

Estudio y desarrollo de algunos aceros al manganeso de alto límite elástico

C. LARIOT

*Lab. de Ing. Metalúrgica, E.N.S.M.I.M., Nancy, Francia
y Lab. de Metalografía, Centro Nacional de Investigaciones
Científicas, La Habana, Cuba*

Recibido: 15 de Junio de 1975

ABSTRACT. The causes of high brittleness in some Fe-Mn alloys, containing more than 0,04% of carbon, were studied. The alloy composition and the heat treatments were adapted in such a way as to obtain high yield strength in a ductile alloy with carbon content up to 0,08%. This content is obtained in a more economical way by the industry. Fama 25, 35 and 45 swedish steels, semi-industrial and laboratory alloys (elaborated for this work) were analyzed by differential and absolute dilatometry, optical and electron microscopy (transmission and scanning mode), macro and microhardness vicker tests, and by tensile and resilience mechanical tests. The obtained analysis results before and after thermic and termomechanical treatments are discussed in this paper.

RESUMEN. Se estudiaron las causas de alta fragilidad que ocurre en algunas aleaciones Fe-Mn cuando está presente el carbono en contenidos mayores del 0,04%. Se buscaron soluciones a este problema adaptando la composición de la aleación y los tratamientos térmicos o termomecánicos de manera que un contenido de 0,08% de carbono, fácilmente alcanzable por la industria, condujera a una aleación de alto límite elástico, dúctil. Las aleaciones industriales (aceros suecos: FAMA 25, 35 y 45), y las aleaciones semi-industriales y de laboratorio preparadas con objeto de este trabajo fueron analizadas por dilatometría diferencial y absoluta, por microscopía de luz y electrónica (transmisión y barrido), por medición de macro y microdureza vickers y por ensayos mecánicos de tracción y resiliencia. Este trabajo discute los resultados de estos análisis antes y después de haber sometido dichas aleaciones a los diversos tratamientos realizados.

INTRODUCCION

Para desarrollar un acero de construcción barato con características mecánicas elevadas, soldable y tratable superficialmente por vía electroquímica¹ se valoraron las aleaciones Fe-Mn por presentar para conteni-

dos adecuados en Mn transformaciones martensíticas o bainíticas que conducen a propiedades interesantes del material. Se valoraron a su vez el Nb, el Zr y el B como elementos de aleación minoritarios. Esos aceros producidos en condiciones industriales contienen carbono. Estudios anteriores^{2,3} señalan que no debe sobrepasarse el 0,04% de carbono si se quiere evitar una fragilidad excesiva.

Se estudiaron las causas de esa fragilidad y se buscaron soluciones adaptando la composición de la aleación y los tratamientos térmicos mecánicos o termomecánicos de manera que un contenido de 0,08% de carbono, fácilmente obtenible por la industria, condujera a una aleación de alto límite elástico, dúctil. Barker, Haynes y Mc Pherson⁴ mostraron también esta posibilidad en estudios recientes.

Para la realización de este estudio se requirió la preparación de numerosas aleaciones. Estas aleaciones y otras de origen industrial fueron estudiadas al microscopio metalográfico y al microscopio electrónico, antes y después de haber sido sometidas a diferentes tratamientos térmicos y termomecánicos. Se realizaron además estudios dilatométricos para caracterizar completamente las transformaciones de fase durante el enfriamiento continuo de las aleaciones.

Las características mecánicas de las aleaciones se estudiaron por ensayos de tracción y resiliencia sobre microprobetas.

MATERIALES Y METODOS

En la Tabla I aparecen las composiciones químicas de las aleaciones estudiadas. En ella se especifica si la aleación es de procedencia industrial (aceros suecos: FAMA 25, 35 y 45), semi-industrial o si fue elaborada a escala de laboratorio. Las aleaciones semi-industriales se preparan en lingotes de 20 Kg y las de laboratorio en otros más pequeños de 30 g. Estas últimas aleaciones, elaboradas con el fin de estudiar la influencia de un elemento específico sobre su estructura, fueron fundidas en un horno de inducción de radiofrecuencia en atmósfera protectora de argón y partiendo de elementos o aleaciones de alta pureza. Los lingotes de 20 Kg fueron fundidos en hornos de inducción; en atmósfera protectora de argón o al aire.

Las aleaciones fueron homogenizadas durante tiempos variables, pudiendo alcanzar este tratamiento hasta 18 horas a 1 150°C en atmósfera de

argón. Ciertas aleaciones fueron sometidas a tratamientos de austenización a más baja temperatura (900°C). Los tratamientos de revenido después del temple se realizaron a 600°C en atmósfera de argón. Las austenizaciones que precedieron al laminado controlado se realizaron en un horno mufla con circulación de argón cuya temperatura máxima fue de 1050°C . Antes de este tratamiento las aleaciones fueron homogenizadas a 1300°C durante una hora y templadas en agua.

Los tratamientos termomecánicos se efectuaron en laminadores simples. La temperatura de la muestra a la salida del laminador se midió con la ayuda de un pirómetro de radiaciones infrarrojas cuya precisión era del orden de 20°C .

Se realizaron análisis termodilatométricos absolutos en dilatómetros de muy rápida velocidad de enfriamiento. La Fig. 1 muestra un esquema del sistema fundamental del dilatómetro absoluto utilizado.⁵ Las probetas usadas en los análisis de dilatometría absoluta son cilindros de 2 mm de diámetro y 10 mm de longitud terminadas en puntas cónicas con inclinación de 45° con respecto al eje del cilindro.

