las fundiciones grises con cantidad apreciable de aleantes, especialmente estabilizadores de carburos como Cr, Mo y V, se utilizan mayores tiempos a temperaturas más elevadas; no obstante, cantidades apreciables de estos elementos pueden inhibir el proceso y no hacer recomendable el tratamiento.

c) Velocidad de enfriamiento: La velocidad de enfriamiento después de la permanencia a temperatura de recocido, afecta definitivamente las propiedades mecánicas de la fundición. Si se necesita un máximo ablandamiento para incrementar la maquinabilidad, es importante que la velocidad de enfriamiento sea lo suficientemente lenta para permitir la completa grafitización y prevenir que se produzcan tensiones residuales a causa de gradientes térmicos dentro de la fundición. En la mayoría de los casos las velocidades de enfriamiento en horno alcanzan a 50° C/hora, hasta bastante por debajo del rango crítico (300° C aprox.). El enfriamiento posterior hasta temperatura ambiente, se recomienda al aire calmo.

XV.2.1.2 Normalizado

Los carburos masivos pueden removerse por grafitización a alta temperatura, como se describió anteriormente, pero la resistencia a la tracción y al desgaste se pueden retener por un tratamiento térmico de normalizado, enfriando al aire desde una temperatura por encima del rango crítico. El procedimiento es el mismo que para el recocido de alta temperatura, excepto que después de mantener la fundición durante un adecuado tiempo a temperatura, el enfriamiento se realiza más rápidamente, desde aire calmo hasta forzado con ventilador, dependiendo principalmente del tamaño y composición de la fundición. En espesores pequeños o fundiciones aleadas, el enfriamiento debe ser lento, pudiendo incrementarse con el tamaño y la disminución de aleantes.

XV.2.1.3. Recocidos de media temperatura

Cuando no se presentan carburos masivos o se hallan en cantidades pequeñas y dispersas, se puede realizar un recocido total calentando justo por encima del rango crítico, entre 815 y 890° C según el contenido de silicio (que eleva la temperatura crítica), seguido por un enfriamiento lento.

En una fundición no aleada este proceso se aplica para asegurar la grafitización de cualquier carburo accidental con el agregado de un total ferritizado de la matriz. El recocido de media temperatura se utiliza también en lugar del recocido de baja temperatura en fundiciones perlíticas con cantidad apreciable de Cr, Mo, V, o con % de Mn más alto que el valor nominal, pero sin cementita libre. El propósito es obtener una matriz totalmente ferrítica a pesar de los efectos inhibidores de los aleantes.

La diferencia esencial entre el recocido de temperatura media y los anteriores, es la temperatura de austenizado menor y un tiempo de calentamiento más corto, especialmente cuando no hay carburos libres. Es decir, se prefiere un tiempo mínimo a temperatura para lograr el resultado deseado, ya que un mantenimiento prolongado tiende a causar oxidación y calamina en la superficie y distorsión en la fundición.

XV.2.1.4 Recocido de temperatura baja o ferritizado

Un recocido satisfactorio de la perlita en ausencia de cementita libre en una fundición gris y nodular, se puede lograr por medio de un calentamiento levemente debajo del rango crítico, seguido por un enfriamiento lento. El propósito es convertir una matriz perlítica en ferrita y grafito por un proceso gradual de difusión, más que una transformación.

En fundiciones no aleadas, el calentamiento se realiza debajo de la temperatura crítica, de 730° C a 790° C, manteniéndola 1 hora por 25 mm. de espesor, seguido de un enfriamiento lento de aproximadamente 45° C por hora. La disminución de la dureza durante la ferritización en una fundición no aleada es afectada por el contenido de Si y la temperatura. Con un 2 % Si aprox., la ferritización se produce bastante rápidamente a 760° C y se puede lograr convertir hasta el 90 % de perlita en ferrita, en 20 a 30 minutos para una sección delgada. Sin embargo esta reacción es retardada por un contenido de manganeso mayor al nominal y puede ser inhibida por la presencia de aleantes. A medida que la temperatura disminuye, la velocidad de ferritización disminuye bruscamente, y debajo de 645° C la velocidad de conversión es tan pequeña que llega a ser económicamente prohibitiva.

XV.2.1.5. Recocido de fundiciones aleadas

La presencia de uno o más elementos estabilizantes de carburos, tales como Cr, Mo, V y algunos otros como Mg, Ni y Cu, tiende a interferir en el proceso de ablandamiento que ocurre durante el recocido. Para contrarrestar estos efectos de inhibición, el recocido de las fundiciones con cantidad apreciable de estos elementos generalmente requiere temperaturas más altas y mayores tiempos de calentamiento que para las no aleadas. Por otro lado, el Si y el C tienen el efecto de favorecer la grafitización de los carburos. Consecuentemente, para comparar las características del recocido de varias fundiciones es importante considerar la influencia del C y Si, tanto como la de los estabilizadores de carburos, como lo refleja la Tabla XV.1 para una fundición gris típica.

Si bien el Cr y otros estabilizadores de carburos interfieren en el recocido, tienen un importante rol cuando se trata de producir fundiciones de resistencia a la tracción y al desgaste superior.

Como se verá más adelante, estos elementos también aumentan la templabilidad y resistencia a elevadas temperaturas de las fundiciones aleadas.

Tabla XV.1. Influencia del recocido de ferritización a 760° C, en la dureza y resistencia a la tracción de fundiciones grises

Fundición N°	Aleantes adicionados a la fundición base*, %					Tal cual fundidos		Recocidos	
	Cr	Mo	Cu	Ni	V	HB	R tracc, MPa	HB	R tracc, MPa
1	Hierro base sin adición de aleantes					217	253	143	191
2	0,6	0,56				262	318	217	307
3	0,5		0,52			241	296	201	263
4		0,54	0,65			269	361	187	258
5	0,49			1,45		255	312	156	240
6					0,12	229	282	156	215
7			1,80			235	300	143	206

*Comp. química de la fundición base: C = 3,26 %, Si = 1,92 %, Mn = 0,94 %, S = 0,03 %, P = 0,11 %

XV.2.1.6. Propiedades de fundiciones grises y nodulares recocidas

El uso prioritario del recocido en las fundiciones grises y nodulares es para incrementar la maquinabilidad. Otras propiedades, como la resistencia a la tracción, dureza y resistencia al desgaste (y en fundiciones nodulares, límite elástico, resistencia al impacto y ductilidad) son afectadas, pero a menudo en menor importancia comparándolo con el efecto deseado en la maquinabilidad. La importancia de la maquinabilidad se reconoce frecuentemente, cuando su costo en el proceso es varias veces mayor al costo de la fundición. De allí que toda mejora en la maquinabilidad reduce sustancialmente el costo total de la pieza terminada. Las prácticas recomendadas para los recocidos de fundiciones grises y nodulares, se muestran en las Tablas XV.2 y 3.

Tabla XV.2. Práctica recomendada para los recocidos de fundiciones grises.

Tipo de recocido	Propósito	Temperatura	Tiempo	Veloc. de enfriamiento
Baja temperatura (ferritizado)	Convertir la perlita a ferrita en fundiciones no aleadas (máx. maquinabilidad)	700 a 760° C	45 minutos por 25 mm. de sección	Enfriamiento en el horno hasta 300° C (50° C por hora aprox.)
Media temperatura (recocido total)	Convertir la perlita a ferrita en fundiciones que no responden al ferritizado. Para eliminar pequeña cantidad de carburos dispersos.	815 a 900°C	1 hora por 25 mm. de espesor	Enfriamiento en el horno hasta 300° C aprox.
Alta temperatura (grafitizado)	Eliminación de carburos masivos y conversión de perlita en ferrita	900 a 955° C	1 a 3 horas por 25 mm. de sección	Enfriamiento dentro del horno hasta 300° C
Normalizado	Eliminación de carburos masivos con retención de perlita para lograr resistencia y dureza intermedias	870 a 955° C	1 a 3 horas por 25 mm. de sección	Enfriamiento al aire desde la temperatura de normalizado

Tabla XV.3. Práctica recomendada para los recocidos de fundiciones nodulares.

Tipo de recocido	Propósito	Temperatura	Tiempo	Veloc de Enfriamiento
Baja temperatura (ferritizado)	En ausencia de carburos. Para obtener grados 60-45-12 y 60-40-18	720 a 732° C	1 hora por 25 mm de sección	Enfriamiento en el horno hasta 300° C aprox.
Media temperatura (para bajos % de Si)	En ausencia de carburos. Para obtener grado 60-40-18	870 a 925° C	hasta igualar la temperatura de control	Enfriamiento en horno hasta 300° C aprox.
Alta temperatura (grafitizado)	En presencia de carburos. Para obtener los grados 60-45-12 y 60-40-18	915 a 930° C	2 horas mínimo	Enfriamiento dentro del horno hasta 700° C. Mantener 2 horas a 700° C y enfriar dentro del horno
Normalizado y revenido	En presencia de carburos. Para obtener los grados 100-70-03 y 80-55-06	900 a 930° C	2 horas mínimo	Enfriamiento al aire y revenido a 530-600° C

Desde el punto de vista metalúrgico, la microestructura para óptima maquinabilidad es una matriz ferrítica con láminas de grafito uniformemente dispersas, lo cual es una característica de una fundición totalmente recocida. Una fundición nodular totalmente recocida con una matriz ferrítica tiene una maquinabilidad comparable a la de una fundición gris, y ambos son superiores a cualquier fundición con otra estructura en la matriz. La cementita libre es la microestructura más perjudicial para la maquinabilidad, debido a que lo abrasivo y la elevada dureza tienen un efecto destructivo en el filo de la herramienta.

Las performances de maquinado de fundiciones grises o nodulares de matrices perlíticas, son definitivamente inferiores a aquellas con matriz ferrítica, pero en ausencia de cementita libre, las fundiciones perlíticas son realmente maquinables.

XV.2.2. Incremento de la resistencia a la tracción y desgaste

Se puede lograr un significativo incremento en las propiedades mecánicas de las fundiciones grises y nodulares, mediante diversos tratamientos de endurecimiento, como normalizado, temple y revenido, tratamientos de transformación isotérmica (austemplado), martemplado, temple superficial o localizado usando inducción eléctrica o calentamiento por llama, y algún proceso que altere la composición superficial como el nitrurado.

Aunque por el temple la estructura cúbica de caras centradas se transforma, los átomos de carbono permanecen atrapados en un estado metaestable, anormal y forzando la solución sólida, lo que produce la profunda distorsión en la red de martensita, que posee una elevada resistencia y dureza debido a esa distorsión.

