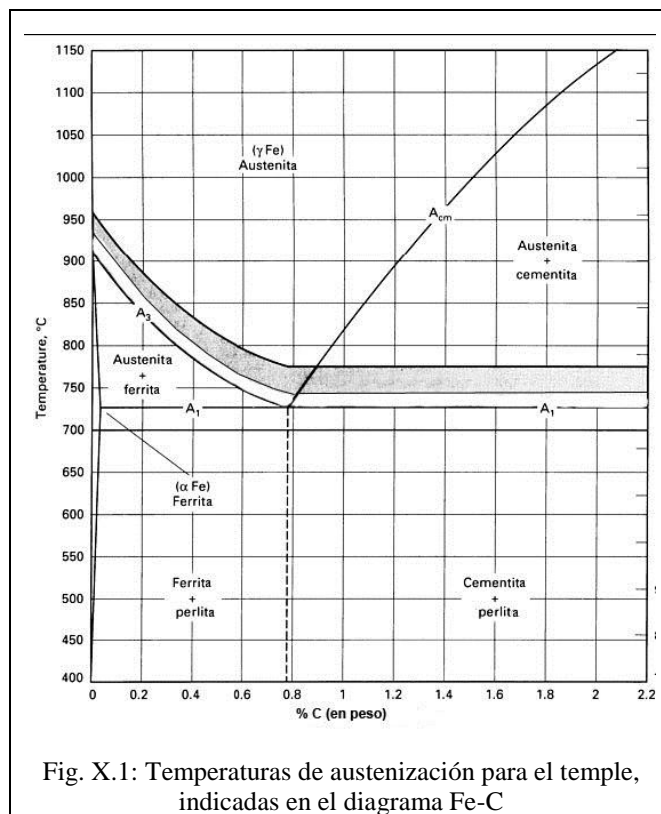


## X- TEMPLE Y REVENIDO

### X.1- Temple y Revenido ordinario

Es una operación que se realiza calentando a una temperatura por encima del punto de transformación  $A_{c3}$  o  $A_{c1}$ , enfriando con tal velocidad que se produzca un considerable aumento de la dureza, superficialmente o hasta el núcleo de la pieza, lo que se debe en general a la formación de martensita. En la Fig. X.1 se muestra la franja de temperatura utilizada para la austenización en el diagrama Fe-C.



La Fig. X.2 indica el curso de la temperatura en el temple ordinario. Después del calentamiento, se austeniza la estructura del acero a una temperatura superior a  $A_{c3}$ . En el enfriamiento rápido posterior se transforma la austenita en martensita.

La formación de martensita está influida, además por la temperatura de temple, el tiempo de mantenimiento a ella y la forma de enfriamiento. Si la temperatura de temple es demasiado alta, se forma una martensita de agujas gruesas como consecuencia de la falta de gérmenes y lo mismo ocurre si el tiempo de mantenimiento es demasiado largo.

La velocidad de enfriamiento depende del tipo de acero y en todos los casos, ha de ser superior a la velocidad crítica. Este enfriamiento brusco aumenta las tensiones térmicas y de transformación engendradas en el acero, y en las piezas de forma complicada existe el peligro de fisuración. Inmediatamente después del temple, se aplicará un revenido a temperatura de unos 200° C, que no afecta sensiblemente a la dureza, pero alivia las tensiones de temple. A la vez el acero

se hace menos sensible al envejecimiento, porque parte de la austenita residual se transforma en martensita y bainitas, y la martensita tetragonal, en cúbica.

El temple ordinario se aplica a piezas que estarán en servicio sometidas a exigencias no muy grandes y a herramientas en las que se pretende alcanzar penetración en el temple. A pesar de su sencillez, no se aplica a piezas de formas complicadas y materiales sensibles a la distorsión y fisuración, como consecuencia de la brusquedad del enfriamiento. En la Fig. X.3 se observa el proceso de temple ordinario graficado sobre un diagrama T.T.T.

#### X.1.1. Precalentamiento

La conductividad térmica del acero es pequeña a bajas temperaturas, por lo que el calentamiento origina tensiones térmicas que aumentan el peligro de deformación o agrietamiento de las piezas. De allí que el precalentamiento debe realizarse lentamente.

Para aceros de construcciones mecánicas y herramientas puede ser necesario precalentar hasta 400 a 600° C cuando la temperatura de tratamiento es inferior a 900° C, y de 600 a 700° C cuando es superior a 900° C. En aceros rápidos con menor conductividad, es necesario precalentar en dos etapas, primero de 300 a 500° C y luego a 850° C.

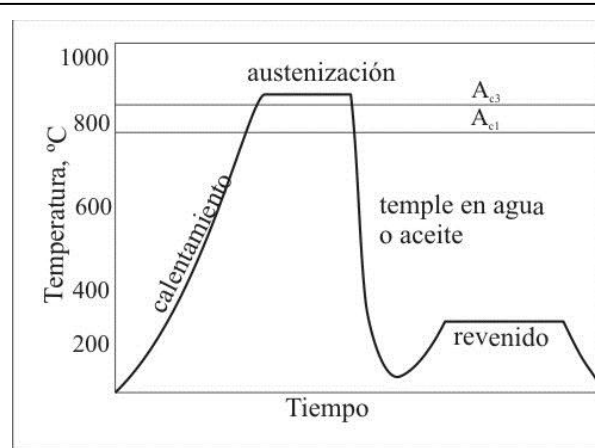


Fig. X.2: Curso de la temperatura en el temple ordinario

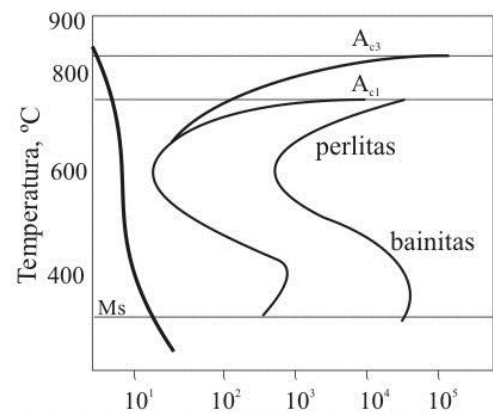


Fig. X.3: Aplicación del diagrama TTT al temple ordinario.

### X.1.2. Calentamiento y mantenimiento a la temperatura de temple

La temperatura de calentamiento depende del material y el medio de temple; generalmente se utiliza 20 a 30° C más elevada cuando se temple en aceite que en agua.

El tiempo de calentamiento para la disolución de los constituyentes y austenizar completamente, depende del tamaño y forma de la pieza y de la estructura previa. La condición previa que transforma más rápidamente en austenita, es el temple y revenido, seguido del perlítico de normalización, las estructuras laminares vastas y por último la cementita globular. El tiempo necesario para un tratamiento comprende tres etapas:

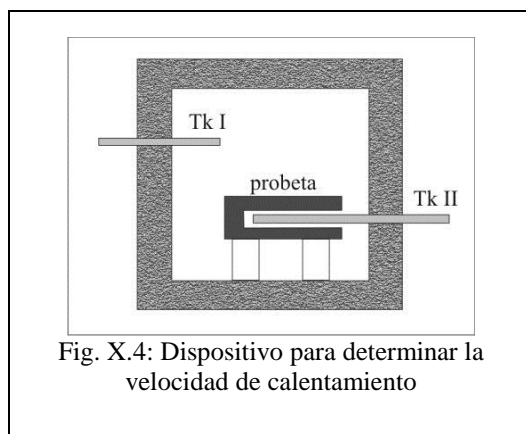


Fig. X.4: Dispositivo para determinar la velocidad de calentamiento

1º) Tiempo para que la superficie de la pieza alcance la temperatura del horno.

2º) Tiempo para que la temperatura vaya progresando hacia el interior de la pieza y alcance en su centro la temperatura del horno.

3º) Tiempo verdadero de mantenimiento para preparar la estructura adecuada para el temple.

En el esquema de la Fig. X.4 se muestra un dispositivo para determinar el tiempo para lograr la uniformidad de temperatura. Una termocupla mide la temperatura del horno y otra, alojada en el interior de una probeta, permite seguir el calentamiento del núcleo de la pieza. La Fig. X.5 muestra el

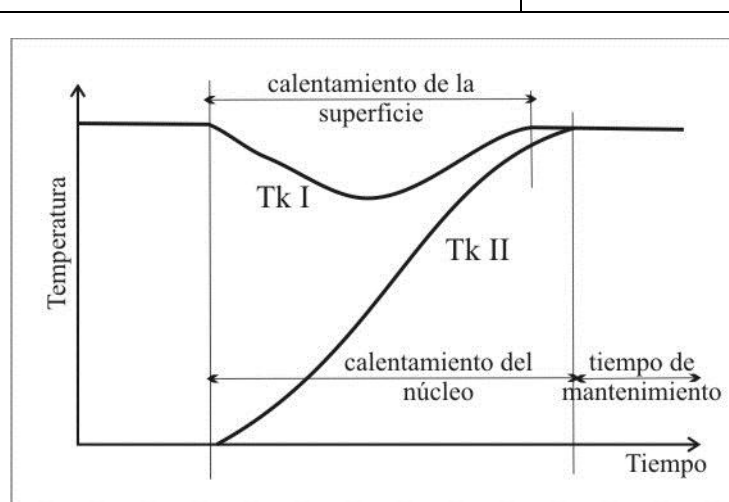


Fig. X.5: Variación de la temperatura en el núcleo y la superficie de una pieza

Forma de la pieza	K
	0,70
	1,0
	1,5
	1,5
	2,0
	2,0 tubos cortos 4,0 tubos largos o cerrados

Fig. X.6: Coef. para calcular el tiempo de mantenimiento de diferentes piezas

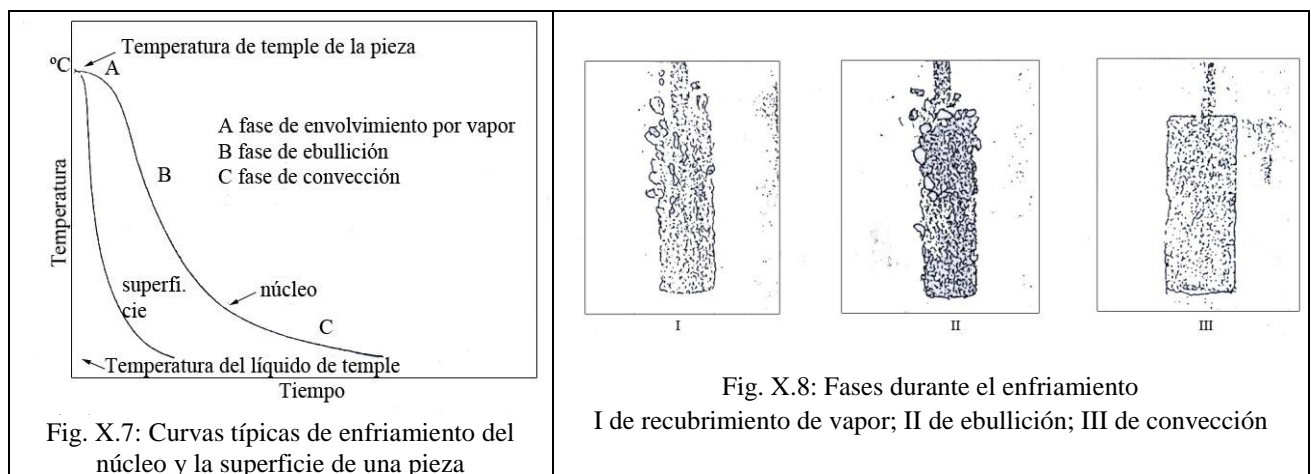
transcurso de las temperaturas marcadas por cada uno de los termopares.

El **tiempo de permanencia a temperatura** es aquel que transcurre entre el momento en que la temperatura es uniforme en toda la pieza y la homogenización de la austenita. Se podría determinar metalográficamente, pero en la práctica, se utilizan **fórmulas empíricas y tablas o gráficos**, de suficiente seguridad (Fig. X.6).