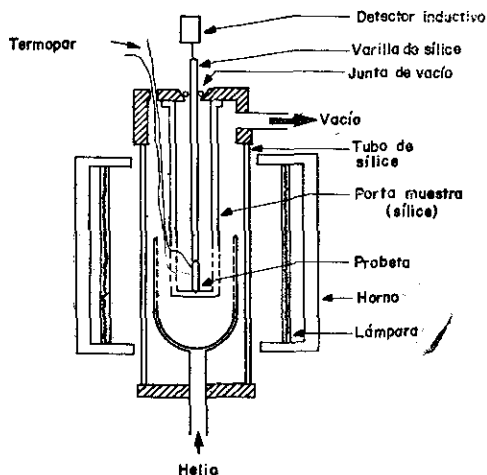


Fig. 1. Esquema del dilatómetro absoluto.

Un dispositivo de sílice transmite las variaciones en longitud del espécimen a un detector inductivo. Este conjunto va situado en un tubo de sílice centrado sobre el eje de un horno de radiación que focaliza sobre la probeta las radiaciones emitidas por dos lámparas de tungsteno. La temperatura de la probeta, medida por un termopar soldado directamente a ella, puede ser mantenida constante u obligada a seguir la señal de salida de un programador que además de controlar la emisión de las lámparas acciona una válvula que regula la circulación del helio usado en el enfriamiento de la probeta. El equipo utilizado permite alcanzar velocidades de enfriamiento del orden de los $400^{\circ}\text{C}/\text{s}$. El registro de la información se hace en dos mesas trazantes: una traza las curvas de dilatación-temperatura y otra las curvas de tiempo-temperatura.

Las temperaturas de principio y fin de transformación se determinaron por la intersección de las tangentes a las curvas de dilatación de la fase γ y de la fase α . La selección de este método estuvo determinada por la forma general de las curvas dilatométricas obtenidas. Los otros métodos aplicados a nuestro caso conducen a imprecisiones importantes en la determinación de la temperatura para las diferentes velocidades de enfriamiento.

Las estructuras micrográficas de las muestras antes y después de haber sido sometidas a los tratamientos térmicos o termomecánicos fueron caracterizadas por microscopia de luz, microscopia electrónica de transmisión y en el caso de las superficies de ruptura por impacto se estudiaron por microscopia electrónica de barrido.

El estudio al microscopio metalográfico se realizó en el FOTOMICROSCOPIO II, de la CARL ZEISS, después de haber pulido mecánicamente las muestras hasta el diamante de $3\mu\text{m}$ y atacado con NITAL (NO_3H : 2-5% en volumen; alcohol etílico: 95-98% en volumen). El estudio al microscopio electrónico de transmisión se realizó en el equipo EM 300 de la PHILLIPS. Las láminas delgadas se prepararon por abrasión hasta un espesor de 0.01 mm y por adelgazamiento electrolítico hasta un espesor cercano a 1 000 Å. Se empleó un baño electrolítico compuesto por 5% de ácido perclórico y 95% de 2-butoxi-etanol. Las mejores condiciones del adelgazamiento fueron obtenidas con una tensión de aproximadamente 14 Volts a la temperatura de 16°C .

La identificación de fases de las aleaciones se obtuvieron por análisis radiocristalográfico usando la radiación $\text{K}\alpha_1$ del Cobalto ($\lambda\text{K}\alpha_1 = 1.7889 \text{ \AA}$)

y con la ayuda de un goniómetro con el detector asociado a un monocromador.

Se realizaron mediciones de macro y microdureza Vickers para caracterizar las aleaciones en todos los estados. Se realizaron ensayos de tracción y resiliencia sobre muestras provenientes de las variaciones de los tratamientos termomecánicos. La Fig. 2 describe el tipo de probeta utilizado para estos ensayos.

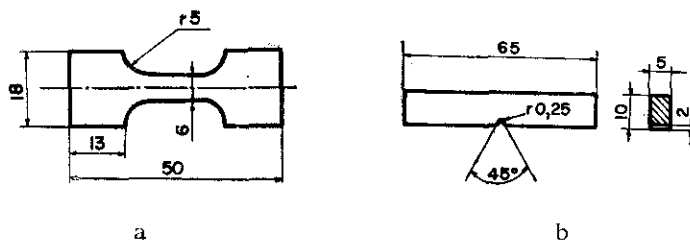


Fig. 2. Probetas de ensayos mecánicos. a) Microprobeta plana de tracción (2 mm de espesor). b) Microprobeta de resiliencia.

RESULTADOS Y DISCUSION

Análisis termodilatométrico y micrográfico de las aleaciones

Con vistas a aclarar las transformaciones de fases que ocurren en las aleaciones estudiadas y a poner en evidencia la influencia de la precipitación sobre estas transformaciones se acometió el estudio termodilatométrico absoluto de las aleaciones 45-85, 32-60, 33-70B y 35-30.

Las tres primeras aleaciones, preparadas especialmente para nuestro trabajo, fueron forjadas y laminadas antes de maquinarse las probetas de ensayo. La última aleación, de procedencia industrial, se encontraba en el estado resultante del tratamiento termomecánico y temple recibido en fábrica previo al laminado y maquinado de las probetas.

