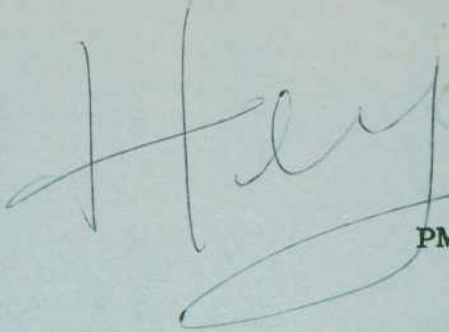




PMM/A-238

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
PRESIDENCIA DE LA NACION

PROGRAMA MULTINACIONAL DE METALURGIA
(Programa Regional de Desarrollo Científico y Tecnológico-OEA)

TEMAS DE ACEROS

Alfredo M. Hey

Buenos Aires-Argentina
1977

PMM/A-238

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
PRESIDENCIA DE LA NACION

PROGRAMA MULTINACIONAL DE METALURGIA
(Programa Regional de Desarrollo Científico y Tecnológico-OEA)

TEMAS DE ACEROS

Alfredo M. Hey

Buenos Aires-Argentina
1977

I. ACEROS DE CORTE LIBRE

1 AREAS Y REQUERIMIENTOS DE UTILIZACION

A pesar del creciente perfeccionamiento e implantación de procesos de fabricación, tales como extrusión, forja en frío y caliente, pulvimetalurgia, laminación de formas, etc., que aprovechan el material semi-terminado de una manera muy eficiente, las operaciones de maquinado con arranque de viruta siguen teniendo una importancia preponderante en la elaboración de elementos mecánicos de la más variada naturaleza.

Las estimaciones de tonelajes de material convertidos en viruta conducen a cifras extremadamente altas, lo que no es sorprendente si se considera que en no pocos casos el peso de materia prima puede duplicar el de la pieza terminada.

Razones de economía obligan a realizar estas operaciones con un máximo de eficiencia, lo que implica, entre otras cosas, una satisfactoria maquinabilidad del material que se trabaja.

Esta maquinabilidad satisfactoria constituye un compromiso con las restantes propiedades mecánicas que se requieren del material y puede lograrse en grado creciente para aquellos componentes o partes que no están sometidos a rigurosas condiciones estructurales, de desgaste, corrosión, etc.

Es así que para el terminado de piezas de elevada resistencia debe recurrirse a procesos sofisticados tales como electroerosión, maquinado químico, etc. o al uso de herramientas de corte especiales; en tanto que para operaciones intermedias en componentes comprometidos, por ejemplo: engranajes, se recurre a una optimización, en términos de maquinabilidad, de la estructura del material, previa al tratamiento térmico final. Cuando por la naturaleza de su función la pieza no está altamente solicitada, por ejemplo: tornillos, bulones, cuerpos de bujías, etc., y cuando su geometría permite la producción en máquinas automáticas de

alta velocidad puede recurrirse a los aceros de corte libre en los cuales la maquinabilidad ha sido optimizada mediante adiciones convenientes. Similares recursos pueden utilizarse para mejorar la maquinabilidad de aceros inoxidables sometidos a condiciones benignas de corrosión.

A diferencia de otras propiedades, la maquinabilidad es extremadamente difícil de medir y hasta de definir. En términos generales y con distinto énfasis según las distintas operaciones, materiales, componentes, etc., puede decirse que un material presenta buena maquinabilidad cuando (1):

- a) La velocidad de desgaste de la herramienta es baja.
- b) El acabado superficial es satisfactorio.
- c) Los requerimientos de potencia son bajos.
- d) Las pasadas y velocidades de corte son altas.
- e) El tamaño y forma de la viruta no interfiere con la operación.

Estos requerimientos han sido utilizados como base de los diversos ensayos con que se ha intentado caracterizar la maquinabilidad de los distintos materiales.

Es aceptado que la prueba definitiva de la bondad de un material está dada por su comportamiento en condiciones reales de producción. Si bien ensayos en esa escala se han utilizado en algunos casos durante la puesta a punto en fabricación (2), los mismos son demasiado costosos en términos de tiempo y material empleado para ser utilizados en evaluación previa de materiales o en control de calidad.

En tanto no se ha ubicado aún una propiedad o característica única que determine la maquinabilidad, debe recurrirse a ensayos, más o menos rápidos, de maquinado, utilizando como elemento de juicio alguno de los requisitos arriba mencionados.

Algunos de los criterios utilizados son:

- a) Potencia absorbida para determinadas condiciones de corte o alternativamente condiciones de fricción, o temperatura, en la cara superior de la herramienta.

- b) Calidad del acabado superficial en sus variantes: acabado superficial constante con velocidad variable o viceversa.
- c) Deterioro de la herramienta. Los criterios más utilizados son: desgaste del flanco o frente, cráter en la cara superior y rotura total. En general, se especifican algunos rangos de profundidad de corte y avance y se varía la velocidad de corte, no utilizándose refrigeración ni lubricación.

Este último criterio constituye la base del ensayo recomendado por la International Standards Organization (ISO) (4), según el cual pueden medirse con razonable confianza las constantes K y C de la ecuación de Taylor

$$VT^{1/K} = C$$

que vincula a la velocidad de corte V con la vida T de la herramienta.

En razón del elevado costo del ensayo ISO, se han desarrollado algunas variantes abreviadas del mismo que permiten determinar las constantes con menor cantidad de material y trabajo (1)(5).

2 FENOMENOS DE CORTE

El comportamiento de los materiales durante el maquinado está determinado por un conjunto de fenómenos que suceden en las adyacencias del filo de la herramienta. El proceso primario de formación de la viruta lo constituye una intensa deformación por corte a medida que el material cambia de dirección y comienza a fluir en forma paralela a la cara superior de la herramienta (6). Esta deformación tiene lugar en una zona más o menos restringida y en general se la puede identificar por un plano cuya inclinación ϕ con la dirección de corte constituye el

parámetro más característico del proceso (Fig. 1). Durante mucho tiempo este ángulo de corte se utilizó preponderantemente en la formulación de los diversos análisis sobre maquinado, en los que se suponían condiciones de fricción en la interface entre la viruta y la cara superior de la herramienta. Ante un mayor arrastre sobre la viruta, por resistencia al deslizamiento en esta zona, el plano de corte penetra en el material de trabajo produciéndose viruta de mayor espesor. Sin embargo, estudios de tipo metalográfico realizados por varios autores (7) han demostrado la existencia de condiciones de adherencia extremas entre el material de la viruta y la herramienta en zonas cercanas al filo. Ello da lugar a la formación de capas estacionarias de material en cantidades variables, según sean las condiciones de corte, y a la generación de gradientes muy agudos de velocidad en la zona de la viruta cercana a la herramienta. Se forma así una zona de deformación, o flujo, secundaria donde las condiciones de deformación del material trabajado reemplazan a las de fricción, como se creía anteriormente, en la determinación del comportamiento del material durante el corte. Dado que la velocidad de desgaste debe estar relacionada con la velocidad del material trabajado en contacto con la herramienta, las condiciones de flujo del mismo deben ser uno de los factores más importantes que determinan la velocidad de desgaste y también otros aspectos como potencia absorbida a través de las fuerzas generadas sobre la herramienta, acabado superficial, forma de la viruta, etc.

2.1 Efecto de la Velocidad de Corte. Filo Recrecido

Si se considera el comportamiento de la zona de deformación secundaria a velocidades de corte diversas se verá que, a bajas velocidades, las primeras capas de material adheridas a la superficie de la herramienta son altamente endurecidas por trabajo mecánico siendo el aumento de temperatura insuficiente para producir algún ablandamiento. La zona de deformación es entonces transferida hacia el material de las capas internas el que, a su vez, sufre también un proceso de endurecimiento. De esta manera, se va formando una serie de capas endurecidas que transfieren

la deformación a regiones cada vez más alejadas de la superficie de la herramienta. Esto da lugar a la formación de acumulaciones relativamente grandes de material endurecido que se conocen como "filo recrecido" (Fig. 2 a). El proceso es por supuesto tridimensional, abarcando todo el ancho de la herramienta (Fig. 2 b) con tendencia a mayores acumulaciones en la zona central de corte (8). Luego de una cierta acumulación, razones de geometría o, más probablemente razones metalúrgicas tales como recristalización o cambios de fase originados por un aumento de temperatura, hacen que el filo recrecido se desprenda, en todo o en parte, y sea arrastrado por la viruta o por la pieza trabajada. Ello da lugar a malos acabados superficiales característicos de condiciones de maquinado con filo recrecido. Asimismo la naturaleza cíclica del proceso afecta el comportamiento de la herramienta.

Al aumentar la velocidad de corte se genera calor más rápidamente en la zona de corte y la temperatura del filo recrecido y la herramienta aumenta. Ello ablanda al filo recrecido y ocasiona un aplastamiento y reducción de tamaño del mismo, alterando las condiciones de deformación como se muestra esquemáticamente en la Fig. 3. En lugar de una deformación localizada alrededor del filo la deformación se extiende progresivamente a una zona más larga y el proceso pierde su condición cíclica para transformarse en una secuencia estacionaria y continua donde el nuevo material reemplaza constantemente al que es acarreado por la viruta. El acabado superficial mejora notablemente y cambian la geometría y el espesor de la viruta. Sin embargo, el material adherido no desaparece totalmente permaneciendo una capa de algunos micrones en la superficie de la herramienta aún a velocidades altas. La presencia de esta capa determina en gran medida el desgaste de la herramienta.

Algunos aspectos relativos a la zona de deformación secundaria merecen destacarse. A pesar de que las deformaciones, y en consecuencia las tensiones, son mucho más elevadas la fractura de la viruta generalmente sucede en la zona de deformación primaria. Ello es atribuible no sólo a la mayor temperatura que se genera en la zona secundaria, con el consiguiente ablandamiento, sino también a la mayor influencia de componentes de compresión en la distribución de tensiones. Asimismo la importancia de factores como conductividad y capacidad calórica, coeficientes de endurecimiento, resistencia a la deformación a altas temperaturas, etc., permiten explicar las dificultades que se presentan al maquinar las aleaciones resistentes al creep, tales como aceros

inoxidables, aleaciones de alto níquel, etc.

Se considera asimismo (9) que las variaciones en el filo recrecido tienen influencia sobre la curvatura de la viruta. Se supone que la misma está relacionada con el ángulo formado por las caras superiores del filo recrecido y de la herramienta sobre las cuales debe fluir la viruta.

2.2 Influencia de Segundas Fases. Depósitos no Metálicos

Aún cuando la naturaleza detallada del comportamiento del material en la zona de deformación secundaria no ha sido totalmente aclarada se considera que el mismo puede asimilarse a la de un flujo casi-viscoso, sobre todo en el caso de las fases habituales en aceros.

Existen sin embargo dispersiones de otros constituyentes que pueden llegar a jugar un papel importante en el proceso de maquinado. Tal es el caso de partículas de algunos óxidos y carburos de elevada dureza y alto punto de fusión que no sufren deformación durante el proceso y no lo modifican apreciablemente. Sin embargo se considera posible que algunas de ellas tengan efectos abrasivos sobre la herramienta y contribuyan a acortar su vida.

Un papel más importante juegan las inclusiones de compuestos tales como sulfuros de manganeso capaces de deformarse fácilmente a bajas temperaturas.

En la zona de deformación primaria los mismos se alargan en la dirección de corte y se considera que pueden dar origen a zonas débiles a lo largo de las cuales se originan las fisuras que dan lugar a la fractura y fragmentación de la viruta.

En la zona de deformación secundaria los sulfuros son extendidos en capas muy finas que pueden eventualmente aflorar a la superficie de la cara inferior de la viruta. Fig. 4. Estas capas forman zonas débiles

en el seno de la zona de deformación facilitando el deslizamiento con consiguientes descensos en tensión y temperatura. Estas inclusiones actúan en efecto como una especie de lubricante interno y el efecto será más pronunciado cuanto mayor sea la fracción en volumen de las mismas.

Asimismo la efectividad será mayor cuanto mayor sea el tamaño de las mismas al generarse zonas más amplias de resistencia disminuida. Asimismo es sabido (10) que la deformabilidad relativa de los sulfuros disminuye con su tamaño lo que explicaría la experiencia generalizada que los sulfuros grandes son más efectivos en mejorar la maquinabilidad.

Un segundo efecto de algunos tipos de inclusiones se manifiesta por la aparición, en determinadas condiciones, de depósitos no-metálicos en la cara superior de la herramienta (11). Análisis de diversos tipos han demostrado que los componentes de estos depósitos corresponden al de algunas de las inclusiones no-metálicas existentes en el material. Estas pueden ser sulfuros y oxisulfuros y también diversas variedades de óxidos, generalmente Al_2O_3 - SiO_2 - CaO , provenientes de los procesos de desoxidación. Estas últimas inclusiones, de tipo silicato, tienen la propiedad de ablandarse en un cierto rango de temperatura. Si la temperatura existente en la interface viruta-herramienta durante el maquinado está dentro de este rango de ablandamiento, cualquier inclusión cercana a la misma se tornará plástica y podrá depositarse sobre la herramienta por un mecanismo similar al de la Fig. 4.

A velocidades bajas, la temperatura será insuficiente para producir ablandamiento, los óxidos retendrán su dureza habitual llegando eventualmente a acelerar el desgaste por abrasión de la herramienta. En cambio el ablandamiento a velocidades muy altas puede llegar a reducir la viscosidad de la inclusión a un grado tal que se reduzca considerablemente la adherencia impidiendo la formación del depósito.

Los productos de desoxidación presentan un rango de composición muy amplio y en consecuencia una gran variación en su punto de ablandamiento. En consecuencia los rangos de formación de depósitos variarán con la velocidad de corte para las distintas composiciones. Es así que los productos de desoxidación con FeSi forman depósitos a velocidades más bajas que los resultantes del uso de SiCa. Fig. 5 (12-13). A velocidades aún mayores debieran formarse los depósitos que producen los productos de desoxidación con CaAl (14). Mediante una apropiada selección de las

técnicas de desoxidación es posible extender el rango de velocidades de formación de depósitos, tal como lo muestra la línea punteada en la Fig. 5 (12-15).

La forma en que la formación de depósitos no metálicos varía según los restantes parámetros del proceso se muestra en la Fig. 6. En muchos casos el depósito puede formarse también en el flanco de la herramienta cuando se trabaja a altas velocidades. El rango de velocidades a los cuales se forma se desplaza hacia velocidades más altas comparadas con las que originan depósitos en la cara superior, debido a las temperaturas más bajas existentes en el flanco.

2.3 Influencia de Herramienta y Lubricante

En las condiciones imperantes en la zona de corte se considera que el desgaste de la herramienta puede tener lugar por alguno de los siguientes mecanismos: abrasión, desprendimiento o difusión.

Contrariamente a lo que podría esperarse, las observaciones experimentales muestran que la abrasión por partículas duras no es el más común de los procesos de desgaste, sobre todo en herramientas de carburo sinterizado. Ello es explicable por el hecho de que no existen en el acero partículas de dureza mayor que los constituyentes de la herramienta.

El desprendimiento de porciones relativamente grandes de material de la herramienta puede observarse cuando la superficie de la herramienta es irregular, cuando el flujo es desparejo o turbulento y cuando el contacto entre material y herramienta es intermitente. Estas son las condiciones que prevalecen hacia el final de la vida útil del filo o en el corte a bajas velocidades. Dada la naturaleza inhomogénea de su estructura las herramientas de carburo son más afectadas que las de acero rápido por este tipo de desgaste.