Dado que toda dureza extrema va acompañada de fragilidad, es necesario aliviar las tensiones de la martensita mediante un moderado calentamiento o revenido. El revenido causa la descomposición de la martensita por separación o precipitación de partículas de carburos desde la solución sólida metaestable provocando un ablandamiento de la estructura. Cuanto mayor es la temperatura usada en el revenido, más elevado será el efecto de ablandamiento por la tendencia a aglomerarse de los carburos separados, con el consecuente alivio de la estructura martensítica. A medida que la temperatura de revenido se aproxima a la más baja del rango crítico, el ablandamiento se completa y la dureza se acerca a la condición de recocido.

XV.2.2.1. Normalizado

Implica un enfriamiento al aire desde una temperatura por encima del rango crítico y se aplica a las fundiciones de hierro por dos propósitos. Uno es promover la grafitización de carburos masivos, que pueden formarse durante una rápida solidificación de la fundición, mientras se evita un ablandamiento del material, que resultaría de un recocido. Con la eliminación de los carburos por el normalizado, se logra un incremento de la maquinabilidad mientras se retiene la resistencia a la tracción y al desgaste. El segundo propósito para

el normalizado es incrementar la resistencia al desgaste y a la tracción de aquellas fundiciones que contienen ferrita libre, producida a menudo por un muy lento enfriamiento en el molde. A causa de este propósito doble, el normalizado se trató en la sección anterior de recocidos de fundiciones.

XV.2.2.2. Endurecido por temple y revenido

La operación de temple y revenido en fundiciones grises y nodulares requiere un conocimiento previo del rango de temperatura de transformación y la aplicación de precauciones razonables para evitar daños permanentes en el metal como por ejemplo, quemado o sobrecalentamiento, distorsión y posible fisuración en el temple. Una temperatura crítica apropiada se puede obtener por referencia con el diagrama de equilibrio de fases, conociendo la composición química de la fundición. O bien calcularse usando la siguiente fórmula:

$$\text{Temperatura crítica (}^\circ\text{C)} = 730 + 28. (\% \text{ Si}) - 25. (\% \text{ Mn})$$

Determinaciones más acertadas de las temperaturas de transformación alta y baja, pueden hacerse por análisis térmico de muestras de fundición.

XV.2.2.2.1. Austenización: La respuesta al endurecimiento en las fundiciones grises y nodulares, depende directamente de la cantidad de carbono contenido en solución sólida en la austenita antes de templar. Esta cantidad se incrementará con la temperatura de austenización y decrecerá con el aumento del contenido de silicio en la fundición. Si el tiempo de mantenimiento a temperatura por encima del rango crítico es el adecuado para el calentamiento en horno, la microestructura de la matriz o el contenido de carbono combinado de la fundición antes del calentamiento no son significativos. Con un tiempo de mantenimiento muy corto, tal como en el temple a la llama o por inducción, la microestructura previa al calentamiento es un factor dominante, que determina el contenido de carbono combinado en la austenita en el temple, ya que la difusión del carbono desde el grafito a la matriz se dificulta y no se alcanza la dureza total.

Las fundiciones de hierro con una microestructura enteramente perlítica o de martensita revenida, responderán correctamente a una rápida austenización y temple como se produce en el temple a la llama o por inducción. Las fundiciones con matriz ferrítica también responderán al endurecimiento pero solamente si se mantiene por encima del rango crítico un tiempo suficiente para permitir la solución del carbono grafitico en la austenita. Podría requerir desde 1 a 10 minutos a temperatura, o más en algunos casos dependiendo de los espacios entre grafitos, la temperatura de austenización y la presencia de aleantes.

En la práctica, las fundiciones se austenizan a una temperatura 20 a 40° C por encima del punto crítico superior durante 20 minutos a 1 hora, por cada 25 mm. de espesor, dependiendo de la composición y microestructura inicial. El calentamiento debería ser gradual (unos 100° C por hora) desde una temperatura baja, para evitar tensiones térmicas y minimizar la posibilidad de fisuras. Por encima de 550° C se puede aumentar la velocidad de calentamiento. Se debe evitar el sobrecalentamiento por su efecto en la oxidación, distorsión o incluso fusión localizada; en piezas maquinadas se debe proteger de la oxidación o descarbonización, utilizando atmósferas controladas.

XV.2.2.2.2. Templado: Después de una austenización adecuada se realiza el temple con el propósito de suprimir la transformación de equilibrio y alcanzar la dureza deseada con estructura martensítica. En esta operación la velocidad de enfriamiento es muy importante, ya que existe, para cada composición o grado de la fundición, una velocidad crítica especial. Si la fundición se enfría demasiado lentamente no ocurrirá la transformación martensítica, sino que se formarán productos de transformación isotérmica.

Enfriamientos rápidos, tales como temple en agua que exceden la velocidad crítica, pueden causar distorsión o fisuras como consecuencia de que la transformación en martensita resulta con una apreciable expansión de volumen. Esta expansión puede ocurrir en el mismo momento en que porciones no transformadas adyacentes se encuentran en una normal contracción térmica.

Las fuerzas opuestas de la expansión de volumen de la martensita y la contracción térmica debida al enfriamiento, tienden a crear tensiones internas que resultarán en distorsiones y fisuras. En general un temple en aceite produce resultados correctos.

La dureza de una martensita adecuadamente templada en diferentes fundiciones puede no ser equivalente, cuando se mide con los ensayos convencionales de Rockwell o Brinell. Los ensayos de microdureza indican valores equivalentes a Rockwell C dentro de los 60, pero con el método convencional los valores serán menores a causa del grafito en la microestructura. Fundiciones grises totalmente endurecidas, pueden estar en el rango de HRc 48 a 55 dependiendo de la cantidad y tamaño de las láminas de grafito. Las fundiciones nodulares deberían estar en el rango de HRc 53-58. La resistencia al desgaste de las fundiciones con estas durezas supera la de los aceros de alto carbono endurecidos.

XV.2.2.2.3. Revenido: La etapa final del temple es el revenido. En este paso, el calentamiento a temperatura sub-crítica alivia la extrema fragilidad de la estructura tal cual templada. La base fundamental del revenido es la precipitación o separación de microscópicas o sub-microscópicas partículas de carburos de la estructura metaestable de la martensita, para establecer una microestructura más blanda y tenaz.

La selección del ciclo de temperatura-tiempo de revenido está basada en la respuesta que tiene cada tipo o grado de fundición y las propiedades que se desean. Algunas relaciones típicas entre temperaturas de revenido, tiempo y dureza, de fundiciones aleadas y no aleadas, se muestran en las Fig. XV.16, 17 y 18.

Usualmente es deseable un enfriamiento lento desde la temperatura de revenido, especialmente cuando es alta; esto minimiza las tensiones residuales en fundiciones de formas complejas.

En la Fig. XV.19 se indica la relación que existe entre resistencia a la tracción, límite elástico, alargamiento y dureza en fundiciones nodulares.

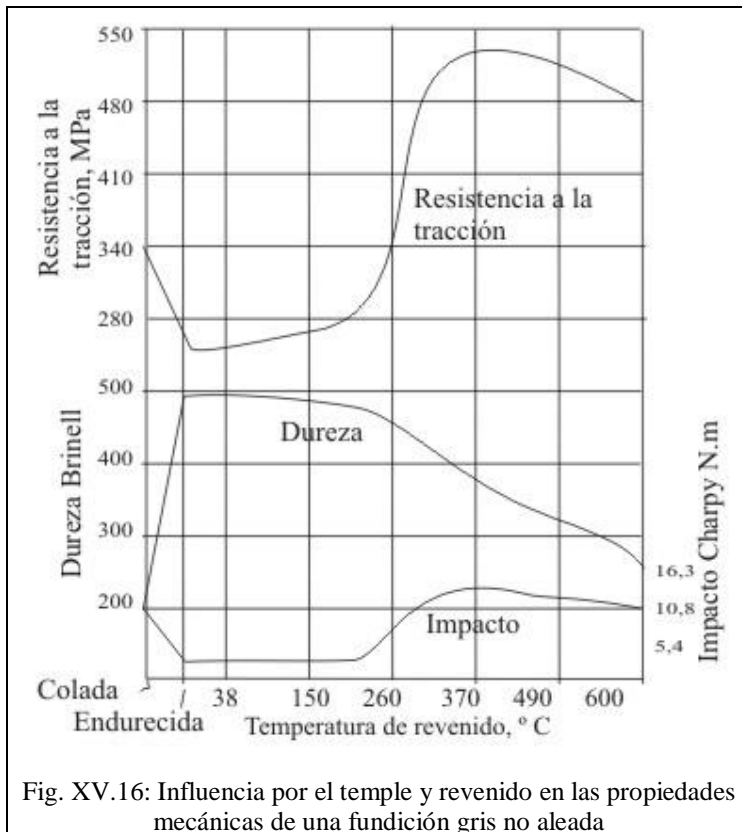


Fig. XV.16: Influencia por el temple y revenido en las propiedades mecánicas de una fundición gris no aleada

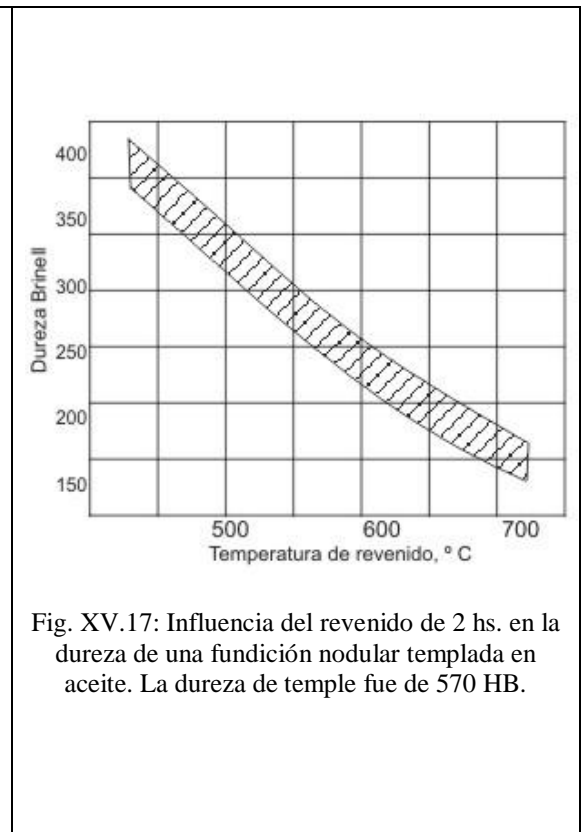


Fig. XV.17: Influencia del revenido de 2 hs. en la dureza de una fundición nodular templada en aceite. La dureza de temple fue de 570 HB.