### X.1.3. Enfriamiento

Los procesos que ocurren durante el enfriamiento se representan adecuadamente mediante las curvas características de temple, que grafican la variación de temperatura de las piezas en función del tiempo. La Fig. X.7 muestra dos curvas típicas: la de la izquierda reproduce la caída de temperatura en la superficie y la de la derecha, corresponde al núcleo.

Se producen tres fases, la de **recubrimiento de vapor**, la de **ebullición** y la de **convección y conducción**, si la temperatura de ebullición del medio de temple está por debajo de la temperatura de temple de la pieza, como se observa en la Fig. X.8, para un redondo templado en aceite.



**Fase de recubrimiento de vapor:** es la primera parte; la pieza queda rodeada por líquido vaporizado. **El enfriamiento se produce por conducción o radiación a través de esta capa y resulta relativamente lento ya que los vapores conducen mal el calor**, con el riesgo de que queden puntos blandos al templar las piezas. Cuanto mayor es la temperatura del líquido de temple, mayor es la duración de esta fase vapor. **En agua pura es más larga que en las soluciones de sales debido a que en éstas hay menos gases disueltos**, y la vaporización local produce cristales de la sal que ejercen efectos mecánicos sobre la adherencia del vapor y la hacen más breve.

**Fase de ebullición:** cuando la temperatura de la pieza desciende lo suficiente, **el líquido entra en viva ebullición** alcanzando la superficie de la pieza. Las burbujas son arrastradas por la convección hasta ser re-absorbidas por el líquido circundante. **Esta fase extrae el calor con elevada velocidad; es la de máxima importancia en el temple y debe ser lo suficiente para producir el endurecimiento.** Durante ella **no hay peligro de agrietamientos porque se mantiene la estructura austenítica**, al menos parcialmente, hasta la temperatura más baja. La pendiente es mayor en el temple en agua que en aceite y por lo tanto, menor el tiempo de enfriamiento.

**Fase de convección y conducción:** cuando la pieza se enfría, **aproximadamente a la temperatura de ebullición del líquido**, empieza la fase de convección y conducción, que continúa el enfriamiento, pero mucho más lentamente que en la fase de ebullición. **El agua enfría más rápidamente que el aceite, pero aquí es una desventaja, pues el enfriamiento demasiado rápido puede provocar fisuras y distorsión.**

#### X.1.3.1. Medios de temple

**Aceites:** se emplean casi exclusivamente los **aceites minerales**; el **calor específico, punto de ebullición, calor de evaporación, conductividad térmica y viscosidad**, juegan un papel importante. Un aumento en la viscosidad suele ir acompañado de una elevación del punto de ebullición y disminuye el tiempo de la fase vapor, pero suaviza las condiciones de la fase de convección. **Si la viscosidad es excesiva, disminuirá la turbulencia que contribuye a la extracción de calor en la fase de ebullición y empeorarán las condiciones de temple.**

Los aceites de temple son líquidos traslúcidos cuyo color puede cambiar mucho con el uso, oscureciéndose y haciéndose más espeso. Estas alteraciones se deben principalmente a fenómenos de oxidación por el aire que son acelerados por el calentamiento que producen las piezas incandescentes de acero, que se introducen para templar. También se forma lodo procedente de la cascarilla del acero templado, que puede eliminarse por filtrado y sedimentación. El grafito coloidal proveniente de hornos de atmósfera controlada, se elimina por centrifugación.

Es frecuente la impurificación con trazas de agua por condensación y fugas del sistema de refrigeración. Cuando el contenido de agua supera el 0,5%, se aminora el efecto refrigerante del aceite porque se prolonga la fase vapor y, si se llega a más del 2%, puede producir fisuras. Además, puede producir espumas e inflamar el aceite durante el temple. El agua puede eliminarse calentando el aceite a 100° C o con ultracentrífuga.

Fundamentalmente se utilizan dos tipos de aceite: para temple en frío, entre 30 y 60°C, y para temple en caliente, entre 100 y 130°C.

**Aguas y soluciones acuosas:** Cuando se temple en agua pura, entrando agua nueva por el fondo del depósito y saliendo la calentada por un desagüe de la parte superior, son frecuentes los defectos de aparición de puntos blandos, especialmente en aceros sensibles a ello. Este contratiempo debe atribuirse, en primer lugar, a los gases disueltos en el agua nueva, como el anhídrido carbónico, el oxígeno y el hidrógeno, y en segundo lugar, al anhídrido carbónico procedente de la disociación de los bicarbonatos. Aún en el agua nueva en reposo, se forman burbujitas sobre los productos que se templean. El agua corriente de cañerías y de los pozos está muy enriquecida en gases que favorecen la formación de películas de vapor. Tan pronto como el agua de temple alcanza temperaturas superiores a 50° C aproximadamente, se registran oscilaciones en las durezas obtenidas. La situación es mejor cuando se emplea para el temple agua dura vieja de la que los constituyentes gaseosos han sido ya expulsados en su mayor parte, o han precipitado las sales que endurecen el agua. Para eliminar estos inconvenientes se emplean soluciones salinas en lugar de agua. Se utilizan soluciones de sal común, NaCl al 10%, o con cloruro potásico en lugar de sódico. También se emplean como medios de temple, soluciones con 5 al 10% de soda cáustica, que ofrecen además la ventaja de que separan con mucha facilidad la cascarilla.

Para templar los aceros muy sensibles a la aparición de zonas blandas, ha dado buenos resultados una solución a temperaturas de 30 a 40° C y densidad 1,1. Contiene 14 % de sal y 86 % de agua. La densidad de las soluciones mantiene mediante adiciones de agua o de sal. Las piezas toman en el temple un aspecto entre gris y negro azulado.

**Sales y metales fundidos:** Además del agua, el aceite y las soluciones acuosas, se emplean como medios de temple las sales y los metales fundidos. Las temperaturas de los baños dependen del empleo y se encuentran generalmente entre los 200 y 600° C. Para temperaturas hasta 500 a 550° C, se emplean mezclas de nitratos y nitritos alcalinos. Para más de 550° C, se utilizan mezclas de sales exentas de nitratos.

El temple en baño caliente, en lugar de aceite, tiene la ventaja de que no se forman burbujas de vapor y, por tanto, no se producen endurecimientos heterogéneos. El enfriamiento desde la temperatura de temple hasta la del baño se produce por convección pura. En baños de este tipo se pueden templar todos los aceros aleados para temple en aceite, cuya temperatura de austenización no exceda los 950° C. También pueden templearse piezas de aceros no aleados, de hasta 10 mm de diámetro, directamente desde la temperatura de cementación. No es admisible introducir en baños de nitratos, o de análoga naturaleza, productos que puedan aglomerarse muy densamente, como por ejemplo piezas pequeñas en cestas de temple, alambre en rollo, etc., porque se pueden producir sobrecalentamientos locales de las sales que den lugar a corrosión o quemado del acero, y en casos desafortunados, incluso, a explosiones del baño.

Los baños de plomo o de otros metales fundidos se emplean a veces con la misma finalidad que los baños de sales. Pueden contener azufre cuando están sucios y, por esta razón, es necesario fundirlos completamente 1 ó 2 h antes de introducir las piezas. Por otro lado, el plomo es bastante volátil entre 350 y 750° C, que son las temperaturas de los tratamientos para los que se emplea: los vapores son venenosos y se necesita muy buena aspiración. También puede evitarse una evaporación excesiva mediante una capa cubriente de carbón vegetal. Para medir las temperaturas son adecuados los termopares o los pirómetros fotoeléctricos. La ventaja del plomo es que enfría mucho más rápidamente que los baños de sales.

Como el acero tiene menor densidad que el plomo, es necesario sujetar las piezas dentro del baño. Otra desventaja del plomo es que puede adherirse tenazmente a piezas que contengan dientes o ranuras pequeñas e impide que esas zonas se endurezcan en el temple. Por esta causa, es preciso desengrasar previamente las piezas con mucho cuidado. El tratamiento en baño de plomo no da lugar a la formación de

cascarilla. Como consecuencia de la toxicidad de sus vapores, el empleo del plomo es cada vez más restringido frente a los baños de sales.

**Gases:** Los aceros para herramientas de alta aleación y los rápidos, que tienen velocidad crítica de enfriamiento pequeña, templan incluso con un chorro de aire a presión. Se emplea aire a baja presión, unos 100 mm de columna de agua o aire comprimido hasta  $6 \text{ Kg/cm}^2$ . El aire comprimido actúa con mucha intensidad pero contiene mayor proporción de agua condensada, y las gotitas de este líquido que inciden sobre las piezas, pueden producir agrietamiento. Para muchos aceros, basta enfriar con aire tranquilo para que se forme martensita. Aunque este tipo de enfriamiento presenta menos peligro de distorsiones, como contrapartida, produce cierta oxidación superficial. En lugar de aire pueden emplearse gases protectores o inertes, por ejemplo, amoníaco craquizado o gas de ciudad quemado. Utilizando estos gases en los hornos y como medio de temple, se obtienen piezas templadas brillantes.

### X.1.3.2. Tensiones internas en los aceros templados

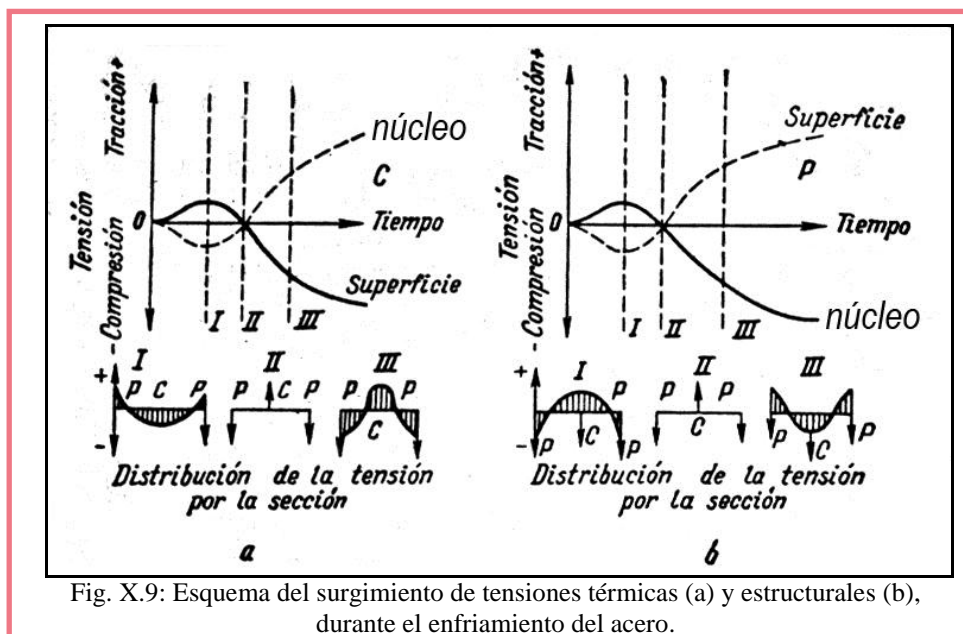
Las tensiones internas en los aceros templados que surgen como consecuencia del enfriamiento no uniforme de la superficie y el núcleo de la pieza, se denominan *tensiones térmicas*. Las que se producen como consecuencia de la transformación martensítica, son *tensiones estructurales*.

En la Fig. X.9a se muestra el esquema de variación de las *tensiones térmicas durante el rápido enfriamiento* de las capas superficiales, mientras que el núcleo se enfría más lentamente. Esta distribución desigual de las temperaturas en la sección de la pieza, va acompañada del cambio irregular de volumen. *Las capas superficiales se contraen más rápidamente que las internas*; sin embargo, esta compresión se ve dificultada por las capas internas, lo que conduce a que en las capas superficiales se formen *tensiones temporales de tracción* (desaparecen cuando el efecto desaparece) y en las internas, *tensiones temporales de compresión* (Fig. X.9a).