Existe razonable evidencia que la herramienta puede desgastarse por un proceso en el cual átomos de la herramienta difunden hacia el material

de trabajo que los arrastra con la viruta. Las altas condiciones de temperatura, presión y deformación, facilitan este tipo de intercambio. Las reacciones posibles pueden ser: difusión de hierro hacia la fase de cobalto que cementa las partículas de carburo, difusión del cobalto hacia el acero, disolución de los carburos y pasaje del carbono hacia el acero. La velocidad de difusión depende de la interacción y solubilidad entre los elementos en cuestión. Este efecto puede llegar a dominar el proceso de desgaste. Así podría explicarse las bajas velocidades de desgaste de herramientas de Al_2O_3 que tiene muy baja solubilidad en hierro y también el mejor comportamiento de los carburos de titanio y tantalio con respecto a los de tungsteno. Es interesante hacer notar que la presencia de Ti en la herramienta se considera un requisito esencial para la formación de un depósito no-metálico estable.

Según sean las condiciones de corte pueden darse los siguientes casos: a) en condiciones de filo recreado, es decir bajas temperaturas y espesores de depósito grandes, la difusión no ocurre y la herramienta puede permanecer libre de desgaste por períodos largos. b) A temperaturas más altas y depósitos finos la zona cercana al filo se desgasta por difusión presentando un aspecto de ataque sin que se noten líneas de flujo. c) A altas temperaturas y con flujo rápido de material cerca de la herramienta se produce un rápido desgaste del flanco de la herramienta y se forma un cráter en la cara superior. Además del ataque se notan líneas de flujo.

Es evidente que según sea su composición y sus características de difusión los depósitos no metálicos pueden llegar a actuar como barreras a la difusión de los componentes de la herramienta con efectos notables, sobre la vida de la misma.

En lo que respecta al efecto de los líquidos lubricantes, los mismos pueden actuar como lubricantes y también como refrigerantes. En este sentido su efecto regulador sobre la temperatura en la zona de corte puede ser muy relevante. El efecto de los lubricantes sobre la zona de corte a velocidades de corte relativamente bajas es generalmente aceptado, esencialmente a través del mecanismo de penetración de vapores. En cambio no es claro el efecto ni los mecanismos operantes a altas velocidades, especialmente de los compuestos aditivos llamados de "Extrema Presión" (16).

2.3 Influencia de las Propiedades Físicas y Mecánicas

Todos los intentos de establecer correlaciones entre la maquinabilidad y las características mecánicas y físicas clásicas del material han dado resultados muy limitados por la naturaleza extremadamente compleja del proceso y por la diversidad de criterios válidos. Es sin embargo posible hacer algunas apreciaciones de orden general sobre la influencia de algunas de ellas.

La conductividad térmica y la capacidad calórica del material influyen directamente sobre la temperatura de corte. El calor será evacuado más fácilmente cuando las mismas tengan valores elevados, disminuyendo la temperatura y favoreciendo las condiciones de trabajo de la herramienta.

El coeficiente de rozamiento material-herramienta jugará un papel importante en las zonas donde se den condiciones de fricción. Sin embargo, como se ha visto más arriba, su importancia se considera ahora menor por cuanto en la mayoría de las zonas donde existe deslizamiento material-herramienta, el mismo se hace a través de depósitos de espesor y composición diversas. Ello altera notablemente las condiciones de fricción y hace que en algunos casos, sea la resistencia mecánica del material la que determina el valor de la resistencia al deslizamiento.

La dureza, como indicador de la resistencia mecánica del material, puede usarse con ciertas limitaciones para predecir la facilidad de maquinado, sobre todo para determinar los valores límites más allá de los cuales será necesario cambiar las condiciones de corte, por ejemplo material de la herramienta. Ello siempre que la comparación se efectúe a estructuras metalográficas similares.

En virtud de las elevadas deformaciones características del proceso, el coeficiente de endurecimiento por trabajado puede tener importancia cuando sus valores son elevados. No sólo aumentarán las tensiones intrínsecas del proceso, sino que los aumentos de resistencia introducidos por deformación de la superficie del material de trabajo pueden entorpecer sensiblemente el maquinado en pasadas subsiguientes. Asimismo se dificultará el proceso cuando la resistencia a la deformación a altas temperaturas sea elevada.

2.4 Influencia de la Estructura

En términos generales se acepta que una maquinabilidad satisfactoria se obtiene para durezas y ductilidades intermedias de manera tal de obtener buenos acabados superficiales sin excesivo deterioro de la herramienta.

En términos de dureza y por lo tanto de vida de la herramienta se pueden clasificar a las estructuras en el siguiente orden de maquinabilidad decreciente: ferrita, perlita gruesa, perlita fina, esferoidita, bainita, martensita.

Considerando la necesidad de obtener buenos acabados superficiales, para los distintos tipos de aceros puede decirse que:

- a) Los aceros de bajo carbono se maquinan mejor en estado normalizado o moderadamente trabajado en frío, por ejemplo trafilado.
- b) Aceros de hasta 0.45 se maquinan en estado perlítico: normalizado o recocido.
- c) Aceros de medio carbono, hasta 0.80, deben esferoidizarse para operaciones de desbaste. Mejores acabados se obtienen con estructuras perlíticas finas.
- d) Los aceros de alto carbono, más de 0.80, se desbastan y terminan en estado esferoidizado.

Es conveniente que estas estructuras sean micro y macroscópicamente homogéneas. En particular deben evitarse las estructuras bandeadas, originadas por segregación en el lingote, por sus nefastas consecuencias en el acabado superficial y la vida de la herramienta.

Los aceros de muy bajo carbono presentan una estructura ferrítica blanda, de fácil maquinado pero que hace difícil la obtención de buenos acabados superficiales merced a su alta ductilidad. Mejoras en este sentido son obtenibles con un moderado endurecimiento que puede obtenerse por trabajado en frío, por ejemplo: trafilado o por el agregado de elemen-

tos en solución sólida tales como el fósforo o el nitrógeno que contribuyen a fragilizar la viruta.

2.4.1. Inclusiones

La importancia del comportamiento de las inclusiones sobre los fenómenos de corte surge claramente de las consideraciones precedentes. Las mismas influyen a través de un efecto fragilizante y de un efecto lubricante. El efecto fragilizante se origina en la nucleación, en la zona de deformación primaria, de fisuras que se originan en las inclusiones deformadas y contribuyen a la fragmentación de la viruta. La acción lubricante puede ser tanto una lubricación genuina a través de la formación de películas en la interface viruta-herramienta, como por un efecto de lubricación interna en la zona de deformación secundaria.

La deformabilidad de las inclusiones está, en términos generales, relacionada con su temperatura de fusión o de ablandamiento. La misma varía sensiblemente con la composición.

Así, por ejemplo, compuestos tales como óxido de aluminio, nitruros de titanio, sulfuros de circonio y cerio tienen elevados puntos de fusión y son indeformables aún a temperaturas de deformación en caliente. Su presencia no sólo no es beneficiosa sino que puede ser perjudicial a raíz de eventuales efectos abrasivos sobre la herramienta.

Los silicatos presentan el comportamiento característico de los vidrios, es decir muestra un ablandamiento a una temperatura determinada por su composición química. La misma varía entre los 800°C y los 1300°C. En general pertenecen al sistema ternario Al_2O_3 - SiO_2 - CaO . La temperatura de ablandamiento aumenta con el contenido de sílica y presenta un mínimo para contenidos de Alúmina entre el 5% y el 15%.

Los sulfuros de manganeso se presentan en tres tipos:

- TIPO I Globulares de tamaño variable, a menudo en estructura duplex con óxidos. Se observan en aceros efervescentes o semicalmados al silicio donde el contenido de oxígeno es alto, mayor de 100 ppm.
- TIPO II Monotéctico intergranular en forma de filamentos; Se forman en aceros de bajo contenido de oxígeno, calmados con Al.
- TIPO III Angulares de tamaño variable. Se encuentran en aceros aleados y de alto carbono.

La deformabilidad de los sulfuros disminuye con el contenido de oxígeno, es decir, los sulfuros Tipo III se deforman más fácilmente que los de Tipo I. Asimismo se endurecen por el agregado de elementos tales como Zr, Ti, Ca, Cr, etc. que reemplazan al Mn.

Algunos elementos metálicos de baja solubilidad en hierro pueden formar inclusiones globulares si sus características de tensión superficial hacen que no "moje" la superficie del grano. Tal es el caso del plomo, bismuto, etc. que, a los fines del maquinado, se comportan como inclusiones de bajo punto de ablandamiento.

Las inclusiones de distinta composición no se presentan aisladas entre sí, sino que pueden tender a aglomerarse y asociarse según sea su secuencia de formación durante el proceso de solidificación. Es así posible observar, por ejemplo, inclusiones de sulfuro de manganeso con un núcleo de óxido o silicato y que presentan adherencias de plomo en su superficie. Es por lo tanto factible que una combinación de inclusiones mantenga su efecto sobre los procesos de corte en un rango amplio de temperaturas.

3 DISEÑO DE ALEACIONES

Teniendo en cuenta los principios enunciados más arriba y el destino final de la pieza los aceros destinados específicamente al maquinado pueden clasificarse en: aceros de corte libre, aceros de construcción de maquinabilidad mejorada y aceros inoxidables de maquinabilidad mejorada.

3.1 Aceros de Corte Libre

Destinados a la fabricación en serie en máquinas automáticas de partes con requerimientos mecánicos mínimos y que no sufren ningún tratamiento térmico posterior, excepto eventualmente, cementación.

En los mismos, incluidos en los grupos SAE 11XX, 12XX y 12LXX, se hacen uso de todos los recursos que facilitan una mejor maquinabilidad. Mediante agregados de azufre de hasta 0.6% y correspondientes cantidades de Mn (0,6) se garantiza la presencia de una abundante cantidad de inclusiones de MnS. Las mismas deben ser globulares, Tipo I y de tamaño grande.

La adición de Pb, del orden de 0.15% a 0.30% mejora aún más la maquinabilidad, en especial las características de la viruta siendo asimismo beneficioso el agregado de fósforo en niveles del orden de 0.1%.

3.2 Aceros de Construcción de Maquinabilidad Mejorada

Estos se destinan a elementos tales como ejes, piñones, engranajes que si bien requieren un cierto grado de maquinabilidad presentan exigencias de propiedades mecánicas, tratamientos térmicos, etc. que

no permiten recurrir a los artificios arriba descriptos.

En estos aceros, de contenidos de carbono alrededor de 0.40%, se recurre al acondicionamiento más favorable de la estructura según lo expresado en 2.4 y se hace un uso discreto de las inclusiones de MnS, mediante niveles de azufre no mayores al 0.1%.

Desarrollos relativamente recientes han permitido la introducción de aceros de construcción tratados con calcio que hacen uso de las propiedades lubricantes de los distintos silicatos (13,14,15,17).

Asimismo pueden ser tolerables adiciones moderadas de plomo, telurio, selenio, etc.

3.3 Aceros Inoxidables de Maquinabilidad Mejorada

La adición de los elementos habituales, mejoradores de la maquinabilidad, a los aceros inoxidables de cualquier tipo trae aparejada una cierta reducción en las propiedades anticorrosivas de los mismos. Ello elimina la posibilidad de uso de aceros inoxidables de maquinabilidad mejorada en atmósferas y medios agresivos. La resistencia remanente es sin embargo en muchas aplicaciones satisfactoria y ello permite introducir notables mejoras en la maquinabilidad de estos aceros, notablemente difíciles de maquinar en virtud de su baja conductividad y alto endurecimiento.

Los recursos utilizados son los habituales, es decir fragilización de la matriz mediante agregados de solutos sólidos como fósforo y nitrógeno y mejora de las condiciones de maquinado mediante una distribución de sulfuros globulares de manganeso. Mediante los mismos son factibles mejoras de maquinabilidad del orden del 25%.

En forma similar a los aceros al carbono, la morfología de los carburos se rige también por el contenido de oxígeno. Niveles excesivos de desoxidación originan los indeseables sulfuros filamentosos de Tipo II. Un comportamiento particular de los sulfuros en aceros inoxidables está

dado por la presencia de cromo que puede reemplazar al manganeso en los sulfuros, endureciéndolos y deteriorando sus propiedades de mejoradores de maquinado. Este comportamiento puede ser neutralizado mediante la presencia de suficiente manganeso en la composición y se estima que, en términos generales, una relación mínima Mn/S del orden de 5 elimina este efecto y asegura un comportamiento adecuado de los sulfuros (18,19).

Los niveles de azufre utilizados llegan hasta 0.30% a partir del cual la mejora en mecanizado no compensa el deterioro por corrosión.

En estos aceros, como en los restantes, la selección de la composición y estructura definitiva se harán en arreglo a los requerimientos de procesamiento y servicio de cada caso en particular.

4 PROCESOS DE PRODUCCION

Las exigencias particulares de composición y estructura de estos aceros impone algunas demandas específicas sobre los procesos de producción que se discuten brevemente a continuación.

4.1 Acería

La marcha del proceso de acería está condicionada por la necesidad de obtener condiciones de oxidación tales que permitan la obtención de sulfuros globulares Tipo I de baja deformabilidad. A tal fin puede partirse de un baño oxidado de bajo carbono efectuándose los ajustes, según el grado de calmado que se requiera, mediante desoxidantes moderados tales como Si, en forma de FeSi, en preferencia a Al.

Si bien mediante el uso de chatarra de alto azufre, en general más barata, es posible mantener en el baño un alto contenido del mismo, se considera que el agregado en cuchara, o al baño puro previo a la colada, de azufre virgen o sulfuro de hierro, produce resultados más satisfactorios y controlables.

De manera similar se maneja el proceso cuando se desea controlar el contenido y composición de silicatos y sulfuros mediante el agregado de calcio. Por su baja solubilidad y alta volatilidad el calcio se agrega hacia el final del proceso como SiCa o mediante procesos especiales de inyección en cuchara.

Los endurecedores de ferrita, nitrógeno y fósforo, se agregan en cuchara como ferro-fósforo y como ferro-manganeso de alto nitrógeno.

Por su falta de miscibilidad el plomo se agrega en el chorro de colada al lingote en partículas pequeñas que faciliten su distribución homogénea. La toxicidad de sus vapores requiere las precauciones del caso. Similares métodos y prevenciones se requieren para eventuales agregados de Telurio, Selenio, Bismuto, etc.

Esta formación de inclusiones de mayor tamaño se verá favorecida por lingotes relativamente grandes u otros artificios que ocasionen enfriamientos lentos. Ello, unido a la inevitable aparición de fisuras para altos tenores de azufre, hace muy problemática la utilización de colada continua en la fabricación de aceros resulfurados.

4.2 Laminación

Las operaciones de laminación en caliente deberán preservar la forma globular de los sulfuros, evitando al mismo tiempo los efectos nocivos que los altos contenidos de azufre tienen sobre la ductilidad en caliente del acero (20).

Afortunadamente, las inclusiones globulares Tipo I merced a su alto

contenido de oxígeno presentan una menor deformabilidad que los restantes tipos de sulfuro de manganeso. Es asimismo favorable la variación con la temperatura de la deformabilidad relativa de los sulfuros con respecto a la matriz de austenita en el acero.

En efecto, se sabe (20) que a altas temperaturas los sulfuros son más resistentes a la deformación que la matriz lo que posibilita la deformación del material con reducidos cambios de forma de las inclusiones. Esta situación se compagina con los requerimientos de una alta temperatura para un mayor rendimiento del tren de laminación.

En lo referente a la deformabilidad en caliente durante el laminado, los aceros resulfurados muestran marcada tendencia a fisurarse cuando se dan altas deformaciones a temperaturas relativamente bajas. Este comportamiento es característico de la presencia de sulfuros de hierro en los límites de grano. Sensibles mejoras se obtienen aumentando el contenido de manganeso que reemplaza al hierro en el sulfuro y además lo globuliza. El efecto, sin embargo persiste en buena medida y se considera aconsejable laminar a temperaturas lo más altas posibles y nunca por debajo de los 1000°C . En especial durante las últimas pasadas en el tren terminador cuando las deformaciones suelen ser altas y las temperaturas, las más bajas. Dependiendo de la configuración del tren pueden ser necesaria la incorporación de calentamientos intermedios para mantener la temperatura a un nivel suficientemente alto.