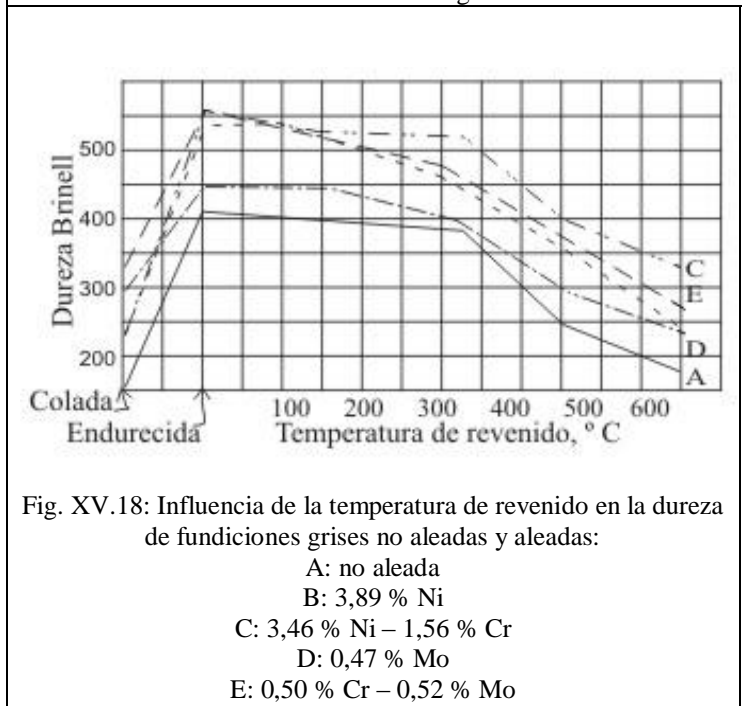


Fig. XV.18: Influencia de la temperatura de revenido en la dureza de fundiciones grises no aleadas y aleadas:
 A: no aleada
 B: 3,89 % Ni
 C: 3,46 % Ni - 1,56 % Cr
 D: 0,47 % Mo
 E: 0,50 % Cr - 0,52 % Mo

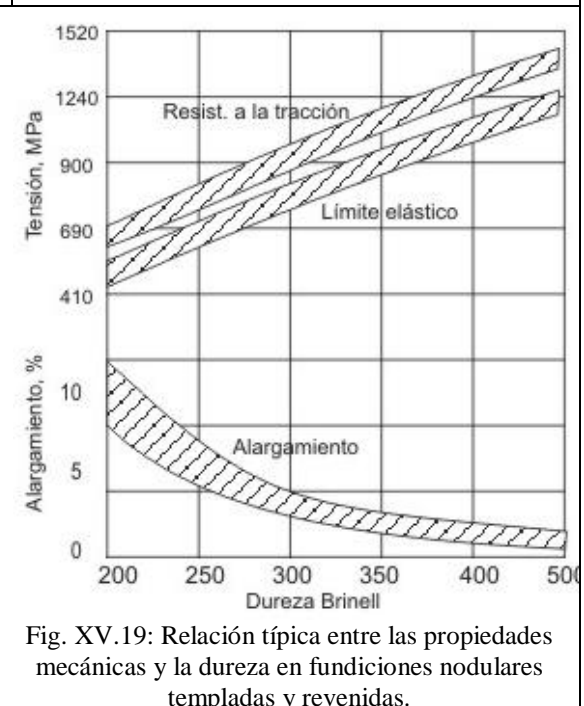
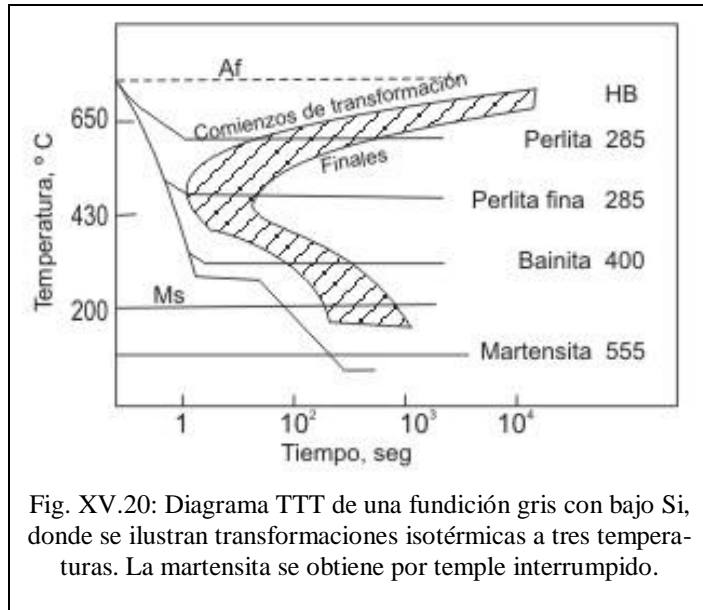


Fig. XV.19: Relación típica entre las propiedades mecánicas y la dureza en fundiciones nodulares templadas y revenidas.

XV.2.2.3. Temple en caliente: como se indicó anteriormente la aplicación de un temple convencional y revenido en fundiciones grises y nodulares, está sujeto a ciertas dificultades, especialmente cuando las fundiciones son complejas o tienen grandes diferencias de secciones. Para minimizar estas dificultades se puede utilizar un temple menos severo, como puede ser el uso de aceite caliente que reduciría el shock térmico del temple convencional.

Algunos efectos importantes del tiempo y temperatura en la transformación de la austenita, se muestran en el diagrama T.T.T. representado en la Fig. XV.20.



Por enfriamiento rápido desde la temperatura de austenización a 870° C dentro de un baño caliente a 320° C y mantenido aproximadamente 1 minuto, la pieza entera puede enfriarse a esa temperatura sin que se produzca ninguna transformación. Si la pieza entonces se enfría al aire, la austenita se transformará en martensita como se indica en el diagrama por los puntos Ms y Mf. Este procedimiento producirá el máximo de dureza, que en este ejemplo es HB 555, con muy poca distorsión por la disminución del gradiente térmico. También se pueden realizar tratamientos de transformación isotérmica cuya estructura y dureza se indican en el gráfico.

Si en lugar de enfriar después del minuto de permanencia en el baño caliente, se mantiene en éste por un período largo, se produce una estructura principalmente bainítica

(especialmente si contiene aleantes). Este tratamiento se denomina temple bainítico o austempering, y se analizará posteriormente.

De manera que en las fundiciones puede obtenerse microestructura bainítica o martensítica, por temple en caliente. Sin embargo una fundición no aleada necesita un enfriamiento rápido para prevenir la formación de perlita; sólo se puede templar en baño caliente fundiciones de pequeños espesores; cualquier incremento de espesor obliga a utilizar fundiciones aleadas para efectuar estos procesos.

XV.2.2.4. Dureza y templabilidad: La respuesta de las fundiciones grises y nodulares al endurecimiento por temple y revenido, puede controlarse mediante la aplicación de los principios y conceptos de templabilidad aplicados a ellas.

XV.2.2.4.1. Dureza máxima y carbono combinado: La dureza de la matriz martensítica producida por el temple de materiales ferrosos, está directamente relacionada con el contenido de carbono de la austenita inmediatamente anterior al temple.

El contenido de carbono de la austenita (que es el carbono combinado en el caso de la fundición de hierro), debe distinguirse del carbono en el estado de grafito; ambos integran el % de C total en la fundición, en la siguiente relación:

$$\% \text{ Carbono total} = \% \text{ Carbono grafitico} + \% \text{ Carbono combinado}$$

El equilibrio del contenido de carbono en la austenita depende de la temperatura y del contenido de silicio, se incrementa con la temperatura y decrece con el contenido de silicio. El contenido real del carbono puede ser menor o estar en exceso con el valor de equilibrio, dependiendo de la velocidad de calentamiento o de enfriamiento, y el tiempo a temperatura.

La influencia del contenido de carbono combinado en la máxima dureza lograda tal cual templada, se ilustra en la Fig. XV.21, es para acero y no incluye la influencia del grafito en la microestructura. La máxima dureza se alcanza a un nivel de HRC 65 para aproximadamente 0,60 % C, independiente del contenido de aleantes. En fundiciones grises y nodulares, la máxima dureza de la matriz martensítica se determina por el ensayo de microdureza que será 2 a 10 puntos (en la escala HRC) más alta que la medida obtenida por el ensayo standard Rockwell C. Por este método la dureza es menor debido a la influencia de las partículas de grafito.

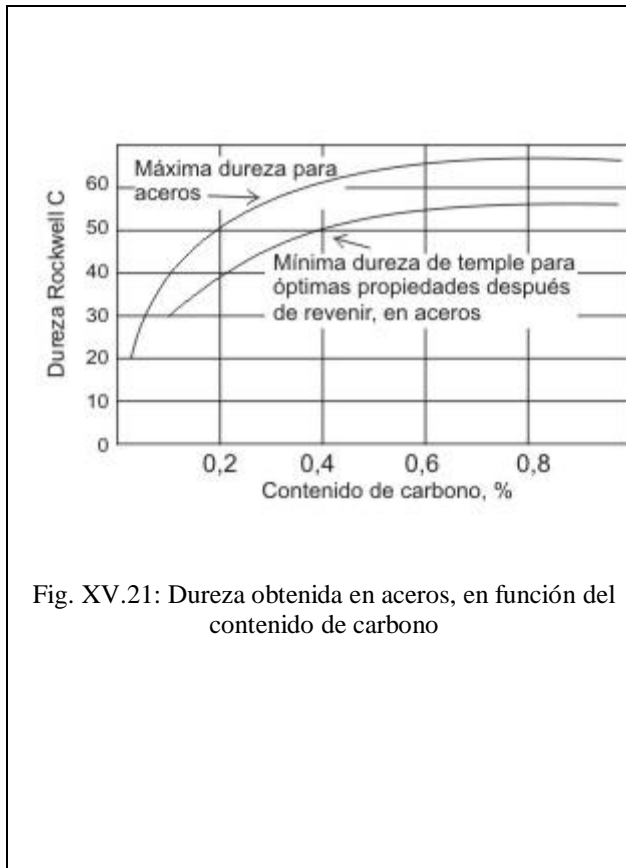


Fig. XV.21: Dureza obtenida en aceros, en función del contenido de carbono

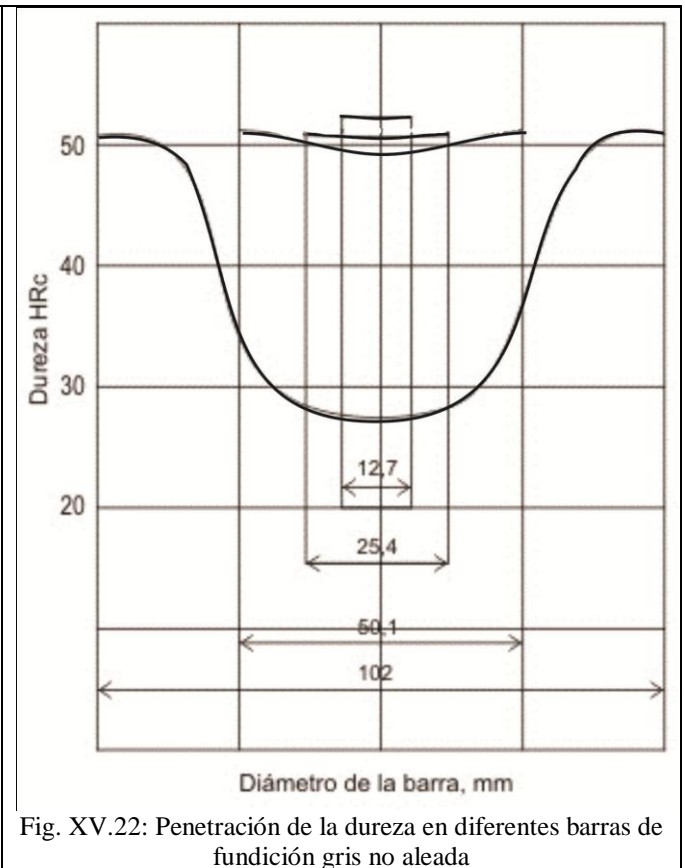


Fig. XV.22: Penetración de la dureza en diferentes barras de fundición gris no aleada