Se hicieron 3 tratamientos térmicos diferentes:

Tratamiento "a": Calentamiento rápido hasta $1\ 200^{\circ}\text{C}$ y mantenimiento de 5 minutos a esta temperatura antes de comenzar el enfriamiento a velocidad constante de las probetas.

Tratamiento "b": Calentamiento rápido hasta 900°C y mantenimiento de 5 minutos a esta temperatura antes de comenzar el enfriamiento a velocidad constante de las probetas.

Tratamiento "c": Calentamiento rápido hasta $1\ 200^{\circ}\text{C}$ y mantenimiento de 5 minutos a esta temperatura. Enfriamiento rápido hasta 900°C y mantenimiento de 5 minutos a esta temperatura antes de comenzar el enfriamiento a velocidad constante de las probetas.

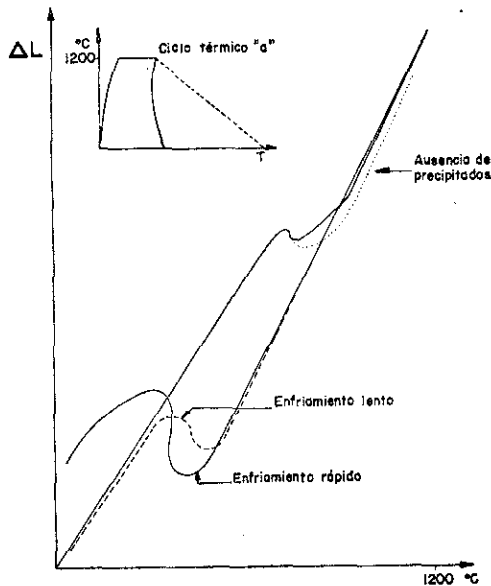


Fig. 3c. Forma de las curvas dilatométricas resultantes de un calentamiento rápido y de un mantenimiento de 5 minutos a $1\ 200^{\circ}\text{C}$ previos al enfriamiento continuo de las probetas.

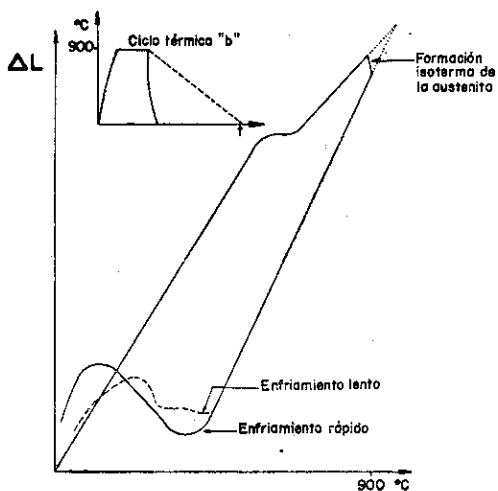


Fig. 3b. Forma de las curvas dilatométricas resultantes de un calentamiento rápido y de un mantenimiento de 5 minutos a 900°C previos al enfriamiento continuo de las probetas.

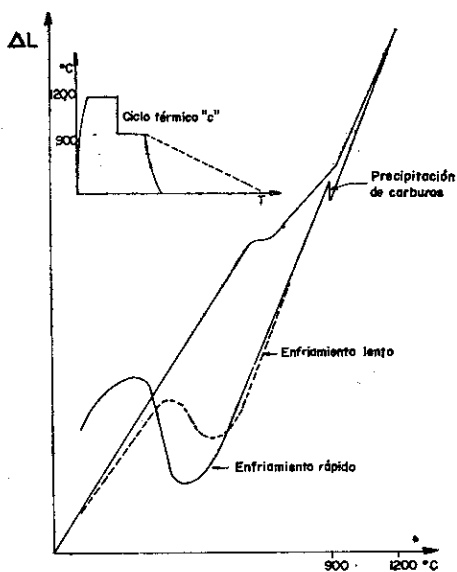


Fig. 3c. Forma de las curvas dilatométricas resultantes de un calentamiento rápido y de un mantenimiento de 5 minutos a 1200°C seguido de un enfriamiento hasta 900°C donde se mantuvo 5 minutos antes de comenzar el enfriamiento continuo de las probetas.

La Fig. 3a describe las curvas dilatación contra temperatura que se obtienen siguiendo el tratamiento "a" descrito anteriormente.

Durante el calentamiento rápido la transformación en austenita, que se traduce generalmente en una contracción, está perturbada por la superposición de una dilatación. La línea redondeada que se observa generalmente (representada en línea de puntos sobre la figura) parece cortada por un segmento de recta de pendiente positiva. El efecto global es una dilatación. El mantenimiento a 1 200°C no conlleva un cambio en las dimensiones de las probetas. Durante el enfriamiento, la transformación de la austenita no presenta anomalías particulares.

A grandes velocidades de enfriamiento las temperaturas de transformación son muy bajas y el efecto global del ciclo se traduce por una dilatación. A velocidades muy pequeñas, las temperaturas de transformación son más elevadas y el efecto global del ciclo es prácticamente nulo.

La anomalía presente durante el calentamiento, en la zona de transformación fue examinada con cuidado para las cuatro aleaciones estudiadas.