La presencia de plomo agudiza notablemente el problema y se observa que las temperaturas mínimas de trabajado de aceros al Pb pueden ser hasta 100°C por encima de las de aceros similares sin plomo.

La presencia de impurezas residuales afecta, también, la trabajabilidad en caliente de estos aceros. Además del estaño y el cobre se ha observado (22) que el molibdeno también disminuye la ductilidad en caliente de aceros resulfurados.

CAPITULO I

REFERENCIAS

- 1 A.H.REDFORD y B.MILLS, Met.Mat. Feb. 1973, p. 85.
- 2 C. MOORE, Adv. Machine Tool Des.Res., ed. Tobias and Koenigoberger, 1968, Pergamon Press, p. 929.
- 3 D.W. DAVIES, Met.Rev. N° 122, p.41, 1968.
- 4 I.S.O. Documento N° 150/TC/29/WG22.
- 5 S.AKHTAR et al. Int.J. Mach .Tool Des.RES.Vol. 16, p.71, 1976.
- 6 D.R.MILNER et al. Ref. 2, p. 1019.
- 7 Machinability I.S.I., Sp.Rep. 94, 1967.
- 8 P.K. PHILIP, Int.J.Mach.Tool.Res.Res.,Vol.11,p.121,1971.
- 9 B. WORTHINGTON y A.H. REDFORD, Int. J.Mach.Tool Res.Res. Vol.13, p.257, 1973.
- 10 T.J.BAKER y J.A.CHARLES, Metal Technology, Vol.3, Abril 1976, p. 183.
- 11 E.M. TRENT, Ref. 7, p. 77.
- 12 A. WICKER y A. RAPE, Ref. 7, p. 61.
- 13 H. OPITZ y W. KONIG, Ref. 7, p. 35.
- 14 V.A. TIPNIS, Sulfide Inclusions in Steel, ASTM 1975, p. 480.
- 15 Z. PALMAI, Met.Mat., Junio 1974, p. 326.
- 16 I.S. MORTON, Ref. 7, p. 185.
- 17 Met. Prog., Junio 1972, p. 87.

- 18 J. LEFEVRE et al., Rev.Met.,Abril 1971, p.259.
- 19 R. KIESSLING, Ref. 14, p. 104.
- 20 W.J. McG TEGART y A. GITTINS, Ref. 14, p. 198.
- 21 T.J. BAKER y J.A.CHARLES, Effect of second phase particles on the mechanical properties of steel", p.79, I.S.I. Londres, 1971.
- 22 D. SMITH et al., J.I.S.I., Vol. 210, 6 Junio 1972, p. 412.

CAPITULO I

FIGURAS

- 1 Comportamiento del material en la zona de corte.
- 2 a)
y Filo recrecido.
2 b)
- 3 Cambios en la zona de corte con aumento de velocidad de corte de $\underline{a}$ hacia $\underline{d}$.
- 4 Comportamiento de las inclusiones en la zona de deformación secundaria.
- 5 Rango esquemático de formación de depósitos diversos en la zona de corte.
- 6 Formación de depósitos no-metálicos en función de V, velocidad de corte, e, avance y $\bar{G}$, resistencia mecánica del material.

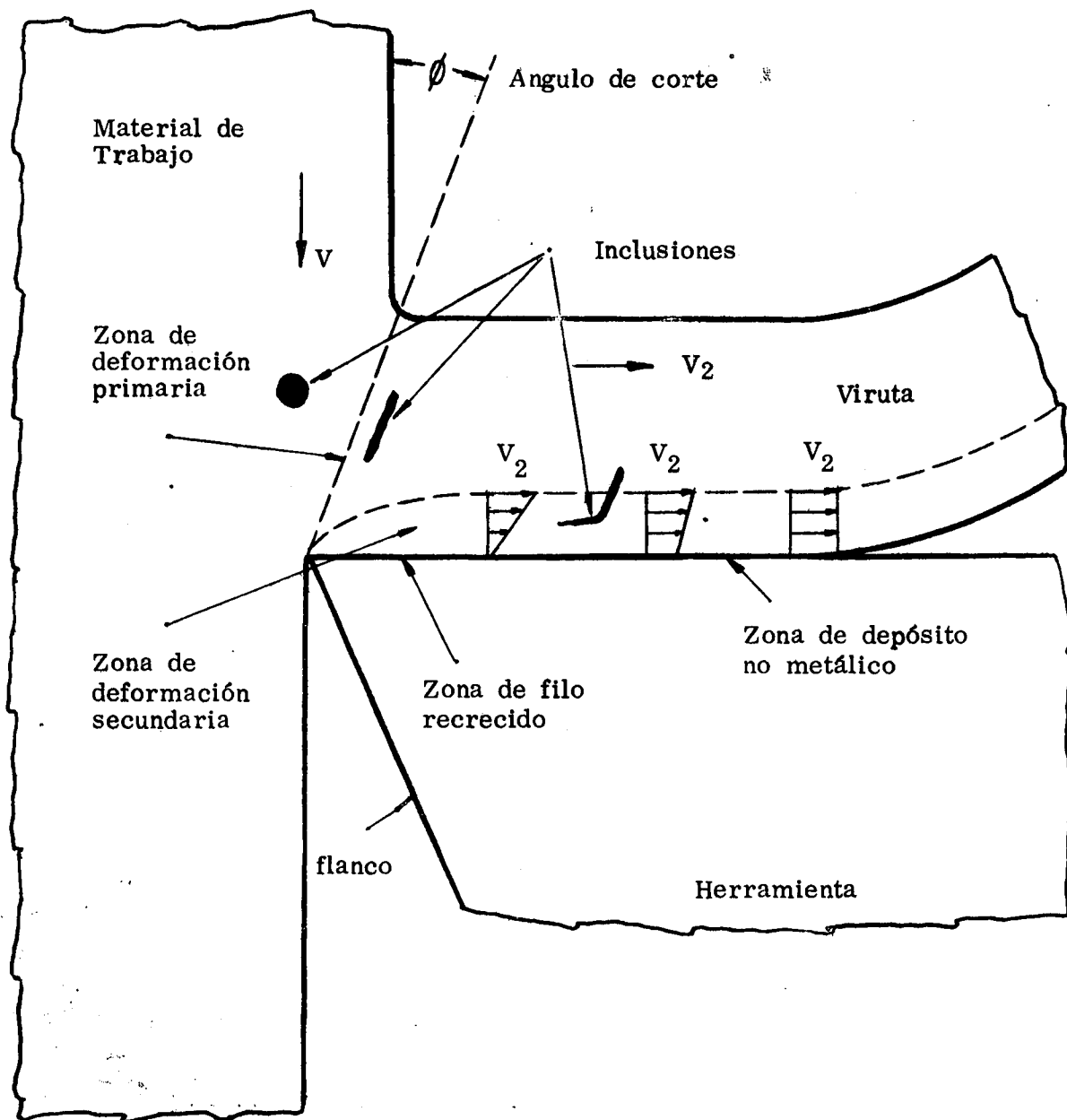
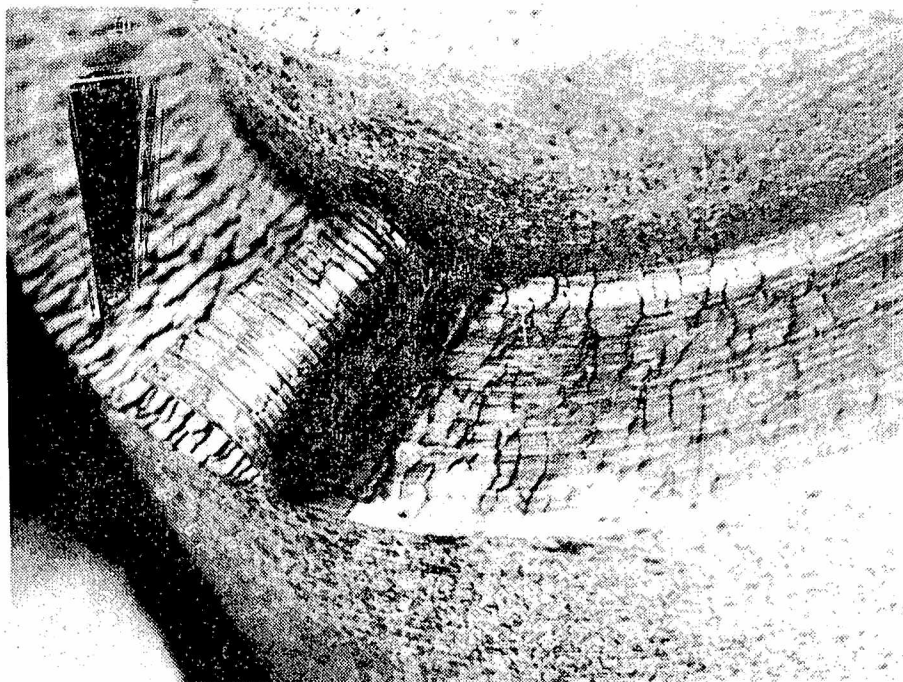
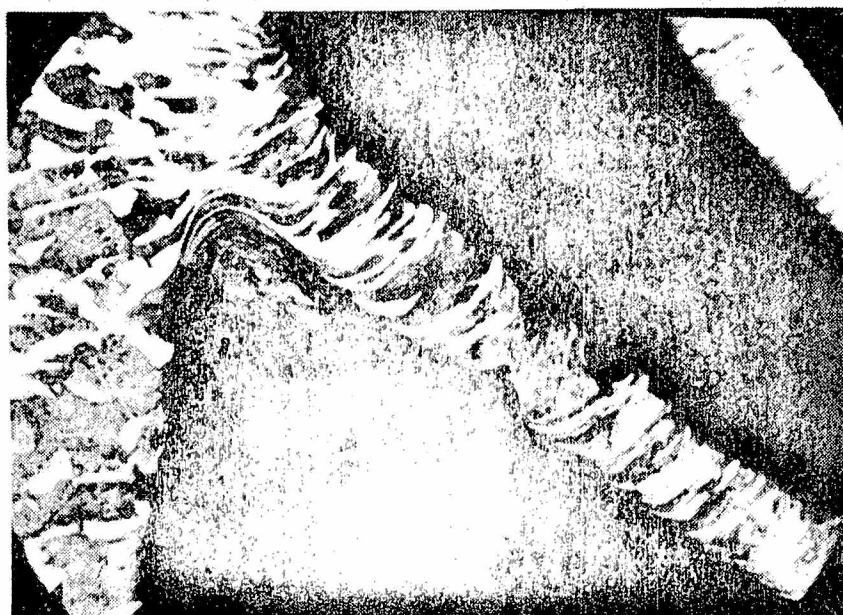


FIG. 1. Comportamiento del material en la zona de corte.



a



b

Fig. 2. Filo Recrecido.

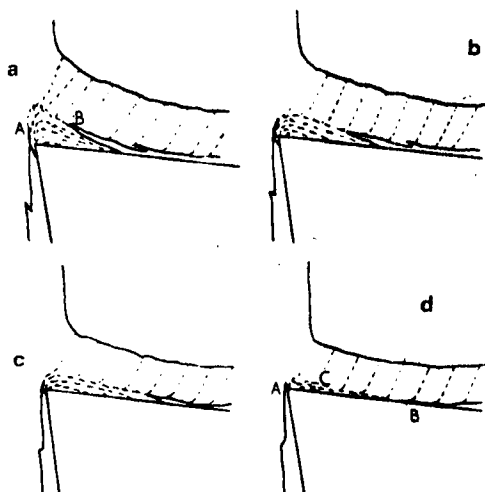


FIG. 3. Cambios en la zona de corte con aumento de velocidad de corte de a hacia d.

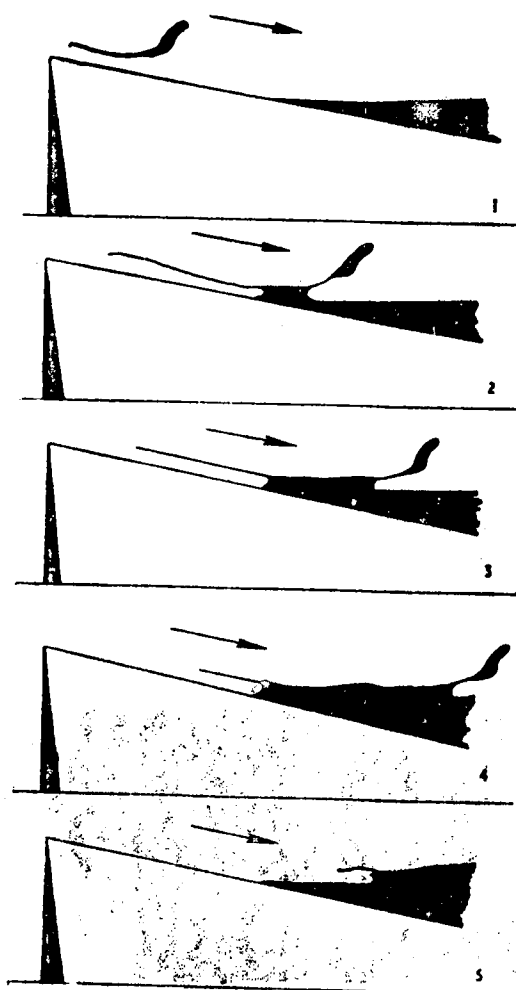


FIG. 4. Comportamiento de las inclusiones en la zona de deformación secundaria.

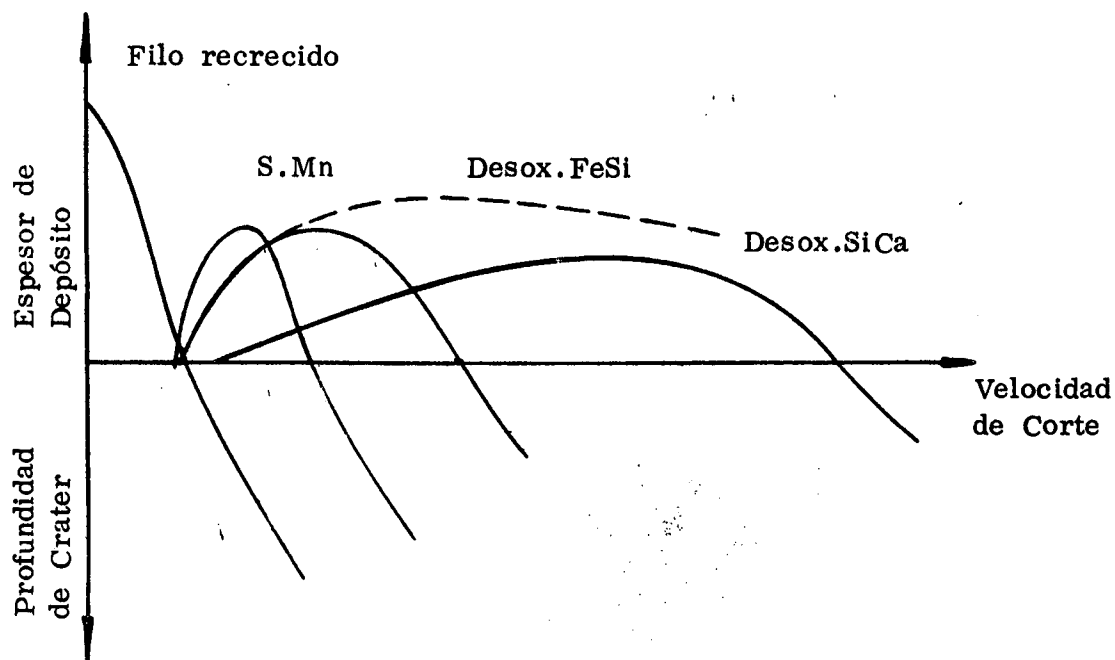


FIG. 5. Rangos esquemáticos de formación de depósitos diversos en la zona de corte.