XV.2.2.4.2. Diámetro crítico ideal y templabilidad: la profundidad de penetración del endurecimiento queda ilustrada claramente midiendo y comparando la dureza de temple a través del diámetro de probetas cilíndricas idénticamente tratadas. La Fig. XV.22 ilustra los resultados de dureza en una serie de barras de fundición gris no aleada, después de ser templados en agua desde 870° C. La idea de usar las mediciones de dureza en barras de diferentes diámetros para evaluar la respuesta al temple tiene su base en el término de diámetro crítico ideal (Di) como una medida cuantitativa de la templabilidad. Por definición el diámetro crítico ideal para una composición dada, es el diámetro que justamente endurece a la condición de 50% de martensita en el centro cuando está sujeto a una velocidad de temple máxima o ideal.

Las fundiciones no aleadas pueden tener valores de Di de 25 mm, mientras que las aleadas pueden alcanzar los 100 mm o más.

XV.2.2.4.3. El ensayo Jominy para templabilidad: para medir la templabilidad mediante un método estandarizado, se ha desarrollado el ensayo Jominy que emplea el principio de un temple en agua controlado en el extremo de una probeta cilíndrica suspendida; de esta manera se consigue un rango amplio de velocidades de temple en una sola probeta, Fig. XV.23. Los valores de dureza medidos a lo largo de la probeta templada se pueden correlacionar con el Di.

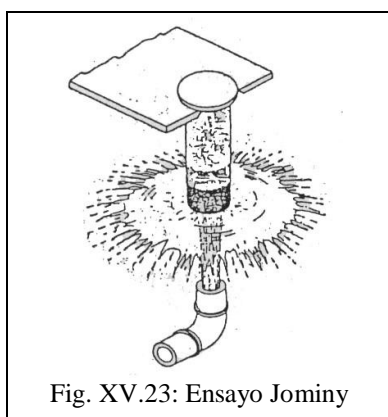


Fig. XV.23: Ensayo Jominy

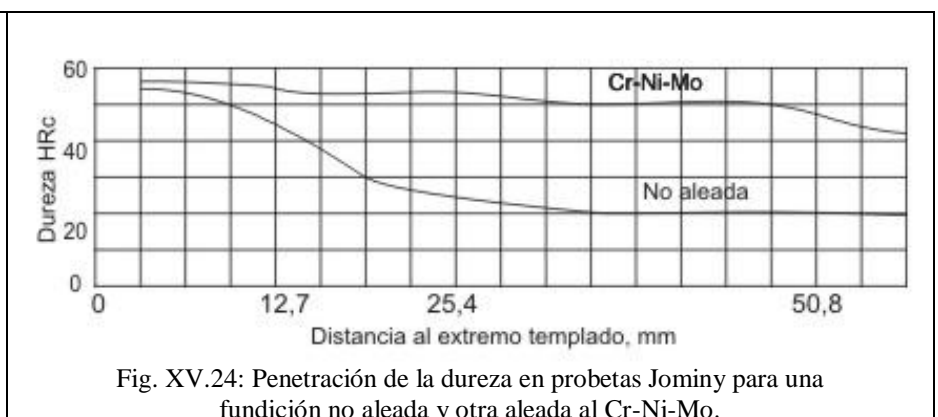
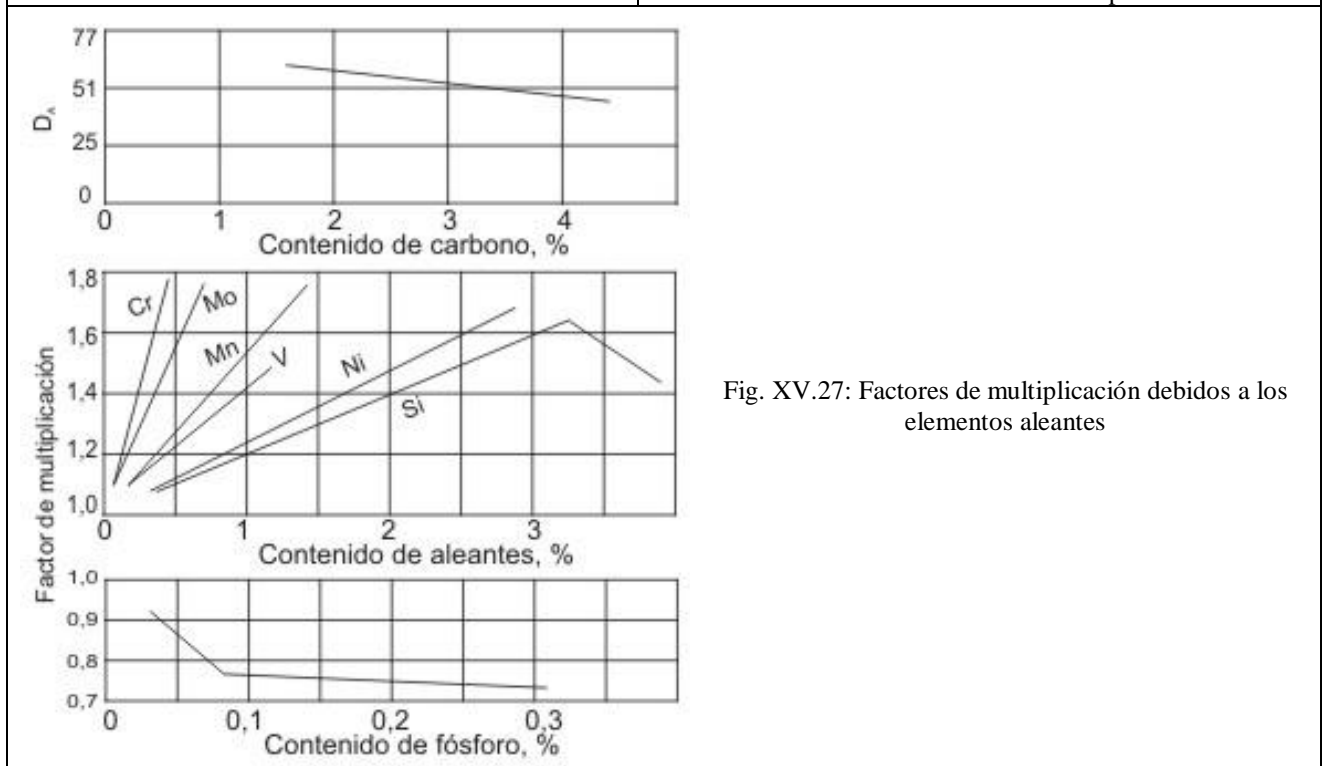
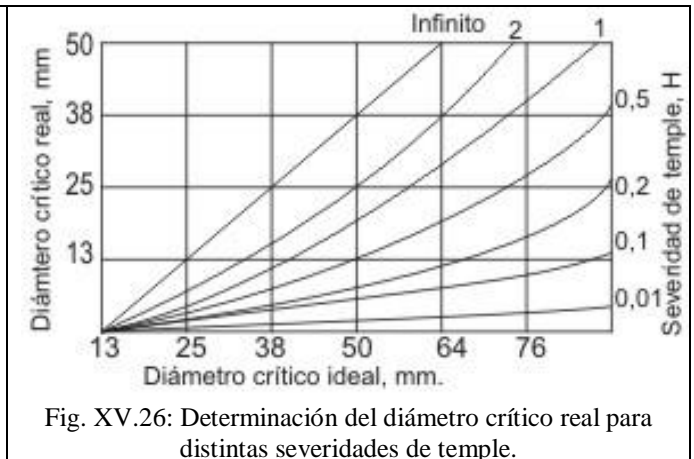
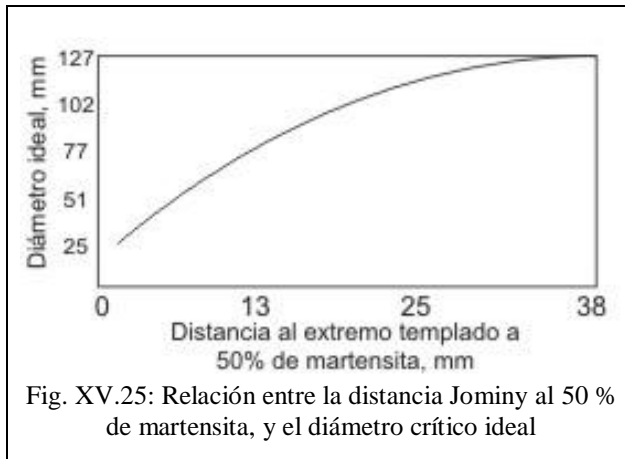


Fig. XV.24: Penetración de la dureza en probetas Jominy para una fundición no aleada y otra aleada al Cr-Ni-Mo.

El procedimiento no se modifica para el caso de fundiciones. En la Fig. XV.24 se muestra un gráfico de dureza HRC vs. distancia al extremo templado de la probeta Jominy para una fundición no aleada y otra aleada con Cr, Ni y Mo, donde se puede observar el efecto de endurecimiento a lo largo de la probeta (en zonas de baja velocidad de enfriamiento).

Un método alternativo para determinar D_i , utilizando el método Jominy, es localizar la distancia de la probeta donde se logra el 50 % de martensita y relacionarla al valor de D_i usando la curva de la Fig. XV.25.



XV.2.2.4.4. Templabilidad y severidad de temple: Una vez obtenido D_i , se hace necesario convertirlo al diámetro real D , correspondiente a un medio especificado. La conversión se realiza utilizando la curva de severidad de temple apropiada, H , que se muestra en la Fig. XV.26, del mismo modo que se indicó para los aceros.