La longitud del segmento recto crece regularmente con el contenido de carbono de las aleaciones. Pensamos que se trata de una precipitación de carburo de niobio en la austenita en formación. Esa precipitación, que se traduce por una dilatación, está favorecida por las tensiones de la transformación en austenita que tiene lugar durante un calentamiento rápido.

Si observamos la forma de las curvas obtenidas por el tratamiento "b" (Fig. 3b), vemos que la temperatura de 900°C se sitúa en la zona de la transformación en austenita que está perturbada por una dilatación. El segmento de recta se ve interrumpido. El mantenimiento de 5 minutos a 900°C se traduce por una contracción que corresponde, como muestran las prolongaciones en líneas de puntos, al fin de la transformación en austenita que ocurre a temperatura constante. Las curvas de enfriamiento son análogas a las del tratamiento "a".

El tratamiento "c" reporta curvas como las de la Fig. 3c. Ya hemos descrito para el tratamiento "a" el calentamiento hasta 1 200°C. El enfriamiento está interrumpido durante 5 minutos a 900°C y esto conlleva una dilatación de la probeta en el estado austenítico que puede coincidir

según nuestro criterio a una nueva precipitación de los carburos disueltos a 1 200°C.

Las mediciones de dureza efectuadas sobre las probetas dilatométricas en cada experiencia constituyen una indicación preciosa sobre el estado estructural de la aleación. El valor medio de estas mediciones está reportado en la parte inferior de los diagramas de transformación durante el enfrentamiento continuo de los aceros estudiados que se observan en las Figs. 4, 5, 6 y 7.

Algunos de los resultados obtenidos de estos diagramas de transformación se presentan en la Tabla II junto con las temperaturas Ms calculadas a partir de la fórmula de ANDREWS.⁷

$$Ms (\text{°C}) = 539 - 423C - 30,4 \text{ Mn} - 17,7 \text{ Ni} - 12,1 \text{ Cr} - 7,5 \text{ Mo}.$$

Puede deducirse de esta Tabla la influencia de la composición de los aceros sobre la transformación. Ella pone en evidencia que el tratamiento "a" conduce, en casi todos los aceros, a una temperatura Ms que equivale sensiblemente a la calculada por la fórmula de ANDREWS. Sólo el acero 33 — 30B se aparta de lo anterior. Puede verse en esta excepción el efecto del boro que la fórmula utilizada no toma en cuenta. El boro, aún en muy pequeña cantidad, parece bajar notablemente la temperatura Ms.

La influencia del contenido en manganeso se manifiesta en primer lugar por su efecto retardador de la transformación martensítica. Es desde este punto de vista el elemento sustitucional más eficaz para bajar la temperatura Ms.

Si se comparan las temperaturas Ms obtenidas por el tratamiento "b" aparece que sólo el acero de 4.5% de manganeso conduce a un descenso de Ms.

Interpretamos este hecho por el endurecimiento de la austenita debido a los precipitados, pues es posible que en nuestras condiciones de trabajo la presencia de un contenido elevado en Mn y en carbono sea un factor favorable a una precipitación más fina.

TABLA II

ACEROS	45 — 85			32 — 60		33 — 70B			35 — 30	
Ms calculado	366°C			417°C		409°C			420°C	
Tratamiento	a	b	c	a	b	a	b	a	b	c
Ms	370	350	385	410	430	380	405	425	480	425
Mf	300	290	310	330	370	310	325	360	400	340
Ms — Mf	70	60	75	80	60	70	80	65	80	85
Hv 30 martensita	300	400	350	320	390	340	360	310	250	320

La diferencia entre las temperaturas Ms para los tratamientos "a" y "b" (salvo para el acero 35-30, acero industrial con menor contenido de carbono) es siempre del orden de 20°C. En el estado actual de nuestras investigaciones la interpretación de esa diferencia no está completamente clara. Se consideran dos factores importantes:

La presencia de precipitados finos que pueden constituir un obstáculo a la transformación martensítica, y así bajar Ms; y el contenido de carbono en solución.

Tampoco debe despreciarse la influencia que pueden tener sobre estas transformaciones elementos tales como el aluminio y el nitrógeno.

Para describir micrográficamente la influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la estructura de los aceros estudiados por dilatometría podemos servirnos de la Fig. 8.

En dicha Fig. se observa la estructura del acero 35-30 después del temple en agua y en aceite y después de un enfriamiento lento. El temple en agua conduce en este acero a una estructura martensítica y el enfriamiento lento a una estructura bainítica; una estructura mixta martensito-bainí-

