

LOS ACEROS AVANZADOS

ADVANCED STEELS

ASDRUBAL VALENCIA GIRALDO

*Profesor del Departamento de Ingeniería de Materiales, Universidad de Antioquia
Calle 67 # 53-108 Bloque 18 of 136. Teléfono 57(4)2195543
avalen@udea.edu.co*

1. El acero y la metalurgia física

El acero es una especie de material avanzado cuyas características le permiten responder a muchos requerimientos. Se puede usar a temperaturas elevadas hasta de 650°C o más, y a temperaturas criogénicas de -196°C , soporta tensiones de 100 hasta 5000 MPa y resiste la corrosión de la atmósfera, los ácidos, los álcalis, las sales, etc. Los aceros se han usado ampliamente para la construcción, los vehículos de transporte, los rieles, la industria química y petroquímica, la maquinaria, el armamento, la vida diaria, etc., figura 1.

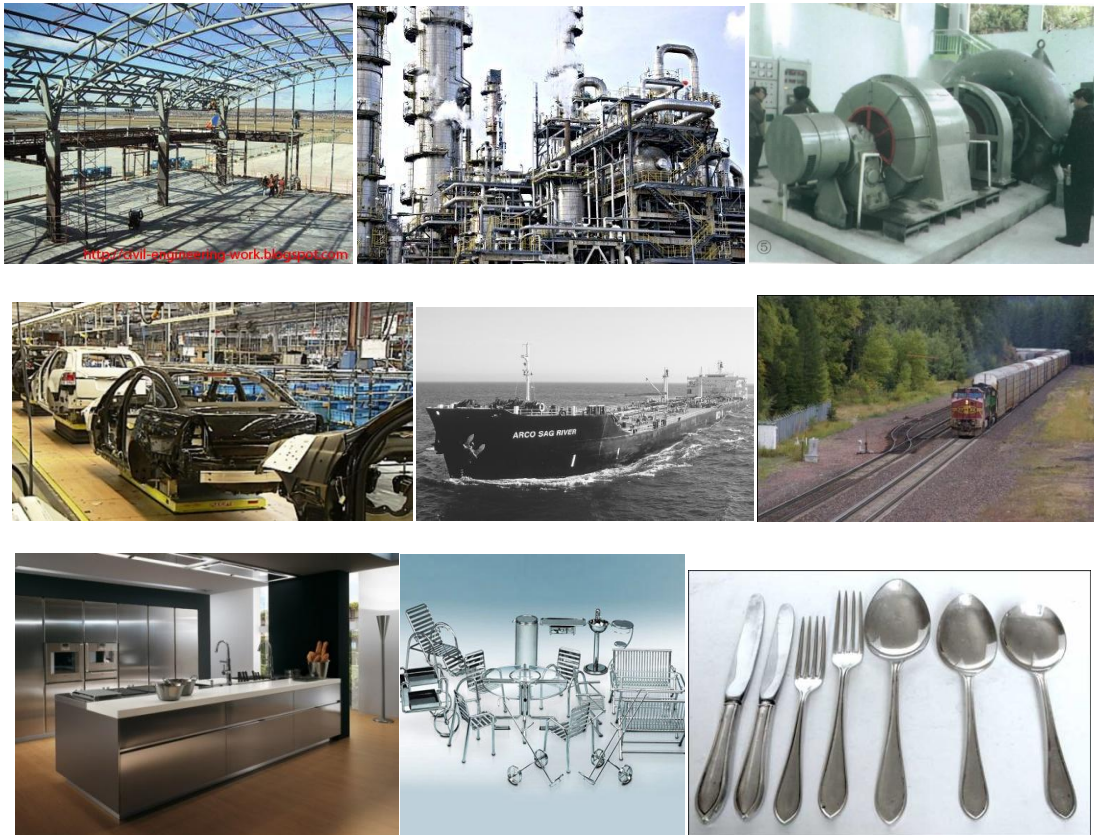


Figura 1. El acero hace parte de la vida diaria

El acero se temple desde hace más de 3500 años y, desde entonces, ha sido fundamental en el devenir de la humanidad y no hay duda de que será el material dominante en el futuro previsible; actualmente se caracteriza por su producción masiva (1300 millones de toneladas anuales). El acero es realmente un tipo de material avanzado que cambia continuamente, cambio que se debe a las contribuciones de la metalurgia química, la metalurgia física, el procesamiento, los equipos, las demandas del mercado, etc. De todas esas contribuciones interesa acá la de la metalurgia física o Ciencia de los Metales, la cual, precisamente, se consolidó como disciplina científica en los esfuerzos por controlar la resistencia y la ductilidad de los aceros. El desarrollo de los aceros avanzados es una de las aplicaciones más fascinantes y dramáticas de la Ciencia de los Metales y mucha investigación se dirige a ese fin. En este capítulo se hará un resumen de esos esfuerzos.

Sobre el papel de la Ciencia de los Metales en ese empeño, es ilustrativo lo que decía Irvine, en 1969: “...En la mayoría de los documentos sobre Metalurgia física del acero parece que el interés central de las industrias es obtener mayor resistencia. Esto es erróneo, excepto las empresas que tienen que ver con los viajes espaciales y las armas. Lo que se requiere es la extensión de los estudios sistemáticos de la metalurgia física a otros aspectos como la solidificación, la segregación y la homogenización: a los efectos de los procesos de recalentamiento sobre la superficie y la matriz y a los procesos de deformación en caliente. También habrá más aplicación del conocimiento actual de la metalurgia física a otras propiedades como fractura y desgaste; corrosión y corrosión bajo tensión; y la soldabilidad, formabilidad, maquinabilidad, y no menos a la confiabilidad...” [1]

También es importante la Ciencia de los Metales para poder controlar las propiedades eléctricas y magnéticas de los aceros, entre ellas la superconductividad.

Los factores que se deben considerar en el diseño de una aleación son:

- La función que debe llevar a cabo el componente manufacturado con la aleación. Esto determinará las propiedades requeridas por ésta.
- La facilidad con que la aleación se puede producir y fabricar para obtener el componente terminado o semiterminado.
- La apariencia del producto terminado en términos del acabado superficial, apariencia estética, etc. Este acabado se puede deteriorar, así como las propiedades físicas y mecánicas, durante la exposición a las condiciones ambientales.

De modo que para satisfacer la función que debe realizar la aleación, y también los requerimientos dictados por la apariencia y la reacción con el ambiente en el cual se usa, no basta con una propiedad. Por consiguiente, es necesario producir la combinación requerida de propiedades para una aplicación particular, y esto puede exigir un ejercicio de optimización en el cual no se logre alcanzar el máximo para una propiedad dada.

A su vez las propiedades se logran por el control de la estructura, control que se ejerce con:

- *La composición* – que controla las fases presentes y sus proporciones y morfología por ejemplo mediante sus características de transformación.
- *El tratamiento térmico* – que también afecta la proporción, tamaño, y distribución de las fases, junto con el tamaño de grano, composición de las fases por partición de equilibrio o no equilibrio estructura de las dislocaciones y los defectos.
- *La deformación caliente y en frío* - que afecta todas si no todas las características anotadas previamente junto con las texturas cristalográficas desarrolladas por las fases en la estructura.

Todo lo anterior requiere un diseño de la aleación basado en la metalurgia física, que incluya:

- Identificar las propiedades que sean de significación para la aleación
- Relacionar esas propiedades con los parámetros de composición estructura relevantes, a veces usando una técnica de regresión múltiple. Siempre que sea posible las funciones usadas para describir las variables serán aquellas derivadas de los modelos metalúrgicos de los mecanismos por los cuales las variables influyen sobre las propiedades.
- Establecer ciertos criterios de diseño, que puede ser una simple relación de los efectos de varios parámetros composicionales y microestructurales sobre las propiedades relevantes.
- Controlar el proceso y el tratamiento térmico de modo que se obtenga los parámetros microestructurales óptimos [2].

Ashby ha descrito muy bien la manera como las relaciones propiedades/desempeño se pueden usar para establecer las propiedades cuantitativas objetivas de un material; en este método una serie de parámetros de propiedades combinadas se superimpone sobre gráficos de propiedades con el fin de comparar los materiales aptos para tal propósito, figura 2 [3,4].

Basados en todos estos procedimientos se diseñan en la actualidad los materiales y por ende los aceros. A continuación se presentan algunos de esos aceros avanzados donde la metalurgia física ha jugado papel fundamental en su desarrollo. Entre ellos se resumirán, el alambre de piano, los aceros ausformados, los aceros TRIP, los aceros maraging, los aceros microaleados, los aceros bifásicos, los nuevos aceros inoxidable, los aceros dúplex, los aceros IF, los aceros BH, los aceros TWIP, los nuevos aceros de herramientas y los aceros electromagnéticos.

1. El alambre de piano y el metal superfino

Generalmente se piensa que la resistencia de los aceros está asociada con su habilidad para formar martensita, sin embargo uno los metales más resistentes es el alambre de piano, que se fabrica desde el decenio de 1830 [5] y es un acero perlítico trefilado que no contiene martensita y puede tener una resistencia última hasta de 4800 MPa con un alargamiento del 20%. Esta no sólo es una resistencia extremadamente elevada sino que es una ductilidad increíble para ese nivel de tensión. La mayor limitación de este material es que sólo se puede producir trefilando el alambre hasta reducciones de 90% y por tanto sólo se puede utilizar como alambre fino.

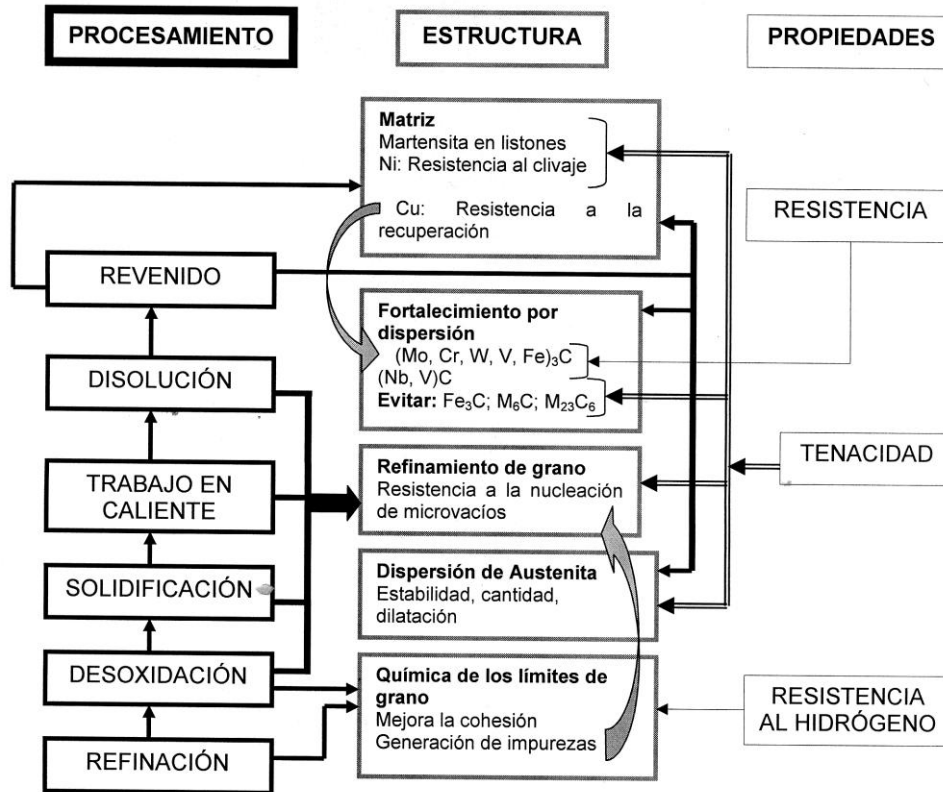


Figura 2. Diagrama de bloques que ilustra la estructura de los aceros al Co-Ni, de endurecimiento secundario, como un sistema.

Fuente: Ashby, Michael F. "On the Engineering Properties of Materials", *Acta Metallurgica*, Vol. 37, No. 5, 1989, p. 1273.

El acero para piano tiene alto carbono, alrededor de 0.8%, pero en la actualidad el acero de más alta resistencia se llama *Metal Superfino* y viene en la forma de un alambre superfino que tiene una resistencia que es unas diez veces la del acero ordinario. Este material mejorado contiene 0.15% de carbono, 0.8% de silicio, y 1.5% de manganeso, es fundido en vacío para reducir el contenido de impurezas como fósforo, azufre, oxígeno y nitrógeno. Luego se lamina para producir alambón y tratado térmicamente para formar una estructura en la cual las partículas de fase martensítica se dispersan en la matriz ferrítica. Este alambón se reduce a alambre fino por trefilado en frío y la sección se pasa de 3 mm a 30µm de diámetro, figura 3.