Después de que la superficie se enfría y cesa el cambio de volumen, el núcleo continúa experimentando tensiones térmicas. A causa de esto, las tensiones disminuyen y en un determinado instante se produce el cambio de signo de las tensiones en la superficie y en el núcleo. *Después del enfriamiento final, en la superficie quedan tensiones remanentes de compresión, y en el núcleo, de tracción.*

Por otro lado, durante el temple por debajo de  $M_s$ , la martensita se forma en primer lugar en la superficie, que alcanza esa temperatura antes que el núcleo. Como dicha *transformación* va acompañada de un aumento de volumen, *en la superficie se forman tensiones de compresión y en las capas internas, de tracción* (Fig. X.9b). A medida que el proceso continúa, el signo de las tensiones en la superficie y en el núcleo, cambia.

*Las tensiones estructurales varían en orden inverso con respecto a las térmicas.* Como resultado de la transformación martensítica, en la superficie se forman tensiones residuales de tracción, y en el núcleo, de compresión.





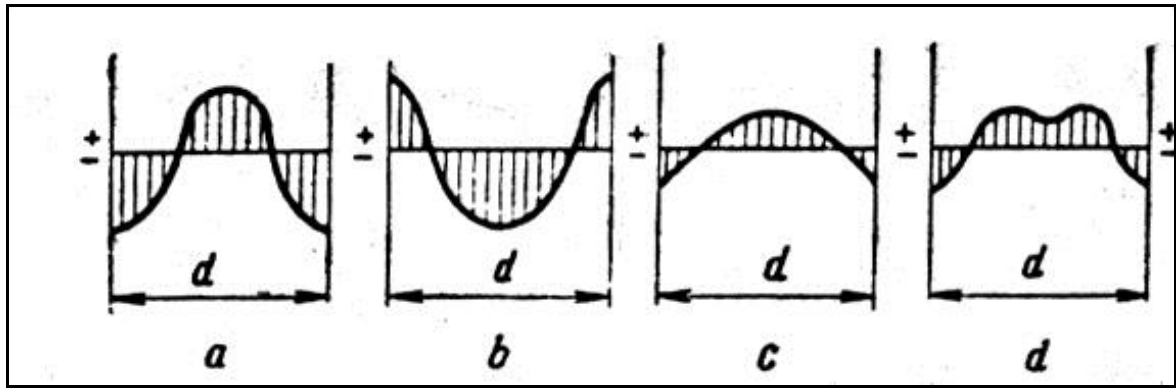


Fig. X.10: Esquema de adición de las tensiones residuales:

a) térmicas, b) estructurales, c) debidas a la heterogeneidad estructural, d) totales.

Durante el temple, **ambas tensiones se adicionan**. En la Fig. X.10 se muestra el esquema de adición, en un caso en el que las tensiones térmicas superan a las estructurales; por eso la superficie queda con tensiones de compresión. Sin embargo, es necesario señalar que **pueden obtenerse distintos diagramas de tensiones resultantes, y quedar la superficie con tensiones de diverso signo y magnitud. Si la magnitud supera la resistencia del material y éste es poco plástico, esto conduce a la fisuración de las piezas.**

Las **más peligrosas son las tensiones de tracción en la superficie** que, además de poder producir fisuras, **bajan la resistencia a la fatiga del acero**. Por esta razón debe tratarse de disminuir las tensiones estructurales, las que serán tanto mayores cuanto más alta es la temperatura de temple y la velocidad de enfriamiento en el intervalo de las temperaturas  $M_s$  y  $M_f$ .

## X.2. Temple interrumpido

Es un temple realizado sucesivamente en dos medios distintos, sin que el mantenimiento en el primero de ellos sea suficiente para igualar las temperaturas. La Fig. X.1 se puede utilizar para determinar la franja de temperatura adecuada para austenizar. La Fig. X.11 muestra la marcha de la temperatura en el temple interrumpido. Las piezas se precalientan y se da el calentamiento final a la temperatura de temple; luego se suelen enfriar, primero en agua hasta unos  $400^\circ\text{C}$ , seguido de aceite hasta la temperatura ambiente. La martensita se forma durante el enfriamiento en aceite al descender la temperatura por debajo del punto  $M_s$ . No se puede utilizar para tratar cualquier clase de acero, y la posibilidad de aplicación puede estimarse mediante el diagrama T.T.T. de enfriamiento continuo.

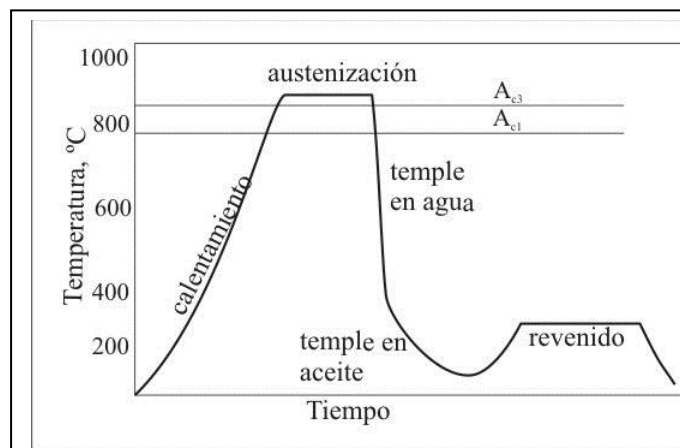


Fig. X.11: Curso de la temperatura en el temple interrumpido

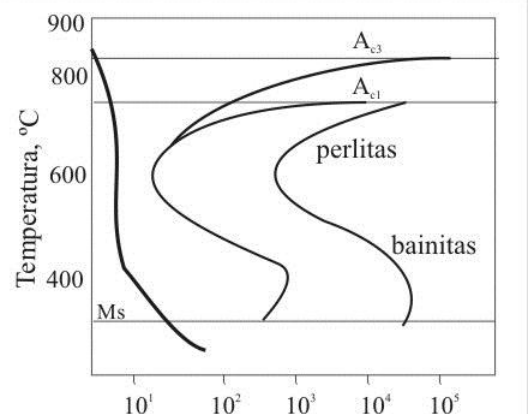


Fig. X.12: Aplicación del diagrama TTT al temple interrumpido

La Fig. X.12 reproduce la curva de un temple interrumpido sobre un diagrama T.T.T. Puede verse cómo se impide la formación de la perlita por el enfriamiento inicial en agua, mientras que el final, en aceite, es suficiente para evitar también la transformación en bainitas. Por estas razones, el temple interrumpido es adecuado para aceros en los que el comienzo de la formación de la zona bainítica, esté desplazado hacia la derecha con respecto a la zona perlítica, como es el caso de los aceros para temple en agua. Se forma

martensita tetragonal y queda austenita residual, que pueden estabilizarse por un revenido a 200° C. Las piezas calientes no pueden transportar al baño caliente agua adherida en el primer enfriamiento.

El temple interrumpido se emplea para piezas de formas complicadas, sensibles a la distorsión y al agrietamiento.

### X.3. Martemplado o Temple en baños calientes

Es un tratamiento de temple con enfriamiento en un baño cuya temperatura está por encima o un poco debajo de  $M_s$ ; las piezas se mantienen hasta que se iguala su temperatura, extrayéndolas después para enfriarlas de manera conveniente hasta la temperatura ambiente. La martensita se forma fundamentalmente durante el enfriamiento final. La Fig. X.13 muestra el curso de la temperatura durante el temple en baño caliente.

El tratamiento se realiza desde la austenización, y las piezas se mantienen en el baño hasta que su temperatura se iguala en todos sus puntos, no debiendo producirse transformaciones. Las tensiones térmicas se alivian casi totalmente y no aparecen tensiones por transformación hasta este momento. La pieza continúa siendo austenítica cuando se la extrae del baño (aún está blanda y se puede enderezar), lo que puede comprobarse por la falta de atracción de un imán. Al continuar el enfriamiento al aire se pasa por debajo del punto de la martensita y ésta empieza a formarse, brusca y simultáneamente en toda la pieza. Por estas razones el temple en baño caliente origina menos tensiones y distorsiones que el ordinario.

Las temperaturas de los baños dependen de la composición del material. En general puede indicarse para los aceros no aleados, temperaturas entre 180 y 220° C; para los de media aleación, entre 250 y 300° C, y para los aceros rápidos, entre 450 y 550° C, lo que se puede deducir de su diagrama isotérmico. La Fig. X.14 muestra la curva de un martemplado sobre el diagrama T.T.T.

Es fácil comprender que los aceros adecuados para el martemplado deben presentar una zona bainítica muy retrasada, es decir, desplazada, a la derecha. Cuando son de reacción rápida, se iniciará la formación de bainitas durante el largo mantenimiento a la temperatura del baño caliente. Estos aceros son inadecuados para este tipo de tratamientos.

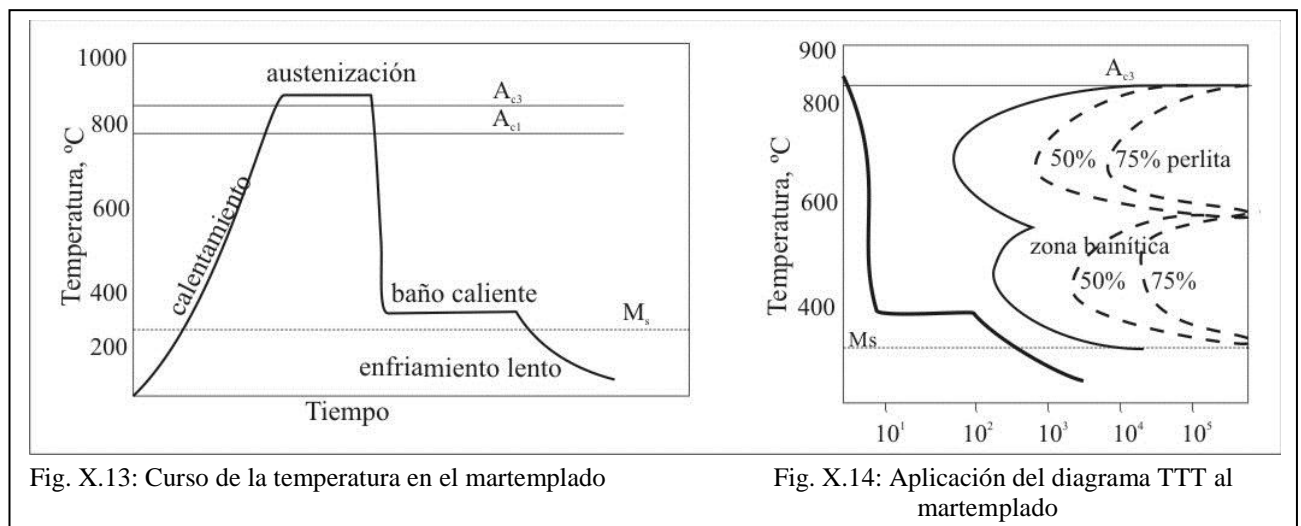


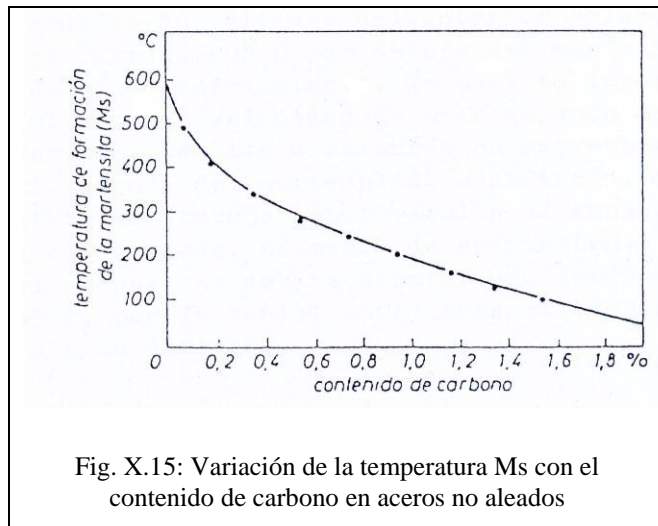
Fig. X.13: Curso de la temperatura en el martemplado

Fig. X.14: Aplicación del diagrama TTT al martemplado

El temple en baño caliente presenta, sobre el ordinario la ventaja ya mencionada, de que por el enfriamiento lento se evitan distorsiones y se aminora el peligro de fisuración. Por ello, se aplica a piezas que sufran ese riesgo.