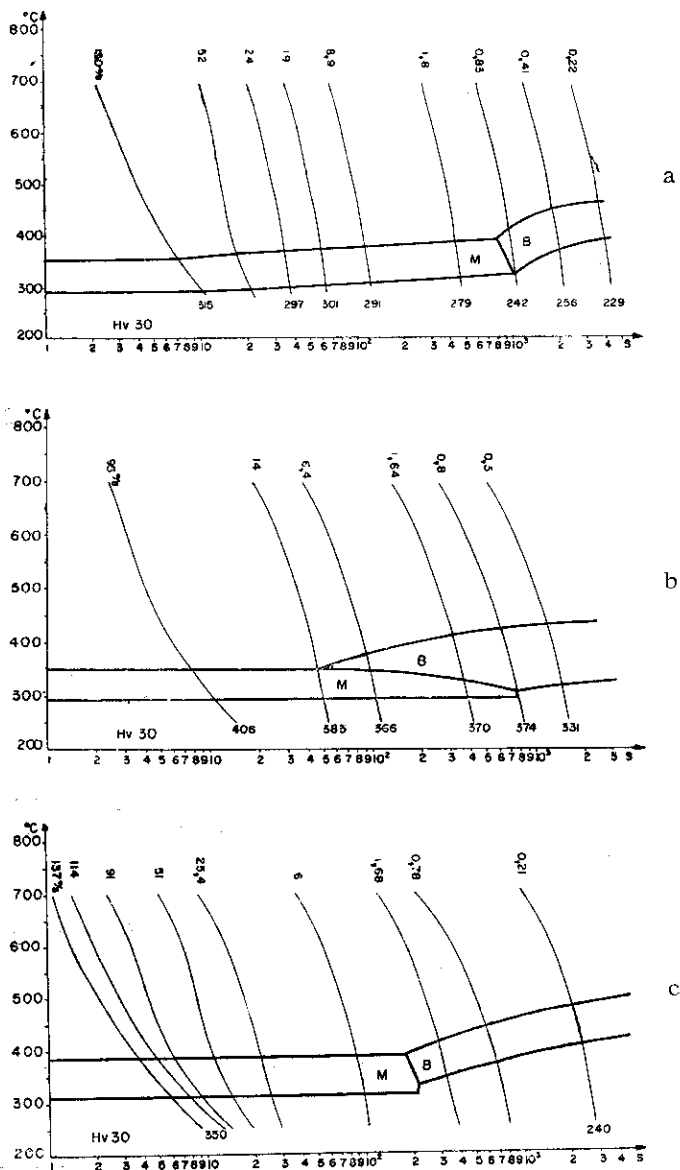


Fig. 4. Diagrama de transformación durante el enfriamiento continuo del acero 45-85. a) Austenizado 5 minutos a 1200°C. b) Austenizado 5 minutos a 900°C. c) Austenizado 5 minutos a 1200°C; mantenido posteriormente 5 minutos a 900°C.

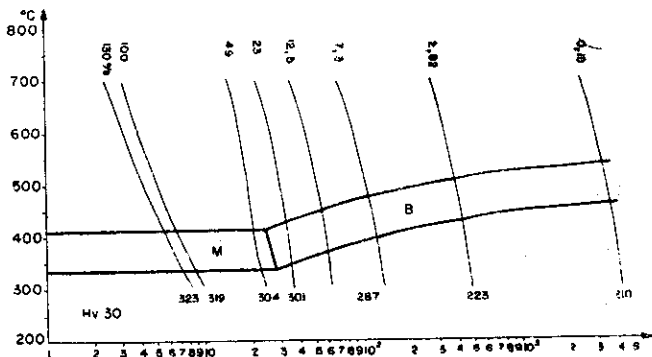


Fig. 5a

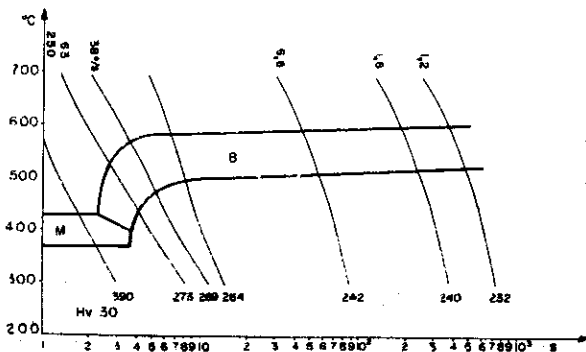


Fig. 5b

Fig. 5. Diagrama de transformación durante el enfriamiento continuo del acero 32-60. a) Austenizado 5 minutos a 1200°C. b) Austenizado 5 minutos a 900°C.

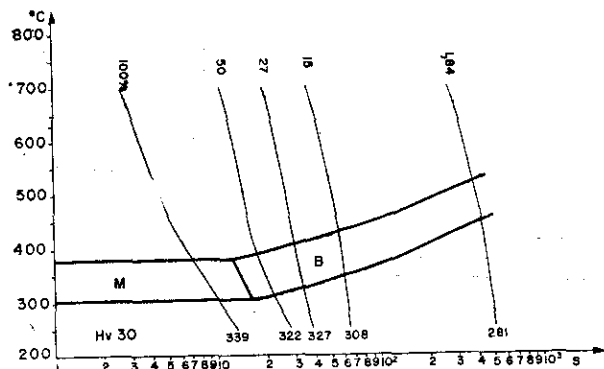


Fig. 6a

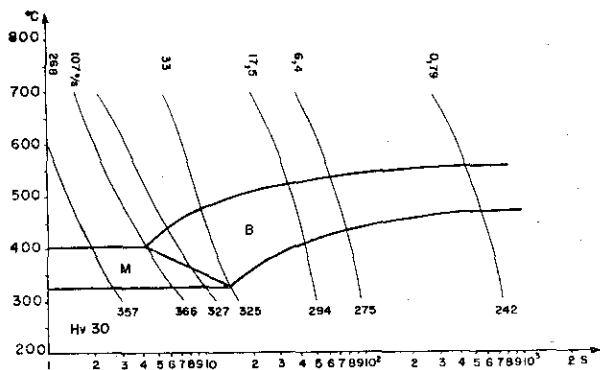


Fig. 6b

Fig. 6. Diagrama de transformación durante el enfriamiento continuo del acero 33-70B. a) Austenizado 5 minutos a 1200°C. b) Austenizado 5 minutos a 900°C.