El alambre se produce por medio de un proceso conocido como patentado, que consiste en austenizar y luego enfriar en un baño fundido a temperaturas de 400 a 500° C, que es el intervalo de formación de la perlita fina, luego de esta transformación isotérmica se enfría hasta temperatura ambiente y se trefila hasta el tamaño deseado. El propósito de este tratamiento es alcanzar la perlita más fina posible antes de trefilar, proceso que afina aún más la perlita y la resistencia sigue la ley de Hall Petch.

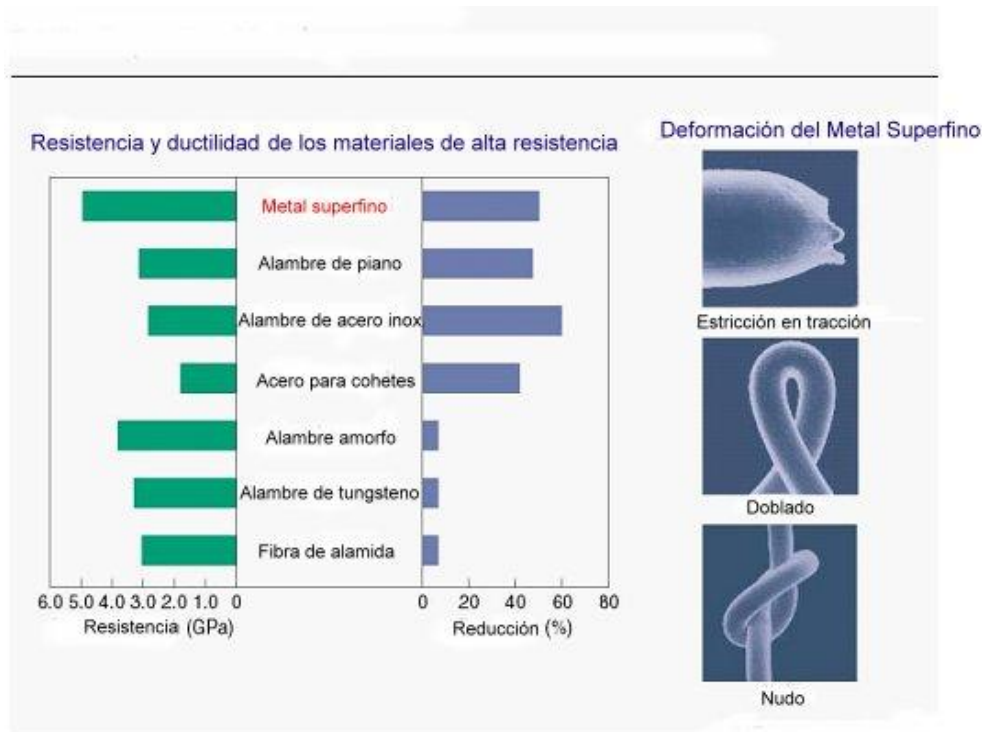


Figura 3. Características del metal superfino.

Fuente: http://www.jfe-21st-cf.or.jp/chapter_1/1a_3_img.html http://www.jfe-21st-cf.or.jp/chapter_1/1a_3_img.html

2. Aceros ausformados

Los aceros más adecuados, en cuanto a tenacidad, para las aplicaciones de Ingeniería, son los ausformados, que fueron desarrollados en el decenio de 1950 pero apenas vinieron a aplicarse extensivamente a fines de siglo XX.

La figura 4(a) muestra el diagrama TTT de un acero que tiene un vacío significativo entre las curvas de inicio de la perlita y de inicio de la bainita. Esta región es llamada una bahía en el diagrama TTT. Si el acero de la figura 4(a) se lamina a 480° C después de templear desde 870° C, la austenita se deformará sin la introducción de bainita o perlita, y entonces se puede templear para obtener un acero completamente martensítico. El tratamiento se esquematiza con la línea discontinua trazada en el diagrama, la cual ilustra el fundamento del ausformado: deformación de la austenita por encima de Ms a tiempos y temperaturas insuficientes para que se forme perlita, bainita o para que ocurra recristalización, seguido de temple para obtener martensita y luego revenido. Es claro que el ausformado requiere un acero con una bahía adecuada en el diagrama TTT y esto sólo lo cumplen un cierto número de aleaciones, pero, en general se obtienen mejoras significativas de las propiedades con este tratamiento, como se ve en la figura 4(b) para un acero con 3% Cr. Estos aceros fueron deformados 91% a unos 480° C, templeados para formar martensita, enfriados en nitrógeno para minimizar la austenita retenida, revenidos por una hora a 330° C. Como se ve la resistencia aumenta unos 520 MPa (75 ksi) con poco cambio en la ductilidad.

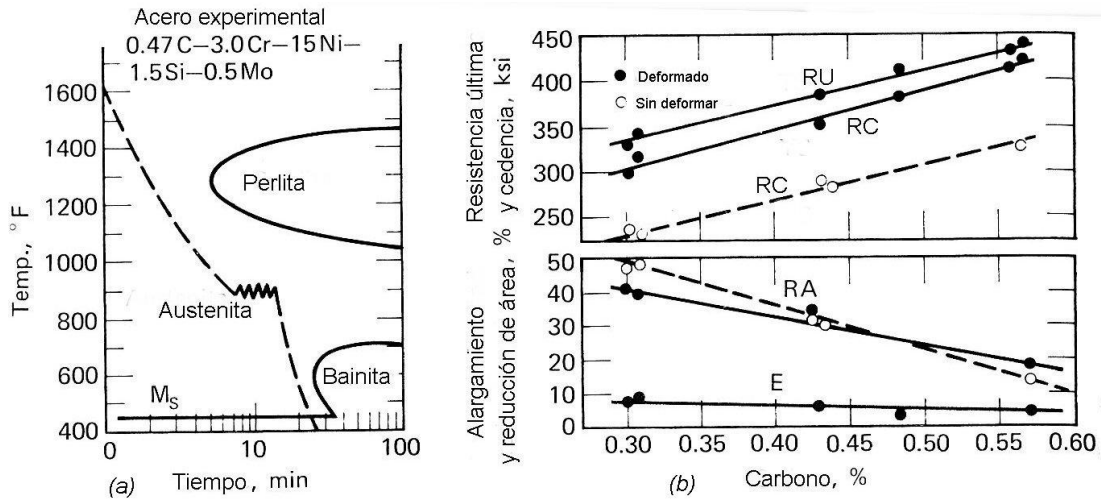


Figura 4. (a) Curva TTT para un acero ausformado. (b) Efecto del ausformado sobre las propiedades mecánicas, en función del contenido de carbono, Acero con 3% Cr deformado 91% y revenido a 330° C.
Fuente: Zackay, V. F. and W. M. Justusson, "High-Strength Steels", Report 76, Iron and Steel Institute, London, 1962, p. 14.

Los experimentos con aceros convencionales de alta templabilidad han mostrado aumentos, al ausformarlos, del orden de 860 MPa con poca pérdida de ductilidad [6] en la figura 5 (a) se presentan los resultados en un acero de trabajo en caliente tipo H – 11, y se puede ver que los grandes aumentos en resistencia requieren considerable deformación, lo cual impide su aplicación práctica, pero algunos aceros requieren menos deformación. La figura 5 (b) muestra el influjo del proceso de ausformado sobre el revenido de dos aceros comerciales; se ve que la dureza aumenta significativamente y no hay endurecimiento secundario.

Todavía no hay un acuerdo definitivo sobre las principales características del efecto de endurecimiento producido por el ausformado. Durante la deformación de la austenita se produce una dispersión de carburos finos en la matriz austenítica, lo cual lleva a una más elevada concentración de dislocaciones, que es heredada por la martensita que se forma, en la cual las dislocaciones que se forman en la transformación hace que sea extremadamente resistente. El refinamiento de grano producido por la deformación origina un refinamiento del tamaño de las placas de martensita [7]. Así la estructura maclada de la martensita se convierte en una dispersión fina de carburos en una matriz con alta densidad de dislocaciones. En la figura 6 se presenta un esquema de la contribución de estos efectos a la resistencia.

En condición templado, mostrada en el extremo izquierdo de la figura 6, la resistencia adicional se debe a las dislocaciones, los precipitados y el tamaño de grano, en tanto que la contribución de la solución sólida es menor. El revenido para producir carburo ϵ (etapa 1) aumenta la resistencia al añadir más endurecimiento del endurecimiento por precipitación. El aumento neto es ligeramente superior al del caso convencional. Al formarse cementita (etapa 3) se pierde el endurecimiento por solución sólida. A temperaturas de revenido mayores el pico del endurecimiento secundario debido a la precipitación de carburos aleados (etapa 4) es mucho menor en el caso ausformado. Finalmente ocurre la recuperación, y el endurecimiento por dislocaciones y precipitados cae fuertemente en ambos casos. También hay

dos puntos interesantes: la contribución del tamaño de grano permanece esencialmente constante durante el revenido pues no ocurre migración de los límites, y la densidad del acero ausformado es por tanto mayor.⁸

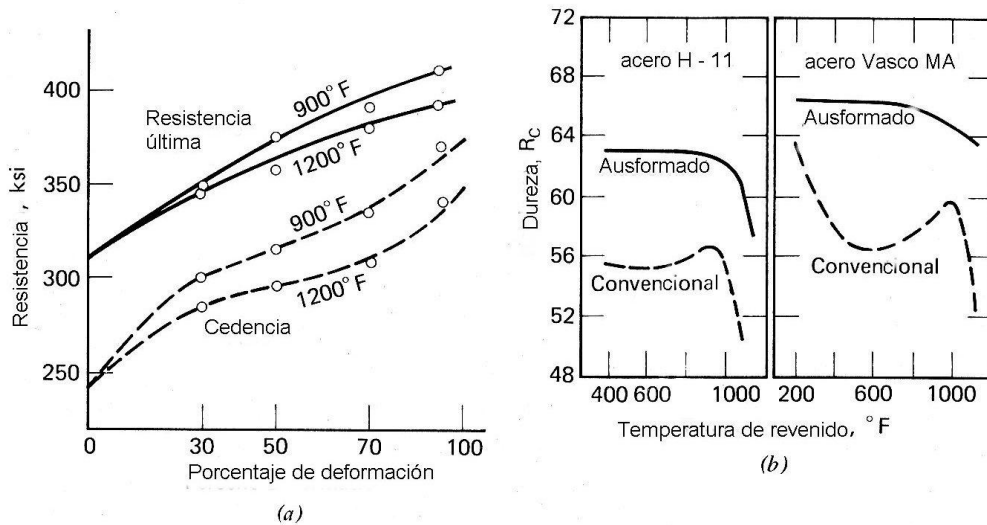


Figura 5. (a) Variación de la resistencia con la deformación para dos temperaturas. Acero H -11 (0.4 C, 5Cr, 1.2Mo, 0.5V) revenido a 510° C. (b) Efecto de la temperatura de revenido sobre la dureza de los dos aceros. Fuente: Zackay, V. F. and W, M. Justusson, "High-Strength Steels", Report 76, Iron and Steel Institute, London, 1962, p. 14

La causa por la cual la ductilidad de los aceros ausformados es mayor que la de los convencionales se dice que es debida a las placas de martensita contienen una elevada densidad de dislocaciones no ancladas, que reducen el modo de fractura por maclaje y por tanto la formación de grietas y su propagación, ya que la elevada densidad de dislocaciones permite la relajación plástica en la punta de grieta.

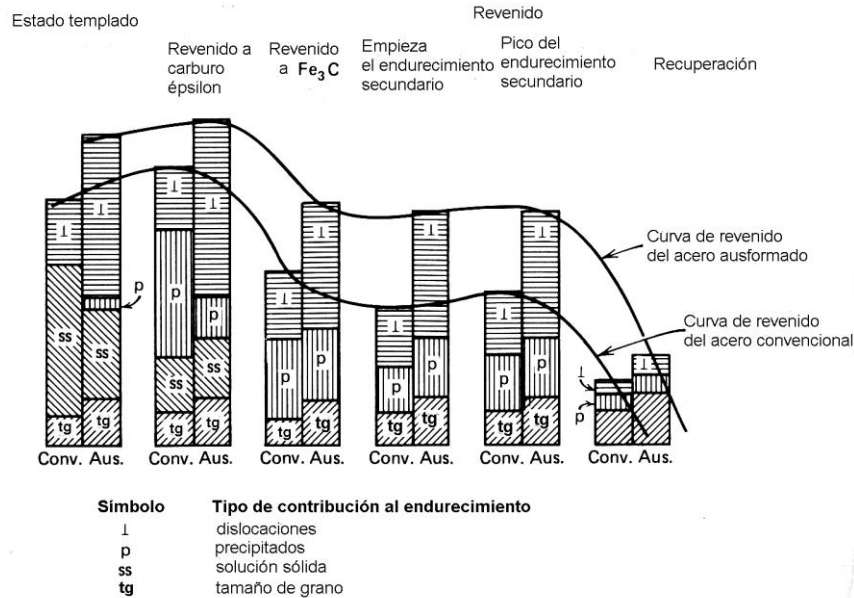


Figura 6. Representación esquemática de las principales contribuciones a la resistencia de aceros convencionales y ausformados.