Lamentablemente, el éxito del tratamiento depende del espesor de la pieza a templar. Las secciones no pueden ser mayores de 15 mm. para los aceros no aleados, de 40 mm. para los de aleación media, y sólo en los de alta aleación puede conseguirse el temple de toda la sección cuando el espesor es superior a 40 mm. En el caso de los aceros de cementación sólo se produce un verdadero temple en baño caliente en la capa externa cementada. Como se ve en la Fig. X.15, el núcleo se transforma en martensita a temperaturas mucho más elevadas como consecuencia del bajo contenido en carbono. El interés de aplicar este tratamiento a esta clase de aceros reside principalmente en la ausencia de revestimientos de vapor.

Este proceso no reemplaza al revenido. En efecto, después de martempladas, las piezas deberán ser revenidas en la misma forma que en el temple convencional. Para este proceso, se puede usar la misma sal de nitrito-nitrato evitándose un lavado intermedio. Como la etapa final del enfriamiento en el martemplado es



relativamente lenta, la transformación en martensita en la superficie y en el centro de las piezas, se efectúa aproximadamente al mismo tiempo. Por consiguiente, el martempleado reduce a un mínimo las deformaciones resultantes de las velocidades de transformación desiguales que ocurren normalmente en el temple convencional. No así las originadas por tensiones de forja u otros procesos de fabricación.

El "martempleado modificado" difiere del anterior solamente en que la temperatura del baño es más baja (aprox. 90° C por debajo del punto  $M_s$ ). De este modo, se obtienen velocidades de enfriamiento altas, lo cual es importante en aceros de baja templabilidad que requieren una velocidad de enfriamiento mayor, a los fines de evitar la forma-

ción de ferrita, perlita o carburos en correspondencia a la nariz de la curva de las "S". Otra ventaja del martempleado modificado, consiste en que la utilización de una temperatura de trabajo menor permite el empleo de un equipo de enfriamiento más simple. En estos casos, el medio de enfriamiento es necesariamente aceite de martempleado. Lógicamente, se deberá esperar una deformación superior que en el martempleado "standart" y, por lo tanto, será necesario dejar una mayor tolerancia en el rectificado.

### X.3.1. Aceros para martempleado

En general, los aceros aleados son más adaptables al martempleado que aquellos al carbono. Por lo tanto cualquier acero comúnmente templable en aceite, puede ser también martempleado. Algunos aceros al carbono que son templables en agua, pueden ser martempleados a una temperatura de 200°C en secciones de espesor inferior a 5 mm., empleando una agitación vigorosa. Los comúnmente martempleados a una dureza total, son: 1090 - 4130 - 4140 - 4340 - 4640 - 5140 - 6150 - 8630 - 8640 - 8745. Los aceros de cementación, como 3312 - 4620 - 5120 - 8620 - 9310, pueden martemplearse después de cementar. Sólo ocasionalmente se tratan por este proceso aceros más fuertemente aleados, como por ejemplo, el inoxidable martensítico 410.

Los aceros de bajo y medio tenor en carbono (1008 a 1040), son de muy baja templabilidad para ser martempleados exitosamente, excepto cuando son cementados.

#### Efecto de masa

Debe tenerse en cuenta la limitación del espesor de la sección o masa. Para una determinada severidad de temple, existe un límite en la dimensión de la barra, cuyo centro se enfriará lo suficientemente rápido para transformarse completamente en martensita. Para algunas aplicaciones, es innecesaria una estructura totalmente martensítica, y puede aceptarse una dureza en el centro de 10 unidades Rockwell C inferior a la máxima obtenible para un determinado contenido en carbono.

#### Control de las variables del proceso

El éxito del proceso depende de un control estricto de las variables que intervienen en el mismo. La austenización en una atmósfera protectora o baño de sales, es sumamente importante para evitar la formación de óxido o calamina<sup>1</sup>, impide el enfriamiento uniforme en el aceite o sal.

Las variables que deben controlarse durante el martempleado son las siguientes:

- Temperatura de austenización.
- Temperatura del baño de martempleado.
- Tiempo de permanencia en el baño anterior.
- Contaminación del baño.
- Agitación y velocidad de enfriamiento en el baño.

a) Temperatura de austenización: Es importante debido a que controla el tamaño de grano austenítico, el grado de homogenización, la disolución de los carburos y, principalmente por la incidencia sobre la temperatura  $M_s$ , lo cual es importante para establecer el procedimiento a seguir. En la mayoría de los casos,

<sup>1</sup> hidroxisilicato



la temperatura para martemplantar será la misma que la utilizada en el temple convencional en aceite. Sin embargo, los aceros de un tenor medio en carbono son austenizados, en ciertas ocasiones, a temperaturas más elevadas antes de martemplantar, a los fines de incrementar la dureza en el temple. En el caso de piezas cementadas, austenizar a temperaturas más bajas permitirá obtener un mejor control en las dimensiones durante el martemplantado. Utilizando las temperaturas de austenización más bajas que permitan obtener en el núcleo propiedades satisfactorias, se podrá obtener la menor distorsión. Otro factor importante a ser tenido en cuenta, es la relación penetración-núcleo, especialmente en secciones y dimensiones críticas.

b) Contaminación de la sal: Cuando las piezas son cementadas o austenizadas en un baño de sal, pueden enfriarse directamente en baño de aceite a la temperatura del martemplantado. Sin embargo, si contiene cianuro, no deben martemplantarse directamente en el baño de nitritos-nitratos debido al peligro de explosión por la mezcla de ambas sales. En tal caso, se puede seguir cualquiera de los dos procesos siguientes: 1) Enfriar en aire desde la temperatura de cementación, lavar, recalentar a la temperatura de austenización en un baño de sales neutras y luego martemplantar. 2) Transferir las piezas desde el baño con contenido de cianuro al baño neutro de "lavado", el cual estará a la temperatura de austenización, y luego martemplantar. Entre los dos procesos, es preferido el segundo por la economía en tiempo y el peligro de oxidación y/o fisuración de la capa cementada (especialmente si ésta es profunda), durante el enfriamiento en aire.

c) Temperatura de los baños de martemplantar: Depende de la composición del acero, temperatura de austenización y resultados deseados. Al establecerse un nuevo proceso, es conveniente efectuar primeramente experiencias, comenzando con una temperatura de 90° C en aceite o de aprox. 175° C en sales, que se incrementarán progresivamente hasta obtener las mejores combinaciones de dureza y distorsiones.

d) Tiempo de permanencia en el baño de martemplantado: Depende del espesor de la sección y del tipo, temperatura y grado de agitación del medio enfriado. Un tiempo de permanencia excesivo ocasionará una dureza final inferior, como consecuencia de la transformación de la austenita en otros constituyentes diferentes de la martensita. Además, en aceros de baja aleación puede producirse su estabilización. El tiempo para lograr igualar la temperatura del acero en el aceite es aproximadamente cuatro a cinco veces el requerido en la sal anhidra a la misma temperatura.

e) Agitación del baño o aceite de martemplantar: incrementa considerablemente la dureza obtenible para una determinada sección, en comparación con un medio tranquilo. En algunas circunstancias, el enfriamiento rápido producido por una agitación demasiado vigorosa, incrementa las deformaciones. Por lo tanto, se recomienda usar una agitación intermedia para reducirlas a un mínimo, aún con sacrificio de algo de dureza.

f) Enfriamiento desde el baño de martemplantado: Esta etapa se efectúa comúnmente en aire calmo, con el objeto de evitar diferencias considerables entre la temperatura de la superficie y el interior del acero. En secciones de 3/4" o mayores, puede utilizarse un enfriamiento en aire forzado por medio de ventiladores, teniendo cuidado si las piezas son de espesores variables o presentan más superficie expuesta en una sección, tal como roscas o dientes, debido a que se originarán distorsiones, como consecuencia del enfriamiento rápido en la etapa martensítica. **El enfriamiento en aceite o en agua es inconveniente, debido al restablecimiento de gradientes térmicos y tensiones desiguales que incrementarían las deformaciones.**

### Control de las dimensiones

En muchas aplicaciones, el martemplantado ha fracasado como solución al problemas de distorsiones, a consecuencia de los cambios dimensionales producidos durante el calentamiento de las piezas. Por lo tanto, se deberá tener en cuenta el efecto de las tensiones producidas durante el forjado, estampado, laminado y maquinado, que podrán eliminarse por un recocido subcrítico a 650°-700° C, después del desbaste u operación de forma.

Las piezas relativamente grandes que requieran una planitud extrema, deberán ser enfriadas preferentemente en prensas; por ejemplo: un engranaje de 175 mm de diámetro y 12 mm de espesor en el diámetro exterior y 4 mm en el cuerpo, no podrá ser martemplantado con un grado aceptable de planitud. Engranajes anulares, con dientes internos y una pared delgada, constituyen otro ejemplo del requerimiento de prensas.

### Aplicaciones

Las aplicaciones típicas del martemplantado en sales fundidas se indican en la Tabla 1, que describe piezas de acero tratadas, las condiciones de los procesos de martemplantado y los requerimientos de dureza. **Se puede observar que el martemplantado es empleado en piezas de formas, pesos, secciones, dimensiones y composiciones de acero diversos.**

TABLA 1: Aplicaciones típicas del martempleado en baño de sales de nitrito-nitrato

Piezas	Acero	Espesor máximo de la sección, mm.	Peso, kg	Martemplado		Dureza requerida, HRC
				Temp. de la sal, °C	Tiempo mín. en la sal, min	
Arandelas de empuje	8740	5,0	0,045	230	1	52 min
Piñones rectos	3312	7,60	0,225	175	1 1/2	90 (Esc 15N)
Engranajes interiores	4350	8,90	0,360	245	2	54 min
Engranajes dobles	4815	9,40	2,130	260	2	62-63
Cuchillas de trituradora	9260	15,240	8,165	175	15	62
Engranajes de piñones rectos	4047	25,400	16,330	230	3	50-52

### Selección del equipo para austenizar

La austenización del acero anterior al martemplado, se puede efectuar en cualquier horno. Esta fase de la operación se puede realizar exitosamente en hornos pequeños, del tipo simple de mufla, a grandes, completamente automatizados, con instalaciones de elevada producción. Se usan ampliamente los de atmósfera controlada y los de sales fundidas.

La pieza austenizada en atmósfera gaseosa no presenta ningún problema cuando es transferida a un horno con sales o aceite de martemplar. Sin embargo, es necesario efectuar consideraciones especiales cuando se emplean sales, tanto para la austenización como para el martemplado. En efecto, aquellas que contengan aproximadamente un 2 % o más de cianuro, provocan una explosión cuando son mezcladas con las de martemplar. Si contienen carbonatos, precipitará una escoria que es difícil de extraer del baño de nitritos-nitratos.

Las sales neutras preferidas para austenizar son las constituidas por cloruros de sodio y potasio, dado que no provocan explosiones y se separan fácilmente del baño de martemplado. Si fuera necesario austenizar en un baño conteniendo cianuro, como por ejemplo en cementación líquida, las piezas deberán transferirse a una sal neutra para producir un "lavado" a la temperatura de austenización, antes de la introducción en el baño de martemplado. Los hornos de sales empleados para la austenización y el "lavado" posterior son, comúnmente, del tipo de electrodos suspendidos o sumergidos o de calentamiento exterior por quemadores.

### Selección del equipo para martemplado

El horno para martemplar es, esencialmente, un intercambiador de calor. Sus funciones básicas son:

- absorber el calor de las piezas enfriadas y
- disipar este calor al exterior, a los fines de mantener una temperatura constante.

En su constitución más simple, el horno de martemplado consiste en un crisol de acero conteniendo aceite o sales de nitritos-nitratos, calentado interna o externamente. Este equipo, sólo puede usarse con éxito para martemplar piezas en cantidades limitadas. Cuando la producción es continua, es necesario recurrir a uno más complejo, con el objeto de mantener las condiciones óptimas del enfriamiento.