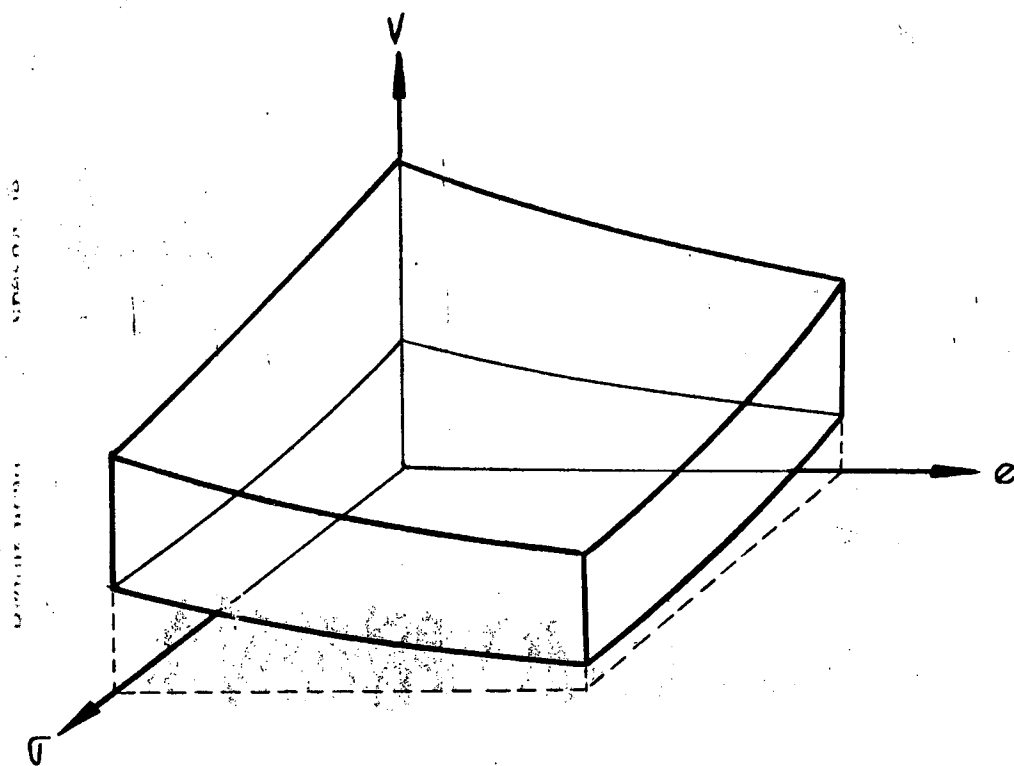


FIG. 6. Formación de depósito no metálico en función de (V) velocidad de corte, (e) avance, y (σ) resistencia mecánica del material.

ACEROS INOXIDABLES

La estabilidad superficial de los aceros comunes, estructurales, de construcción, etc. es baja y la simple exposición a la atmósfera de la superficie desnuda resulta en una acentuada oxidación. De manera similar, es baja la resistencia al ataque de otros medios gaseosos y líquidos habituales.

Los aceros inoxidables constituyen una familia de aleaciones, donde el cromo es el elemento crítico, cuya resistencia a la corrosión es su característica más notable. La estabilidad superficial de estas aleaciones les permite resistir atmósferas agresivas y, también, la acción de medios líquidos de diversa naturaleza. Estas características les ha abierto un apreciable campo de utilización con fines protectores, decorativos y hasta estructurales. Por su resistencia en medios líquidos encuentran gran aplicación en las industrias químicas, alimenticias, etc.

La resistencia a la oxidación de los aceros inoxidables se extiende también a altas temperaturas. Mediante adiciones y tratamientos apropiados es posible otorgarles una apreciable resistencia a deformación a alta temperatura y a termofluencia (creep). Su uso se ha extendido, por consiguiente, a aplicaciones en campos, por ejemplo en generación de energía, donde esas propiedades son deseables.

Las características a tener en cuenta en el diseño y selección de aceros inoxidables son:

- a) Resistencia a la oxidación y a la corrosión en el medio en el que han de operar.
- b) Propiedades mecánicas y físicas.
- c) Características de trabajado y fabricación tanto en frío como en caliente.
- d) Soldabilidad, especialmente influencia de los procesos de soldadura sobre la resistencia a corrosión, oxidación y creep.
- e) Costos. Tanto de producción y fabricación como de funcionamiento y mantenimiento.

1 FENOMENOS DE CORROSION

1.1 Pasivación

La resistencia a la corrosión de los aceros con alto contenido de cromo se asocia generalmente a la formación de una película delgada adherente de óxido de cromo sobre la superficie del acero. Esta película impermeable inhibe las posibles reacciones químicas impidiendo la difusión de los átomos reactivos a través de la barrera de pasivación.

La estabilidad de esta barrera, que puede ser afectada por medios físicos o químicos aumenta con el contenido de cromo, y con el de algunos otros elementos, y comienza a ser efectiva a partir de contenidos de alrededor de 12% de cromo.

1.2 Oxidación

De manera similar a la anterior, la formación de una capa de óxido estable, adherente y poco permeable proporciona resistencia a la oxidación a altas temperaturas. La estabilidad depende de la densidad del óxido con respecto a la del metal base, de sus características mecánicas y de la expansión térmica con respecto al metal.

A partir de un contenido mínimo de 5% el aumento en el contenido de cromo proporciona al acero resistencia a la corrosión a temperaturas crecientes. Esta resistencia se incrementa con adiciones de silicio, aluminio y, en particular, níquel.

1.3 Sensitización

Una disminución en el contenido de cromo en una zona determinada disminuirá la resistencia a la corrosión en la zona afectada y dará lugar a fenómenos de corrosión localizada.

En estructuras austeníticas, en presencia de carbono, a temperaturas alrededor de 600° C puede tener lugar la precipitación de carburos de cromo en los límites de grano austenítico. Ello ocasiona un empobrecimiento en cromo en las zonas adyacentes al límite de grano disminuyendo su pasividad. Este

hecho, asociado a un posible efecto galvánico entre la matriz y el carburo da lugar a una corrosión localizada en los límites de grano. Este fenómeno puede revertirse redisolviendo los carburos a temperaturas mayores y enfriando rápidamente. Esta sensitización, que se observa particularmente en zonas adyacentes a soldaduras, puede evitarse eliminando en lo posible la presencia de carbono o estabilizándolo a través de la adición de elementos formadores de carburos estables como titanio y niobio.

En estructuras ferríticas a temperaturas superiores a 900° C puede formarse en los límites de grano austenita enriquecida en carbono y pobre en cromo. Esta composición persiste luego de un enfriamiento rápido y da lugar a ataque localizado en los límites de grano. Este efecto se elimina mediante enfriamientos lentos o revenidos posteriores.

1.4 Picado

La destrucción de la película protectora de óxido en zonas pequeñas da lugar a un ataque denominado picado. La corrosión se concentra en esas celdas y avanza en profundidad.

Si bien no es claro cual es el mecanismo específico, en aceros inoxidable este tipo de ataque aparece generalmente en presencia de halógenos, en especial cloruros.

La sensibilidad al mismo disminuye para altos contenidos de cromo y con el agregado de molibdeno.

1.5 Corrosión bajo tensión

En presencia de cloruros y bajo el efecto de una tensión aplicada los aceros inoxidables austeníticos son propensos a sufrir corrosión a través de los granos austeníticos. Las causas específicas del mismo no están del todo clarificadas y se lo asocia al estado de tensiones, destrucción de la capa protectora, reacción galvánica entre zonas con distinto estado de deformación, etc. Los aceros ferríticos no son, en general, propensos a este tipo de ataque.

2 INFLUENCIA DE ALEANTES

Obtenida la necesaria resistencia a la corrosión y oxidación a través del agregado de cromo se hace necesario corregir la estructura mediante la adición de diversos aleantes, con el objeto de obtener adecuadas propiedades mecánicas, formabilidad, soldabilidad, etc.

Además del cromo, el otro elemento importante es el níquel. En mucho menor proporción se puede encontrar Mo, Mn, Ti, Nb, Si, Al, N, C, etc.

2.1 Cromo

El cromo es un elemento alfaceno, es decir promotor de ferrita, y agregados crecientes del mismo disminuyen el campo de existencia de austenita o sea cierra el lazo gamma. Fig. 1. El límite de existencia de austenita ocurre alrededor del 12% Cr y contenidos mayores dan lugar a estructuras ferríticas estables desde temperatura ambiente hasta el punto de fusión. El agregado de carbono extiende el lazo austenítico a contenidos mayores de Cr. Alrededor de estas composiciones, 12-13% Cr existirá un campo de estructura mixta ferrita-austenita.

Alrededor de 45% Cr se encuentra el campo de existencia de la fase sigma, que se caracteriza por su elevada dureza y fragilidad. La aparición de esta fase comienza alrededor del 20% Cr pero fluctuaciones localizadas de composición dan lugar a la formación de la misma en aleaciones con menores contenidos nominales de Cr.

2.2 Níquel

El níquel estabiliza la austenita, es gammageno y permite obtener composiciones de austenita estable a todas temperaturas. Mediante el agregado de otros gammagenos, como el C, y aprovechando la lentitud de la transformación a bajas temperaturas es posible obtener austenitas estables a temperatura ambiente con contenidos de níquel del orden de 7-8%.

Con respecto a la fase sigma el níquel promueve su existencia hacia temperaturas mayores y hacia contenidos menores de cromo.

A altas temperaturas se estabiliza la fase ferrítica delta cúbica centrada en el cuerpo. (Fig. 2)

2.3 Solutos intersticiales

De la misma manera que el carbono, el nitrógeno es un elemento gammageno que amplía el lazo austenítico. Es además un poderoso endurecedor en precipitación sólida y, a través de precipitados, puede contribuir a refinar el tamaño de grano ferrítico.

2.4 Solutos sólidos alfa genos

Elementos tales como Mo, Si, Al, Nb, Ti, etc. son alfa genos y tienen un comportamiento similar al cromo. El molibdeno en particular mejora la resistencia a la corrosión en medio ácido, la resistencia a la oxidación y la resistencia mecánica a altas temperaturas. El aluminio y el silicio aumentan la resistencia a la oxidación a altas temperaturas.

2.5 Solutos sólidos gammá genos

Al igual que el níquel, el manganeso y el cobre son gammagenos y amplían el lazo austenítico. En particular el manganeso se utiliza como alternativa, de menor precio, del níquel cuando se requieren estructuras austeníticas estables a temperatura ambiente.

2.6 Precipitados

La precipitación de diversos compuestos da lugar a ciertos fenómenos, deseados o no, que influyen en el comportamiento de los aceros inoxidables. Algunos de ellos son: Carburos: La manera en que la precipitación de carburos de cromo da lugar al fenómeno de sensitización ha sido descrito más arriba, así como la forma en que es posible neutralizarlo mediante el agregado de Ti y Nb. Los mismos compuestos, precipitados, son utilizados para aumentar la resistencia a la deformación a altas temperaturas. Idénticos efectos pueden obtenerse mediante la utilización de nitruros, de compuestos de carbono y fósforo y, especialmente, de compuestos de la familia níquel, aluminio titanio.

Distribuciones de partículas diversas pueden utilizarse como refinadores de grano.

2.7 Otros aleantes

Con el fin de reducir el contenido de azufre o de alterar el comportamiento mecánico de los sulfuros con el objeto de mejorar la tenacidad puede emplearse la adición de elementos con gran avidez por el azufre. Tales como Zr, Ca, y particularmente Tierras Raras.

Otros agregados pueden ser Pb, S, Se, P, etc. con el objeto de mejorar las propiedades de maquinado de aceros destinados a ser procesados en máquinas de alta producción.

3 TIPOS DE ACEROS INOXIDABLES

La Tabla I muestra la tabla de composiciones de acuerdo a una de las normas de uso más generalizado. De acuerdo a las estructuras prevalecientes en los distintos rangos de composición, los aceros inoxidable se pueden clasificar en:

- a) Ferríticos
- b) Martensíticos
- c) Austeníticos
- d) de Transformación Controlada

3.1 Aceros inoxidables ferríticos

Debido a su costo inferior y a pesar de algunas limitaciones en resistencia a la corrosión, propiedades mecánicas, formabilidad, etc. estos aceros están compitiendo cada día más con otras composiciones largamente establecidas.

La ausencia de elementos gammagenos como el Ni hace que estos aceros sean generalmente ferríticos excepto cuando adiciones de C y N puede dar lugar a la aparición de austenita a temperaturas del orden de 1000°C. Ello permitirá la realización de algunos tratamientos térmicos.

Las composiciones oscilan entre 17-25% Cr con agregados de alfaenos, como Mo, Al y Si. C y N se mantienen bajos y eventualmente se estabilizan mediante Ti y Nb.

3.1.1. Propiedades mecánicas

El tamaño de grano que es un factor determinante de la resistencia a la deformación, tiene un comportamiento particular en aceros inoxidables ferríticos. Debido a la falta de una transformación intermedia, el refinamiento de grano es solamente practicable mediante procesos de deformación-recristalización, lo que restringe bastante su utilización. Durante la deformación las ferritas de alto Cr son propensas a la formación de estructuras de sub-granos. Estos contribuirán a la resistencia a fluencia y a deformación en la manera habitual pero su contribución será menor a las propiedades de impacto. La temperatura de la transición dúctil-frágil a que estos aceros son susceptibles, dependerá del tamaño de grano y será bastante más alta que para otras estructuras.

Además de algún posible efecto de endurecimiento por solución sólida el agregado de aleantes, especialmente intersticiales puede dar lugar a la aparición de austenita y eventualmente martensita con las consecuencias de esperar en las propiedades mecánicas. En particular si bien la resistencia a fluencia puede ser alta, la velocidad de endurecimiento es baja y ello disminuirá la resistencia a deformaciones altas.

Debido a precipitación de compuestos ricos en Cr estos aceros son propensos a fragilidad luego de calentamientos alrededor de 475°C. También la formación de fase sigma es causa de fragilidad especialmente en presencia de Mo y Ti.

Si bien su bajo endurecimiento por trabajo lo hace útil en operaciones de acuíñado, forjado en frío, repujado, etc. en cambio dificulta las operaciones de estampado profundo. Asimismo, presentan las bandas de Luders características de las ferritas y también un tipo especial de defecto en deformación (roping) originado en la textura del material.

3.1.2. Soldadura

La soldadura de estos aceros se ve dificultada dado que la ausencia de transformación permite el crecimiento irrestricto del tamaño de grano en la zona afectada por el calor. La presencia de precipitados (Nb o Ti) puede restringirlo a riesgo de una reprecipitación, con la consiguiente fragilización durante tratamientos posteriores.

En las composiciones donde existe la posibilidad de formación de austenita a temperaturas intermedias, esta aparecerá durante el enfriamiento luego de la soldadura, según una estructura Widmanstätten que originará martensita, con la consiguiente fragilización.

3.1.3. Corrosión

En términos generales los aceros inoxidable ferríticos son menos resistentes a la corrosión y a la oxidación que los austeníticos. Su menor precio, por ausencia de níquel en su formulación, los hace aptos para ser utilizados en medios menos agresivos, como los atmosféricos y de productos alimenticios.

Los mismos son susceptibles a sensitización a alta temperatura por empobrecimiento localizado de Cr en los límites de grano por precipitación de carburos. Este efecto puede minimizarse mediante revenidos o estabilizando el carbono con Nb o Ti. Debe tenerse en cuenta que los compuestos de Ti pueden ser atacados por algunos medios ácidos.

Una de sus principales ventajas es la inmunidad a corrosión bajo tensión en medios conteniendo cloruros. La utilización de esta característica se ve limitada por la baja soldabilidad y por la insuficiente tenacidad de estos aceros. Ello restringe su utilización en recipientes para la industria química. Una restricción en el desarrollo de composiciones adecuadas reside en el hecho que beneficios obtenidos con un cambio de composición pueden resultar desventajosos en algún otro aspecto.