Fuente: Verhoeven, J. D., *Fundamentals of Physical Metallurgy*, John Wiley., New York, 1975, p. 542.

3. Aceros TRIP

La figura 7 (a) muestra un diagrama típico tensión – deformación, de ingeniería, para un acero y en la figura 7 (b) la correspondiente curva real. Cuando se alcanza la resistencia última la muestra empieza a formar el cuello en una región específica, como se muestra en la figura 7 (a). Como la sección recta disminuye, la tensión real aumenta localmente en la nuca, acelerando la fluencia y llevando a la falla. Esto se indica mejor en la figura 7 (b), que muestra una deformación considerable después de la formación del cuello. Antes de ello la deformación ha sido uniforme, figura 7 (a). Esta estricción es realmente una clase de inestabilidad plástica; súbitamente, en un punto sobre la superficie del cilindro empieza a fluir localmente y a reducir su área puntualmente. Antes de ello la deformación fue uniforme en toda la longitud calibrada. Es evidente que si se puede evitar la deformación local no habrá inestabilidad plástica y habrá deformaciones mayores para las aplicaciones prácticas. En la región de flujo plástico se experimenta un aumento en la deformación, que si provocara el correspondiente aumento local de resistencia, el flujo se inhibiría, restaurando la estabilidad. Por tanto, la clave para la estabilidad es la tasa de endurecimiento por deformación, que está dada por la pendiente mostrada en la figura 7 (b).

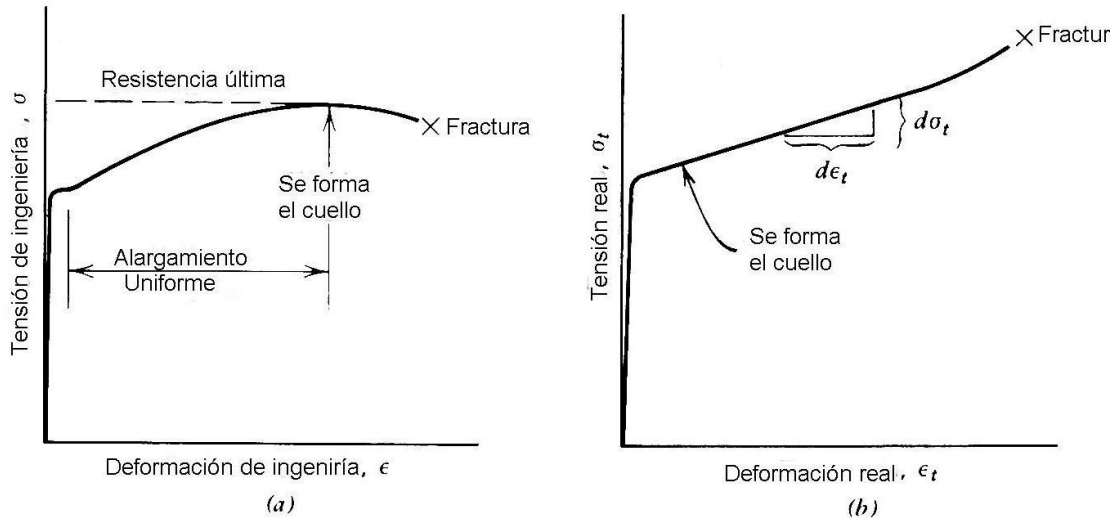


Figura 7. (a) Curva tensión de formación de ingeniería para un acero. (b) Curva real correspondiente.
Fuente: Verhoeven, J. D., *Fundamentals of Physical Metallurgy*, John Wiley, New York, 1975, p. 543.

Una manera de aumentar esta tasa de endurecimiento por deformación es introducir partículas que sean efectivas anclando las dislocaciones. Otro método es hacer que la deformación local induzca la formación local de martensita, lo cual a su vez aumentará la resistencia evitando la inestabilidad plástica. Como la transformación es inducida por el flujo plástico a estos aceros se les llama TRIP.

Zackay et al. [9] desarrollaron estos aceros e hicieron públicos sus hallazgos en 1967, uno de ellos se describe acá, que contenía 0.3% C, 8.9% Cr, 8.3% Ni, 3.8% Mo, 2.0% Mn y 1.9% Si; el tratamiento fue el siguiente.

- Se homogenizó a 1120° C durante 1 hora y luego se enfrió a temperatura ambiente. Des este modo se tuvo una aleación austenítica con M_S y M_D por debajo de la temperatura ambiente.
- Se deformó 80% a 450° C y luego se enfrió hasta -196° C, tras lo cual el acero era casi enteramente austenítico. Este tratamiento tenía dos propósitos:
 - Producir una dispersión fina de carburos y una elevada densidad de dislocaciones en la matriz, que era esencialmente austenita. Esto originó un endurecimiento significativo mediante un mecanismo similar al que ocurre en el acero ausformado.
 - La pérdida de carbono de la solución sólida al precipitar, elevó M_D por encima de la temperatura ambiente pero dejó a M_S todavía muy baja.
- Se procedió a deformar a temperatura ambiente y el flujo local indujo martensita, por tanto los valores de $d\sigma_t/d\epsilon_t$ estaban por encima de los correspondientes a aceros convencionales templados y revenidos, con alargamientos considerables.

A niveles de 2000 MPa, estos aceros tienen mucha más ductilidad que los convencionales [10].

4. Aceros maraging

Esta clase de aceros de alta resistencia fue desarrollada por la International Nickel Company a principios del decenio de 1960 y son un buen ejemplo de la aplicación de la metalurgia física al desarrollo de aceros. En realidad son aleaciones Fe – Ni, con bajísimo carbono (0.03% como impureza), donde se aprovecha la transformación martensítica que ocurre en este sistema. Los precipitados se forman envejeciendo la martensita por debajo de su temperatura de descomposición y de ahí el nombre: martensite ageing. Las aleaciones son de hierro con 18% Ni y adiciones de 8 -12% Co, 0.1 – 1.7 %Ti, 3.2 - 5% Mo y alrededor de 0.1% Al.

I. Fases

En la figura 8 se ve la porción rica en hierro del diagrama Fe – Ni. Se puede observar que las aleaciones con 18% de Ni son mezclas bifásicas de ferrita y austenita a temperatura ambiente. Para composiciones entre 0 y 10% Ni la austenita se descompone en ferrita de equilibrio la enfriar lentamente. Sin embargo, para composiciones más elevadas de Ni ocurre una reacción martensítica incluso si el enfriamiento es lento. Por tanto, las dos posibles transformaciones al enfriar la austenita son:

- $\gamma \rightarrow \alpha$ (bcc) en equilibrio
- $\gamma \rightarrow \alpha'$ (martensita) no equilibrio

la segunda ocurrirá incluso a tasas muy lentas de enfriamiento en la aleación con binaria 18%Ni.

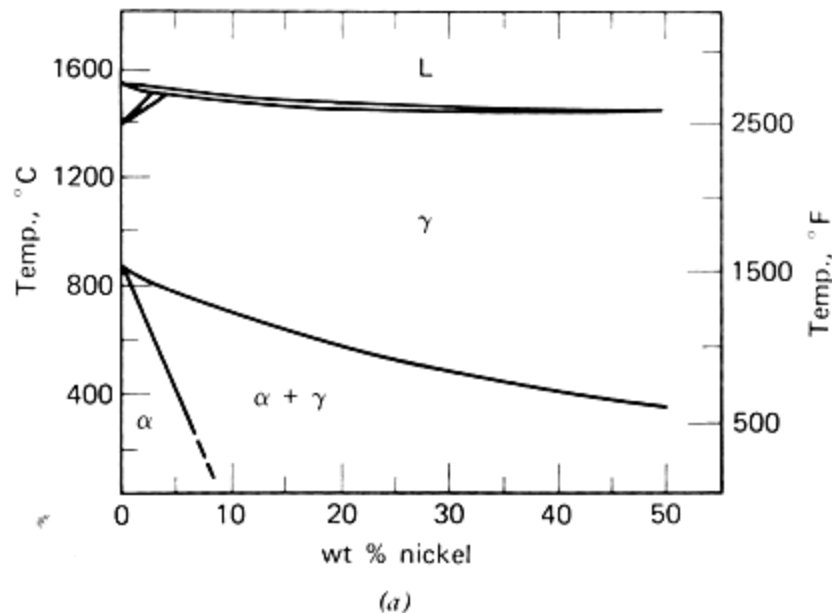
II. Reacción martensítica

La reacción martensítica en este sistema tiene una gran componente de deformación cizallante y por tanto una gran histéresis como se ve en la figura 8.8, nótese además, que al contrario de las martensitas del acero, la reacción inversa martensita austenita no ocurre en este sistema aunque la martensita α' sea metaestable. Sin embargo, la descomposición de la martensita α' en ferrita α de equilibrio ocurre a temperaturas por debajo de A_S . Afortunadamente esta descomposición es lenta a la temperatura de envejecimiento de los aceros maraging. La figura 8 (b) presenta datos que aproximan la dependencia de la composición de las temperaturas M_S , M_f y A_S y A_f , para las aleaciones binarias Fe – Ni. Se puede ver que M_S y A_S disminuyen al aumentar el contenido de Ni. La adición de los elementos aleantes Co, Mo y Ti también actúa para disminuir M_S y A_S , y esos efectos son muy importantes en el desarrollo de las aleaciones maraging por dos razones. Primero, porque es deseable tener la reacción austenita martensita completa a temperatura ambiente y segundo, porque se quiere que el envejecimiento ocurra en la martensita. Por tanto, la temperatura de envejecimiento debe ser a o por debajo de A_S , pero esta temperatura debe ser lo suficientemente elevada para permitir la difusión para que ocurran las reacciones de endurecimiento en tiempo razonable.

Además la subestructura de la aleación binaria de la aleación Fe – Ni cambian de listones a placas a contenidos de 25 – 39% de Ni. Por consiguiente, como es de esperarse, la martensita de los aceros maraging es de listones. Como los elementos Co, Ti y Mo disminuyen las temperaturas de transformación, por tanto deben restringirse si se quiere mantener la subestructura de la martensita.

III. Ciclo de tratamiento térmico

Un ciclo típico de tratamiento térmico para una aleación maraging es el que se muestra en la figura 10, que también indica los cambios dilatacionales en la muestra sometida al ciclo térmico. El primer paso es un tratamiento de una hora a 815° C llamado a veces ausaging. Este tratamiento produce la fase γ y cristaliza la estructura, de acuerdo con la deformación previa. También ocasiona algunas reacciones de precipitación que alteran la composición de la matriz y por tanto afectan la temperatura M_s . Luego de enfriar al aire para formar la fase martensítica el segundo paso del ciclo es un envejecimiento de 3 horas a 480° C, seguido de enfriamiento al aire hasta temperatura ambiente. Esta temperatura de envejecimiento está por debajo de A_s de modo que la fase martensítica permanezca estable con respecto a la austenita. Además, el mantenimiento de 3 horas es aparentemente lo suficientemente corto de modo que la martensita α' también es estable con respecto al ferrita α de equilibrio a esta temperatura de envejecimiento. Por consiguiente, la precipitación durante el envejecimiento ocurre a partir de la matriz martensítica.