XV.2.2.4.5. Templabilidad y composición química: Las fundiciones aleadas poseen una respuesta al endurecimiento de mayor profundidad que las no aleadas, es decir, poseen mayor D_i . Por medio de ensayos experimentales de temple con variación en el contenido de aleantes, se ha hecho posible predecir con razonable acierto el D_i de una fundición, conociendo su composición química.

Lo esencial de estas comparaciones se basa en que cada elemento en la fundición gris o nodular tiene una influencia específica y cuantitativa en la templabilidad, y que cada elemento produce su efecto independiente de los efectos de los otros elementos. La influencia específica de varios elementos en la

templabilidad de una fundición nodular, se ilustra en la Fig. XV.27. Usando estos datos para predecir la templabilidad, primero se determina D_A basado en el % de Carbono de la fundición.

El D_i se calcula entonces comenzando por el valor de D_A y aplicando los factores de multiplicación hallados en la Fig. XV.29 para cada elemento de aleación presente. Por ejemplo en una fundición nodular de la siguiente composición, los correspondientes factores extraídos de la Fig. serán:

Carbono total	3,6 %	$D_A = 50,8$
Silicio	2,5 %	$FM = 1,5$
Manganeso	0,35 %	$FM = 1,15$
Fósforo	0,07 %	$FM = 0,8$
Níquel	1,00 %	$FM = 1,25$

El diámetro crítico ideal para esta fundición se calcula como sigue

$$D_i = D_A \times FM_{Si} \times FM_{Mn} \times FM_P \times FM_{Ni}$$

$$= 50,8 \times 1,5 \times 1,15 \times 0,8 \times 1,25 = 87,6 \text{ mm.}$$

XV.2.3. Endurecimiento superficial de fundiciones grises y nodulares

Cuando se necesita incrementar la resistencia al desgaste o abrasión sin aumentar la resistencia total de una pieza, se puede realizar un tratamiento térmico superficial que disminuye las posibilidades de deformación o fisuras que puedan producirse en operaciones de temple total.

Los tratamientos de endurecimiento superficial pueden clasificarse según el método de aplicación del calor, como temple a la llama y temple por inducción.

XV.2.3.1. Temple a la llama: Es uno de los métodos más ampliamente usados en fundiciones grises y nodulares. En este proceso una capa exterior de la fundición se calienta a una temperatura por encima del rango crítico por medio de un quemador oxiacetilénico u oxigas localmente aplicado. La capa superficial calentada es templada para promover la formación de martensita.

Después del tratamiento, la fundición queda formada por una capa superficial endurecida, resistente al desgaste sobre material que no ha sido calentado por encima del rango crítico, con propiedades similares a las originales. Dado que la superficie de alta resistencia a menudo posee tensiones residuales de compresión, se obtiene un incremento en la resistencia total y especialmente en el comportamiento en fatiga además de la resistencia al desgaste.

XV.2.3.1.1. Procedimiento: la extensión del área a ser endurecida, la profundidad de endurecimiento y la dureza obtenida se controlan por la velocidad y duración del calentamiento a la llama. Este control se logra utilizando uno de los 4 métodos de calentamiento que se han explicado en el capítulo de "Temple a la llama".

La profundidad de penetración de endurecimiento puede controlarse, dentro de los límites de templabilidad del material, regulando la energía suministrada y la duración del calentamiento. La dureza real obtenida está afectada por la composición de la fundición, particularmente en el % de C y Si.

Las fundiciones no aleadas son deseables para el temple superficial, porque responden correctamente, y sin necesidad del agregado de elementos que aumenten la templabilidad; incluso éstos pueden ser indeseables porque la transformación en austenita puede demorarse cuando el calentamiento es rápido. Sin embargo un pequeño contenido de aleantes puede ser útil para asegurar una matriz perlítica.

Contenidos de Silicio alrededor de 1,75 % promueven la formación de estructura perlítica y lleva a tener un % de carbono combinado en el orden 0,5 o mayores, que tiene excelente respuesta al temple a la llama. La utilización de temperaturas muy altas de calentamiento requerido cuando se tiene más alto % de silicio, incrementa la posibilidad de quemado o de fisuras de temple.

Cuando no es posible mantener el % de Si bajo, como en caso de fundiciones nodulares, se puede solucionar incrementando el % de Mn o normalizar la fundición previamente al temple para tener el contenido de perlita adecuado.

Como medio de enfriamiento se puede utilizar agua, pero con un alto riesgo de fisuras. Con aceite se corre el peligro de inflamación, de allí que es muy conveniente utilizar soluciones acuosas de aceite soluble o de resinas sintéticas (tipo de alcoholes polivinílicos o polialquilenglicol) que logran menor severidad de temple que en agua.

Revenido: es muy importante realizar esta operación inmediatamente después del temple a la llama o en un horno. El primer procedimiento tiene la desventaja de un menor control. La temperatura elegida depende del valor de dureza requerido.

XV.2.3.2. Temple por inducción: este calentamiento localizado puede realizarse colocando en el área a ser endurecida una bobina inductora de cobre, adecuadamente diseñada, por donde circula una corriente alterna normalmente de alta frecuencia. La fundición se calienta por las corrientes parásitas inducidas por el campo magnético creado alrededor de la bobina inductora. Tales corrientes inducidas tienden a concentrarse en la superficie de la fundición con un nivel de profundidad que depende principalmente de la frecuencia de la corriente; este efecto se denomina “pelicular”.

Cuanto mayor es la frecuencia, menor es la profundidad de calentamiento. La densidad de potencia y el tiempo de aplicación determinan la temperatura obtenida y la profundidad de calentamiento. Esto permite un grado de control no obtenible en el calentamiento por llama, ni por temple convencional.

En equipos comerciales de temple por inducción, para bajas profundidades se utilizan usualmente frecuencias del orden de 500 KHz o mayores, y para profundidades medias o altas son útiles frecuencias del orden de 10 KHz o menores hasta 1 KHz .

Además de ajustar la profundidad de temple, el proceso por inducción posee las ventajas de un calentamiento más rápido, con el correspondiente incremento de la producción.

Los requerimientos metalúrgicos para fundiciones grises y nodulares a ser templadas por inducción, son esencialmente los mismos que para temple por llama. Se recomienda fundamentalmente que tengan un carbono combinado mayor a 0,50 %, un contenido bajo de silicio, y una microestructura de la matriz de perlita o martensita revenida. Lo más recomendable es efectuar un normalizado previo, para reducir al mínimo la presencia de ferrita.

XV.2.3.2.1. Procedimiento: se clasifican de acuerdo al método de aplicación del calor a la pieza en forma similar al indicado en el temple a la llama: estático, rotativo, progresivo y combinado.

XV.2.3.2.2 Temple: un dispositivo de ducha se incorpora generalmente junto o en la bobina de inducción, de tal manera de poder controlar el tiempo de espera entre el calentamiento y el enfriamiento.

En el método progresivo la ducha de temple sigue inmediatamente a la bobina de inducción y generalmente el temple se realiza con agua. Cuando existen problemas de fisuras, éstas pueden eliminarse ajustando la ducha para comenzar a enfriar con un mayor tiempo de espera con respecto al final del calentamiento o reduciendo la severidad por el agregado de aceite soluble o resinas solubles.

XV.3. Fundiciones nodulares austempladas (ADI)

Las fundiciones nodulares se tratan fundamentalmente para crear microestructuras, y sus propiedades mecánicas asociadas, que no se obtienen fácilmente tal cual coladas. Los tratamientos más importantes y sus propósitos, son:

- Alivio de tensiones, un tratamiento de baja temperatura para reducir o eliminar tensiones internas remanentes de la colada
- Recocido, para mejorar la ductilidad y tenacidad, para reducir la dureza y eliminar carburos
- Normalizado, para aumentar la resistencia con algo de ductilidad
- Temple y revenido, para incrementar la dureza o mejorar la resistencia y aumentar el límite elástico
- Austempering, para obtener una estructura de alta resistencia, con alguna ductilidad y buena resistencia al desgaste
- Endurecimiento superficial, por inducción, llama o láser, para producir una superficie dura localmente resistente al desgaste.

Las microestructuras obtenidas por estos tratamientos pueden dividirse en dos grandes categorías:

- Aquellas en las que la fase matriz es mayoritariamente la termodinámicamente estable estructura BCC (ferrita); usualmente se obtienen por los procesos de recocido, normalizado, normalizado y revenido, o temple y revenido.
- Aquellas con una fase matriz FCC (austenita) metaestable; se obtienen por austempering, un proceso de reacción isotérmica del que resulta un producto denominado “fundición nodular austemplada”, ADI.

Las diferencias estructurales básicas entre las clases ferríticas y austeníticas, se explican en las Fig. XV.28 y 29. La Fig. XV.28 muestra un diagrama de transformación continua y las curvas de enfriamiento para horno, aire y temple. Se puede ver que el resultado del enfriamiento lento en horno, es una matriz ferrítica (el producto deseado en el recocido), mientras que del enfriamiento al aire o normalizado, resulta una matriz perlítica, y el temple produce una matriz fundamentalmente en martensita con algo de austenita retenida. El revenido suaviza las condiciones del normalizado y temple, resultando microestructuras de matriz ferrítica con pequeñas partículas de carburo de hierro (o grafito secundario). En la Fig. XV.30 se muestran ejemplos de microestructuras obtenidas por enfriamiento en horno, aire y temple en agua.