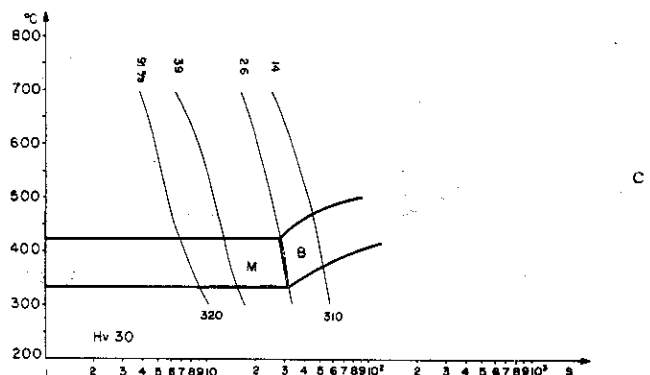
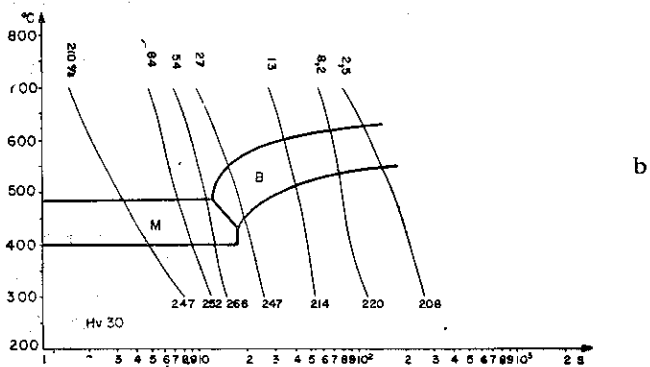
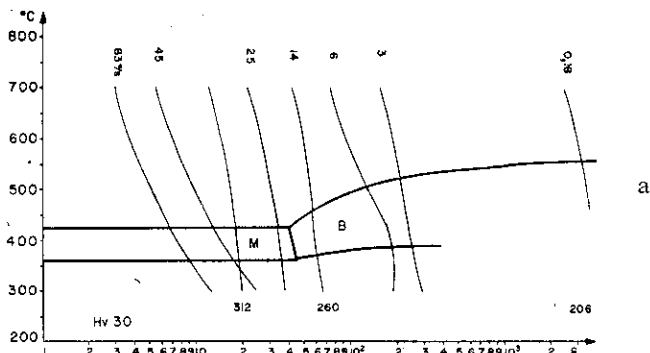


Fig. 7. Diagrama de transformación durante el enfriamiento continuo del acero 35-30. a) Austenizado 5 minutos a 1200°C. b) Austenizado 5 minutos a 900°C. c) Austenizado 5 minutos a 1200°C, mantenido posteriormente 5 minutos a 900°C.



Fig. 8a

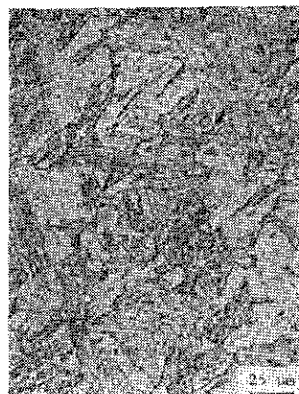


Fig. 8b

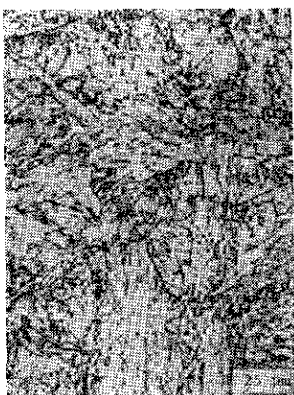


Fig. 8c



Fig. 8d

Fig. 8. Estructura micrográfica del acero 35-30. a) Templado en agua. b) Templado en aceite. c) Enfriado lentamente. d) Enfriado lentamente y revenido 14 horas a 600°C.

tica caracteriza el temple en aceite. Puede observarse además que un revenido de 14 horas a 600°C no modifica ni la estructura ni la dureza de las muestras enfriadas lentamente.

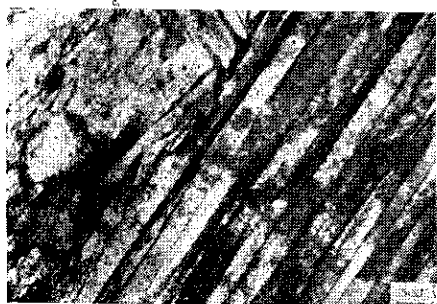
El acero 45-30, más rico en Mn, presenta una evolución de la estructura similar a la planteada para el acero 35-30.

Esta misma secuencia en el acero 25-30, menos cargado en Mn, conduce de una estructura martensito-bainítica a una estructura bainítica y posteriormente, con el enfriamiento lento, a una estructura ferrítica.

Observado al microscopio electrónico, el acero 25-30 templado en agua presenta una estructura martensítica en listones cuyo grosor es de aproximadamente 0,3 μm (Fig. 9). Los listones de un mismo paquete guardan una orientación muy similar, como muestra el patrón de difracción.