Así, por ejemplo, mediante una reducción en el contenido de intersticiales (C+N) es posible mejorar la tenacidad y la resistencia a la sensitización y fragilización. Ello sin embargo reduce considerablemente la resistencia mecánica por ausencia de endurecimiento por solución sólida y limita la posibilidad de usar carburos y nitruros como refinadores de grano.

Posibles mejoras podrían obtenerse refinando el grano mediante laminado controlado, incrementando la resistencia mediante una estructura de sub-granos o mediante la utilización de precipitados que no contengan N y C, como por ejemplo los basados en Ni, Al y Ti.

3.2 Aceros inoxidables martensíticos

Un aumento del contenido de carbono en aceros de entre 12 y 17% Cr, que son totalmente ferríticos por debajo de 0.1% C, amplía el lazo austenítico y permite la formación de austenita a temperaturas del orden de 1000°C. Un tratamiento de temple la convierte en martensita que puede ser posteriormente revenido para incrementar su ductilidad.

Esto permite la obtención de materiales con resistencias mecánicas similares a las de los aceros de construcción y con una apreciable resistencia a la corrosión y oxidación.

Las composiciones oscilan entre 12-17% Cr y 0.1% hasta 1% C correspondiendo los mayores contenidos de cromo a los de carbono con agregados varios según las propiedades que se persigan.

3.2.1. Propiedades mecánicas

Como es normal en estructuras martensíticas la dureza de temple está regida por el contenido de carbono. Debido a lo complejo de las transformaciones y a reacciones de precipitación esto puede no ser rigurosamente cierto, pero igualmente se admite en general la existencia de aceros martensíticos inoxidables de bajo, medio y alto carbono.

Manteniendo el contenido de carbono suficientemente bajo es posible obtener estructuras martensíticas suficientemente formables, tenaces y soldables para permitir usos estructurales. A fin de mantener altos niveles de resistencia mecánica será menester partir de un 100% de martensita (lo que a su vez requiere transformación total en austenita durante el calentamiento y ausencia de austenita retenida durante el temple) y disminuir lo menos posible su dureza durante el revenido. Para obtenerlo se requerirá:

- a) Una máxima resistencia al revenido que limite la caída de dureza.
- b) Ausencia de ferrita delta durante el calentamiento de austenitizado.
- c) Temperatura M_f de final de la transformación martensítica por encima de temperatura ambiente para minimizar la cantidad de austenita revenida.
- d) Temperatura AC_1 de formación de austenita suficientemente alta para permitir revenidos a alta temperatura sin reaustenitización.

Elementos como Mo y V aumentan la resistencia al revenido al promover

la formación de carburos distintos y más estables que los carburos de cromo. Estos elementos son, sin embargo, alfacenos y dan lugar a la formación de ferrita delta. Deben por lo tanto agregarse elementos gamágenos para balancear, tales como Ni, Co, Mn, Cu, etc. La depresión en M_f que el agregado produzca deberá ser lo menos posible a fin de evitar la formación de austenita retenida que puede traer consecuencias tales como: Distorsiones luego del templado, descenso de la dureza obtenible, aparición de martensita durante el tratamiento de revenido. Otro efecto de los gamágenos es el descenso de la temperatura AC_1 lo que traerá como consecuencia la reformación de austenita durante el revenido. Agregados de Mo para incrementar la resistencia al revenido y de Ni para controlar la aparición de ferrita delta son considerados los más convenientes.

Alternativamente puede hacerse un mayor uso del endurecimiento secundario por precipitación mediante agregados de Mo, V, Nb, etc. asociados a C, y N o, si se desea evitar la inclusión de estos intersticiales, podría recurrirse a precipitados del tipo NiTi, NiAl o también Cu.

Para mayor dureza es posible recurrir a mayores contenidos de carbono aumentando coincidentemente el contenido de cromo para compensar el que es absorbido por los carburos. Algunos de estos aceros con contenidos del orden de 0.3% y 12% Cr constituyen los clásicamente usados en chuchillería.

Contenidos aún mayores, de hasta 1% C y 17% Cr pueden requerirse para usos tales como cojinetes a bolillas para altas temperaturas, instrumental quirúrgico, etc.

Al igual que otras estructuras martensíticas las inoxidables son susceptibles a fragilidad de revenido y de hidrógeno. Asimismo son pasibles de sufrir sensitizado.

3.2.2. Trabajado mecánico

La deformabilidad de las estructuras martensíticas es reducida y por lo tanto estos materiales, en ese estado, son poco aptos para trabajos de estampado. Cualquier operación de este tipo puede, sin embargo, llevarse a cabo con razonable facilidad en materiales en estado recocido y proceder al tratamiento térmico a posteriori.

Por el tipo de componentes que se construyen con estos materiales, son

más comunes las operaciones de maquinado. La maquinabilidad de estos aceros es mejor que la de los austeníticos y, para operación en máquinas automáticas, puede mejorarse mediante el agregado de azufre, telurio, plomo, etc. con una cierta disminución de la resistencia a la corrosión.

3.2.3. Corrosión

El uso particular que se da a estos aceros hace que sus propiedades mecánicas sean tanto o más importantes que su resistencia a la corrosión. Esta está asimismo restringida por los niveles máximos de cromo que permiten mantener la posibilidad de transformar a martensita.

Su resistencia a la corrosión puede variar enormemente, para un mismo acero, según sean las condiciones de tratamiento térmico; en especial las de revenido por el efecto que los carburos de cromo tienen sobre la disponibilidad de cromo en solución apto para pasivar. Estos los hacen susceptibles a sufrir sensitizado y, también, a ciertas variantes de corrosión bajo tensión.

4 ACEROS INOXIDABLES DE TRANSFORMACION CONTROLADA

Al discutir los aceros martensíticos se ha visto como, a través del agregado de aleantes diversos, es posible variar las temperaturas de formación de las distintas fases; ferrita delta, austenita, comienzo y final de transformación martensítica y también la naturaleza y estabilidad de las distintas fases precipitables: carburos, nitruros, intermetálicos, etc., controlando así la resistencia al revenido.

Mediante un adecuado manejo de esos principios es posible producir aceros con las siguientes características:

- a) Suficiente cromo para proporcionar adecuada resistencia a la corrosión.
- b) Contenido de carbono suficientemente bajo para producir material altamente formable y para minimizar la tendencia al sensitizado.
- c) Posibilidad de obtener estructura austenítica por enfriamiento al aire luego de solubilizado a temperaturas alrededor de 1050° C.
- d) Temperaturas M_s suficientemente por debajo de temperatura ambiente que permita trabajado mecánico sin transformación y suficientemente alta que permita formar martensita mediante tratamientos sub-zero no demasiado complejos.

- e) Posibilidad de obtener endurecimiento por precipitación a temperaturas relativamente bajas del orden de 500 °C.
- f) Suficiente resistencia al revenido que permita operación a temperaturas de - hasta 400 °C.

Ello se consigue con contenidos de cromo del orden de 17% y carbono menores de 0.1% e incorporando endurecedores por precipitación tales como Cu, Co + Mo, Al + Ni, Ti + Ni, etc. además de los carburos de cromo. Además de Mo y V para aumentar la estabilidad de los carburos y la resistencia al revenido.

Con el fin de limitar la formación de ferrita delta y ajustar el nivel de las - temperaturas Ms - Mf se agregan gamagenos como Cu, Co y en especial Ni y Mn.

Luego de solubilizado a temperaturas del orden de 1050 °C. y enfriado en aire el material retiene la estructura austenítica en la cual puede ser trabajado. Posteriormente la transformación a martensita puede obtenerse por dos medios: Refrigeración a temperaturas sub-zero en nitrógeno líquido o en mezclas creogénicas apropiadas o mediante un revenido previo a temperaturas del orden de 700 °C. Esto produce una sustancial precipitación de carburo de cromo que reduce el contenido de Cr y C en la austenita elevando considerablemente la temperatura Ms. La martensita se formará por enfriamiento en aire hasta temperatura ambiente.

Esta martensita podrá ser revenida luego induciendo las reacciones de endurecimiento por precipitación.

Al retener todo el carbono en solución el procedimiento de refrigeración permite obtener más altos valores de resistencia que el de revenido primario. La presencia de carburos que este último proceso induce afecta así mismo la ductilidad.

El éxito del proceso radica en un correcto control de Ms lo que implica un correcto control de la composición. Un cierto grado de control sobre la misma puede obtenerse variando la temperatura de solubilización. Una disolución incompleta a temperaturas más bajas dejará carburos sin disolver y aumentará la Ms. Ello sin embargo se traducirá en menor ductilidad y menor potencial endurecedor.

Debido al alto costo y complejidad del procesamiento estos aceros tienen una - difusión restringida a usos especiales como revestimiento en aviones supersónicos, envolventes para misiles, etc.

5 ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS.

El agregado de Níquel a aceros con alto contenido de cromo tiene el efecto de estabilizar la austenita tanto a baja como a alta temperatura, esto es suprimir las ferritas alfa y delta. También lleva la transformación martensítica hasta temperaturas M_s por debajo de temperatura ambiente permitiendo la presencia de austenita luego de enfriamientos rápidos. Un aumento en el contenido de carbono aumenta estos efectos.

Una composición de 18% Cr - 8%Ni está en el límite y, según sea el contenido de carbono, podrá formar cantidades reducidas de ferrita delta a altas temperaturas y tendrá una temperatura M_s apenas por debajo de la ambiente. Una estabilización prácticamente total se obtiene con contenidos de 12% Ni ó más y estas proporciones deberán aumentarse cuando se incremente el contenido de cromo para mejorar la resistencia a la oxidación y corrosión. En algunos casos el Níquel es reemplazado por el manganeso como estabilizador de austenita.

5.1 Propiedades mecánicas.

La resistencia a la deformación de los aceros austeníticos está regida por una variedad de factores estructurales tales como solutos sólidos, tamaño de grano, presencia de martensita y de ferrita delta etc.

El tamaño del grano incide de la manera habitual sobre la resistencia a la deformación siendo esta mayor cuanto más fino es el grano. Un efecto similar, especialmente sobre la resistencia a la tracción tiene el espaciado entre maclas.

La ferrita delta es más dura que la austenita y puede tener un efecto de endurecimiento por dispersión.

Los solutos intersticiales (C y N) son los endurecedores más potentes por solución sólida seguidos por los solutos alifáticos. Los gamagenos tienen un efecto menor.

La presencia de martensita tanto la preexistente como la inducida durante la deformación tiene un efecto importante sobre la resistencia y la ductilidad. Además de aumentar la tensión de fluencia, cuando el contenido inicial es alto, influye sobre la resistencia a la deformación a través de un sensible aumento en el coeficiente de endurecimiento por deformación. Este aumento se suma al ya de por sí alto endurecimiento por deformación que caracteriza a estas aleaciones.

Un alto coeficiente de endurecimiento, unido a bajas tensiones de fluencia, favorece las operaciones de estirado y hace que los aceros austeníticos tengan una muy buena formabilidad comparadas con las otras calidades. El alto endurecimiento por trabajado se vé especialmente acentuado cuando se vá induciendo la formación de martensita durante la deformación.

Un tamaño de grano grande y bajos contenidos de ferrita delta mejoran la formabilidad.

En mantenimientos prolongados a temperaturas alrededor de 800 °C. puede ocurrir fragilización por formación de fase sigma, especialmente si existe ferrita delta, más rica en Cr que la austenita.

5.2 Soldadura

Los aceros austeníticos son soldables, pero son propensos al decaimiento de la soldadura por sensitación de la zona afectada por el calor.

Esto puede remediarse por un tratamiento de redisolución total a alta temperatura ó de homogeneización a temperatura intermedia. Tratamientos estos no siempre factible en piezas grandes.

Alternativamente deberán utilizarse aceros con carburos estabilizados mediante el agregado de elementos como Ti y Nb o mejor aún aceros con contenidos de carbono extra bajos que evitan la posibilidad de disolución reprecipitación de carburos de Ti y Nb en la zona afectada por el calor con la consiguiente merma en ductilidad.

La sensitización es menor cuando se utiliza métodos de soldadura de baja densidad térmica.

La presencia de ferrita delta es ventajosa en el metal de soldadura, contribuyendo a evitar fisuras en caliente disminuyendo las tensiones de contracción.

5.3 Corrosión y Oxidación

Los aceros austeníticos son los más resistentes a la corrosión y en especial a la oxidación por cuanto pueden alcanzar niveles apreciables en el contenido de cromo.

Su máximo enemigo son los medios conteniendo cloruros donde se puede producir la corrosión transgranular inducida por tensiones. La resistencia puede mejorarse en algo incrementando la concentración de Ni y de Si y promoviendo la presencia de ferrita delta.

Los aceros austeníticos encuentran aplicación en los más variados usos y su producción es varias veces superior a la de los otros tipos.

6 PROCESOS DE PRODUCCION Y FABRICACION

Debido a la complejidad de su composición los aceros inoxidables imponen variantes especiales en los procesos de producción en especial debido al alto costo del material y la criticidad de muchas de sus aplicaciones.

La generalidad de los aceros inoxidables se produce en hornos eléctricos de arco, aún cuando se utilizan también hornos de inducción, de refusión, convertidores especiales, etc. En particular, resulta compleja la producción de los aceros con carbono extra bajo por la interacción del Cr con las reacciones de afinado de C.

Los procesos de solidificación requieren cuidados especiales en particular durante el enfriamiento, por ejemplo de los aceros martensíticos ante la posible aparición de fisuras por transformación.

La baja conductibilidad térmica que caracteriza a los inoxidables hace que el calentamiento deba realizarse a velocidades menores que para otros aceros.

La calidad superficial requerida del producto final es casi siempre muy alta y ello obliga a la eliminación de defectos entre las distintas etapas del trabajado.

El trabajado en caliente es particularmente complejo en virtud de la más alta resistencia a la deformación en caliente, la tendencia al crecimiento exagerado de granos, la segregación de solidificación y la tendencia a la fisuración. Esta última se ve acentuada por la presencia de estructuras de dos o más fases que aumentan sensiblemente la tendencia a la fractura. Las temperaturas de trabajado deberán evitar los rangos de estructuras bifásicas y de crecimiento de grano. La deformación por pasada es en general más reducida que para otros tipos de aceros, sobre todo en las etapas iniciales del trabajado.

El trabajado en frío presenta dificultades debido al elevado endurecimiento por

trabajado de algunas calidades, lo que obliga a frecuentes recocidos intermedios y a la extrema calidad del acabado superficial que se requiere en algunos productos.

Los mismos requisitos de acabado superficial en el producto terminado impone exigencias sobre los tratamientos térmicos a fin de que alteraciones superficiales en la composición no reduzcan la resistencia a la corrosión.

Los aceros inoxidable en particular los austeníticos son notoriamente difíciles de maquinar debido a su elevado endurecimiento por trabajado con formación de martensita. Ello debe evitarse con una adecuada lubricación de la herramienta y la utilización de condiciones de corte apropiadas.

Oportunamente se han discutido las características de formabilidad propias de las distintas calidades de aceros. Las mismas no son en general sobresalientes e imponen limitaciones severas en el proceso.

Las que se agravan por la excelente calidad superficial que se requiere en general de los productos. La superior formabilidad de los austeníticos es una de las causas de su mayor aceptación, a pesar de su mayor precio.

Los Apéndices 1 y 2 indican las composiciones y propiedades típicas de los aceros inoxidable normalizados.