También se utilizan para el calentamiento interior, tubos de inmersión calentados generalmente por gas, ubicados transversalmente en la parte posterior y costados del horno. Ocasionalmente, se calientan por quemadores exteriores o electricidad, dado que estos sistemas están limitados a instalaciones relativamente pequeñas. Cuando el calentamiento es interior, las dimensiones del horno son limitadas y están basadas en las necesidades de la producción.

La temperatura de trabajo para hornos con sales fundidas, oscila entre 160-500° C. Se mide por una o varias termocuplas (dependiendo de las dimensiones del horno), conectadas a pirómetros que controlan la temperatura de trabajo entre  $\pm 10^\circ$  C automáticamente; actúan sobre los sistemas de calentamiento o enfriamiento, según se requiera. En producción continua, el calor generado por las piezas excederá, generalmente al de las pérdidas por radiación. Por lo tanto, se requerirá la adopción de dispositivos, tanto para el enfriamiento como para el calentamiento del baño. Con el objeto de suplementar las pérdidas de calor a través de la superficie exterior del crisol, se pueden diseñar aletas de enfriamiento, de tal forma que el calor adicional sea extraído al aire a través de la cámara de enfriamiento entre aquel y la carcasa exterior. Para

incrementar la disipación del calor, puede agregarse agua a la corriente de aire. Los tubos de inmersión para el calentamiento, se emplean también para enfriamiento, haciendo pasar aire con o sin agua a través de ellos. La agitación del baño mejora notablemente la velocidad de extracción del calor de las piezas.

#### X.4. Austempering

Es el tratamiento isotérmico de una aleación ferrosa, a una temperatura por debajo de la formación de perlita y superior a la de martensita (Figura X.16), con el objeto principal de incrementar la ductilidad o resiliencia a una dureza determinada (Tabla 2).

El acero que va a ser austemplado debe ser:

- 1) Calentado a una temperatura dentro de los límites de austenización, generalmente entre 790-900° C.
- 2) Enfriado en un baño mantenido a temperatura constante, generalmente entre 260-300°C
- 3) Permitir que se efectúe la transformación isotérmica en bainita en el tiempo de permanencia (que dependerá de la curva de las "S" del acero),
- 4) Enfriar a temperatura ambiente, generalmente en aire calmo.

En el verdadero austempering, el metal debe enfriarse desde la temperatura de austenización al baño de austemplar con bastante rapidez, de tal forma que no se produzca ninguna transformación de austenita durante el enfriamiento, y mantenido a la temperatura del baño, durante el tiempo suficiente para asegurar la transformación completa de austenita en bainita. Las modificaciones a este proceso, son indicadas más adelante.

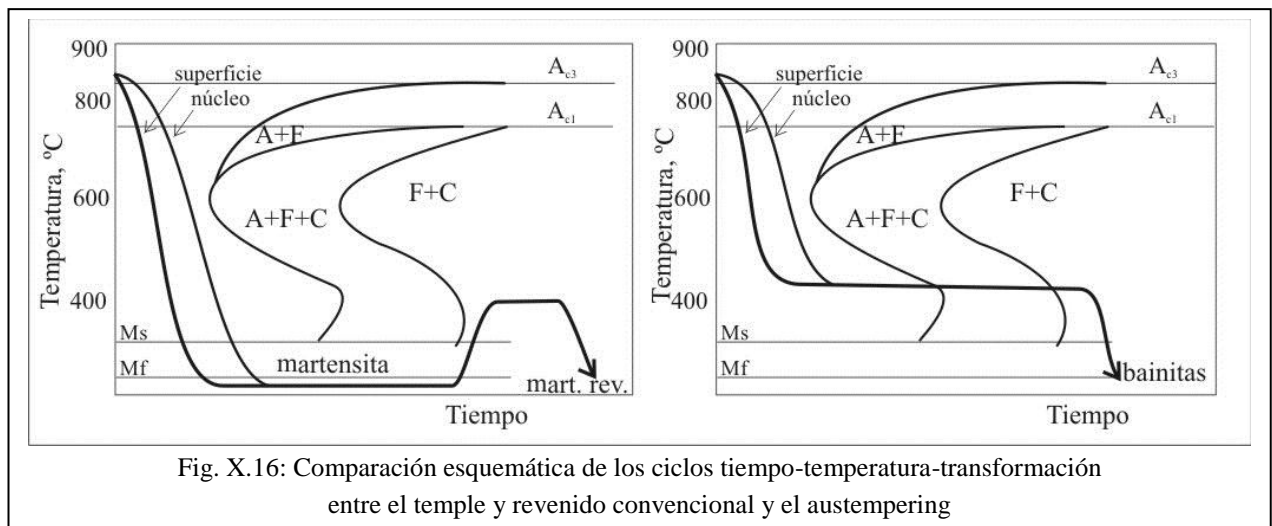


Fig. X.16: Comparación esquemática de los ciclos tiempo-temperatura-transformación entre el temple y revenido convencional y el austempering

Tabla 2: Propiedades mecánicas de un acero SAE 1095 tratado térmicamente por tres métodos

Probeta N°	Tratamiento térmico	Dureza, HRC	Ensayo de choque, N.m	Alargam., %
1	Templado en agua y revenido	53.0	16	0
2	Templado en agua y revenido	52.5	19	0
3	Martemplado y revenido	53.0	38	0
4	Martemplado y revenido	52.8	33	0
5	Austemplado	52.0	61	11
6	Austemplado	52.5	54	8

##### X.4.1. Medio de enfriamiento para austemplar

El medio de enfriamiento empleado más frecuentemente para austemplar es sal de nitritos-nitratos, debido a que transfiere rápidamente el calor, elimina virtualmente el problema de la barrera de la fase de vapor durante la etapa inicial del temple, su viscosidad es uniforme en un amplio rango de temperatura, y baja a las del austempering (próxima a la del agua a temperaturas ambiente), reduciendo las pérdidas por arrastre, permanece estable a las temperaturas de trabajo y es completamente soluble en agua.

#### X.4.2. Aceros para austempiar

La selección del acero para austempiar debe basarse en las características de transformación, como se indica en los diagramas TTT. Existen tres consideraciones importantes:

- a) la ubicación de la nariz de la curva TTT y del tiempo necesario para salvarla.
- b) el tiempo requerido para una completa transformación de la austenita en bainita a la temperatura del austempering.
- c) la ubicación del punto Ms.

Los aceros aptos para ser sometidos al austempering son los siguientes:

- 1) Aceros al carbono con un contenido entre 0,50 y 1,00 % C, y un mínimo de 0,60 % Mn.
- 2) Aceros al carbono con un contenido inferior al 0,50 % C, pero con un porcentaje de manganeso entre 1,00-1,65 % (tal como 1041)
- 3) Ciertos aceros con un contenido elevado de carbono (superior al 0,90 % C) y, posiblemente, con un tenor inferior al 0,60 % Mn.
- 4) Ciertos aceros de baja aleación (tales como la serie 5100) con un contenido superior al 0,30 % C, las series del 1300 al 4000 con un tenor de carbono superior al 0,40 %, y otros como 4140, 6145 y 9440.

Algunos aceros, aunque contengan un tenor suficiente de carbono o elementos de aleación para ser endurecidos, se encuentran en el límite o no son adecuados para austempiar debido a que: a) la transformación correspondiente a la nariz de la curva TTT comienza en un tiempo inferior a 1 seg. haciendo virtualmente imposible el enfriamiento en el baño de austempering sin formación de algo de perlita, a excepción de secciones delgadas; b) requieren períodos excesivamente prolongados de permanencias para completar la transformación. Un típico ejemplo del primer caso es el acero 1034 y del segundo el 9261 (como así también los de las series 4300, 4600 y 4800).

#### X.4.3. Temperatura de austenización

A medida que la temperatura de austenización de un acero al carbono se incrementa, el punto Ms disminuye, debido a una solución más completa del carbono. El efecto directo de los elementos de aleación respecto a aquel, es menos pronunciada que el del carbono. Sin embargo, elementos formadores de carburos, tales como el vanadio y el molibdeno, pueden absorberlo formando carburos de aleación y evitar su completa solución. La temperatura aproximada del punto Ms, de un acero austenizado completamente, se puede calcular por la fórmula siguiente:

$$M_s (^{\circ}C) = [968 - (650 \times \% C) - (70 \times \% Mn) - (35 \times \% Ni) - (70 \times \% Cr)] \times 5/9$$

#### X.4.4. Limitaciones del espesor de la sección

El espesor máximo de la sección influye más que el peso, para determinar si una pieza puede ser o no austemplada exitosamente. Por ejemplo, una estructura totalmente bainítica se puede obtener casi tan fácilmente en una pieza de 3 mm de espesor, 600 mm de longitud y 50 mm de ancho, como en otra de sólo 3 mm. de espesor, 75 mm. de longitud y 25 mm de ancho, manteniendo las otras condiciones.

Para un acero SAE 1080, un espesor de la sección de aproximadamente 0,5 mm., es el máximo que puede ser austempleado con una estructura totalmente bainítica. Los aceros al carbono hipoeutectoides deberán ser restringidos a un espesor proporcionalmente menor (en algunos aleados pueden austemplantarse totalmente, espesores de hasta aproximadamente 25 mm.).

No obstante, secciones de aceros al carbono con espesores superiores a 0,5 mm., son austemplantadas regularmente en producción, cuando se permite algo de perlita en la microestructura.

#### X.4.5. Aplicaciones

Por lo general, el austempering sustituye al temple convencional y al revenido, ya sea para obtener una mejora en las propiedades mecánicas (particularmente mayor ductilidad o tenacidad a una determinada dureza elevada), o para disminuir los riesgos de grietas y distorsiones.

En algunas aplicaciones, el austempering es menos costoso que el temple y revenido. Ello es más común cuando se tratan piezas pequeñas en un equipo automático donde es necesario realizar tres procesos: austenización, temple y revenido. El austempering sólo comprende dos etapas: austenización y transformación isotérmica en un baño de nitritos-nitratos. Las aplicaciones del austempering son adecuadas, generalmente a piezas de aceros al carbono de pequeños diámetros o bien a flejes de escasa sección transversal. Se utiliza particularmente, en piezas de acero al carbono que requieren una tenacidad excepcional y una dureza próxima a HRc 50. Es más importante que las piezas austemplantadas posean las propiedades mecánicas deseadas, a que tengan una estructura 100 % bainítica.

La Tabla 3 representa una serie de datos referentes a piezas fabricadas con aceros al carbono, aleados y de cementación, austemplantas.

#### X.4.6. Equipo y procedimiento

La austenización, previa al austempering, se puede realizar en baño de sales, en cualquiera de los hornos de tratamiento térmico comunes (incluyendo los de mufla, retortas y soleras vibratorias) o en equipos especiales, como los continuos. El empleo de una atmósfera gaseosa controlada es extremadamente importante, dado que la formación de calamina en las piezas inhibirá el intercambio rápido de calor esencial para el éxito de la operación de austempering.

Los baños de sales para la austenización, que se utilizan ampliamente, pueden automatizarse en una operación continua. La película de sal adherida a las piezas es ventajosa, puesto que evita la formación de óxido durante la transferencia al baño de austempering. Los equipos más utilizados para tal fin, frecuentemente se calientan por electrodos suspendidos o sumergidos, aunque también pueden ser del tipo de crisol calentado externamente. Puesto que el austempering se realiza en baño de sales, el equipo para austenizar debe ser compatible. Lo más adecuado para tal fin es la sal de cloruro de sodio y potasio con una temperatura de fusión de 660° C y una temperatura de trabajo entre 700 y 850° C.

Los baños de austenización deberán estar exentos de cianuro, dado que reaccionarían violentamente con el de austempering. No son adecuadas las sales con contenido de carbonatos y compuestos de bario, difíciles de separar de las de enfriamiento.

#### X.4.7. Hornos para austemplantar

Baños simples, ya sean calentados eléctricamente o con quemadores, son adecuados para una baja producción. La circulación puede realizarse por medio de un agitador. La mayoría de estos hornos no tienen provisto un enfriamiento y están supeditados a que las pérdidas de calor igualen al cedido por las piezas. A menudo, es necesario detener la producción como consecuencia de un sobrecalentamiento del baño.