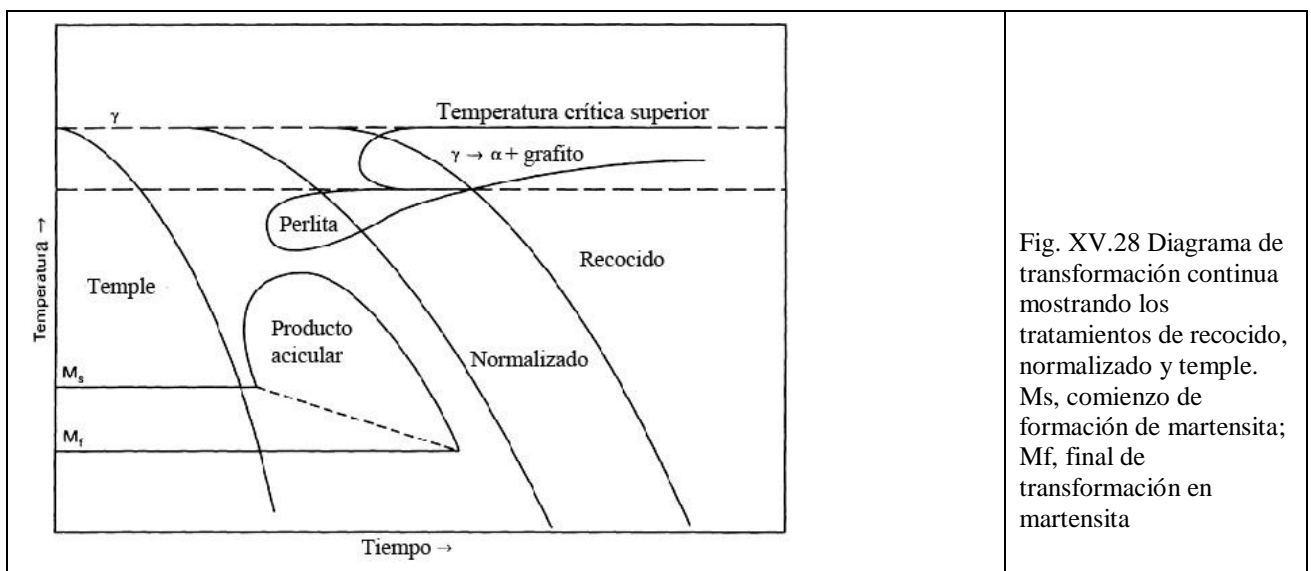


Fig. XV.28 Diagrama de transformación continua mostrando los tratamientos de recocido, normalizado y temple. Ms, comienzo de formación de martensita; Mf, final de transformación en martensita

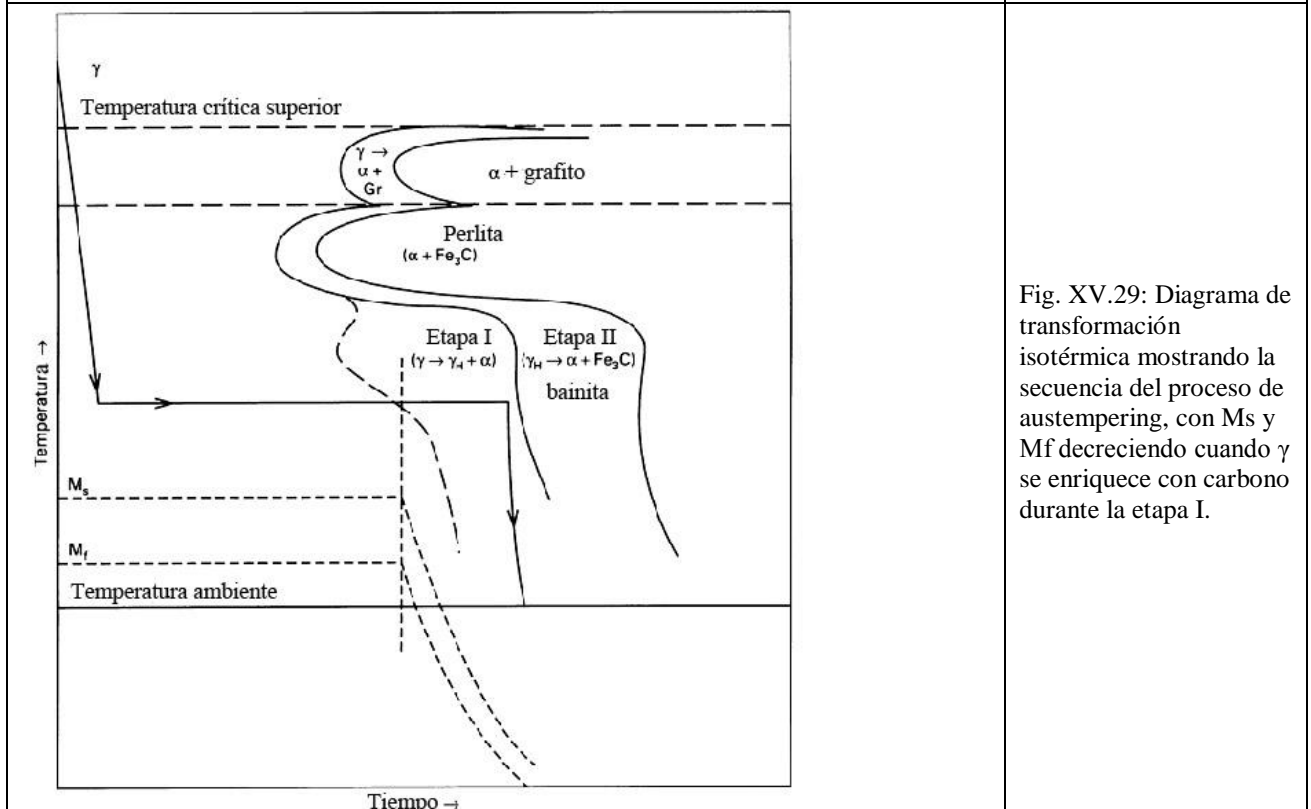


Fig. XV.29: Diagrama de transformación isotérmica mostrando la secuencia del proceso de austempering, con Ms y Mf decreciendo cuando se enriquece con carbono durante la etapa I.

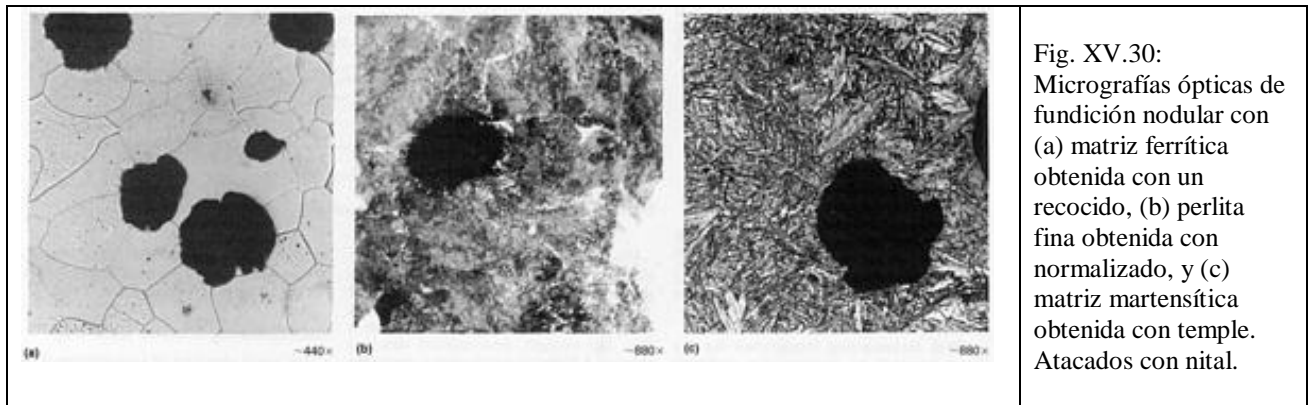


Fig. XV.30:
Micrografías ópticas de fundición nodular con (a) matriz ferrítica obtenida con un recocido, (b) perlita fina obtenida con normalizado, y (c) matriz martensítica obtenida con temple. Atacados con nital.

La Fig. XV.29 es el diagrama de transformación isotérmica de una fundición nodular en el que se ha marcado la secuencia para la producción de ADI. En este proceso, a la austenización sigue un rápido temple (normalmente en baño de sales) a un rango de temperatura intermedia durante un tiempo que permita a la matriz austenítica (γ_H) metaestable rica en carbono ($\sim 2\% C$), evolucionar simultáneamente con nucleación y crecimiento de placas de ferrita (α) o ferrita más carburos, según la temperatura del austempering y el tiempo a temperatura. Esta reacción progresa hasta un punto en el que toda la matriz se ha transformado en un producto metaestable (etapa I en la Fig. XV.29), que luego es “congelado” por enfriamiento a temperatura ambiente *antes* que puedan aparecer las verdaderas fases bainíticas, ferrita y carburos, (etapa II en Fig. XV.29).

En las fundiciones nodulares, la presencia de 2 a 3 % de Si previene la rápida formación de carburo de hierro (Fe_3C). Entonces el carbono expulsado durante la formación de ferrita en la primera etapa de la reacción, entra en la matriz de austenita, enriqueciéndola y estabilizándola térmicamente para prevenir la formación de martensita en el enfriamiento posterior. Por lo tanto, la secuencia del proceso de la Fig. XV.29 muestra que la reacción de austempering termina antes que comience la etapa II e ilustra el descenso de las temperaturas (M_s) y (M_f) mientras γ_H se forma en la etapa I.

Los tiempos típicos de austempering varían entre 1 y 4 hs., dependiendo del contenido de aleación y tamaño de la sección. Si la pieza es austemplada durante mucho tiempo, se forma bainita indeseable.

A diferencia de los aceros, las bainitas de las fundiciones muestran menor tenacidad y ductilidad.

XV.3.1. Propiedades mecánicas

La Fig. XV.31(a) muestra la relación entre los valores mínimos de resistencia a la tracción y alargamiento, especificados por las normas ISO, ASTM y SAE. La Fig. XV.31(b) muestra la diferencia entre los valores mínimos para grados ASTM de fundiciones nodulares austempladas y otros. Los valores reales de propiedades esperadas en fundiciones de buena calidad producidas para un dado grado especificado, normalmente cubrirá un rango, como muestra en las Fig. XV.31(c) y 32.

XV.3.2. Tratamiento de Austempering

Cuando se requieren óptima resistencia y ductilidad, se tiene la oportunidad de producir una estructura austemplada de γ_H con una fina dispersión de ferrita. Como se observa en la Fig. XV.31, la matriz austemplada es responsable de la mejor relación resistencia-ductilidad posible en cualquier grado de fundición nodular. La producción de estas propiedades depende del tamaño de la sección y el tiempo y la temperatura de austenizado y austempering.

Como se indicó más arriba, el tratamiento de austempering consiste en:

- calentar a temperatura de austenización (usualmente entre 815 y 925° C)
- mantener el tiempo requerido para saturar la austenita con carbono
- enfriar a una temperatura por encima de M_s a una velocidad suficiente para evitar la formación de perlita u otras estructuras intermedias, y
- mantener a temperatura de austempering el tiempo requerido para producir la estructura óptima de ferrita acicular y austenita enriquecida en carbono.