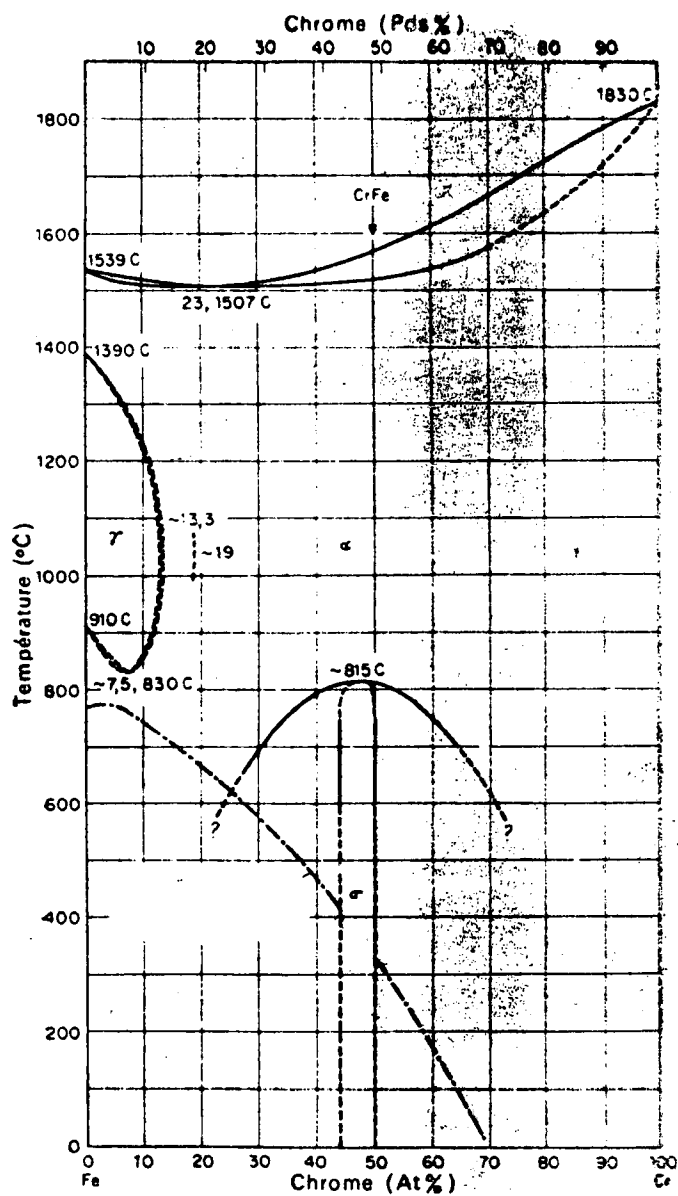


Fig. 1. Diagrama de composición Hierro-Cromo

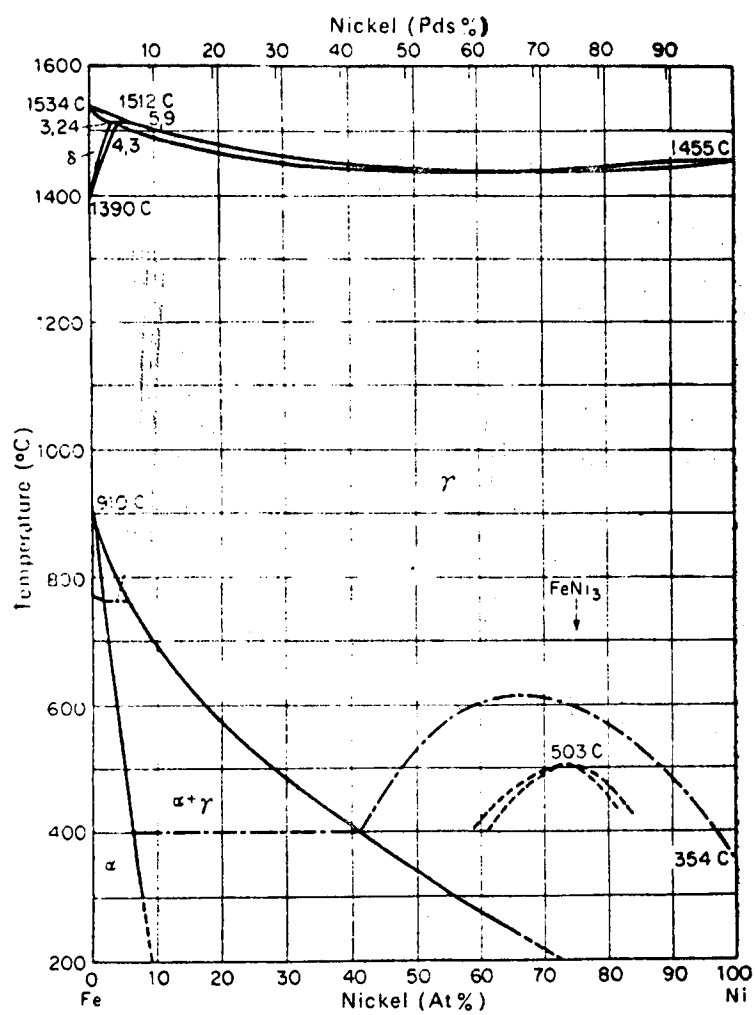


Fig. 2. Diagrama de composición Hierro-Níquel.

Table 1. Compositions of Standard Grades of Wrought Stainless and Heat-Resisting Steels (AISI, 1953)

AISI type	Nominal composition, %						Other(a)
	C	Mn, max	Si, max	Cr	Ni		
Austenitic Steels							
201	0.15 max	7.50(b)	1.00	16.00 to 18.00	3.50 to 5.50		0.25 max N
202	0.15 max	0.00(c)	1.00	17.00 to 19.00	4.00 to 6.00		0.25 max N
301	0.15 max	2.00	1.00	16.00 to 18.00	6.00 to 8.00		
302	0.15 max	2.00	1.00	17.00 to 19.00	8.00 to 10.00		
302B	0.15 max	2.00	3.00(d)	17.00 to 19.00	8.00 to 10.00		
303	0.15 max	2.00	1.00	17.00 to 19.00	8.00 to 10.00		0.15 min S
303(Se)	0.15 max	2.00	1.00	17.00 to 19.00	8.00 to 10.00		0.15 min Se
304	0.08 max	2.00	1.00	18.00 to 20.00	8.00 to 12.00		
304L	0.03 max	2.00	1.00	18.00 to 20.00	8.00 to 12.00		
305	0.12 max	2.00	1.00	17.00 to 19.00	10.00 to 13.00		
308	0.08 max	2.00	1.00	19.00 to 21.00	10.00 to 12.00		
309	0.20 max	2.00	1.00	22.00 to 24.00	12.00 to 15.00		
309S	0.08 max	2.00	1.00	22.00 to 24.00	12.00 to 15.00		
310	0.25 max	2.00	1.50	24.00 to 26.00	19.00 to 22.00		
310S	0.08 max	2.00	1.50	24.00 to 26.00	19.00 to 22.00		
314	0.25 max	2.00	3.00(e)	23.00 to 26.00	19.00 to 22.00		
316	0.08 max	2.00	1.00	16.00 to 18.00	10.00 to 14.00		2.00 to 3.00 Mo
316L	0.03 max	2.00	1.00	16.00 to 18.00	10.00 to 14.00		2.00 to 3.00 Mo
317	0.08 max	2.00	1.00	18.00 to 20.00	11.00 to 15.00		3.00 to 4.00 Mo
321	0.08 max	2.00	1.00	17.00 to 19.00	9.00 to 12.00		5 × C min Ti
347	0.08 max	2.00	1.00	17.00 to 19.00	9.00 to 13.00	10	× C min Nb-Ta
348	0.08 max	2.00	1.00	17.00 to 19.00	9.00 to 13.00	10	× C min Nb-Ta 0.10 max Ta
Martensitic Steels							
403	0.15 max	1.00	0.50	11.50 to 13.00			
410	0.15 max	1.00	1.00	11.50 to 13.50			
414	0.15 max	1.00	1.00	11.50 to 13.50	1.25 to 2.50		
416	0.15 max	1.25	1.00	12.00 to 14.00			0.15 min S
416(Se)	0.15 max	1.25	1.00	12.00 to 14.00			0.15 min Se
420	0.15 min	1.00	1.00	12.00 to 14.00			
431	0.20 max	1.00	1.00	15.00 to 17.00	1.25 to 2.50		
440A	0.60 to 0.75	1.00	1.00	16.00 to 18.00			0.75 max Mo
440B	0.75 to 0.95	1.00	1.00	16.00 to 18.00			0.75 max Mo
440C	0.95 to 1.20	1.00	1.00	16.00 to 18.00			0.75 max Mo
501	0.10 min	1.00	1.00	4.00 to 6.00			0.40 to 0.65 Mo
502	0.10 max	1.00	1.00	4.00 to 6.00			0.40 to 0.65 Mo
Ferritic Steels							
405	0.08 max	1.00	1.00	11.50 to 14.50			0.10 to 0.30 Al
430	0.12 max	1.00	1.00	14.00 to 18.00			
430F	0.12 max	1.25	1.00	14.00 to 18.00			0.15 min S
430F(Se)	0.12 max	1.25	1.00	14.00 to 18.00			0.15 min Se
446	0.20 max	1.50	1.00	23.00 to 27.00			0.25 max N

(a) Other elements in addition to those shown below are as follows. Phosphorus is 0.06% max in types 201, 202, 416, 416(Se), 430F, 430F(Se); 0.045% max in types 301, 302, 302B, 304, 304L, 305, 308, 309, 309S, 310, 310S, 314, 316, 316L, 317, 321, 347, 348; 0.20% max in types 303 and 303(Se). Sulfur is 0.030% max in types 201, 202, 301, 302, 302B, 304, 304L, 305, 308, 309, 309S, 310, 310S, 314, 316, 316L, 317, 321, 347, 348, 403, 405, 410, 414, 420, 430, 431, 440A, 440B, 440C, 446, 501 and 502; 0.15% min in types 303, 416 and 430F. (b) Mn range, 5.50 to 7.50. (c) Mn range, 7.50 to 1.00 (d) Si range, 2.00 to 3.00. (e) Si range, 1.50 to 3.00.

Table 2. Nominal Compositions of Nonstandard Grades of Wrought Stainless Steel

Tentative designation	Nominal composition, %						Other
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	
308L	0.025	1.75	0.40	21.00	10.00		
316F	0.06	1.50	0.50	18.00	13.00	2.25	0.13 P, 0.15 S
317L	0.025	1.75	0.50	18.50	13.50	3.25	
329	0.07	0.60	0.50	27.50	4.50	2.25	
347F(Se)	0.05	1.25	0.50	17.50	9.50		0.13 P, 0.30 Se, 0.60 Nb
418	0.17	0.40	0.30	12.75	2.00		3.00 W
420F	0.38	0.45	0.35	13.50			0.21 Se or 0.18 S
422	0.20	0.65	0.50	12.00	0.75	1.00	1.00 W, 0.30 V
440F	1.00	0.40	0.40	17.00			0.18 Se or 0.08 S
442	0.08	0.50	0.50	21.00			
443	0.08	0.50	0.50	21.00			1.00 Cu
Stainless W	0.07	0.50	0.50	16.75	6.75		0.80 Ti, 0.20 Al
17-4 PH	0.04	0.40	0.50	16.50	4.25		0.25 Nb, 3.60 Cu
17-7 PH	0.07	0.70	0.40	17.00	7.00		1.15 Al
PH 15-7 Mo	0.07	0.70	0.40	15.00	7.00	2.25	1.15 Al
AM-350	0.10	0.75	0.35	16.50	4.25	2.75	0.10 N
AM-355	0.13	0.85	0.35	15.50	4.25	2.75	0.12 N
16-18	0.05	0.50	0.40	16.00	19.00		
20-29 Cu-Mo	0.05	0.75	1.00	20.00	29.00	2.20	3.20 Cu
17-10 P	0.12	0.75	0.50	17.00	10.50		0.28 P
HMN	0.30	3.50	0.50	18.50	9.50		0.25 P
Tenelon	0.08	14.50	0.50	17.00			0.40 N

Tipos AISI		301	302	303	304	304 L	309	310	316	316 L	321	347
COMPOSICION QUIMICA		C Mn Si Cr Ni Otros	0.15 Máx. 2.— Máx. 1.— Máx. 17.00-19.00 8.00-10.00 S-0.15 Min.	0.15 Máx. 2.— Máx. 1.— Máx. 17.00-19.00 8.00-10.00	0.08 Máx. 2.— Máx. 1.— Máx. 18.00-20.00 8.00-12.00	0.03 Máx. 2.— Máx. 1.— Máx. 18.00-20.00 8.00-10.30	0.20 Máx. 2.— Máx. 1.— Máx. 22.00-24.00 12.00-15.00	0.25 Máx. 2.— Máx. 1.— Máx. 24.00-26.00 19.00-22.00	0.08 Máx. 2.— Máx. 1.— Máx. 16.00-18.00 10.00-14.00 Mo. 2.00-3.00	0.02 Máx. 2.— Máx. 1.— Máx. 16.00-18.00 10.00-14.00 Mo. 2.00-3.00	0.08 Máx. 2.— Máx. 1.— Máx. 17.00-19.00 9.00-13.00 Nb 10 x C Min.	0.08 Máx. 2.— Máx. 1.— Máx. 17.00-19.00 9.00-13.00 Nb 10 x C Min.
PROPIEDADES FISICAS		Peso específico, kgs/dm ³ Límite elástico, kgs/mm ² Estructura Calor específico a 20°-200° C cal/g° C Conductibilidad térmica-cgs Coeficiente de dilatación térmica Coeficiente medio por °C x 10 ⁶ Intervalo del punto de fusión	7.99 19.687 Austenítica 0.12 0.038 0.051 17.45 19.40 1.399-1.421° C	7.99 19.687 Austenítica 0.12 0.038 0.051 18.00 19.90 1.399-1.421° C	7.99 20.300 Austenítica 0.12 0.034 0.048 18.00 19.80 1.399-1.454° C	7.99 20.300 Austenítica 0.12 0.034 0.048 18.00 19.80 1.399-1.414° C	8.02 20.390 Austenítica 0.12 0.030 0.041 17.60 18.50 1.399-1.454° C	8.02 21.356 Austenítica 0.12 0.030 0.042 17.30 18.60 1.399-1.454° C	7.99 20.300 Austenítica 0.12 0.038 0.055 17.30 19.60 1.371-1.399° C	7.99 20.300 Austenítica 0.12 0.038 0.055 17.30 19.60 1.371-1.369° C	8.00 20.300 Austenítica 0.12 0.038 0.051 17.50 19.70 1.309-1.427° C	7.85 19.687 Austenítica 0.12 0.038 0.053 17.50 19.70 1.399-1.427° C
PROPIEDADES ELECTRICAS		Propiedad magnética En estado Permeabilidad-Microhormas/cm ² a 20° C Coeficiente térmico, a 20° C-100° C	No magnético Recocido 70 0.0012	No magnético Recocido 70 0.0012	No magnético Recocido 73 0.0011	No magnético Recocido 73 0.0011	No magnético Recocido 78 0.0011	No magnético Recocido 79 0.0011	No magnético Recocido 75 0.0011	No magnético Recocido 75 0.0011	No magnético Recocido 70 0.0012	No magnético Recocido 70 0.0012
TRATAMIENTO TERMICO		Contorno de forjado Acabado de forjado Recocido Enfriamiento Temple	1.150-1.200° C 925° C 1.050-1.100° C aire o agua Rápido No templable	1.150-1.200° C 925° C 1.050-1.100° C aire o agua Rápido No templable	1.150-1.200° C 925° C 1.050-1.100° C aire o agua Rápido No templable	1.150-1.200° C 925° C 1.050-1.100° C aire o agua Rápido No templable	1.150-1.200° C 925° C 1.050-1.100° C aire o agua Rápido	1.150-1.200° C 925° C 1.050-1.100° C aire o agua Rápido	1.150-1.200° C 925° C 1.050-1.100° C aire o agua Rápido	1.150-1.200° C 925° C 1.050-1.100° C aire o agua Rápido	1.150-1.200° C 925° C 1.050-1.100° C aire o agua Rápido	1.150-1.200° C 925° C 1.050-1.100° C aire o agua Rápido
PROPIEDADES MECANICAS		Dureza Brinell (Barra) Dureza Rockwell (Chapa) Resistencia a la tracción en kgs/mm ² Límite elástico en kgs/mm ² Alargamiento % Embutición Ericksen (chapa 1 mm)	135-185 — 75-85 B 60-70 25-35 50-60 12	135-185 180-330 70-90 B 53-70 20-40 50-60 12	130-180 180-330 70-90 B 53-70 20-40 50-60 11.5	130-150 180-330 70-90 B 50-70 20-30 50-65 12.5-13	125-145 — 70-85 B 50-70 20-30 50-65 12.5-13	180-185 — 70-85 B 50-70 25-40 40-55 12	135-185 180-300 70-85 B 50-70 25-40 50-60 12	130-150 — 70-85 B 50-60 20-30 50-60 —	135-185 180-300 70-90 B 56-67 25-35 40-60 12.5	135-185 180-300 70-90 B 56-67 25-35 40-60 12.5
OTRAS CARACTERISTICAS		Temperatura formación cascarrilla Soldabilidad Estampación y embutido Pulido del programa Rotopan (actual)	815° C Regular Muy bueno —	815° C Buena Muy bueno R	735° C No aconsejable Regular —	840° C Óptima Óptima Óptimo R	1.010° C Buena Buena —	1.040° C Buena Buena R	840° C Óptima Buena Bueno R	840° C Óptima Buena Bueno R	815° C Óptima Buena Posible R	840° C Óptima Buena Posible —