Para producciones grandes, es necesario emplear hornos diseñados específicamente para austemplantar. El calentamiento se realiza por electrodos sumergidos o por resistencias enfriadas por medio de un turboventilador que introduce aire, entre el crisol y la carcasa exterior.

#### X.4.8. Dispositivos y técnicas de manipulación de piezas

No difieren de los empleados en otras operaciones de tratamiento térmico, a excepción de que el enfriamiento puede ser más crítico, debido a la importancia de la casi perfecta uniformidad de la acción templante. Por lo tanto, a menudo es esencial utilizar dispositivos u otros medios para mantener las piezas separadas.

Con el objeto de reducir a un mínimo las distorsiones, las piezas delicadas deben manipularse con particular cuidado.

TABLA 3: Aplicaciones típicas del austempering en piezas de producción

Piezas	Acero	Espesor máximo de la sección, mm.	Peso, kg	Temp. del baño, °C	Tiempo de inmersión, min	Dureza, HRc
Piezas de acero al carbono						
Abrazadera	1050	0,6	350 p. x 0,45	360	15	42
Resorte	1080	0,7	100 p. x 0,45	330	15	48
Piezas de acero aleado						
Llave estriada	6150	...	0,150	365	15	45
Camisa interior de cilindro	4140	2,5	3,150	260	14	40
Engranaje	6150	12,5	0,900	300	30	45
Piezas de acero cementado						
Palanca	1010	3,9	5,750	385	5	30-35
Árbol	1117	6,2	30 p. x 0,45	385	5	30-35
Placa	8620	10,9	60 p. x 0,45	390-315	30	50



## X.5. REVENIDO

La **martensita obtenida en el temple** tiene elevada dureza, pero lamentablemente, las tensiones alrededor de los átomos de C atrapados en la red cristalina del Fe, producen fragilidad en las piezas templadas. Esto no sólo puede anticipar la fractura en servicio, sino que **las partes pueden fisurarse espontáneamente, simplemente estando almacenadas**. Es necesario reducir la fragilidad; para ello se las somete a un calentamiento inmediatamente posterior al temple, denominado *revenido*. Como consecuencia se observará una disminución en la dureza final de las piezas, que se debe corresponder con las especificaciones indicadas en el plano.

El proceso de revenido involucra principalmente la precipitación y coalescencia de varios carburos de Fe y otros elementos aleantes. A la temperatura de calentamiento, el Fe disuelve 50 veces más C que a temperatura ambiente. **Durante el temple se alcanza en pocos segundos un tremendo potencial de sobresaturación de C en el Fe<sub>a</sub>**. Las formas estables (o al menos metaestables) del C son los cristales de carburos, pero justo después del temple se encuentra en una disposición al azar proveniente de la solución sólida de austenita. La falta de difusión fuerza a esta condición.

Sometido a temperatura, el C difunde adecuadamente para explicar el **fenómeno de revenido como un crecimiento de partículas**; con suficiente temperatura se forman partículas fácilmente reconocibles. El uso del **microscopio electrónico ha permitido la observación de partículas de carburos aun después de revenidos a temperatura muy baja (lo que no es observable con microscopio óptico)**.

Una característica necesaria para incrementar el tamaño y disminuir el número de partículas dispersas, es mantener la temperatura constante por un intervalo prolongado, después de templar. Al incrementar la temperatura para un tiempo dado, la dureza de un acero al C se reduce de una manera definitiva, como se observa en el gráfico dureza vs. temperatura de revenido, para 1 hora, en un acero templado de 0,62 % C (Fig. X.17).

### X.5.1. Efecto del tiempo en el revenido

La Fig. X.18 revela el rápido ablandamiento en un acero de 0.82 % C templado, durante los primeros minutos a 650° C; se observa que la acción ablandadora ocurre en los primeros segundos y luego la dureza se reduce lentamente con el incremento del tiempo de revenido, de 1/2 a 2 horas.

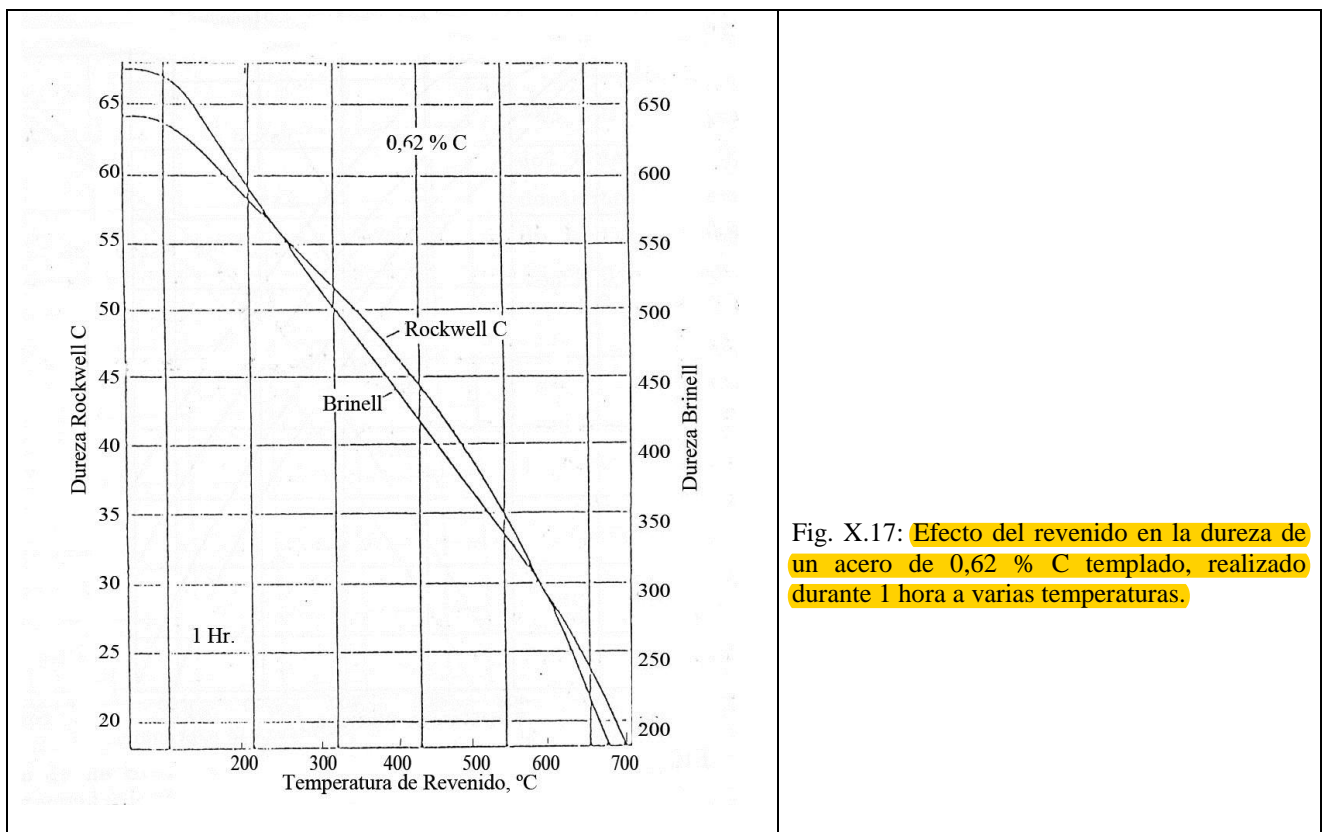
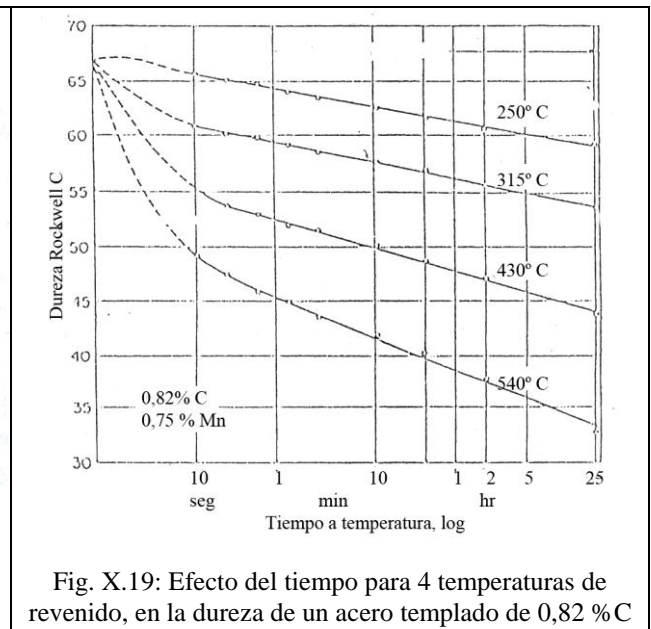
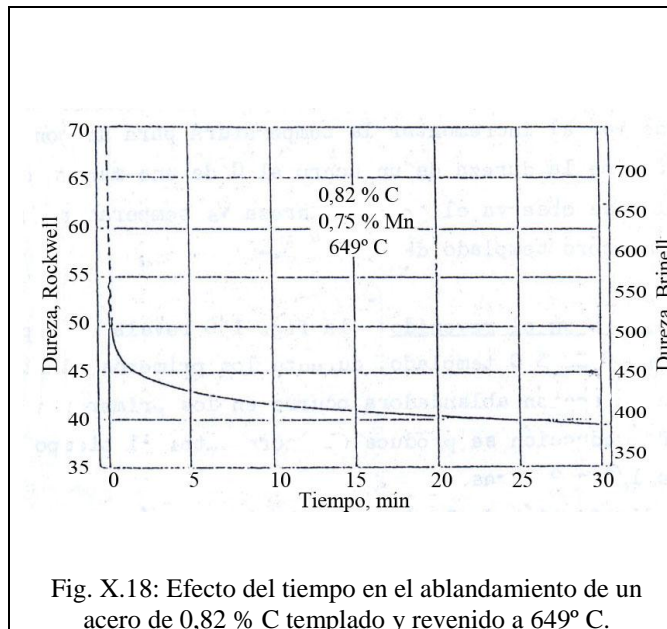


Fig. X.17: **Efecto del revenido en la dureza de un acero de 0,62 % C templado, realizado durante 1 hora a varias temperaturas.**



Para representar la disminución de la dureza con tiempos más prolongados se hace necesario utilizar una escala logarítmica para el tiempo; puede observarse una muy pequeña variación de la dureza después de los 5 minutos hasta varias horas. Fig. X.19.

### X.5.2. Austenita retenida

En aceros de alto % de C, especialmente aquellos que contienen Ni o cantidades de Mn mayores de lo normal, la transformación de la martensita no es completa dado el bajo valor de  $M_f$ ; en su lugar puede quedar algo de austenita inestable retenida, que se eliminaría por tratamiento sub-cero. Generalmente esta presencia de austenita retenida reduce la dureza de temple, en algunos casos imperceptiblemente, pero en otros, si se encuentra en elevados porcentajes, puede reducir en 10 puntos la dureza Rockwell C.

### X.5.3. Ablandamiento durante el revenido

En aceros de bajo y medio % de C, cantidades moderadas de elementos aleantes pueden incrementar ligeramente el valor de dureza máxima para un temple efectivo. Cuando se incrementa el % de C la diferencia es menor porque aumenta el contenido de austenita retenida. A menos que la proporción de austenita sea alta, un revenido a 200° C reduce la dureza en todos los aceros aleados ordinarios, pero la presencia de cualquier elemento de aleación retarda, al menos ligeramente, la pérdida de dureza o resistencia.

La Fig. X.20 muestra el incremento de la dureza con % crecientes de Si, en aceros correctamente templados y revenidos; como el Si no es formador de carburos, endurece la ferrita en la que se hallan dispersas las partículas de carburo, agrandadas gradualmente.

El Ni y el Mn actúan de modo similar porque no son muy solubles en los carburos, con menos efectividad que el Si en el incremento de la dureza (Fig. X.21). En la Fig. X.22 se muestra el efecto de un ligero incremento de 0,75 a 1,75% de Mn.