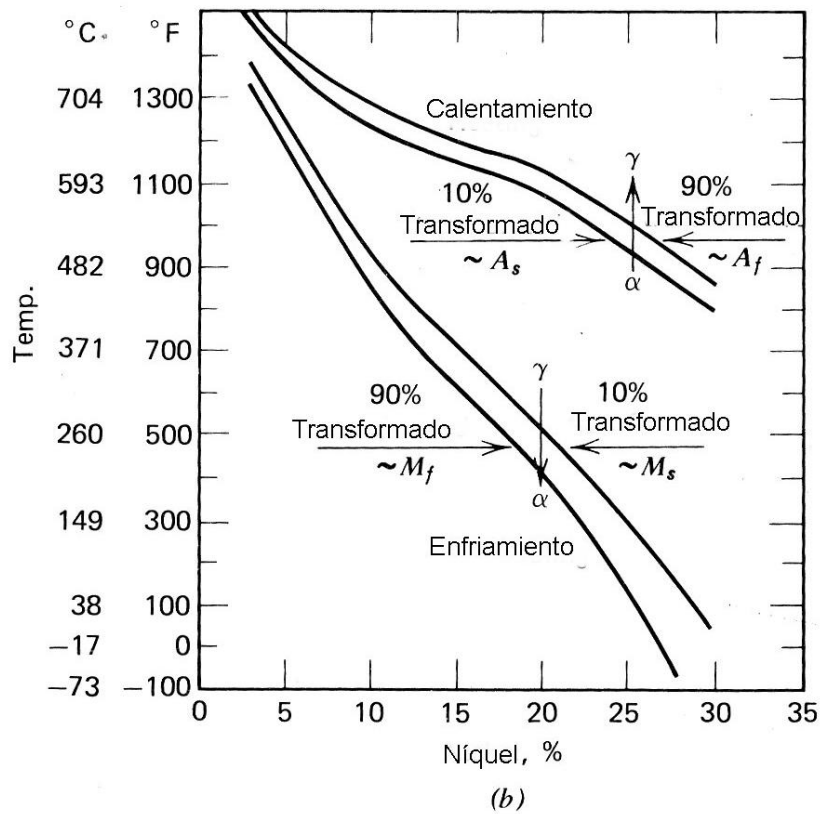


Figura 8. (a) Porción rica en hierro del diagrama Fe – Ni. **(b)** Temperaturas M_s , M_f , A_s y A_f para la transformación de la martensita Fe – Ni.

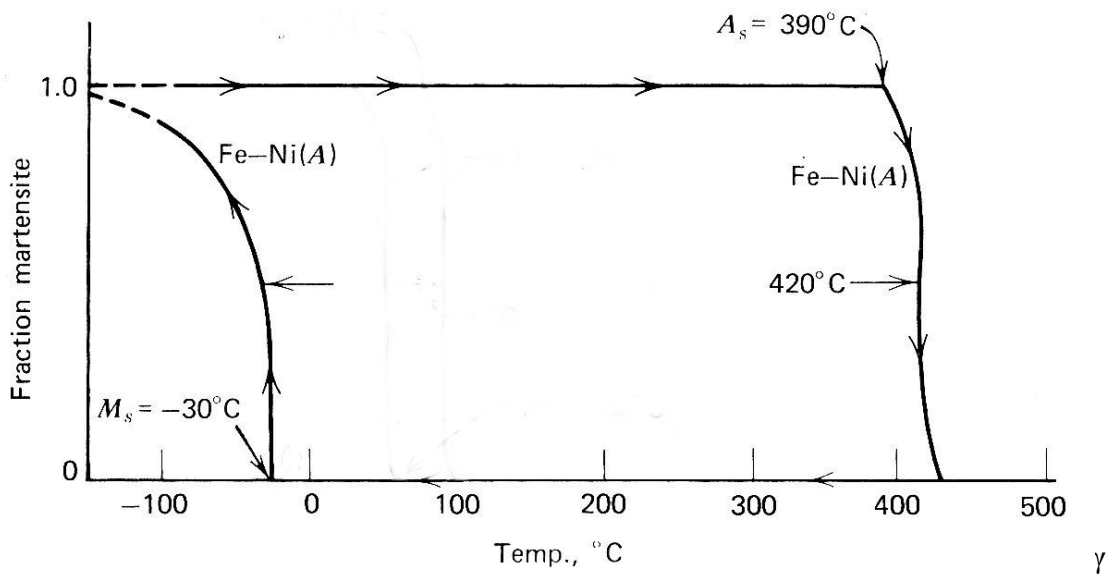


Figura 9. Bucle de histéresis para la transformación martensítica del sistema a Fe – Ni.

IV. Reacciones de envejecimiento

Parece que el principal efecto es la formación de dos precipitados, Ni_3Mo y Ni_3Ti , el tratamiento estándar a 480°C produce Ni_3Mo , pero si se sobreenejece o se envejece a temperaturas más elevadas este precipitado es reemplazado por Fe_2Mo . El Ni_3Mo parece nuclear heterogéneamente sobre de las dislocaciones o en los límites de las tiras.

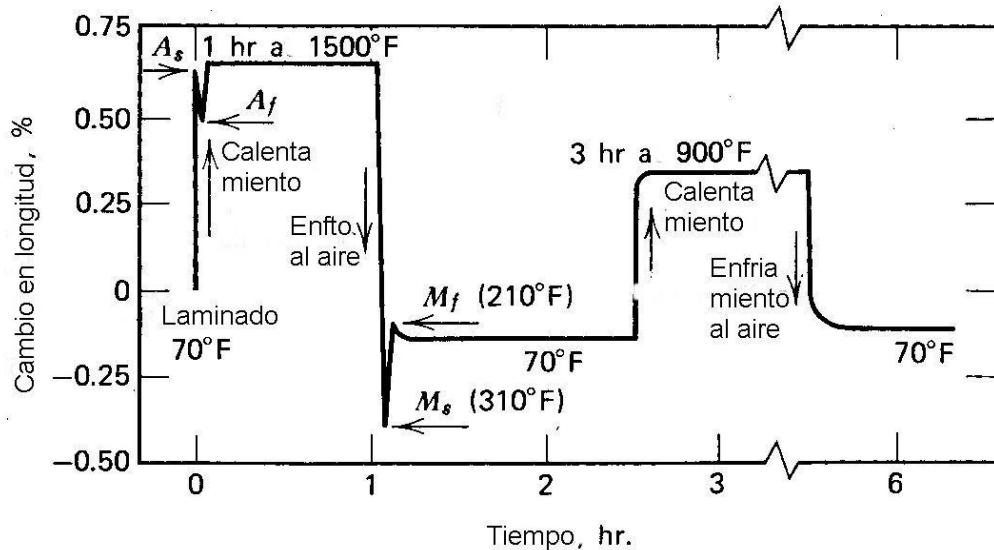


Figura 10. Ciclo de tratamiento térmico para el proceso margaging que ilustra también los cambios dimensionales por dilatación. *Fuente:* Floreen, S., "The Physical Metallurgy of Maraging Steels", *Metallurgical Reviews*, Vol. 134, 1968, p 115

Se han encontrado zonas GP de Ni_3Ti que luego son reemplazadas por un $\eta - \text{Ni}_3\text{Ti}$ con diferente estructura. En general, los precipitados formados durante el margaging están distribuidos uniformemente sobre las tiras de martensita y tienen un tamaño de varias decenas de nanómetros. A veces muestran orientaciones preferentes y se cree que son coherentes con la matriz martensítica como los precipitados típicos del endurecimiento por envejecimiento. El Co no está presente en los precipitados, pero influye sobre la precipitación del Mo.

V. Propiedades mecánicas

Inicialmente se desarrollaron las aleaciones 200, 250 y 300 y posteriormente la 350. La resistencia se aumenta con mayores adiciones de Co y Ti. En la tabla 1 se muestran las propiedades mecánicas de estas aleaciones y en la figura 11 se comparan sus valores de impacto con los de un acero 4340 templado y revenido.

Tabla 1. Propiedades mecánicas de algunos aceros maraging

Aleación	Cedencia, MPa	Resistencia última, MPa	Alargamiento en 1”
200 recocida	807	1000	17
200 tratada	1310 – 1550	1340 – 1590	11 - 15
250 recocida	800	1010	19
250 tratada	1650 – 1830	1690 – 1860	10 - 12
300 recocida	793	1013	17
300 tratada	1790 – 2070	1830 – 2100	7 -11
350 recocida	---	---	---
350 tratada	2170 -2410	2280 - 2480	7 -8

Recientemente se han desarrollado aceros libres de cobalto con propiedades mecánicas similares a los mencionados pero con mayor tenacidad, del orden de $70 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ [11, 12].

VI. Características

Como se ha visto, estos aceros poseen una serie de ventajas comparados con los aceros convencionales templados y revenidos.

- Tienen una tenacidad superior
- Son blandos y se pueden maquinar fácilmente antes envejecer.
- Experimentan pocos cambios de forma durante el tratamiento
- El tratamiento térmico es fácil porque no requiere temple. No hay descarburación y tienen elevada templabilidad.
- Tienen buena soldabilidad, no requieren precalentamiento y las propiedades después de la soldadura se pueden restaurar por envejecimiento.
- Su resistencia a la corrosión es adecuada aunque experimentan corrosión bajo tensión en muchos ambientes.

5. Aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA steels)

Estos aceros, llamados también microaleados, proporcionan mejores propiedades mecánicas o mayor resistencia a la corrosión que el acero al carbono. Son diferentes de otros aceros en el sentido de que no se hacen para lograr una composición precisa sino para unas propiedades mecánicas específicas. Tienen un contenido de carbono entre 0.05 y 0.25% para retener la formabilidad y la soldabilidad. Otros elementos aleantes incluyen hasta 2% de Mn y pequeñas cantidades de Cu, Ni, Nb, N, V, Cr, Mo, Ti, Ca y Zr o tierras raras.

El término alta resistencia significa que tiene una fluencia superior a 300 MPa y resistencia última entre 450 y 850 MPa con alargamientos totales hasta de 27%. Además ofrecen propiedades balanceadas: junto con su elevada resistencia exhiben una baja temperatura de transición dúctil frágil. Son soldables y formables sobre todo por el control de la forma de las inclusiones.

Estos aceros en general se producen por laminación controlada, en algunos casos por normalizado y en unas pocas ocasiones por temple y revenido. Se denominan microaleados porque además del bajo tenor de C, Mn y Si, se calman con Al; los elementos como V, N, Ti y Nb forman los precipitados y elementos como Ca, Zr o tierras raras controlan la forma de los sulfuros. Tiene granos más pequeños de ferrita y precipitados finos.

Los mecanismos principales usados para fortalecer los aceros son el contenido de carbono o porcentaje de perlita, el tamaño de grano, la solución sólida, la dispersión de partículas y el aumento de las dislocaciones, figura 11.

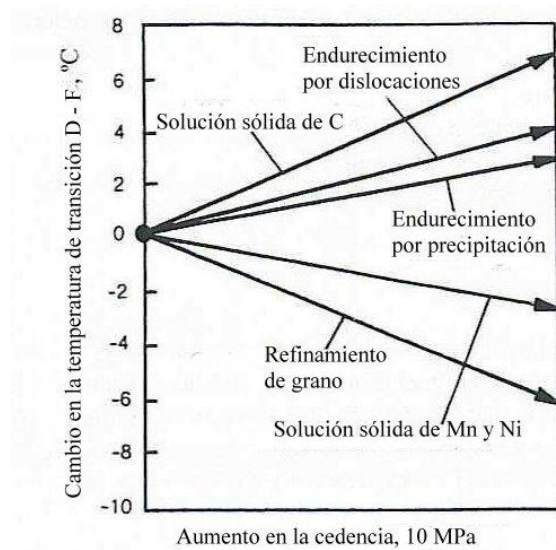


Figura 11. Efecto de los diferentes mecanismos endurecedores sobre la temperatura de transición dúctil – frágil. Fuente: Buahombura, Panya, *High Strength Low Alloy Steel (HSLA); Ultra Low Carbon Steel; Advanced High Strength Steel*, School of Metallurgical Engineering, Suranaree University of Technology, Suranaree, 2009, p. 3.

El manganeso se usa principalmente como elemento endurecedor, El contenido máximo es de 1.65%, pero se usa 1.35% en aceros con resistencias a la cedencia de 450 MPa o más. Sin embargo, el manganeso y el níquel ayudan a mejorar las propiedades de impacto a baja temperatura.

Acá no interesa el aumento de carbono porque disminuye drásticamente la ductilidad. Por ello el mecanismo deseable es el refinamiento de grano, porque no disminuye la tenacidad y disminuye la temperatura de transición dúctil – frágil, figura 12.

El fósforo tiene un papel doble en estos aceros, a veces se usa para endurecer en combinación con el cobre y también se usa para mejorar la resistencia a la corrosión. Sin embargo su uso va en detrimento de la resistencia al impacto. El cobre endurece por solución sólida, pero sobre todo aumenta la resistencia a la corrosión.

Cuando se exceden los límites de solubilidad sólida, se forma una segunda fase cuya dispersión tiene efecto directo sobre la resistencia y la tenacidad de la aleación. Una distribución uniforme de precipitados muy pequeños, como carburos, nitruros y boruros retarda efectivamente el movimiento de las dislocaciones y el volumen, tamaño, dislocaciones y coherencia de los precipitados se puede controlar con la composición y los parámetros del proceso. Es decir, la metalurgia física ha sido fundamental en el desarrollo de estos aceros [13].