Tipo - AISI	410	420	430	446
COMPOSICION QUIMICA				
C	0,15 Máx.	0,15 Min.	0,12 Máx.	0,20 Máx.
Mn	1,00 Máx.	1,00 Máx.	1,00 Máx.	1,50 Máx.
Si	1,00 Máx.	1,00 Máx.	1,00 Máx.	1,00 Máx.
Cr	11,50-13,50	12,00-14,00	14,00-18,00	23,00-27,00
Otros		—	—	N 0,25 Máx.
PROPIEDADES FISICAS				
Peso específico, kgs/dm ³	7,73	7,75	7,75	7,50
Estructura	Martensítica	Martensítica	Ferrítico	Ferrítica
Calor específico a 20° C-200° C cal/g° C	0,11	0,11	0,11	0,12
Conductibilidad térmica	100 C°	0,060	0,060	0,056
	500 C°	0,064	0,064	0,058
Coeficiente de dilatación térmica	20° C-200° C	10,9	10,6	11,—
	20° C-800° C	12,8	12,7	12,8
Intervalo del punto de fusión	1.482-1.532	1.482-1.532	1.427-1.510	1.427-1.510
Módulo elástico	20.300	20.300	20.300	20.300
PROPIEDADES ELECTRICAS				
Estado	Recocido	Templado y revenido	Recocido	Recocido
Resistividad microhmios/cm ² a 20° C	53	53	59	66
Coeficiente de resistencia térmica a 20° C-100° C	0,0018	0,0019	0,0016	—
Propiedad magnética	Ferromagnético	Ferromagnético	Ferromagnético	Ferromagnético
TRATAMIENTO TERMICO				
Comienzo de forjado	1.150-1.200° C	1.200-1.250° C	1.050-1.150° C	1.050-1.100° C
Acabado de forjado	700° C	900-950° C	700° C	650° C
Recocido	750-770° C	750-770° C	750-770° C	750-770° C
Enfriamiento	aire	aire	aire	aire
Temperatura de temple	980-1.000° C	1.020° C	No templable	No templable
Medio de temple	aire o aceite	aire o aceite	—	—
Revenido	750° C	750° C	—	—
PROPIEDADES MECANICAS				
Dureza Brinell (Barra recocida)	130-215	130-215	140-180	140-185
Dureza Rockwell (Chapa recocida)	75-85 B	—	75-90 B	75-90 B
Resistencia a la tracción en kgs/mm ² (Recocido)	55	77	84	55
Límite elástico en kgs/mm ² (Recocido)	35	63	33	35
Alargamiento %	24	20	27	20
OTRAS CARACTERISTICAS				
Temperatura formación cascavilla	700° C	650° C	916° C	1.020° C
Soldabilidad	Frágil	Buena	Buena	Discreta
Estampación y embutido	Discreta	Deficiente	Buena	Discreta
Pulido	Muy bueno	Bueno	Óptimo	Posible

APENDICE 2 (Cont).

ACEROS DE SILICIO PARA USOS ELECTRICOS

La industria electromecánica hace un uso apreciable de aleaciones magnéticas blandas en la fabricación de núcleos para motores, generadores, transformadores, electroimanes, etc.

En general se requiere de estos materiales una elevada permeabilidad magnética a fin de obtener la mayor magnetización para un determinado campo magnético. Ello implica una alta remanencia, una alta magnetización de saturación y una baja coercividad. De esta manera se logran lazos de histéresis altos y angostos con un mínimo de área encerrada dentro de la curva. Esta área es la que mide el gasto de energía originado en la irreversibilidad del proceso de magnetización y que es una de las fuentes pérdidas eléctricas en núcleos de transformadores.

Otra fuente de pérdidas lo constituye, especialmente en corriente alterna, la generación de corrientes parásitas o inducidas; a fin de minimizarlas se recurre a materiales de alta resistividad y a la construcción en placas de poco espesor y aisladas entre sí.

Con el fin de reducir ruido y vibraciones es conveniente que los materiales tengan bajo efecto de magneto estricción.

HIERROS DE USO ELECTRICO:

El hierro de alta pureza tiene una permeabilidad muy alta - pero su producción es sumamente cara y es además difícil mantenerlo libre de contaminación durante las operaciones de fabricación. En purezas del orden del 99,9%, conocido como Hierro Armco, se utiliza en núcleos magnéticos para corriente continua; electroimanes, etc.

Para usos en corriente alterna se utilizan en forma generalizada las aleaciones de hierro con agregados de silicio. La adición de silicio al hierro de mediana pureza conduce a mejoras notables

en sus propiedades magnéticas. Aumenta la permeabilidad y disminuye coercividad y en consecuencia disminuyen las pérdidas magnéticas. Aumenta la resistividad con la consiguiente disminución de pérdidas por corrientes inducidas. Estas mejoras compensan - con creces la disminución de magnetización de saturación que se observa.

El Silecio es un estabilizador de ferrita y el agregado de 3 - 4 % de silicio elimina completamente la austenita aún a temperaturas elevadas. Ello facilita la realización de algunos procesos metalúrgicos que permiten aprovechar los efectos cristalográficos sobre la magnetización. En efecto, si se considera un cristal Fe. de estructura cúbica, b.c.c., la magnetización es más favorable a lo largo de las direcciones (100), esto es a lo largo de las aristas del cubo. Si por algún método, se consigue que la chapa tenga una textura u orientación preferencial tal que la mayoría de sus granos tengan sus direcciones cúbicas alineadas en la dirección de magnetización, las pérdidas serán mucho menores que en un material con los granos orientados al azar.

Mediante métodos que utilizan la diferencia de energía superficial de las diferentes orientaciones como fuerza impulsora es posible obtener texturas "doble cúbicas", o sea con la cara del cubo sobre el plano de la chapa. Es decir presentando dos direcciones favorables sobre el mismo. Es más práctica, sin embargo la producción de textura cúbica con el borde del cubo sobre el plano y una arista en la dirección de laminación, es decir (100) (100), presentando una dirección de magnetización favorable en la dirección de laminación. Con esta textura se produce el "Hierro-Silicio de grano orientado" de extensa utilización en la fabricación de transformadores de potencia.-

PRODUCCION DE HIERRO SILICIO ORIENTADO:

El desarrollo de la textura cúbica se obtiene aprovechando la propiedad de las partículas dispersas de anclar los límites de grano impidiendo el progreso de la recrystalización. En una etapa final del proceso, cuando el material presenta las características apropiadas, estas partículas son eliminadas provocando el crecimiento de los granos en orientaciones preferenciales favorables.-

Un proceso típico comprende la fabricación de lingotes o planchones por métodos convencionales pero con especial atención a pureza y homogeneidad. Los mismos son laminados, a alta temperatura dada la escasa ductilidad de la aleación, y la chapa resultante es sometida a un calentamiento a alta temperatura y se lamina nuevamente a espesores del orden de 2mm.

Luego de recocido y decapado el material se lamina en frío con recocido intermedio hasta la medida final de algunas décimas de milímetro. Un recocido a baja temperatura en atmósfera apropiada produce la recristalización primaria y una reducción en el contenido de carbono. Los granos son limitados en su crecimiento por partículas del SMn que fué disuelto en los tratamientos a alta temperatura y reprecipitado en los recocidos posteriores. Un recocido final a temperaturas del orden de 1200 .C en atmósfera de Hidrógeno o similar produce la disolución y/o eliminación del SMn y origina el crecimiento de granos de varios mm. de diámetro orientados en la dirección (100).

Durante el recocido final y mediante el agregado de compuestos de Magnesio y otros, que se combinan formando vidrios con los óxidos de silicio, hierro, etc., existentes en la superficie de la chapa, se genera sobre la misma una película cerámica aislante que separa y aísla las láminas disminuyendo las corrientes parásitas. Alternativamente las chapas son recubiertas con barnices orgánicos aislantes.

FABRICACION DE NUCLEOS:

Los nucleos son fabricados por los métodos normales de cizallado, matrizado, punzonado etc. y armados en forma conveniente.

La presencia de deformaciones remanentes o de tensiones residuales afecta las propiedades magnéticas y aumenta las pérdidas. Debido a ello tanto las características originales de la chapa, dimensiones, geometría, planaridad, como las resultantes luego del corte y montaje de las laminaciones deben ser tales que minimizen la presencia de tensiones y deformaciones. Para máximos rendimientos es aconsejable un recocido final de relevamiento de tensiones.

ESPECIFICACION:

Los materiales comerciales se presentan en un rango de calidad que van desde la chapa con un cierto agregado de silicio y orientación al azar hasta las de un alto grado de orientación. Dado que la composición difiere muy poco la especificación se hace por sus propiedades electromagnéticas como resistividad, permeabilidad, coercividad, saturación, etc., y en especial por el valor de las pérdidas en condiciones específicas de ensayo

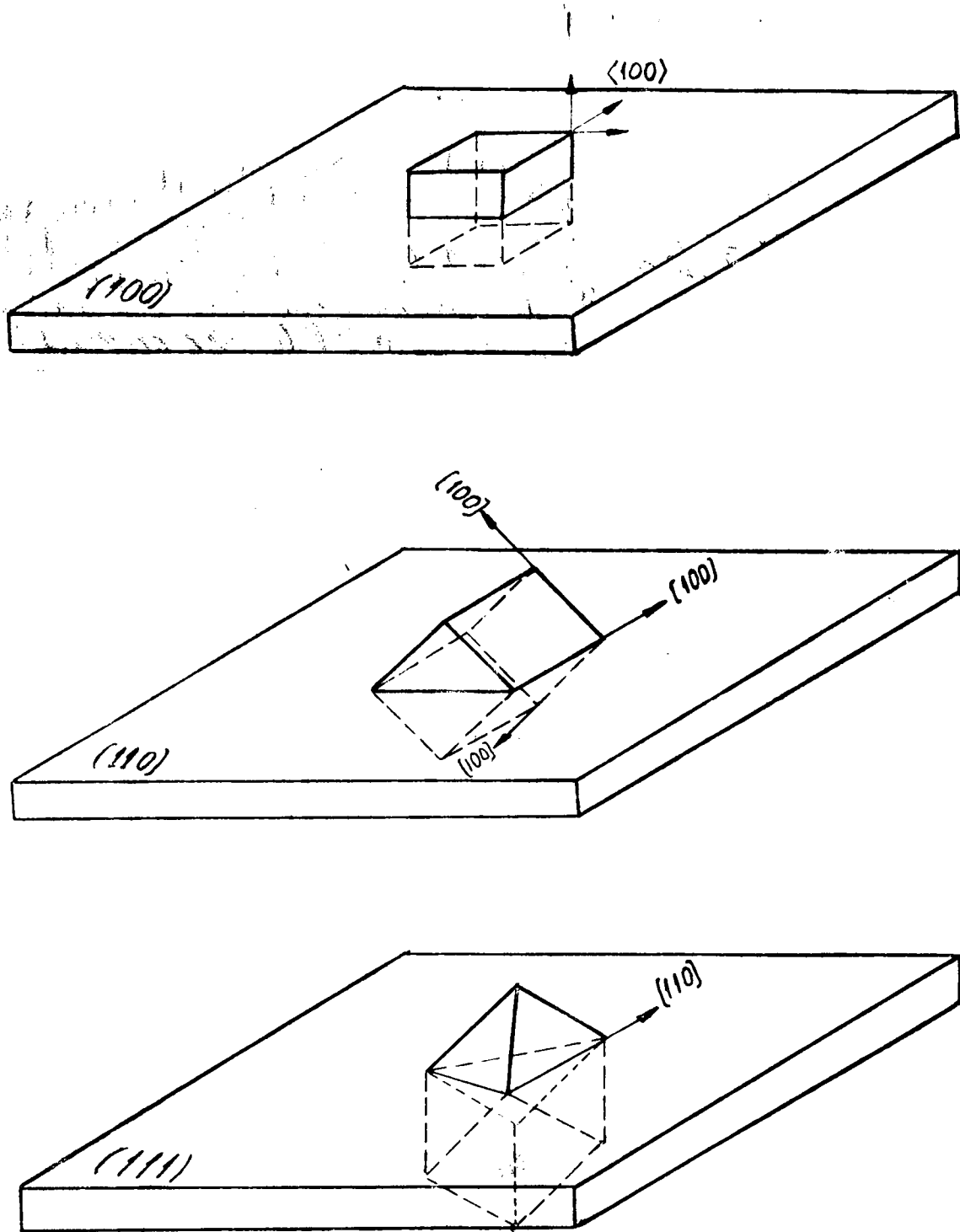


Fig. .Esquema de las texturas cristalográficas mas comunes.

CHAPA DE ACERO PARA ESTAMPADO

La industria metal-mecánica en general, y en particular la automotriz y la electrodoméstica, hacen uso extensivo de acero de muy baja aleación laminado en chapas planas de bajo espesor, con la misma se producen partes por procesos de prensado, estampado, doblado etc. que imponen requerimientos de adecuada plasticidad al material, muchas de éstas partes van expuestas a la vista lo que impone un buen acabado superficial de la parte terminada y una buena aptitud para recibir recubrimientos decorativos o protectores.

PROCESOS DE ESTAMPADO:

Las operaciones industriales de estampado son en general - una combinación de doblado, estirado y embutido.

En una operación típica de embutido el material es forzado por un punzón, por ejemplo cilíndrico; a pasar a través de una matriz sin que exista ninguna restricción al deslizamiento del resto del material mediante prensa-chapas periféricos.

En el estirado en cambio el prensa-chapas restringe totalmente el deslizamiento de el exterior de la chapa el que no penetra dentro de la matriz. Esto hace que la porción central vaya siendo sometida a esfuerzos crecientes de tracción, simple o bi-axial, a medida que el punzón penetra en la matriz. Eventualmente se llega a fractura por tracción de manera similar a la que ocurre en una probeta de ensayo.

Alternativamente la falta de presión en el prensa-chapas durante el embutido, hace que la parte exterior del disco sea la que se deforma al penetrar dentro de la matriz. Las tensiones que se generan son de naturaleza variada: en tanto que el fondo

de la capa sufre moderadas tensiones biaxiales, la pared de la misma está sometida a tracción a lo largo de la pared la que a su vez genera compresión radial a tracción circunferencial en virtud de la restricción impuesta por el punzon. El disco exterior está sometido a tracción radial la que, al provocar una paulatina disminución al diámetro del mismo, induce tensiones circunferenciales de compresión. Estas son las que provocan las clásicas arrugas por pandeo que se eliminan introduciendo una cierta presión en el prensa-chapas que "plancha" la chapa a medida que penetra en la matriz.