Las propiedades de ADI varían con la temperatura de austempering. Cuando la temperatura es tan baja como 250° C, se produce una estructura fina, de alta resistencia, resistente al desgaste (Fig. XV.33a). Cuando la temperatura es más alta, 370° C, resulta una estructura más grosera (Fig. XV.33b) con alta resistencia a la fatiga y buena ductilidad. Los distintos grados de ADI han sido clasificados en las especificaciones de ASTM A 897 y A 897M (Tabla XV.4)

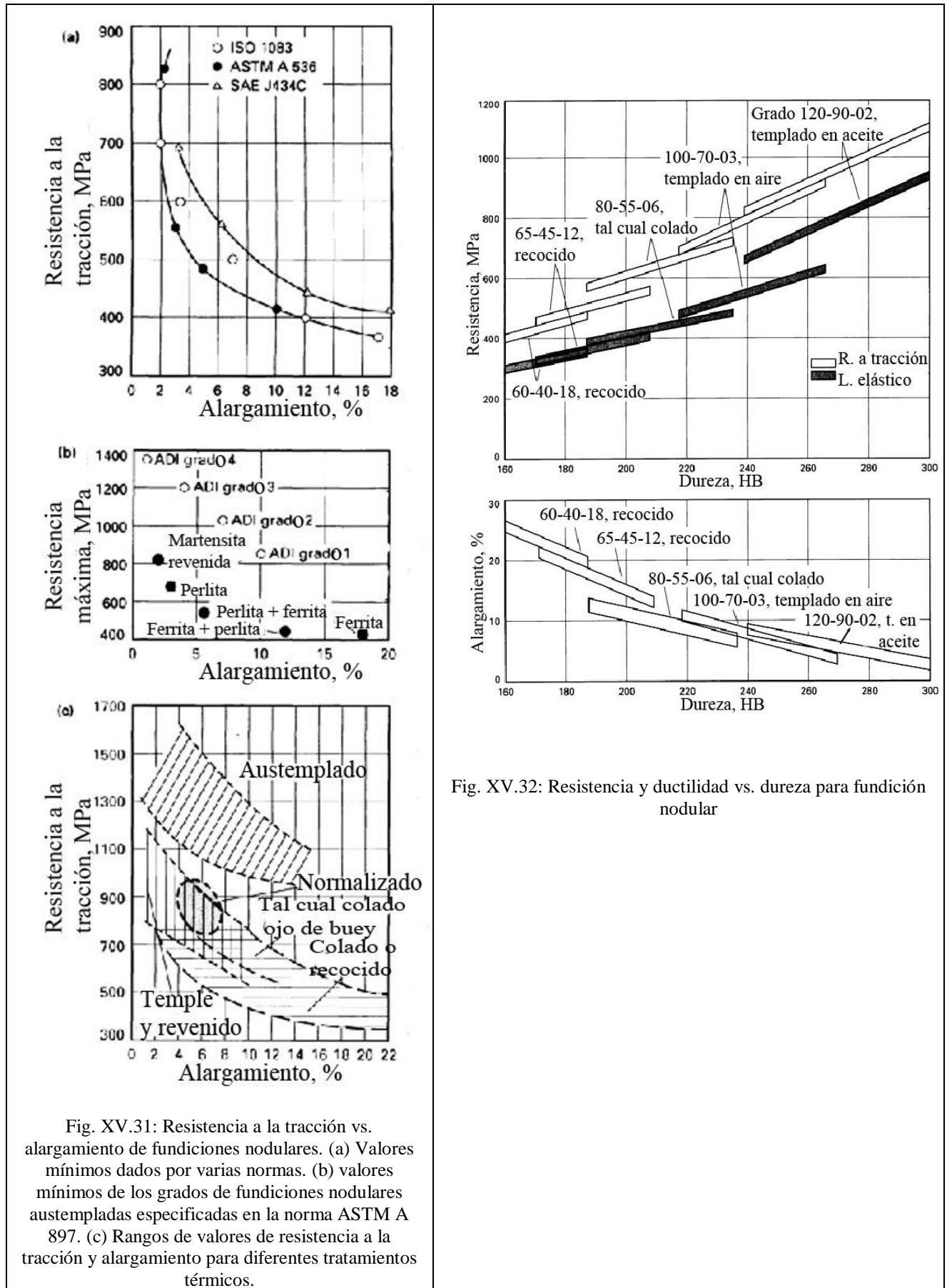


Fig. XV.31: Resistencia a la tracción vs. alargamiento de fundiciones nodulares. (a) Valores mínimos dados por varias normas. (b) valores mínimos de los grados de fundiciones nodulares austempladas especificadas en la norma ASTM A 897. (c) Rangos de valores de resistencia a la tracción y alargamiento para diferentes tratamientos térmicos.

Tabla XV.4: Dureza, tenacidad y propiedades de tracción a temperatura ambiente para los grados de fundición nodular austempladas especificados en la norma ASTM A 897 y A 897M (métrica)

Grado	Resistencia a la tracción mínima, MPa	Límite elástico mínimo, MPa	Energía de impacto Charpy sin entalla, J	Elongación Mínima, %	Dureza típica, HB
1	850	550	100	10	269-321
2	1050	700	80	7	302-363
3	1200	850	45	4	341-444
4	1400	1100	25	1	388-477

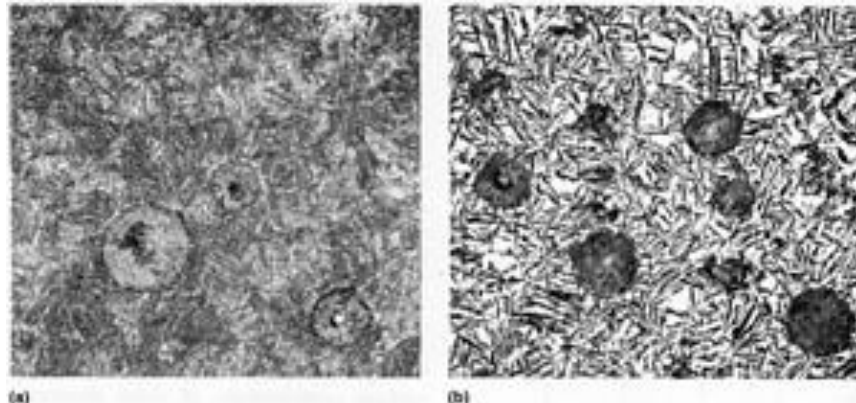


Fig. XV.33: Micrografías de fundiciones nodulares tratadas a diferentes temperaturas de austemplado. (a) a 260° C se forma una fina estructura acicular con las siguientes propiedades: Resistencia a la tracción 1585 MPa; tensión de fluencia 1380 MPa; alargamiento, 3%; energía de impacto sin entalla, 54 J; dureza, 475 HB. (b) a 370 °C se obtiene una estructura acicular gruesa con las siguientes propiedades: resistencia a la tracción, 1035 MPa; tensión de fluencia, 825 MPa; alargamiento, 11%; impacto sin entalla, 130 J; dureza, 321 HB. Ataque con nital al 3%. 300×.

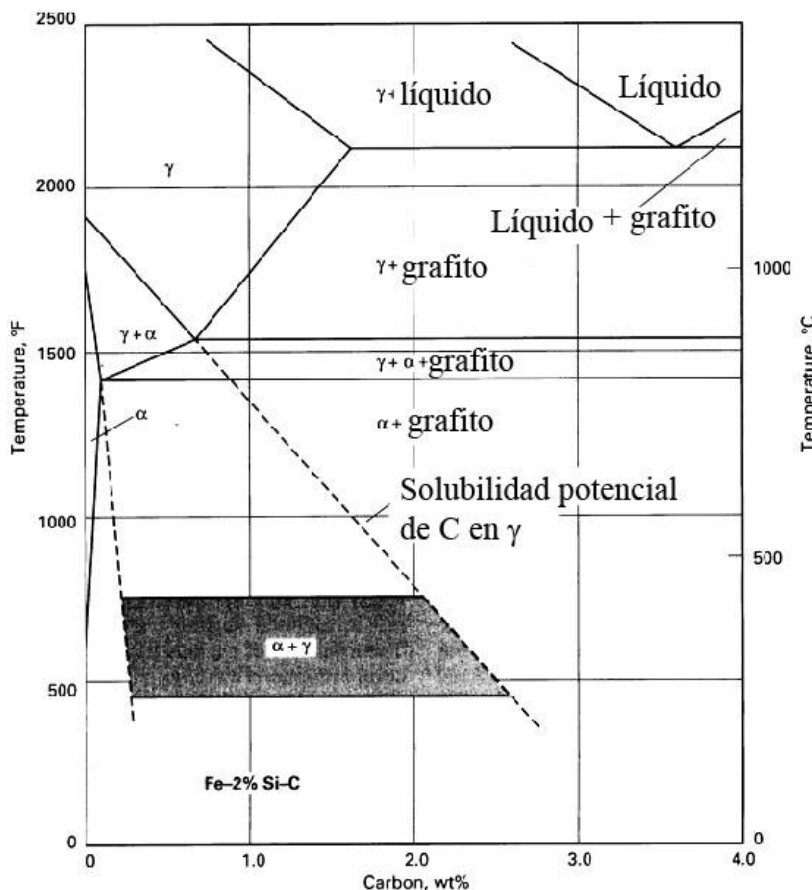


Fig. XV.34: Porción del diagrama de equilibrio Fe-C-2% Si mostrando una proyección metaestable del campo bifásico $\alpha + \gamma$ dentro del rango de temperaturas de transformación bainítica.

XV.3.2.1. Austenización: El objetivo del austenizado es producir una matriz austenítica con el porcentaje de carbono lo más uniforme posible antes del proceso térmico. La Fig. XV.34 es una porción del diagrama de fases Fe-C-Si con 2 % de Si. Para una fundición hipereutectoide típica, se debe superar la temperatura crítica superior para estar en el campo bifásico austenita-grafito. Esta temperatura varía con el contenido de aleación. Se observa en la Fig. XV.34 que el contenido de carbono de “equilibrio” de la austenita, se incrementa cuando aumenta la temperatura de austenización. Esta habilidad para seleccionar (dentro de límites) el contenido de carbono de la matriz austenítica vuelve importante el control de la temperatura de austenización. Esto es particularmente cierto en las estructuras a ser austemperadas, en las cuales la templabilidad (o austemperabilidad) depende significativamente del contenido de C de la matriz. En general, el contenido de la aleación, la microestructura original y el tamaño de la sección determinan el tiempo requerido para austenizar.

XV.3.2.3. Tamaño de la sección y elementos aleantes: Cuando se incrementa la sección, la velocidad del cambio de temperatura entre la de austenización y la de austempering, decrece. Las técnicas de enfriamiento incluyen temple en aceite caliente (sólo ≤ 240 °C), sales de nitrito-nitrato; método “fluidizedbed” (sólo para piezas delgadas, pequeñas) y, en aplicaciones del tipo de herramientas, baños de plomo.

Para evitar productos de reacción de alta temperatura, como perlita en secciones grandes, las severidades del baño pueden incrementarse adicionando agua, o con elementos aleantes (cobre, níquel o molibdeno) que aumentan la templabilidad. Es importante entender que estos elementos tienden a segregarse durante la solidificación por lo que su distribución no es uniforme en toda la matriz. Esto presenta un problema potencial en la reacción de austempering y, consecuentemente, en las propiedades mecánicas, siendo la ductilidad y la tenacidad las más severamente afectadas. El Mn y el Mo tienen el efecto más potente sobre la nariz perlítica pero también pueden segregarse y congelarse en los espacios intercelulares promoviendo carburos de hierro o de los elementos aleantes. Mientras el Ni y el Cu no afectan la templabilidad en la misma cantidad, segregan a los sitios de grafito nodular y no forman carburos perjudiciales. Combinaciones de estos elementos, que segregan de maneras opuestas, se seleccionan por sus efectos sinérgicos sobre la templabilidad.