### X.5.4. Etapas del revenido

Con la ayuda del microscopio electrónico y de los rayos X, se ha podido estudiar con mayor detalle las transformaciones que se producen con la temperatura de revenido, y que dan lugar a diversas etapas que pueden solaparse entre sí:

**1° etapa:** el calentamiento a temperaturas muy bajas 150-200° C produce un ligero oscurecimiento de la martensita debido a la disminución del parámetro  $c$  de la red tetragonal, en una tendencia a pasar a cúbica, por la movilidad del átomo de C dentro del mismo cristal, a una posición de menor tensión. Se suele mencionar como la transformación de martensita  $\alpha'$  (tetragonal) a  $\beta$  (cúbica).

**2° etapa:** Comienza a partir de los 200° C aproximadamente; el microscopio electrónico ha mostrado que ocurre la precipitación del carburo Epsilon, el cual tiene una estructura hexagonal compacta y una fórmula aproximada a  $CFe_{2,4}$ , que al precipitar deja una matriz de martensita de bajo % de C (alrededor de 0,25%). En aceros de alto % de C, una adecuada dispersión y suficiente cantidad de carburos precipitados, puede producir un endurecimiento por sobre el efecto de ablandamiento en la martensita.

**3ª etapa:** Tiene lugar en aquellos aceros, especialmente aleados, en los que queda **austenita retenida** después del temple, y cuando se supera el punto Ms en el revenido; entonces aquella **comienza a transformarse en bainita**. Si la cantidad de austenita es elevada, **se manifiesta una resistencia al ablandamiento**, ya que la bainita es más dura.

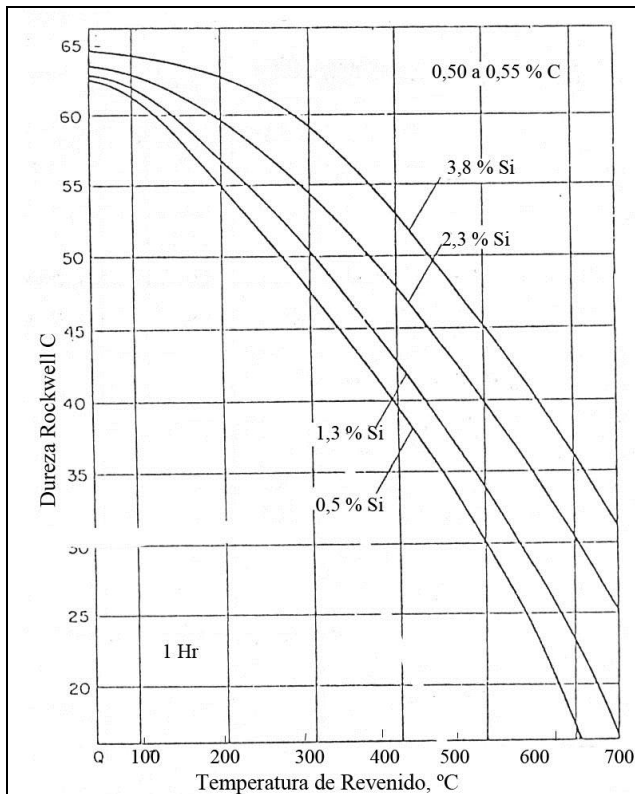


Fig. X.20: Influencia del contenido de silicio en el ablandamiento por revenido en función de la temperatura, en un acero templado de 0,50-0,55 % C.

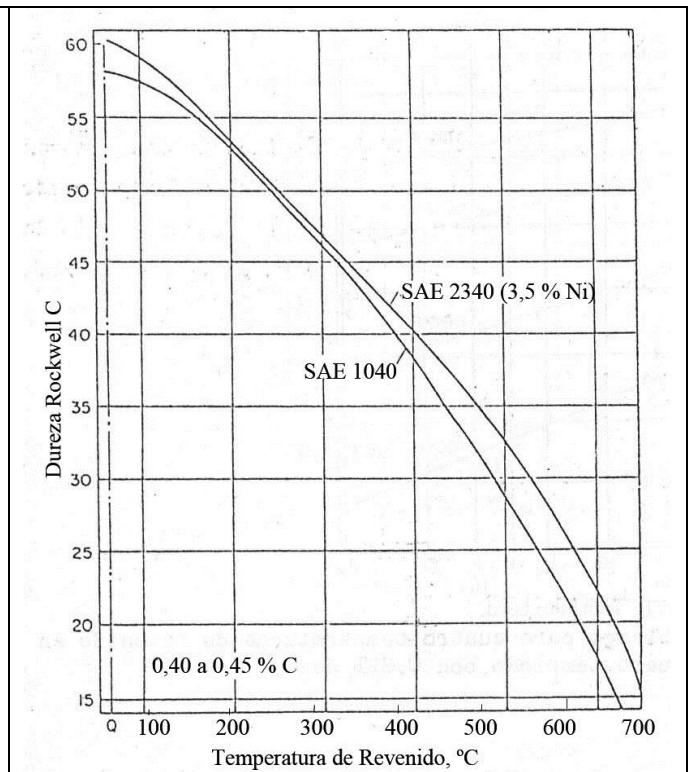


Fig. X.21: Influencia de 3,5 % Ni en el ablandamiento por revenido en función de la temperatura, en un acero templado de 0,40-0,45 % C.

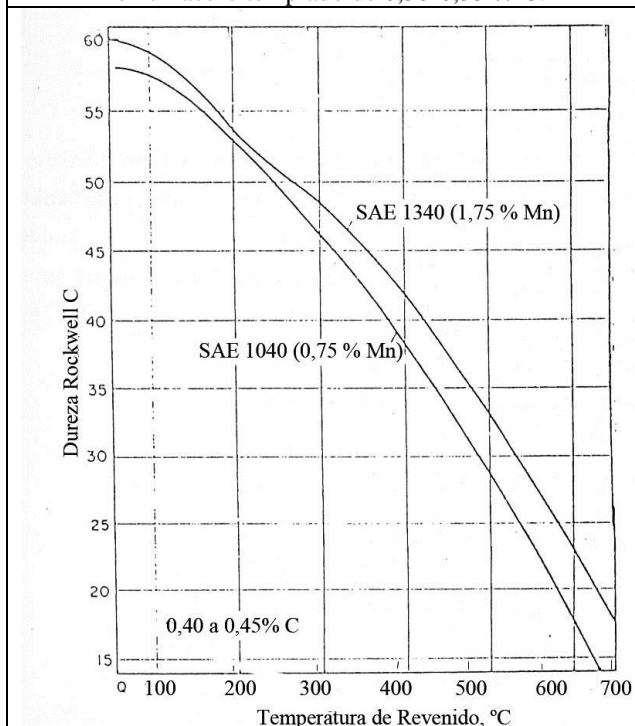


Fig. X.22: Influencia del incremento del % Mn, de 0,75 a 1,75 %, en el ablandamiento por revenido en función de la temperatura, en un acero templado de 0,40-0,45 % C.

**4ª etapa:** A medida que se incrementa la temperatura cerca de los 280° C, comienza a disolverse el carburo  $\epsilon$  para comenzar a formarse el  $\text{Fe}_3\text{C}$ , que continúa creciendo a medida que se eleva la temperatura.

**5ª etapa:** Retardo de ablandamiento y dureza secundaria a temperaturas mayores a 450° C. Los aceros con elementos aleantes producen una resistencia al ablandamiento como consecuencia de su influencia en la difusión del carbono. En la Fig. X.23 se muestra el ablandamiento de una serie de aceros al Cr con contenidos de C de 0,35% y con contenidos de Cr de 0,50, 2,0, 4,0 y 12,0 %. Se puede observar que con 0,50 % Cr existe una resistencia al ablandamiento particularmente a elevada temperatura, y con el 4% de Cr se produce dureza secundaria. En 12% Cr, un típico acero inoxidable, se nota que mantiene una cantidad de austenita retenida para disminuir la dureza original. La eliminación de esta austenita retenida puede provocar la dureza secundaria. En la Fig. X.24 se muestra otro ejemplo de aceros al Cr, con contenidos de C entre 0,40 y 0,45. En general, los elementos aleantes formadores de carburos, que aumentan la templabilidad, no son tan efectivos como el Mn y el Ni, aunque también retardan el ablandamiento y producen dureza secundaria. El efecto de los elemen-



tos fuertemente formadores de carburos, como el Mo, se observa en la Fig. X.25; en las curvas se muestra una serie de aceros de 0,35% C con 0,5 a 5% de Mo, en comparación con el acero al C. La superposición del Cr en el efecto del Mo se muestra en los gráficos de las Fig. X.26 y X.27, con diferentes porcentajes de Cr. Con pequeña proporción de Cr no se altera mayormente el cuadro de ablandamiento pero tiende a causar la dureza secundaria a temperatura más baja. Con el agregado de 2% de Cr en 0,35% C, la resistencia es bien marcada a medida que se incrementa el % de Mo.

#### X.5.4.1. Mecanismo de la dureza secundaria

El C difunde más o menos rápidamente a temperaturas tan bajas como 350° C: un acero al C pierde alrededor de 15 HRc durante 10 hs. a esa temperatura. Tal ablandamiento es el resultado del crecimiento de partículas más allá de su diámetro efectivo. No hay necesidad de otra difusión fuera de la del C, ya que está completamente rodeado por átomos de Fe.

En los aceros aleados tienen lugar otros procesos cuando, con adecuados tiempos y temperaturas, se

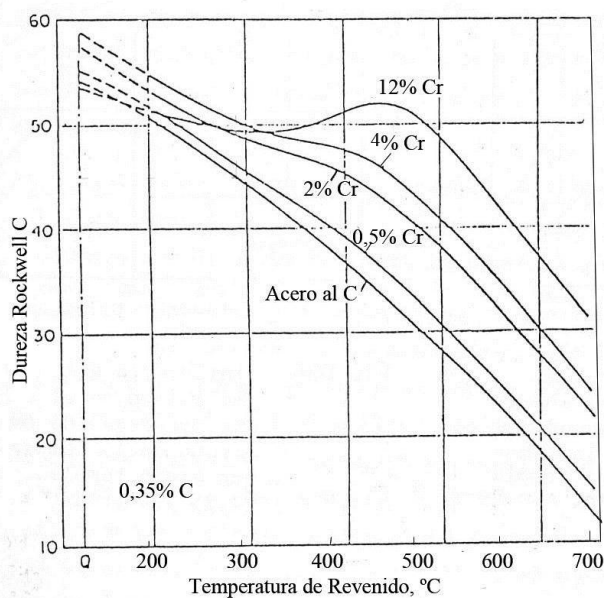


Fig. X.23: Influencia del contenido de Cr en el ablandamiento por revenido en función de la temperatura, en un acero templado de 0,35 % C.

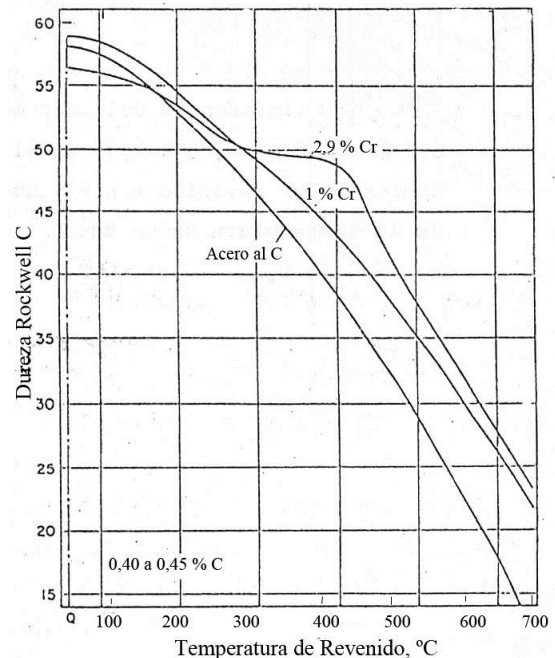


Fig. X.24: Influencia del contenido de Cr en el ablandamiento por revenido en función de la temperatura, en un acero templado de 0,4-0,45 % C.