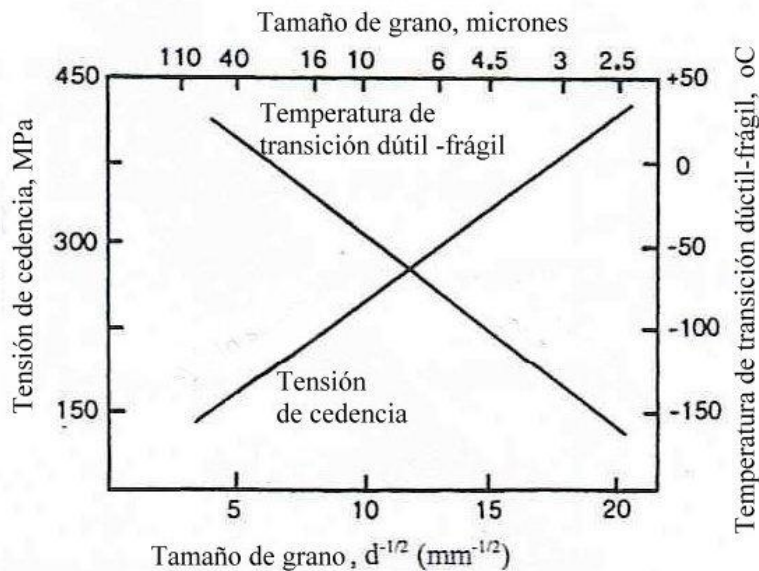


Figura 12. Efecto del tamaño de grano ferrítico sobre la cedencia y la temperatura de transición.
Fuente: Pickering, F. B., *Physical Metallurgy and the Design of Steels*, Applied Science Publishers, London, 1983, p. 16.

6. Aceros bifásicos

La necesidad de producir aceros de alta resistencia, con mayor formabilidad que los microaleados, llevó al desarrollo de los aceros bifásicos, los cuales tienen una microestructura de ferrita y martensita, figura 13; Hayami y Furukawa de la Nippon Steel Corporation produjeron una de las primeras referencia a estos aceros en 1975. Son aceros de bajo o medio carbono que se templean desde una temperatura entre A_1 y A_3 en un diagrama de enfriamiento continuo. Esto da por resultado una matriz blanda de ferrita con islas de martensita. En realidad la matriz contiene entre 75 y 85 en volumen de ferrita y el resto además de martensita puede contener bainita y austenita retenida.

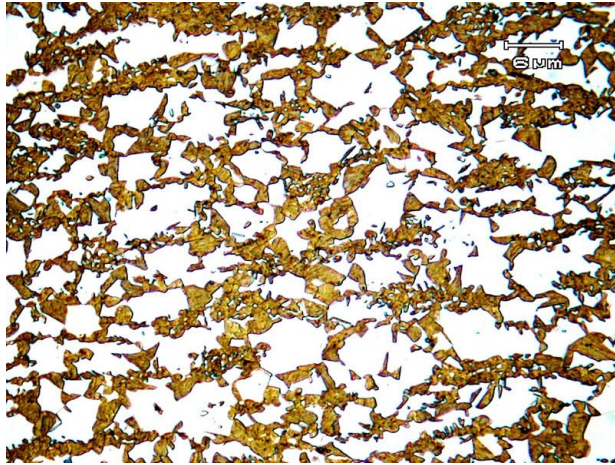


Figura 13. Estructura de un acero bifásico.

Fuente: Rashid, M. S., “Dual Phase Steels”, *Annual Review of Materials Science*, Vol. 1, p. 245.

Algunas de las características del material de Hayami y Furukawa incluyen:

- Baja anisotropía planar
- Mayores resistencias a la tracción que los aceros similares endurecidos por solución.
- Mayores valores del alargamiento que otros aceros con la misma resistencia
- Baja resistencia a la cedencia sin un punto de cedencia definido (cedencia continua) y una tasa de endurecimiento inicial elevada.

La tasa de endurecimiento por deformación más la excelente ductilidad hace que los aceros bifásicos tengan una resistencia última más elevada que los aceros convencionales con resistencia a la cedencia similar, como se ve en la figura 14. Comparado con el acero microaleado el acero bifásico exhibe una tasa inicial de endurecimiento mayor, más elevada resistencia última y una relación σ_o/σ_u , menor que el acero HSLA con cedencia similar.

La respuesta al endurecimiento por deformación es diferente entre los aceros bifásicos y los microaleados. Los aceros HSLA empiezan a perder la formabilidad tan pronto como empieza la deformación. Los bifásicos, debido a la naturaleza blanda de la matriz ferrítica pueden mantener la deformabilidad mucho más después de trabajados y pueden distribuir mejor las deformaciones en la parte que trabaja. Además absorben más energía y tienen la misma soldabilidad. Es claro que la resistencia es función del contenido de martensita, figura 15, el cual se controla con la composición y sobre todo, con el tratamiento térmico [14].

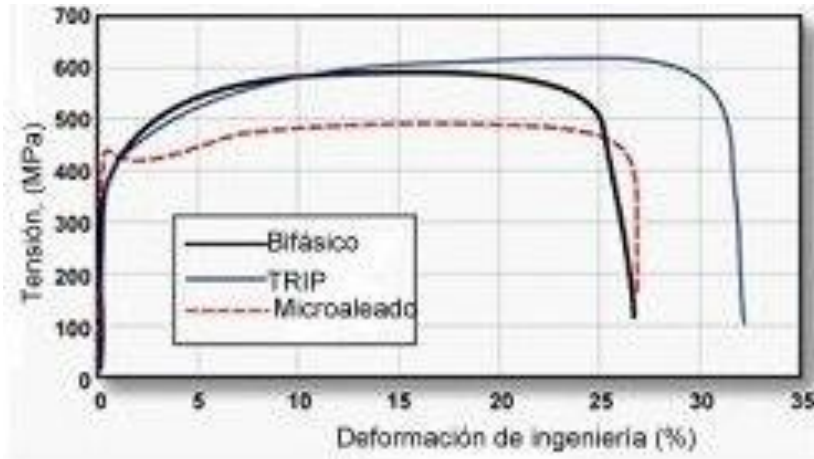


Figura 14. Curvas tensión – deformación para un acero bifásico y dos aceros con propiedades similares, uno TRIP y otro HSLA.

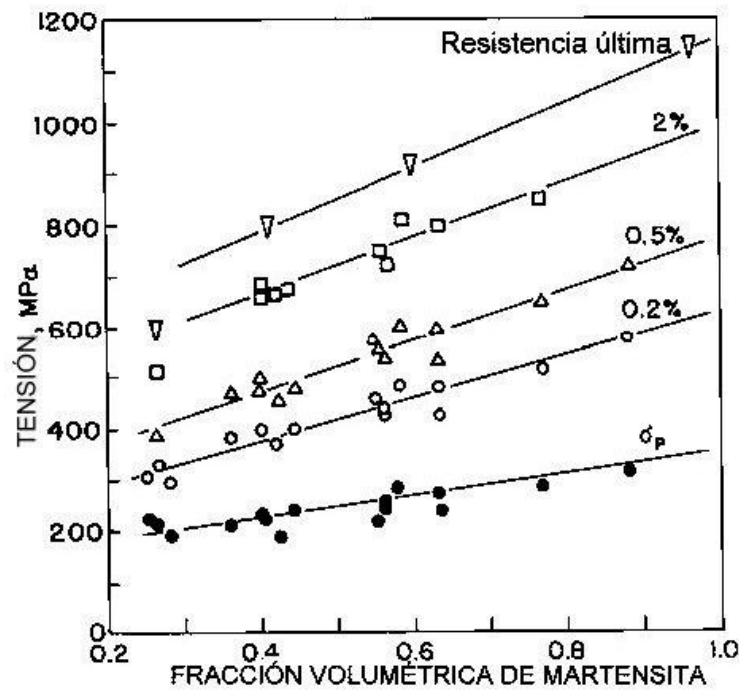


Figura 15. Tensión de flujo para varias deformaciones como función de la fracción volumétrica de martensita en un acero bifásico. Un acero con 0.1C, 1.6 Mn, 0.014 P, 0.3 Si, 0.04 Nb, 0.035V y 0.03 Al, se recoció entre 730 y 865° C por 30 minutos y se enfrió en agua.

Fuente: Brandon, M. H., *The Influence of Deformation-induced Residual Stresses on the Post-forming Tensile Stress/Strain Behavior of Dual-Phase Steels*, Ph D. Thesis, University of Pittsburg, Pittsburg, 2005, p. 23.

7. Nuevos aceros inoxidables

Los aceros inoxidables se siguen mejorando en todos los sentidos, pero, de las muchas tendencias, se mencionarán brevemente los aceros con elevado contenido de nitrógeno y los aceros inoxidables con aluminio.

La aplicación del nitrógeno como un elemento aleante empezó en el decenio de 1980, los aceros de entonces, que contenían entre 0.5 y 1.0% de nitrógeno, se denominaban aceros de alto nitrógeno o aceros de nitrógeno en hiper - equilibrio. A tales contenidos, el nitrógeno imparte propiedades únicas al acero; por ejemplo, alta resistencia mecánica y elevada resistencia a la corrosión, por lo cual iniciaron una nueva aplicación de la metalurgia física.

El nitrógeno es un estabilizador de la austenita, es decir, un sustituto del níquel, lo cual es una ventaja porque los precios de este metal han ido en aumento y porque es alergénico, de ahí la importancia del uso extensivo del nitrógeno en los aceros inoxidables.

En cualquier método de introducir nitrógeno al acero líquido su contenido está determinado por la presión del nitrógeno en fase gaseosa. Por ello esta presión es la base de todas las clasificaciones: por ejemplo, aceros microaleados con nitrógeno y aceros con elevado contenido de nitrógeno. Los primeros tienen matriz ferrítica, la cual disuelve este elemento y por ello el contenido no pasa de 0.02 – 0.03% N.

Los aceros que contienen Cr, Ni, Mn son austeníticos, disuelven más nitrógeno y contienen de 0.4 a 0.5%.

Los aceros de alto contenido de nitrógeno contienen más de lo permitido por el equilibrio $p_{N_2} = 0.1$ MPa y por ello se requieren reactores hiperbáricos especiales para producirlos con un contenido que puede ser superior a 1.0%.

Otro modo de introducir el nitrógeno es incorporándolo como nitruros, para lo cual se usan el Cr y el Mn, pues otros formadores de nitruro son muy fuertes (Ti, Zr, V, Nb) o caros (Mo, W). La aleación intersticial no es independiente de la adición sustitucional y del proceso de fabricación, que evoluciona continuamente.

Por esta razón los nuevos aceros contienen Cr + Mn como elementos sustitucional, pequeñas cantidades de formadores fuertes de nitruros y la asociación de intersticiales C + N cuya relación de concentración es óptima.

Además, existe la posibilidad de introducir endurecimiento por precipitación con nitruros y carbonitruros de tamaño nanoscópico en su procesamiento.

Por todas estas razones se espera que los aceros austeníticos con poco o sin níquel se usen ampliamente en el inmediato futuro [15, 16, 17].

De otro lado, los aceros inoxidable para uso a temperatura elevada tienen cada vez más demanda y se han seguido varios caminos en su desarrollo. Uno, por ejemplo, es estabilizar la matriz austenítica con elementos como el niobio para incrementar la resistencia a la termofluencia y otro es aumentar la resistencia a la corrosión con la adición de aluminio.

En el primer caso un acero complejo con 0.2% C, 0.2Si, 0.5 Mn, 22.5Cr, 25Ni, 3.6W, 1.5Co, 3.0Cu, 0.5 Nb, 0.23 N obtiene su elevada resistencia por la formación de nano precipitados. El niobio se añade para formar precipitados de MX (M = Nb, Cr o W, X = N o C) carburos o carbonitruros que llevan a un aumento en la resistencia a la termofluencia y, por tanto, suprimen la precipitación de otras fases. Una distribución intergranular fina y uniforme de MX puede aumentar grandemente la resistencia a la termofluencia. El cobre se añade para formar nanopartículas ricas en él que aumentan la resistencia a la termofluencia. El acero también se endurece por solución con las adiciones de W y Co. Para lograr una buena resistencia a la corrosión el contenido de Cr es elevado, en tanto que elementos promotores de la fase sigma, como Si y Mo, se mantienen en baja cantidad, y el Ni y el N ayudan a suprimir la fase fragilizadora [18].