El acero 35-30 enfriado lentamente presenta unas células resultantes de la transformación bainítica muy irregulares. (Fig. 10).

El acero 45-30 templado en agua presenta una martensita constituida por listones más cortos y más finos que los observados en el acero 25-30



a



b

Fig. 9. Micrografía y microdifracción electrónica de un paquete de listones martensíticos del acero 25-30 templado en agua.



Fig. 10. Micrografía electrónica de la estructura del acero 35-30 enfriado lentamente.

(Fig. 11). La estructura bainítica obtenida por enfriamiento lento de la aleación presenta formas menos definidas. (Figs. 11a y b.)

Roberts⁸ mostró que la disminución de M_s que impone el Mn en las aleaciones binarias FeMn, no provoca la disminución de la talla de los listones. La comparación de las estructuras martensíticas de los aceros



Fig. 11a



Fig. 11b

Fig. 11. Micrografías electrónicas del acero 45-30. a) Templado en agua: listones martensíticos. b) Enfriado lentamente: bainítica grosera.

25-30 y 45-30 (con contenidos en carbono similares) hace pensar que el Mn induce la disminución de la talla de los listones de martensita cuando se encuentra en presencia de carbono.

Si se analiza la influencia de la composición de las aleaciones en las transformaciones hay que señalar que el C juega un papel similar al Mn. Ambos desplazan las líneas de los diagramas TTT_c cuando varían sus contenidos en las muestras. Además el C puede ejercer otra influencia importante sobre las transformaciones cuando se encuentra en forma de precipitado. Esta influencia se evidencia en las Figs. 12a, b y c. La Fig. 12a muestra la estructura del acero 35-30 templado después de una austenización de 1 hora a 1 150°C. La Fig. 12b muestra la estructura obtenida del temple de este acero después de una austenización mucho más prolongada a igual temperatura. La comparación de ambas micrografías pone en evidencia el gran efecto retardador del crecimiento del grano austenítico que brinda el carburo de niobio.

Un tratamiento similar sobre un acero de igual contenido en Mn, pero sin C ni Nb conlleva un crecimiento del grano austenítico muy grande, como el que da lugar a la estructura final que muestra la Fig. 12c.

Speich y Warlimont⁹ mostraron que en las paredes de células martensíticas de 0,25 μm de espesor puede disolverse alrededor de 0,017% C; como uno de los objetivos de este trabajo era solubilizar más carbono en los aceros sin afectar sus propiedades mecánicas. Se ensayaron distintos elementos de aleación con objeto de afinar los listones martensíticos.

La adición de B y Zr a aleaciones Fe-Mn con contenidos en Mn cercanos a 3,5% no mostró influencia alguna sobre la dimensión de los listones. Esta misma experiencia podría repetirse con aleaciones similares donde el carbono se encuentre en diferentes proporciones.

Tratamientos termomecánicos

Para aumentar el límite y la carga a la ruptura sin deteriorar la resiliencia de los aceros con contenidos de carbono cercanos a 0,08% se acometieron diferentes tratamientos termomecánicos de estos aceros.



Fig. 12a



Fig. 12b



Fig. 12c

Fig. 12. Influencia del carbono sobre las estructuras de temple. a) Acero 35-30 austenizado 1 hora a 1150°C. b) Acero 35-30 austenizado 16 horas a 1150°C. c) Aleación Fe-3,6% Mn austenizado 18 horas a 1150°C.

La mejora del límite elástico y la carga a la ruptura es una consecuencia directa de la elevación del contenido en carbono. Así solamente con un temple en agua después de haber austenizado adecuadamente se lograron en los aceros 35-75B, 34-90B y 35-80 las características mecánicas que se muestran en la Tabla III.

TABLA III

ACERO	Tratamiento de Austenización	R _{0,2} N/mm ²	R _m N/mm ²	δ %	Z %	K ₋₃₀ Kgm/cm ²
35-80	30 min a 910°C	1 155	1 290	12,7	49	1,2
34-90-B	30 min a 870°C	1 170	1 270	10,3	38	1,2
35-75-B	30 min a 920°C	1 060	1 180	15,7	66	—

En todos los casos el límite elástico (R₀₂), la carga a la ruptura (R), el alargamiento (δ) y la estricción (Z) presentan valores elevados, pero la resiliencia a -30°C (K₋₃₀) es inaceptable.

La experiencia sacada en el estudio de las transformaciones de los aceros estudiados ayudaron en la selección de los valores tentativos para los parámetros más importantes del tratamiento termomecánico y permitieron interpretar las variaciones observadas en las propiedades mecánicas resultantes de diferentes secuencias del laminado controlado. El objetivo fundamental del tratamiento consistió en propiciar la precipitación fina de carburos que retardan el crecimiento del grano austenítico durante el laminado en caliente.¹⁰

Esta precipitación es la responsable de la obtención de estructuras finas que conlleva un mejoramiento sustancial de la resistencia al impacto, y del límite elástico del material.

Los tratamientos se concibieron tratando también de simular lo mejor posible los realizados en condiciones industriales. En realidad, en las muestras de pequeño espesor, las velocidades de enfriamiento son grandes y pueden impedir el desarrollo de los fenómenos de precipitación.

Esto motivó que en ocasiones se completara el tratamiento termomecánico con tratamientos térmicos de corta duración (revenidos de 5 min a 700°C y 750°C y de 15 min a 660°C).