XV.3.2.4. Tiempo y temperatura de austenización: El diagrama esquemático de la Fig. XV.34 muestra que la temperatura de austenización aumenta con el contenido de carbono de la matriz; el contenido de C real depende de manera compleja, de los elementos aleantes presentes, sus cantidades y ubicación (segregación) en la matriz. El elemento más determinante es el Si; si su contenido aumenta para una dada temperatura de austenización, el contenido de C decrece.

Son normales las temperaturas de austenización entre 845 y 925 °C y tiempos de aproximadamente 2 hs. para recarburizar la matriz completamente. La Fig. XV.35 muestra que la temperatura de austenización, a través de su efecto sobre el carbono de la matriz, afecta significativamente la templabilidad. La temperatura más alta con su mayor contenido de C, proporciona un aumento en la templabilidad que causa una menor velocidad de transformación isotérmica de la austenita. Esta reducción de la velocidad de reacción de la austenita para todos los productos de transformación, se muestra en las porciones iniciales del diagrama TI de la Fig. XV.36.

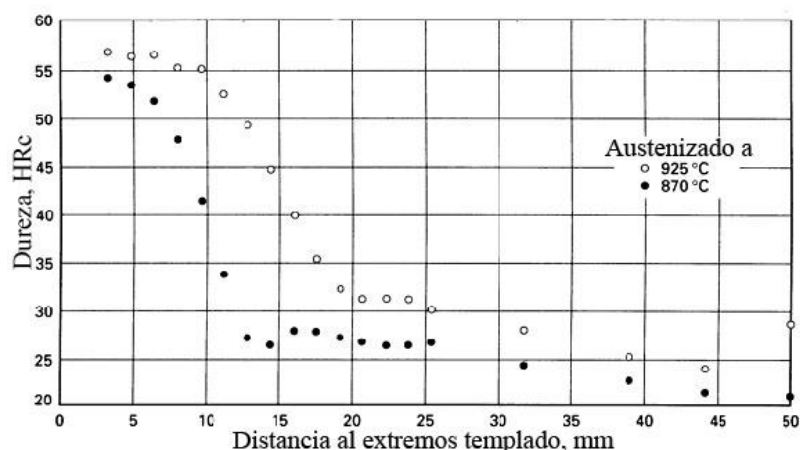


Fig. XV.35: Curvas Jominy de una fundición nodular (3.9% C, 2.2% Si, 0.04% Mg, residual Mn, Ni, Cu, Cr, V, Ti), austenizada a 870 y 925 °C.

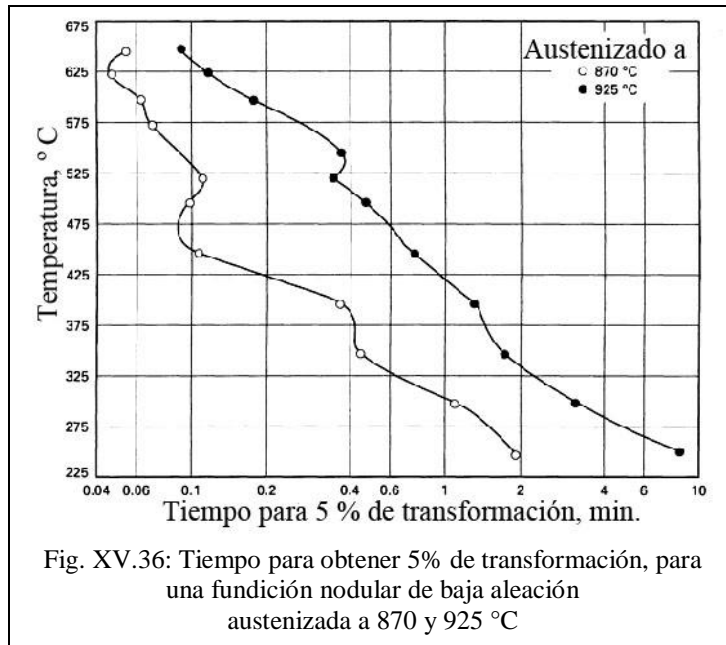


Fig. XV.36: Tiempo para obtener 5% de transformación, para una fundición nodular de baja aleación austenizada a 870 y 925 °C

XV.3.2.5. Temperatura y Tiempo de Austempering: La temperatura de austempering es la determinante primaria de la microestructura, y consecuentemente de la dureza y resistencia del producto austemplado. Cuando la temperatura se incrementa, la resistencia y tenacidad varían como se muestra en la Fig. XV.37 para fundiciones con dos niveles de Mn.

Lograr la máxima ductilidad para una dada temperatura es una función sensible del tiempo, como muestra la Fig. XV.38 para ciertas fundiciones nodulares aleadas. El aumento inicial de la elongación ocurre en la etapa I (Fig. XV.29) y la elongación aumenta hasta el final, momento en el que la fracción de austenita es máxima. Un austempering más prolongado sirve simplemente para reducir la ductilidad ya que la reacción de la etapa II

causa descomposición en el producto de equilibrio bainita. Los tiempos de austempering típicos varían entre 1 y 4 h. En las Fig. XV.33a y 33b se pueden ver micrografías de ADI de grados ASTM 5 y 2, respec.

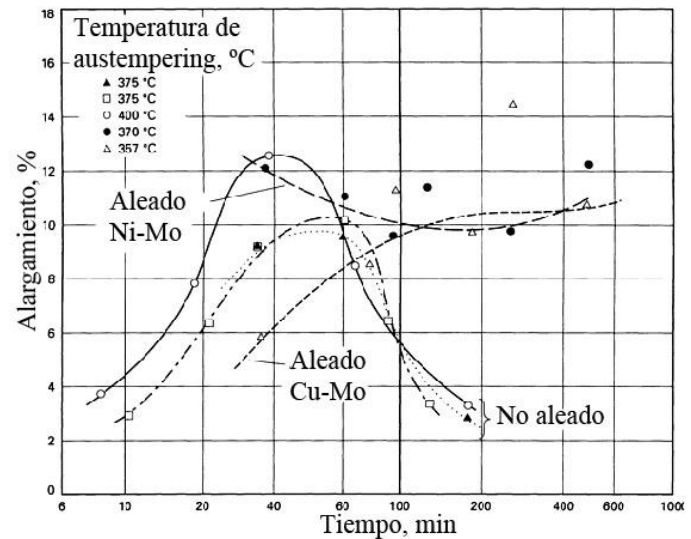
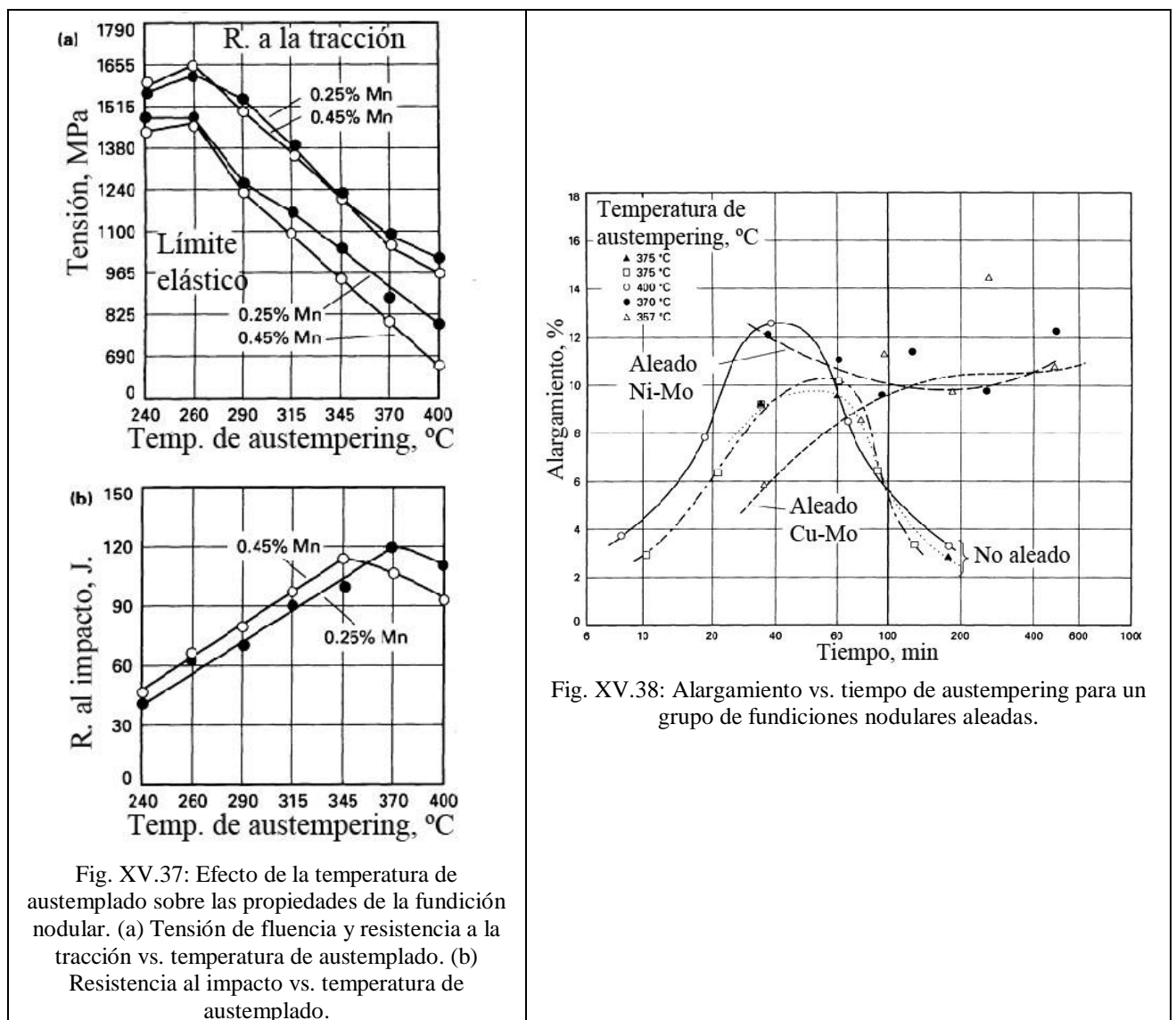


Fig. XV.38: Alargamiento vs. tiempo de austempering para un grupo de fundiciones nodulares aleadas.