De otro lado, el Oak Ridge National Laboratory de Estados Unidos desarrolló un acero inoxidable con elevado contenido de Al, pues la composición de la aleación es 20% Ni, 14% Cr y 2.5% Al, la cual muestra un excelente comportamiento a temperatura elevada, figura 16 [19].



Figura 16. Probeta de termofluencia del acero con 20%Ni, 14%Cr y 2.5% Al, ensayado a 750° C, con una tensión de 100 MPa, al aire, durante 2191 horas. Se ve poca oxidación.

Fuente: <http://www.sciencedaily.com/releases/2007/06/070620124302.htm>

8. Aceros dúplex

Los aceros inoxidable dúplex, o austenítico ferríticos, se caracterizan por su muy buena resistencia a la corrosión uniforme, el picado, la corrosión por hendidura, la corrosión bajo tensión, la corrosión fatiga y la corrosión bajo tensión en presencia de sulfuros. Tienen además buena resistencia mecánica, buena tenacidad y resistencia a la fatiga, su expansión térmica es baja y son fácilmente soldables. Fueron desarrollados hacia 1930 para la industria papelera sueca por su resistencia a los sulfuros.

Los aceros inoxidable dúplex son aleaciones Cr-Ni-X con un porcentaje de Cr entre 18% y 26%, Ni entre 4.5% y 6.5% y menos de un 0.03% en C. La X corresponde al Mo, N, Si, Cu, W, que son los elementos que se añaden para mejorar las características de resistencia a la corrosión.

El acero dúplex se compone aproximadamente de un 50% de ferrita y un 50% de austenita, figura 17. Pero, en general, la proporción de ferrita/austenita depende en gran medida del contenido de los respectivos elementos de aleación, junto con el tratamiento térmico y el proceso de enfriamiento utilizados.

El acero inoxidable dúplex más comúnmente utilizado es conocido normalmente como 2205 (22% de cromo, el 5% de níquel).

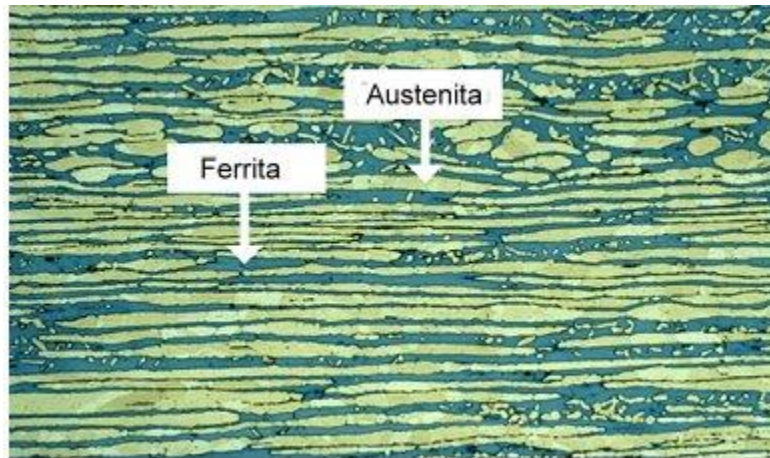


Figura 17. El acero dúplex se compone aproximadamente de un 50% de ferrita y un 50% de austenita.

Fuente: http://www.imoa.info/moly_uses/moly_grade_stainless_steels/duplex_stainless_steel.html

El principal problema de estos aceros es que forman muy fácilmente las fases fragilizadoras sigma, chi, R y alfa prima, además el calentamiento prolongado a temperaturas entre 350° y 550° C puede causar fragilidad de revenido.

Después de 1980 se han desarrollado los aceros dúplex de segunda generación, que se caracterizan por su mayor contenido de nitrógeno, el cual aumenta la resistencia a la corrosión, la estabilidad mecánica y disminuye la tendencia a formar fases intermetálicas frágiles [20].

9. Aceros IF

El acero libre de intersticiales (Interstitial Free: IF) es una aleación de elevada pureza que tiene un contenido mínimo de C y N; en el caso de los aceros con ultra bajo carbono los elementos intersticiales se remueven de la matriz añadiendo titanio y niobio en cantidades mayores que sus equivalentes. Este tipo de acero exhibe propiedades únicas, como un bajo punto de cedencia, no se envejece, tiene una gran ductilidad y una alta relación de deformación plástica y es adecuado para producción en las líneas de recocido continuo y galvanización.

Sin embargo, al principio de su producción comercial los aceros IF desarrollaron defectos superficiales como las sopladuras y pequeños desprendimientos superficiales, pero las causas de esto se clarificaron y se mejoró la calidad. Se encontró que las sopladuras se debían al argón usado en el proceso y los

desprendimientos eran causados por la exposición, durante la laminación de partículas de alúmina y polvo, todo lo cual se controló con estrictas medidas de procesamiento.

Es por ello que los principales desarrollos en los aceros IF han estado encaminados a optimizar su producción con el fin de minimizar los costos [21].

Con el advenimiento e instalación de equipos de desgasificación mejorados en el proceso de acería, es posible producir contenidos de carbono de 0.002 a 0.005 % y ya se están logrando contenidos de 0.001, lo cual da un acero de extremada formabilidad [22].

Para mejorar lo relativo a la baja resistencia se usa el refinamiento de grano, más aún la ultra refinación del grano, que además no perjudica la ductilidad. Esto se logra con una deformación plástica severa laminando a temperaturas justo por encima de A_{r3} o con técnicas como el cizallamiento continuo del fleje en condiciones confinadas. También se logra con laminación en caliente de la ferrita usando lubricantes [23, 24].

10. Aceros BH

Los aceros BH (Bake Hardening) o *endurecibles por horneado*, son aceros, normalmente en láminas, que se endurecen cuando se hornean en el proceso de pintura a unos 170°C . El endurecimiento es la diferencia entre el esfuerzo inferior de cedencia luego de hornear y el esfuerzo final de flujo después de predeformar, como se ve en la figura 18.

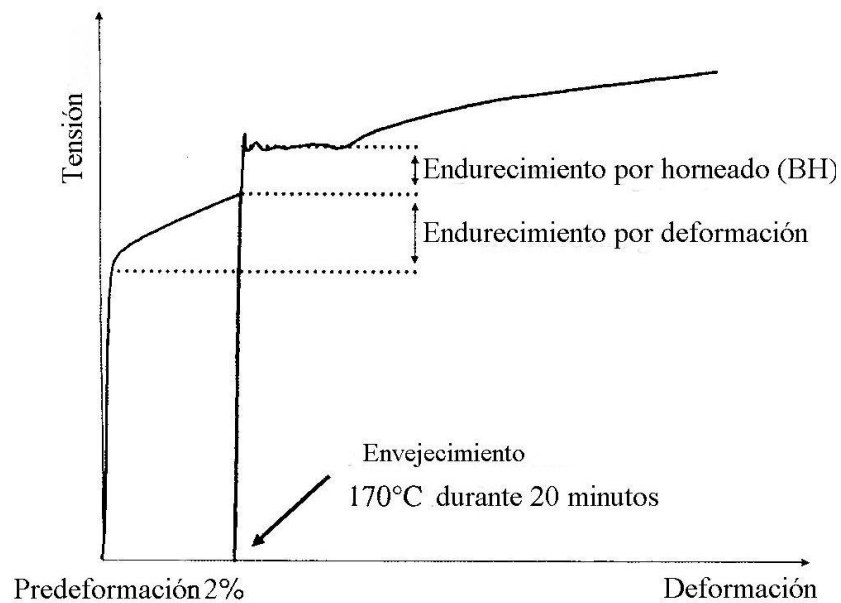


Figura 18. Esquema de un ensayo estándar y definición del endurecimiento por horneado.
Fuente: Ballarin, V., et al., “Mechanisms and Modeling of Bake-Hardening Steels: Part I. Uniaxial Tension”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 40A, Jun 2009, p. 1367.

Estos aceros, de gran formabilidad, ofrecen baja resistencia antes de deformarlos, pero ésta aumenta después de la conformación y el horneado de la pintura en la fabricación de automóviles. En general el endurecimiento se debe a la deformación en frío y al horneado. Este último es un fenómeno de envejecimiento por deformación, que es la interacción entre los átomos de carbono y las dislocaciones. Los aceros BH actuales presentan inicialmente una densidad de dislocaciones relativamente baja y un nivel controlado de carbono en solución, de modo que el fenómeno de endurecimiento por deformación sólo ocurre durante el horneado de la pintura. La difusión del carbono lleva a la formación de atmósferas Cottrell y al anclaje de las dislocaciones. Si ocurre más deformación después del estampado y el horneado, el material exhibe mayor resistencia pero también vuelve a tener un punto de cedencia agudo durante los ensayos de tracción. En ese caso, las inestabilidades plásticas conocidas como bandas de Piobert -Lüders se propagan a lo largo de la probeta. Esto corresponde a una localización de la deformación plástica, que lleva a una meseta en la respuesta tensión – deformación macroscópicas.

Este fenómeno ha sido ampliamente estudiado, y se sabe que el envejecimiento por deformación, debido principalmente a las atmósferas de Cottrell, está influido por numerosos parámetros, a veces acoplados, principalmente la composición química y especialmente el contenido de carbono en solución sólida, el tamaño de grano y las condiciones de envejecimiento (temperatura y tiempo). Por ejemplo el tamaño de grano juega un papel particular en el contenido de carbono en solución, pero el efecto resultante de endurecimiento por horneado no está completamente dilucidado [25, 26].

La principal ventaja de los aceros BH está en su alta formabilidad conjugada con una alta resistencia final después del proceso de conformado, por tanto se usan mucho para carrocerías de automóviles.

11. Aceros TWIP

La plasticidad inducida por el maclado (Twinning Induced Plasticity TWIP) se debe a una estructura austenítica que hace años se conoce en los aceros Hadfield de alto manganeso y alto carbono, y la cual, en los aceros TWIP, tiene una reducida energía de falla de apilamiento (EFA) –es de unos 20 mJ/m^2 –, lo cual facilita la formación de maclas durante la deformación. Esto porque la acción de maclado se produce únicamente cuando la EFA está entre 12 y 35 mJ/m^2 , si es menor se formará martensita ϵ y si es mayor el mecanismo de deformación será el deslizamiento de dislocaciones.

Así, cuando el material se deforma las maclas reducen el tamaño de grano efectivo, se acorta la distancia de deslizamiento de las dislocaciones y se produce una especie de efecto dinámico de Hall – Petch, figura 19.

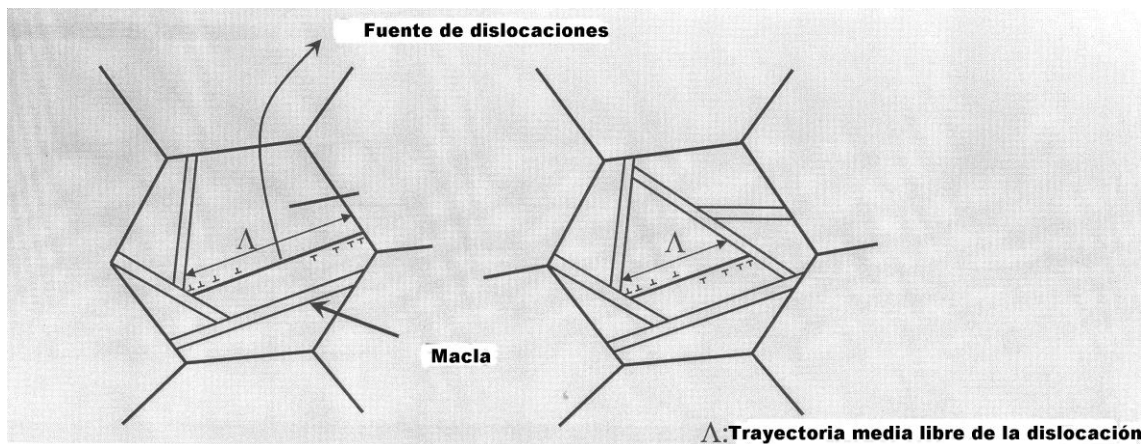


Figura 19. El maclado produce un efecto dinámico de Hall – Petch

Fuente: Chen, Lei, “Thermo-mechanical Properties of Fe18Mn0.6C TWIP Steel”, Materials Design Laboratory, Graduate Institute of Ferrous Technology, Pohang University of Science and Technology, Korea, June, 2007.

Los aceros de plasticidad inducida por maclado (TWIP) fueron inventados en 2004 por el profesor Georg Foremmeyer, Jefe del Departamento de Tecnología de Materiales del Instituto Max Planck para la Investigación del Hierro, MPIR, tienen gran ductilidad y absorben la energía en el caso de una colisión del vehículo, al mismo tiempo que mantienen su estabilidad y resistencia para proteger la cabina del pasajero. Los aceros TWIP contienen alrededor de 20% de Mn y pequeñas cantidades de carbono, aluminio y silicio y se pueden deformar hasta 90%.