Estos tratamientos permitieron a su vez apreciar el grado de precipitación en las aleaciones durante el tratamiento.

Un análisis resumido de los resultados obtenidos¹¹ permite exponer la influencia de cada uno de los factores en las propiedades mecánicas resultantes.

El contenido en Mn fija el nivel de la R_m aproximadamente a 1 200 N/mm² para 3,5% Mn y 1 300 N/mm² para 4,5% Mn. El δ es de aproximadamente de 18 y 20% para cada uno de los casos anteriores respectivamente. La presencia de B se hace sobre todo sensible en el estado templado y entraña un aumento de R_m de aproximadamente 100 N/mm². El acero más cargado en Mn (4,5%) alcanzó su máxima R_m con la mayor deformación. Los aceros menos cargados en Mn (3,5%) alcanzan su nivel superior de la R_m con deformaciones menores. La diferencia que se observó entre las R_m de muestras templadas y muestras enfriadas al aire sobrepasa los 100 N/mm² para aceros al 4,5% en Mn y es de aproximadamente 200 N/mm² para el acero al 3,5% en Mn.

El recalentamiento de las muestras (1 min a 830°C) previo al último pase del laminado en caliente mejora en general el $R_{0,2}$. Esto parece indicar que la duración del tratamiento termomecánico realizado es pequeña para permitir una precipitación importante. Las deformaciones de pequeña magnitud (10%) efectuadas a temperaturas inferiores a 400°C que finalizaron algunos de los tratamientos termomecánicos mejoran el $R_{0,2}$ y en general la R_m de las aleaciones ensayadas. Todos los revenidos efectuados aumentan el $R_{0,2}$ sin disminuir sensiblemente la R_m . Estos tratamientos en general aumentan la Z conservando el mismo δ total. Los revenidos mejoran también en general la K de las muestras.

De estos resultados se concluyó que la mejor opción la ofrecía la aleación Fe-4,5Mn-0,1Nb. El laminado en condiciones industriales de esta aleación dio resultados mucho más satisfactorios que los que aquí se han mostrado probando la necesidad de prolongar el tratamiento termomecánico para permitir la precipitación fina de la mayor cantidad de carburo de niobio posible.

CONCLUSIONES

Se establecieron los diagramas de transformación durante el enfriamiento continuo de aleaciones al Mn de bajo contenido en C después de haber sido sometidas a diferentes tratamientos de austenización. Esos diagramas muestran que el estado en que se encuentra el C influye considerablemente las temperaturas de transformación:

a bajas temperaturas de austenización (900°C), el C precipita parcialmente en forma de carburos finamente dispersados que conducen a un endurecimiento de la austenita que se traduce en una disminución de la temperatura M_s y en un cierto aumento de la dureza de la martensita y en cierta medida de la bainita.

a temperaturas más elevadas (1200°C), el contenido de C en solución dentro de la austenita influye esencialmente la transformación bainítica. Un aumento en su contenido retarda esta transformación. El contenido de carbono en solución influye poco sobre la temperatura M_s .

Los tratamientos efectuados condujeron a transformaciones martensíticas o bainíticas de una austenita muy deformada, recristalizada de forma incompleta y en la que puede aparecer un fenómeno de precipitación favorecido además por la deformación. Estos fenómenos conducen al endurecimiento de la austenita y al enfriamiento del grano austenítico que trae como consecuencias:

el retardo de las transformaciones, que se traduce por una disminución de las temperaturas M_s en la medida en que el laminado termine a temperaturas superiores a M_d .

la formación de martensita o de bainita más fina, deformada y por lo tanto más dura donde los carburos pueden repartirse mejor.

Tal estructura conduce a límites elásticos y resiliencias mejores.

RECONOCIMIENTO

Queremos expresar nuestro reconocimiento a todo el personal técnico y científico del Laboratorio de Ingeniería Metalúrgica de la E.N.S.M.I.M.

(Nancy, Francia), encabezado por el profesor M. Gantois, por el apoyo material y el asesoramiento científico que hizo posible la realización del presente trabajo.

REFERENCIAS

1. LARIOT C. *Revista Cenic, Ciencias Fisicas*. (en publicación).
2. MARTENSSON H. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 1, 319, 1972.
3. MARTENSSON H. *Metallurgical Transactions*, 2, 3490, 1971.
4. BARKER T. N., HAYNES E. J. AND PHERSON N. A. Proceeding of the 3rd International Conference on the Strength of Metals and Alloys. Cambridge (England). 1, 65, 1973.
5. LEQUEUX J. M., KRAHE P. R. AND CAPITANT M. Patente No. 722-1, 771 16-06-1972.
6. HANSEN M. Constitution of binary alloys. McGraw-Hill Book Company, Inc., 670, 1958.
7. ANDREWS K. W. *Journal of the Iron and Steel Institute*. 721, 1965.
8. ROBERTS M. J. *Metallurgical Transactions*, 1, 3287, 1970.
9. SPEICH G. R. AND WARLIMONT H. *Journal of the Iron and Steel Institute*. 385, 1968.
10. KOUWENHOVEN H. J. Aciers de construction soudables a dispersoides, C.E.C.A. 145, 1971.
11. LARIOT C. Thèse de Docteur de Spécialité. Université de NANCY I. France, 1974.