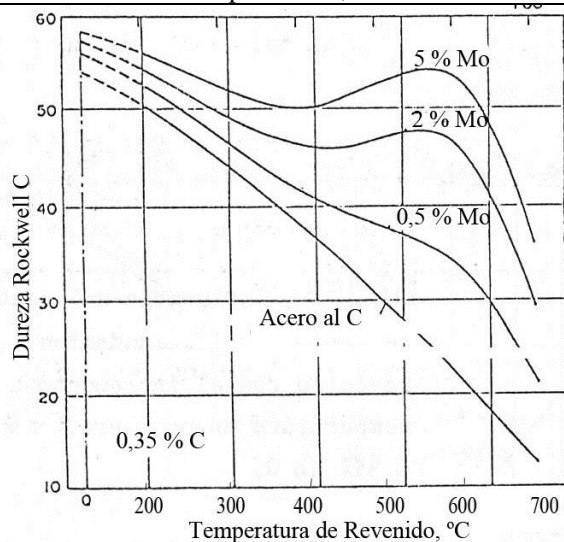


Fig. X.25: Influencia del contenido de Mo en el ablandamiento por revenido en función de la temperatura, en un acero templado de 0,35 % C.

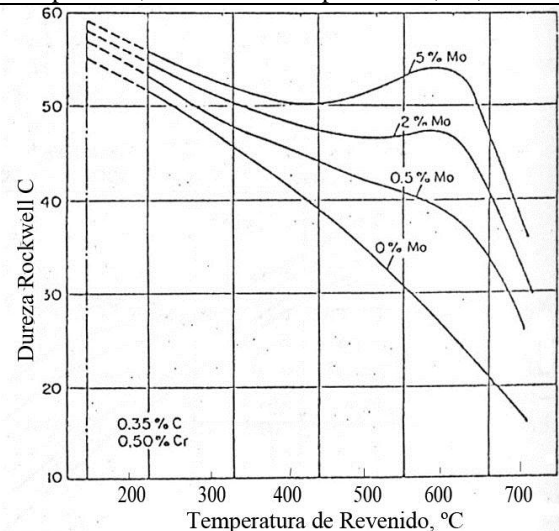


Fig. X.26: Influencia del contenido de Mo en el ablandamiento por revenido en función de la temperatura, en un acero templado de 0,35 % C y 0,5 % Cr.

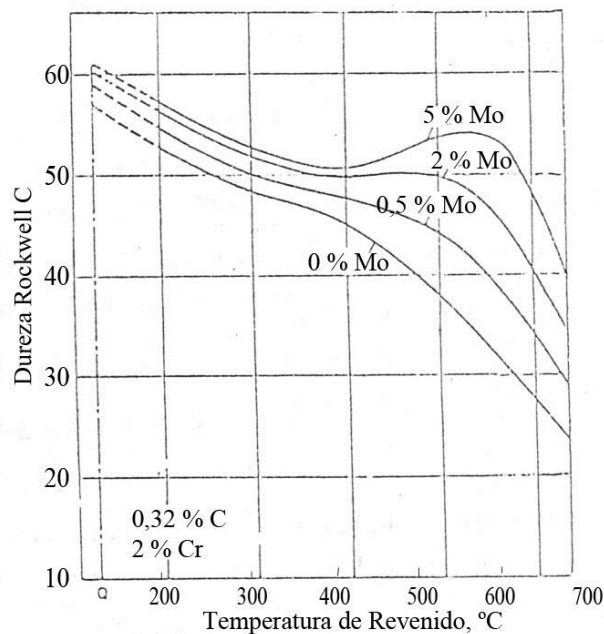


Fig. X.27: Influencia del contenido de Mo en el ablandamiento de un acero con 0,35 % C y 2 % Cr, con el incremento de la temperatura de revenido.

permite la difusión de otros elementos, por ejemplo el Mo. El principio es que una partícula visible al microscopio óptico, contribuye muy poco a la resistencia mecánica; la técnica de difracción electrónica ha permitido identificar carburos aleados formados a temperaturas tan bajas como 400° C.

Durante el incremento de temperatura, o en ciertos casos con el tiempo a una temperatura constante, el  $\text{Fe}_3\text{C}$  (que puede contener algún aleado) formado a partir del carburo  $\epsilon$  entre 200 y 300° C, crece hasta 400° C, en forma de varilla de 3000 Å de longitud y unos pocos cientos de Å de espesor. Arriba de 400° C estas varillas comienzan a disolverse y comienzan a aparecer nuevos carburos menores de 50 Å. Con mayor tiempo a temperatura, estos carburos aleados crecen y comienzan a ser inefectivos como fuente de dureza. En otros aceros puede cambiar la estructura de los carburos.

La secuencia en un acero de 0,2 % C y 9 % Cr es: martensita  $\rightarrow \epsilon \rightarrow \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \text{Cr}_7\text{C}_3 \rightarrow \text{Cr}_{23}\text{C}_6$ , y esta última es estable a 700° C.

El grado de coherencia con la red es fundamental para el incremento de dureza, y el efecto existe mientras sea de pocos Angstroms en tamaño; cuando los carburos crecen, la dureza cae rápidamente si las dos redes pierden coherencia.

#### X.5.4.2. Pérdida de tenacidad en revenidos intermedios

A medida que se eleva la temperatura de revenido de un acero templado, se incrementa la plasticidad y tenacidad. Pero esto no siempre es cierto; para aceros al C y algunos de baja aleación, se observa que cerca de 280-310° C la tenacidad es menor que la del acero revenido a 150° C. En la Fig. X.28 se muestran curvas típicas del impacto en función de la temperatura de revenido. En la Fig. X.29 se revela en el gráfico superior las características de impacto, y en el inferior el cambio de longitud con relación a la temperatura de revenido. Una contracción anómala corresponde a la menor tenacidad. Para el mismo rango de revenido se ha encontrado un efecto adverso en la capacidad del acero a fluir en el esfuerzo de corte durante el ensayo de torsión (se observa una reducción del ángulo de giro), Fig. X.30.

Cohen ha notado que la primer  $\text{Fe}_3\text{C}$  que se forma durante el revenido en ese rango, es esencialmente bidimensional y sugirió que esta morfología puede ser la responsable de los efectos observados a 300° C. Los aceros obtenidos por fusión al vacío, no presentan esa pérdida de tenacidad; por lo que posiblemente, algunas impurezas como antimonio, arsénico, estaño o fósforo, son las responsables de causar la fragilidad.

#### X.5.4.3. Pérdida de tenacidad a altas temperaturas de revenido (Fragilidad Krupp)

Otra forma de disminución de tenacidad se manifiesta particularmente en los aceros de alta templabilidad a base de Cr y Ni, cuando el enfriamiento es lento a temperaturas entre 470 y 530° C. Por ejemplo, si se reviene a 550° C o más y se enfría al aire, se produce una severa pérdida de la tenacidad que no se observa si el material es enfriado en agua después del período de revenido. Cuando éste se realiza a 470-530° C, la fragilidad se presenta siempre, independientemente de la velocidad de enfriamiento. Este efecto se disminuye reviniendo durante menos tiempo. La naturaleza de este envejecimiento por precipitación no es clara, aunque algunos trabajos revelan que impurezas como el arsénico y el fósforo son las responsables del efecto. La adición de 0,20-0,50 % Mo, es efectiva para reducir esta dificultad hasta hoy no bien explicada.



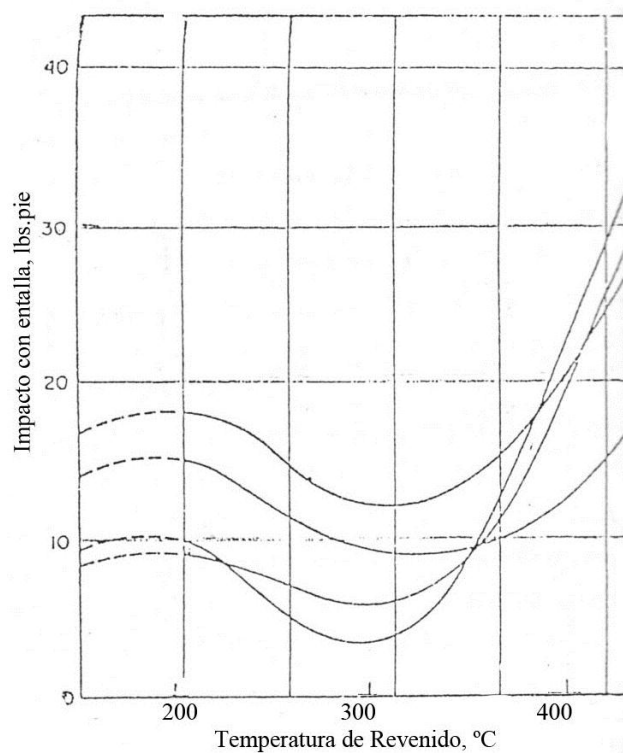


Fig. X.28: Curvas de tenacidad con entalla en ensayos IZOD de varios aceros aleados. Notar el cambio a 320° C.

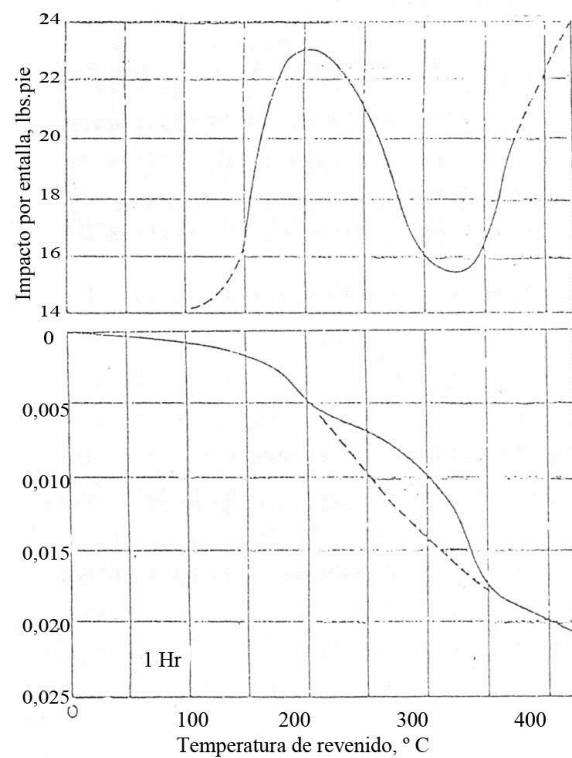


Fig. X.29: Valores relativos de tenacidad con entalla (arriba) y cambio de la longitud (abajo), resultantes de revenir a varias temperaturas. Notar el cambio a 320° C.

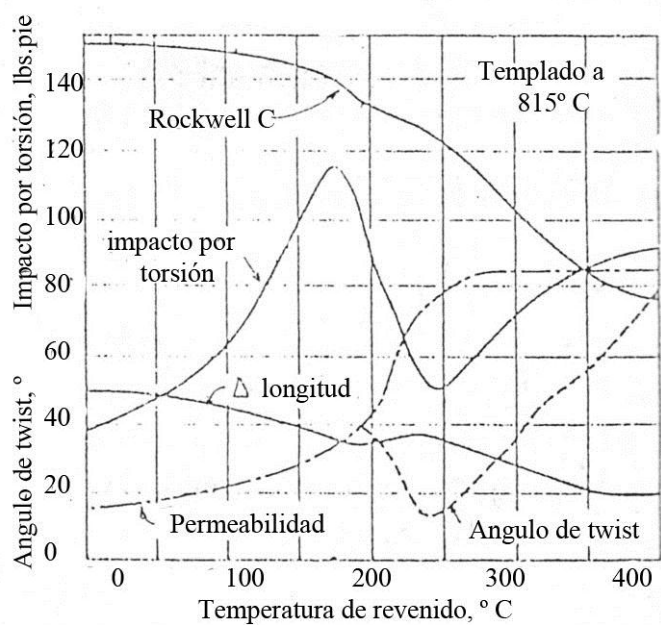


Fig. X.30: Irregularidades en las propiedades resultantes del revenido alrededor de 260° C.