Los aceros con 17 a 20% Mn son completamente austeníticos y no magnéticos, y no experimentan ninguna transformación de fase, porque el contenido de Mn y la presencia de Al inhiben la transformación a martensita ϵ . Las maclas mecánicas causan un gran endurecimiento durante la deformación, evitando la formación de nucas bajo carga de tracción y proporcionan al material una alta resistencia. Los experimentos iniciales con los TWIP llevaron la resistencia última hasta 600 MPa con alargamientos de 90%.

Estos aceros son populares debido a su capacidad de absorber energía, que es el doble de la de un acero de alta resistencia, porque bajo el impacto se deforman manteniendo la ductilidad debido a que cada parte se alarga primero, se endurece y entonces transmite el resto de la energía de deformación a las regiones vecinas que también se deforman. Debido a esta distribución de la energía por toda la superficie, la energía del impacto se absorbe más eficientemente, lo que da a los pasajeros mayores oportunidades de sobrevivir un choque.

El maclado causa un marcado incremento en el coeficiente de endurecimiento por deformación (n) a medida que la microestructura del hacer se hace cada vez más fina. Los aceros TWIP de alto manganeso combinan una resistencia extremadamente elevada y una muy buena ductilidad pues los límites de macla recientemente formados actúan como límites de grano en términos del fortalecimiento del material. El coeficiente de endurecimiento n aumenta hasta 0.4 a deformaciones de 30% y permanece constante hasta un alargamiento total del 50%.

Lo adecuado de este material para los procesos de manufactura actuales usados con otros acero, incluyendo la colada continua, la laminación y el prensado y también su buena soldabilidad son algunas de las ventajas. Pueden haber dificultades técnicas menores durante la producción metalúrgica de los aceros TWIP: una porción del acero se puede perder durante la fusión debido a que la presión de vapor del manganeso es más elevada, pero esto se compensa añadiendo cantidades mayores [27].

12. Aceros de herramientas

Para trabajo en caliente el acero más utilizado ha sido el AISI H – 13 que ofrece una resistencia razonable a alta temperatura y tenacidad, pero no elevada dureza o resistencia al desgaste. Por esta razón se han desarrollado aceros como los H - 14, H - 19, H - 21, y grados similares, que realmente sólo mejoran un poco las propiedades del H - 13. De otro lado, a pesar de la mayor dureza y resistencia al desgaste, así como una mejor resistencia al revenido, los aceros rápidos como el M2 se consideran demasiado frágiles para hacer matrices de forja. Así que esta necesidad de mayor dureza, resistencia al desgaste en los aceros para matrices de trabajo en caliente ha sido permanente.

Por tal razón se ha desarrollado un acero, que combina la elevada dureza y resistencia al revenido de los aceros rápidos, con la tenacidad de los aceros de trabajo en caliente. La tenacidad se ha mantenido usando metalurgia de polvos para eliminar la segregación.

La composición química de este acero se diseña parecida al del M2, sin el contenido de carburos; esto es, la matriz de este acero tiene resistencia similar al revenido que la matriz del M2, tabla 2. Sin carburos, la resistencia al desgaste es menor, aunque es mejor que la de otros aceros de trabajo en caliente [28].

Tabla 2. Composición química de algunos aceros

Acero	C	Cr	V	W	Mo	Co
H – 13	0.40	5.2	0.9	--	1.3	--
H - 19	0.40	4.2	2.1	4.2	0.4	4.5
M – 2	0.85	4.2	2.0	6.4	5.0	--
Nuevo	0.55	4.5	1.0	2.15	2.75	--

Muchos otros caminos se siguen en el desarrollo de aceros de herramientas que escapan a este resumen [29].

El desarrollo de los aceros fabricados por metalurgia de polvos en las últimas décadas ha demostrado ser efectivo en el caso de los aceros de herramientas. La principal razón de ello es la composición uniforme y la distribución de carburos finos sin la presencia de segregación en las partículas del polvo mismas. Por consiguiente, no hay segregación en el material compacto resultante; más aún, la distribución uniforme y el menor tamaño de los carburos primarios también evitan el crecimiento de grano, de modo que la microestructura es fina. Esta ruta de la metalurgia de polvo será cada vez más popular en el inmediato futuro para los aceros de herramientas [30].

13. Aceros para moldes

Las exigencias de los moldes para plásticos y metales aumentan cada día en muchos sentidos y por ello los aceros para hacerlos se mejoran continuamente en muchos sentidos.

Por ejemplo los plásticos pueden responder a ciertas demandas por sí mismos, pero otras como una superficie excelentemente pulida, o superficie estructurada, están influidas por el molde, es decir por el acero con que se hace éste.

Además el diseño de moldes más difíciles, los ciclos más cortos de producción, los plásticos nuevos, los períodos más breves entre la concepción y la producción de los elementos plásticos, la tenacidad, la conductividad térmica, los acabados superficiales, la resistencia a la corrosión, etc., exigen aceros con mejores características y por tanto el desarrollo de estos materiales no cesa.

La mayoría de los aceros inoxidable que se usan en la fabricación de moldes para plásticos son los martensíticos con 13% Cr, tipo 403 (0.15 C, 1.0 Mn, 0.04 P, 0.03S, 11.5 -13.0 Cr, 9.0 – 13.0 Ni). Los nuevos aceros con N tienen composiciones como la del M333 ISOPLAST de la Boheler (0.28C, 0.30Si, 0.30Mn, 13.50Cr + N). El reemplazo parcial del carbono con nitrógeno lleva a un aumento en la resistencia a la corrosión y la tenacidad. El aumento en esto resulta fundamentalmente de una distribución muy homogénea de precipitados finos, figura 20 [31].

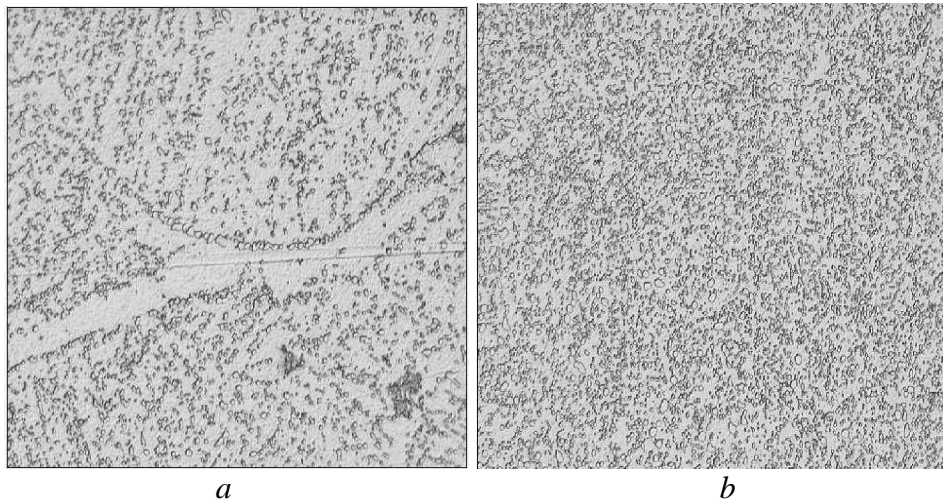


Figura 20. *a* – Microestructura del acero martensítico común; *b* - Microestructura del acero M333 ISOPLAST.
Fuente: Sammt, K. J., Sammer, J. Geckle and W. Liebfahrt, “Development trends of corrosion resistant plastic mould steels”, *6th International Tooling Conference*, Carlstad, September, 2002, p. 339.

Durante años el objetivo central en el desarrollo de aceros para moldes ha sido proporcionar al usuario un material con mejores propiedades mecánicas; sin embargo, cuando estas aleaciones de elevada resistencia se usan, el maquinado no se ha optimizado para el fabricante de moldes. Por esta razón, han salido al mercado algunos aceros donde se reduce la dureza para mejorar la maquinabilidad, añadiendo azufre o plomo, aunque a costa de otras características del acero. Los nuevos aceros inoxidable para moldes tienen un contenido de aleantes preciso para mejorar la maquinabilidad y otras propiedades importantes, en ellos se han optimizado la uniformidad de la dureza y la estabilidad durante el maquinado, al tiempo que se mejora la resistencia a la corrosión y la resistencia mecánica. Comparados

con el acero inoxidable 420F (resulfurado) las propiedades son mucho mejores en todos los sentidos, una composición típica es 0.12 C, 0.90 Si, 1.45 Mn, 13.0 Cr, 0.3 Ni, 0.2 Mo, 0.13 S. Su dureza está entre 270 – 310 HBN [32, 33].

Más del 40% de los aceros para moldes se suministran pre - endurecidos. Estos aceros pueden evitar defectos como la deformación, el agrietamiento y la descarbonización causada por el temple y el revenido después del maquinado. Y también tienen buena resistencia y tenacidad, buena respuesta al corte y el pulido, precisión dimensional y costos adecuados, por lo que son adecuados en la fabricación de moldes para plásticos con formas complejas. El acero más usado para esto es el AISI P20 y el AISI P20 + N, a los que se añade 0.003% B para mejorar la templabilidad, 0.1% S para formar inclusiones de MnS que destruyan la continuidad de la matriz y mejoren la maquinabilidad. El Ca se añade entre 0.002 y 0.01% puede modificar la morfología de las inclusiones de MnS. Y la cantidad adecuada de tierras raras puede aclarar el acero, reducir la segregación, refinar y distribuir las inclusiones uniformemente.

La inclusión de gases durante la inyección de plásticos es un problema que continúa desafiando a los fabricantes de moldes por muchas razones. Esto se tiene en cuenta en el diseño y la fabricación, pero desde hace algunos años se viene utilizando un acero inoxidable sinterizado, poroso, que tiene 25% de aire en volumen e incorpora una red de poros interconectados que permiten la salida de los gases. La presencia de estos poros limita el maquinado y la soldadura [34].

Para los moldes de trabajo en frío se han usado los aceros con 12% Cr, pero las nuevas exigencias han llevado al desarrollo de aceros con menos cromo y más aleantes (0.90 – 1.0 C, 0.90 – 1.0 Si, 0.20 – 0.40 Mn, 9.0 – 10.0 Cr, 1.90 – 2.20 Mo, 0.80 – 1.0 V, cuya tenacidad es el doble debido a la más fina distribución de carburos [35, 36].

14. Aceros con propiedades eléctricas y magnéticas especiales

Como el acero no solamente es un material estructural sino también una sustancia ferromagnética, es usado ampliamente en aparatos eléctricos como motores y transformadores, para aprovechar sus características magnéticas. Los aceros eléctricos y magnéticos, en la forma de fleje, se usan en equipos eléctricos y magnéticos para la generación, distribución y utilización de la energía eléctrica. Los flejes se ensamblan (por soldadura o unión mecánica) para formar núcleos de motores, generadores, transformadores, imanes, etc. Estos núcleos se usan para portar flujo magnético.

Generalmente estos aceros se clasifican como laminados en frío con textura orientada o laminados en frío con textura no orientada.

Hay muchas aplicaciones tradicionales y nuevas donde se requieren aceros con propiedades eléctricas y magnéticas especiales y por esta razón el desarrollo de estos materiales es materia de continua investigación.

Uno de los campos de aplicación de estos materiales es en los vehículos eléctricos, los motores de los cuales deben ser compactos, potentes y eficientes, de modo que se han usado los motores de imanes internos permanentes. Estos se hacen con aceros de bajísimo carbono (0.008 – 0.02%) tienen magnetización no orientada y se endurecen por solución sólida con Si, Mn y Ni, y el grano se refina con precipitados que contienen Nb [37].

En otros motores pequeños del automóvil, de elevada frecuencia, el acero nuevo tiene adiciones de Si para aumentar la resistencia y disminuir las *pérdidas en el hierro* a frecuencias elevadas. Sin embargo, la adición de Si también reduce el flujo magnético y eleva σ_o , lo cual decrece la trabajabilidad para lograr formas helicoidales. Más aún, σ_o tiende a variar debido al envejecimiento causado por los solutos de C y N. Por consiguiente, con el fin de mantener la formabilidad es necesario se mantenga bajo el silicio (0.1%) y usar laminación superficial para evitar el envejecimiento y lograr que σ_o permanezca en el intervalo deseado [38].

15. Aceros isotrópicos

Entre los aceros microaleados están los isotrópicos que se obtienen por la adición de aleantes como el Ti y el B y que se destacan por su reducida anisotropía, responsable, por ejemplo, de la tendencia a reducir el espesor frente a la disminución del ancho de la chapa, propiedad que es fundamental en la embutición. Esta isotropía es importante también en ciertas aplicaciones eléctricas.

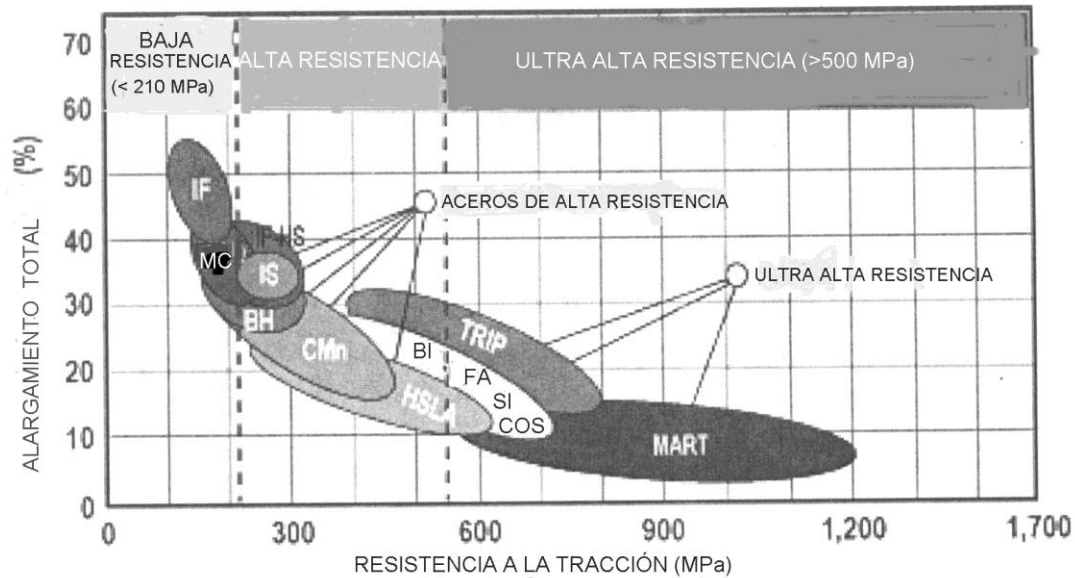
En estos aceros se consigue una buena conformación asociada con una mayor resistencia a la dentellada. En los automóviles se utilizan, fundamentalmente, en piezas visibles, como puertas, capós y parales, así como en piezas sometidas a esfuerzos dinámicos durante la conducción, como los montantes y sus refuerzos [39].

Una composición típica de un acero isotrópico es 0.03 - 0.06% C, 0.50 - 1.10% Mn, 0.08 - 0.20% Si, 0.015 - 0.070 %Al, N < 0.007%, Ni < 0.040%, Cu < 0.040%, P < 0.035%, S < 0.015%, Mo < 0.008%, Ti < 0.005 y el boro debe estar en una proporción tal que $0.65 < B/N < 1.60$.

Su producción implica laminación estrictamente controlada y recocidos muy cuidadosos [40].

Conclusión

Esta ha sido apenas una breve introducción a un extenso tema como es el de los aceros avanzados actuales. Se ha visto como la Ciencia de los Metales ha sido fundamental en el desarrollo de todo tipo de aceros y la idea es que la visión de este panorama permita seguir aplicando métodos de diseño de aleaciones cada vez más complejos y la obtención de aceros cada vez mejores, figura 21. Esto porque en la actualidad los aceros avanzados son necesarios en casi cada sector de la economía y la industria, desde la construcción de infraestructura hasta las aplicaciones electromagnéticas, por todo ello es importante comprender que sin metalurgia física no podrán alcanzarse las demandas actuales y futuras [41, 42].



IF (Libres de intersticiales); MC (Aceros dulces); IS (aceros isotrópicos); BH (endurecibles por horneado); CMn (al carbono Mn); TRIP (con plasticidad inducida por plasticidad); BIFÁSICOS; HSLA (Microaleados); MART (Martensíticos)

Figura 21. Propiedades mecánicas de los aceros avanzados

Referencias

1. Irvine, K. J., "The Physical Metallurgy of Steel", *J. Iron and Steel Institute*, June, 1969, p. 837.
2. Pickering, F. B., *Physical Metallurgy and the Design of Steels*, Applied Science Publishers, London, 1983, p. 2.
3. Ashby, Michael F. "On the Engineering Properties of Materials", *Acta Metallurgica*, Vol. 37, No. 5, 1989, p. 1273.
4. Valencia Giraldo, Asdrúbal, "El diseño y modelamiento de materiales", *Dyna*, Vol. 75, No. 156, Nov. 2008, p. 151.
5. Dolge, Alfred *Pianos and Their Makers: A Comprehensive History of the Development of the Piano from the Monochord to the Concert Grand Player Piano*. Covina Publishing Company, London, 1911, p. 124.
6. Zackay, V. F. and W, M. Justusson, "High-Strength Steels", Report 76, Iron and Steel Institute, London, 1962, p. 14.
7. Hale, K. F. and McLean, "Grain Size of Ausformed Steel", *Nature*, Vol. 205, 06 March 1965, p. 1000.
8. Verhoeven, J. D., *Fundamentals of Physical Metallurgy*, John Wiley,, New York, 1975, p. 542.
9. Zackay, V. F., E. R. Parker, D. Fahr, and R. Busch, "The Enhancement of Ductility in High-Strength Steels", *ASM Trans. Quart.*, Vol. 60, 1967. p. 252.
10. Skálová, L., R. Divišová, and D. Jandová, "Thermo-mechanical processing of low alloy TRIP steel", *12th Conference on Achievements in Mechanical and Materials Engineering*, Polish Academy of Sciences, Gliwice, 2003, p. 807.

11. Pawlak, S. J. and W. Zalecki, “Microstructure, properties and hot deformability of the new maraging steels”, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Vol. 29, No. 1, July, 2008, p. 31
12. Sha, W. and Z. Guo, *Maraging steels: Modeling of microstructure, properties and applications*, CRC, Woodhead Publishing, Cambridge, 2009, p. 32.
13. Valencia Giraldo, Asdrúbal, *Tecnología del tratamiento térmico de los metales*, Editorial Universidad de Antioquia, Medellín, 2009, p. 297.
14. Brandon, M. H., *The Influence of Deformation-induced Residual Stresses on the Post-forming Tensile Stress/Strain Behavior of Dual.-Phase Steels*, Ph D. Thesis, University of Pittsburg, Pittsburgh, 2005, p. 23.
15. Speidel, Markus O., “Grain boundary Hardening and single Crystal Plasticity in High Nitrogen Austenitic Stainless Steels”, *Advanced Steels*, Yuqing Weng, Han Dong and Yong Gan (eds.), Metallurgical Industry Press - Springer, Beijing, 2011, p. 359.
16. Foct, Jacques, “Unexplored Possibilities of Nitrogen Alloying of Steel”, *Advanced Steels*, Yuqing Weng, Han Dong and Yong Gan (eds.), Metallurgical Industry Press - Springer, Beijing, 2011, p. 363.
17. Svyazhin, Anatoly G., Jerzy Siwka and Ludmila M. Kaputkina, “High – Nitrogen Steels: the Current State and Development Trendes”, *Advanced Steels*, Yuqing Weng, Han Dong and Yong Gan (eds.), Metallurgical Industry Press - Springer, Beijing, 2011, p. 367.
18. Chai, Guocai, Jan-Olof Nilsson, Magnus Boström, Jan Högberg and Urban Forsberg, “Advanced Heat Resistant Austenitic Stainless Steels”, *Advanced Steels*, Yuqing Weng, Han Dong and Yong Gan (eds.), Metallurgical Industry Press - Springer, Beijing, 2011, p. 385.
19. “Super Stainless Steel Developed”, *Science Daily*, June 21, 2007; <http://www.sciencedaily.com/releases/2007/06/070620124302.htm>
20. Álvarez – Armas, Iris, “Duplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloys”, *Recent Patents on Mechanical Engineering*, No. 1, 2008, p. 51.
21. Kimura, Hideaki, “Advances in High Purity IF Steel Manufacturing Technology”, *Technical Report No. 61*, Nippon Steel, 1994.
22. Jeon, Woo Chang, “Strength and Formability of Ultra Low-Carbon Ti-IF Steels”, *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol. 31A, April 2006, p. 1305.
23. Yin, Y. H., M. Y. Huh and Y. H. Chung, “Evolution of textures and microstructures in IF-steel sheets during continuous confined strip shearing and subsequent recrystallization annealing”, *Journal of Materials Science*, vol. 39, 2004, p. 5311.
24. Bhattacharya, Debanshu, “Metallurgical Perspectives on Advanced Sheet Steels for Automotive Applications”, *Advanced Steels*, Yuqing Weng, Han Dong and Yong Gan (eds.), Metallurgical Industry Press - Springer, Beijing, 2011, p. 363.
25. Ballarin, V., et al., “Mechanisms and Modeling of Bake-Hardening Steels: Part I. Uniaxial Tension”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 40A, June 2009, p. 1367.
26. Chen Ji-ping, KangYong-lin, Hao Ying-rmin, Liu Guang-ming and Xiong Ai-ming, “Microstructure and Properties of Ti and Ti + Nb Ultra-Low-Carbon Bake Hardened Steels”, *Journal of Iron and Steel Research. International*, Vol. 16 No. 6, 2009, p. 33.
27. Kliber, Jiri Kamil Drozd, Ilja Mamuzic, “Stress – strain behavior and Softening in Manganese TWIP Steel Tested in Thermal – Mechanical simulator”, *Metal 2009 Hradec nad Moravicí*, p. 19.
28. Tarney, Ed, “A New Tool Steel for Hot Forming Gears”, *Gear Solutions*, June 2011; <http://www.gearsolutions.com/article/detail/5587/a-new-tool-steel-for-hot-forming-gears>

29. Fila, P. et al, “Development of New Types of Tools Steels Designed for Forging Dies”, *MM Science Journal*, December 2010, p. 221.
30. Rosso, M., D. Ugues and M. Actis Grande, “The challenge of PM tool steels for the innovation”, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Vol. 18, No. 1 - 2, September – October , 2006, p. 175
31. Sammt, K. J., Sammer, J. Geckle and W. Liebfahrt, “Development trends of corrosion resistant plastic mould steels”, *6th International Tooling Conference*, Carlstad, September, 2002, p. 339.
32. Rahlen, Lena and Patricia Millwer, “Development of a New Mold Base Stainless Steel”, *MoldMaking Technology*, February 2009, p. 29; <http://www.moldmakingtechnology.com>
33. Durand-Charre, *Microstructure of Steel and cast Irons*, Springer, Berlin, 2003, p. 321
34. Zhaoyao, Zhou, “Permeable Steel and Its Application in Plastic Injection Mould”, *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, Vol. 23, No. 3, 2010, p. 1.
35. Wu, Xiaochung and Luoping Xu, “New products and Techniques of Mould Steels”, *Advanced Steels*, Yuqing Weng, Han Dong and Yong Gan (eds.), Metallurgical Industry Press - Springer, Beijing, 2011, p. 423.
36. “Mould Steels”, Uddeholm; <http://www.uddeholm.co.jp/pdf/mould-english.pdf>.
37. Tanaka, Ichiro and Hiroyoshi Yashiki, “Magnetic and Mechanical Properties of Newly Developed High-Strength Nonoriented Electrical Steel”, *IEE Transactions on Magnetics*, Vol. 46, No. 2, February, 2010, p. 290.
38. Kawano, Masaki, Toshiro Fujiyama and Tatsuya Aoki, “Electrical Steels for High-functional Automotive Electrical Components Corresponding to Energy Saving”, Technical Report No. 48, Kawasaki Steel, March 2003; http://www.jfe-steel.co.jp/archives/en/ksc_giho/no.48/e48-047-052.pdf
39. López Izquierdo Pablo, “Aceros especiales”, *Cesvimap 54*, Diciembre 2005, p. 12; http://www.mapfre.com/documentacion/publico/i18n/catalogo_imagenes/grupo.cmd?path=1035889
40. Frantsenuk, I. V. et al., “Production of Isotropic electrical Steel”, *Metallurgist*, Vol. 45, Nos. 9 – 10, 1999, p. 461.
41. Dong, Han et al., “On the Performance Improvement of Steels through M³ Structure Control”, *Advanced Steels*, Yuqing Weng, Han Dong and Yong Gan (eds.), Metallurgical Industry Press - Springer, Beijing, 2011, p. 35.
42. Badhesia, H. and R. W. K. Honeycombe, *Steels Microstructure and Properties*, Butterworths – Heinemann, London, 2006, p. 14.