El éxito de una operación de estampado depende de la no-aparición de roturas durante la misma. Durante el embutido la aparición de roturas se verá reducida si el material es capaz de deformarse uniformemente sin que aparezca inestabilidad plástica localizada. Esto se logrará si el material, a medida que se deforma, es capaz de aumentar su resistencia a la deformación trasladando la misma a otras zonas menos deformadas. Esto se logra con altos valores de endurecimiento por trabajado.

En embutido debe lograrse que la deformación se realice preferentemente en el ala y para ello la copa deberá resistir la tracción sin adelgazarse y romperse. Esta resistencia al adelgazamiento en el espesor se logra si el material es más resistente a la deformación a través del espesor que a lo largo o a lo ancho de la chapa. Es decir si el material es anisotrópico en la dirección normal al plano de la misma.

La operación de doblado impone un estado de tensiones que varían desde tracción en la capa externa hasta compresión en la interna. El eje neutro puede desplazarse según sean las limitaciones impuestas. Además de una adecuada capacidad de deformación facilitada por un elevado coeficiente de endurecimiento la ausencia de roturas se obtendrá eliminando las impurezas y defectos que puedan actuar como fuentes de fisuras.

Si bien la anisotropía normal al plano de la chapa puede resultar beneficiosa, no sucede en general lo mismo con la anisotropía en el plano de la chapa que se traduce en la aparición de "orejas", generalmente cuatro, en copas embutidas.

La anisotropía, tanto normal como plana, resulta de la orientación preferencial en determinados sentidos de las direcciones cristalográficas de la estructura cristalina del metal. En efecto, la resistencia a la deformación del hierro es mínima a lo largo de la dirección (100), arista de la celda cúbica unitaria, es mayor a lo largo de la (110), diagonal de la cara y es máxima en la dirección (111) diagonal del cubo. La anisotropía será mayor cuanto menor sea el número de granos alineados con su dirección (100) en el sentido de la deformación.

En términos generales puede decirse que las operaciones de conformado se verán favorecidas por:

- a) Baja tensión de fluencia para evitar inestabilidad elástica por pandeo.
- b) Alta anisotropía normal para evitar adelgazamiento en embutido.
- c) Baja anisotropía plana para evitar orejeado.
- d) Alta deformación uniforme, para retardar inestabilidad plástica en estirado.
- e) Alto endurecimiento por trabajado para favorecer deformación no localizada en estirado y doblado.
- f) Ausencia de grietas e impurezas para evitar la generación de fisuras en condiciones de tracción.

ENVEJECIMIENTO:

Si se deforma un trozo de chapa de acero común, por ejemplo por tracción, se observa el aumento lineal de tensión con la deformación que caracteriza al rango elástico. Llegado un cierto valor comienza la deformación plástica en uno o más puntos de la probeta (punto de fluencia superior) y se produce una sensible caída de la tensión hasta que ésta se estabiliza en un valor sensiblemente constante (Punto de fluencia inferior). Esta deformación a tensión constante (Deformación de Lüders) continúa hasta

que la probeta se ha deformado en su totalidad. De allí en más la tensión aumenta con la deformación en la forma habitual hasta inestabilidad plástica y rotura.

Este comportamiento es característico de los materiales, llamados envejecibles, con contenido de solutos intersticiales, esencialmente Nitrógeno, capaces de difundir hacia las dislocaciones y anclarlas impidiendo su movimiento y por consiguiente la deformación. Para deformar el material es menester alcanzar la tensión necesaria para desanclarlas o para generar nuevas dislocaciones. Esto se produce en forma súbita alrededor de concentradores de tensión, originando la característica caída de tensión. Se forma un frente de deformación (Banda de Lüders) que avanza sobre el material sin deformar manteniéndose constante la carga hasta agotarse la zona no deformada.

Desde un punto de vista práctico, este fenómeno no afecta sensiblemente la estampabilidad, pero produce un deterioro en el acabado por la aparición de bandas de deformación localizada.

Este defecto puede eliminarse de dos maneras: introduciendo nuevas dislocaciones e inmovilizando o eliminando los solutos.

La introducción de dislocaciones frescas se logra sometiendo al material a una deformación leve y homogénea, por ejemplo: por laminado superficial (Temper o Skin pass) o por flexionado alternativo. Ello hace que, al estamparse, la deformación sea homogénea y no se formen bandas localizadas. Además presenta la ventaja de disminuir la tensión de fluencia que, como se ha visto, favorece la estampabilidad. Este método tiene el inconveniente de que no elimina el envejecimiento en forma permanente dado que los solutos pueden difundir hacia las nuevas dislocaciones y anclarlas nuevamente provocando la reaparición del problema en término desde algunas horas hasta algunas semanas según sean las condiciones del proceso.

Si bien la eliminación de los solutos responsables no es económicamente factible es posible inmovilizarlos mediante el agregado de elementos que tengan afinidad por los mismos y formen compuestos estables. En el caso del Nitrógeno se utiliza Aluminio que da lugar a la formación de nitruros de aluminio, que

en condiciones apropiadas de proceso, eliminan totalmente el envejecimiento.

Dada la afinidad del Aluminio por el oxígeno su uso implica la adaptación de lingotes colmados con un consiguiente aumento del costo. Sin embargo el uso de las partículas de nitruro de aluminio como medio de control de la res cristalización hace que sea posible desarrollar durante el recocido, texturas cristalinicas que promueven la anisotropía normal.

ACABADO SUPERFICIAL:

Además de las bandas de Lüders ya mencionadas existen algunos otros defectos que afectan la calidad de la superficie de piezas estampadas y que deben eliminarse, Uno de los más comunes es el denominado "piel de naranja" que es una rugosidad excesiva producida por un tamaño de grano demasiado grande. Su control es sencillo, pero una disminución del tamaño de grano provoca un aumento de la tensión de fluencia por lo que la solución será un compromiso entre disminución del defecto o de la estampabilidad.

La presencia de impurezas y segundas fases en la superficie no es tolerable sobre todo cuando deba aplicarse posteriormente algún tipo de recubrimiento: pinturas, enlozados, estañados, emplomados, galvanizados, cromados etc. Para este uso son particularmente aptos los aceros efervescentes que durante el proceso de solidificación desarrollan una capa superficial de ferrita - prácticamente pura que se mantiene a lo largo del proceso y brinda una excelente superficie al producto final.

PROCESO:

Los lingotes o planchones destinados a la producción de chapa para estampado se producen por los procesos convencionales de acería y laminación hasta llegar a espesores del orden de los 2 ó 3 mm. La chapa así laminada es acumulada en rollos o bobinas de varias toneladas de peso. Durante el bobinado de aceros calmados al Aluminio se toma la precaución de lograr velocidades de enfriamiento bajas a fin de evitar la precipitación prematura de nitruros de Aluminio.

Previo a su laminación en frío las bobinas son soldadas a tope entre si y decapadas en forma continua en baños ácidos para eliminar la capa de óxido superficial. La laminación en frío introduce reducciones totales del orden del 70% y se realiza en trenes continuos de varias cajas cuarto. El recocido se realiza en hornos de mufla con atmósfera protectora contra la oxidación. El calentamiento se hace en forma lenta para permitir la precipitación de los nitruros que controlan el proceso de recristalización durante el recocido subcrítico.

Luego de recocida la chapa se somete a un laminado superficial con tensión aplicada entre los bobinadores de alimentación y de salida. Además de eliminar la deformación de Lüders y reducir la tensión de fluencia, se calibra el espesor y se da la rugosidad final requerida mediante un tratamiento apropiado de la superficie de los cilindros.

El producto es finalmente inspeccionado lubricado, cortado a medida y embalado.

Una variante importante de la chapa laminada es la hojalata que con posterioridad al laminado en frío hasta espesores de unas pocas décimas de milímetro es sometida a un baño protector, electrolítico o de inmersión, de estaño.

La especificación se hace según la capacidad de tolerar las operaciones de estampado. Las calidades van desde calidad comercial hasta Embutido Extra Profundo utilizándose aceros efervescentes para las primeras y calmados al aluminio para las más exigidas.

Además de los ensayos habituales, como tracción y dureza, suelen emplearse ensayos simulativos de acopado: Olsen, Euchsén, Fukuí, hidráulico, etc. También es posible comprobar la resistencía a tensiones bi-axiales y confeccionar los llamados Diagramas Límites de conformado. Sin embargo la complejidad del proceso hace que la instancia decisiva en la determinación de la adaptabilidad de determinado material a determinado proceso sea la fabricación de la pieza en si.

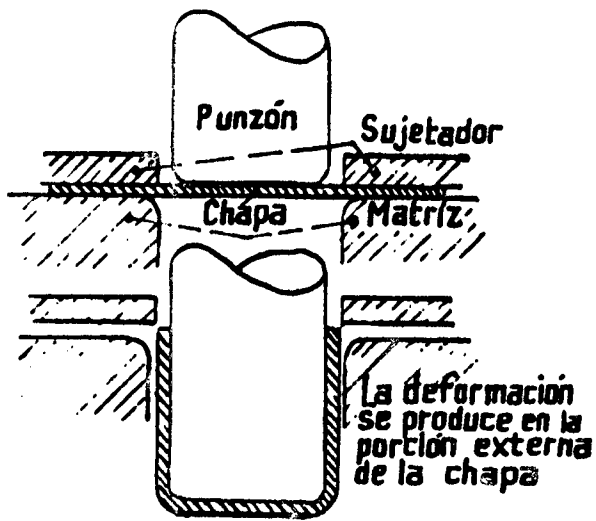


Figura 1

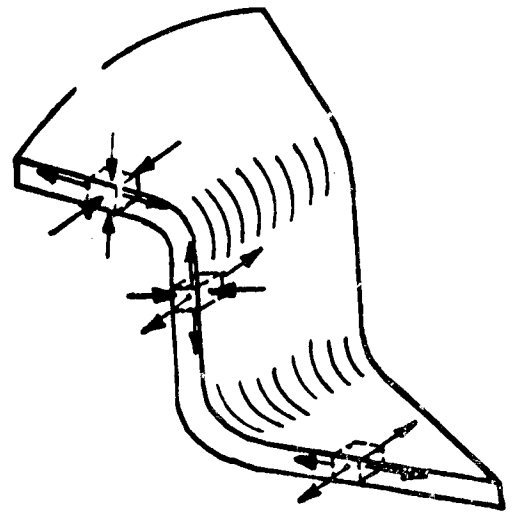


Figura 2

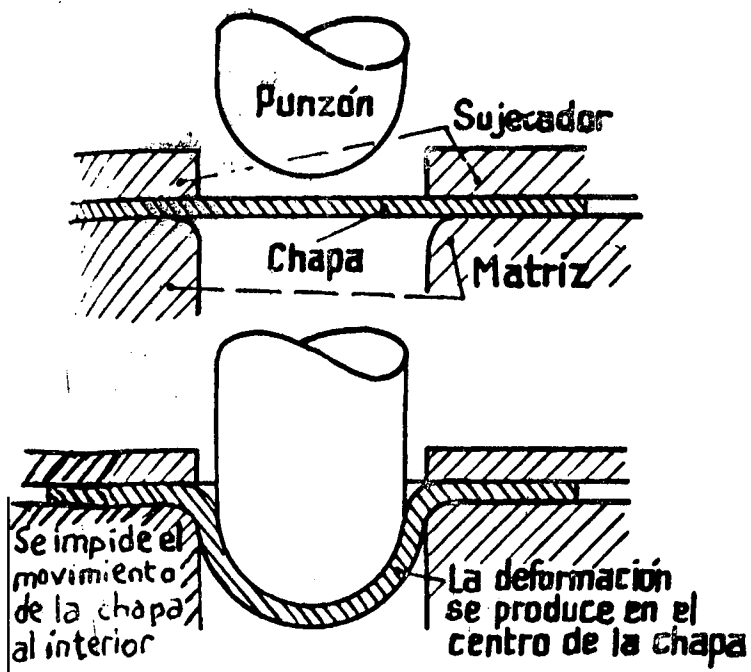


Figura 3

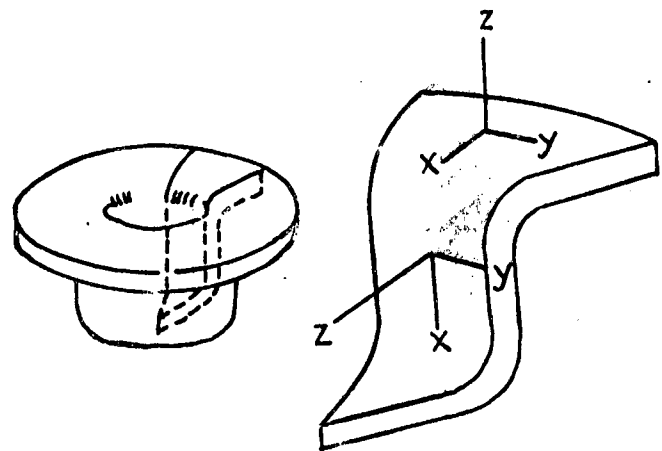


Figura 4

ACEROS DE BAJA Y MEDIA ALEACION TRATABLES TERMICAMENTE

La mayoría de las industrias metalmecánicas livianas y semipesadas hacen uso generalizado de distintas variedades de aceros de construcción. Los mismos se extienden en contenidos de carbono entre 0.20% y 0.65% pudiendo en algunos casos especiales llegar al 1.00% en tanto el resto de los elementos aleantes no supera el 5% en total.

En el empleo de estos aceros se hace un uso intenso de la propiedad más característica de las aleaciones de hierro, esto es, la de alterar notablemente sus propiedades mecánicas a través de tratamientos térmicos diversos. Estos cambios se originan en la aparición de diversas estructuras que dependen de los tratamientos utilizados y de la composición básica de la aleación. El éxito de estas operaciones depende en buena medida de una adecuada comprensión de los mecanismos operantes.

1. FENOMENOS DE TRANSFORMACION

El hierro puro a temperatura ambiente tiene una estructura cúbica centrada en el cuerpo, lo mismo que a altas temperaturas, en tanto que a temperaturas intermedias asume una estructura cúbica centrada en las caras. Las características de estas estructuras se resumen en la Tabla I.

1.1. Aleaciones Fe-C

El carbono es el aleante más importante en los aceros. Su adición modifica el campo de existencia de las diversas estructuras y se refleja en el diagrama de composición Hierro-Carbono, Fig. 1. A temperatura ambiente y luego de un enfriamiento lento desde el rango austenítico (f.c.c.) las estructuras que se

observan son:

- a) Ferrita equiaxiada para muy bajos contenidos de carbono, Fig. 2.a.
- b) Una mezcla de láminas alternadas de ferrita y cementita (carburo de hierro Fe_3C) denominada perlita para contenidos de carbono alrededor del punto eutectoide 0.77%. Fig. 2.c.
- c) Colonias de perlita rodeadas de ferrita en cantidades decrecientes para contenido de carbono menores del eutectoide (hipoeutectoides). Fig. 2.b.
- d) Colonias de perlita rodeadas de cementita en cantidades crecientes para contenidos de carbono mayores del eutectoide (hipereutectoides). Fig. 2.d.

En condiciones más cercanas al equilibrio, como enfriamientos sumamente lentos o mantenimientos a temperaturas elevadas, las placas y partículas de cementita tienden a adoptar una forma esférica de mínima energía. Ello origina una estructura de ferrita equiaxiada con una dispersión de carburos globulares, a veces denominada esferoidita.

1.2. Influencia de la velocidad de enfriamiento

La Fig. 3 muestra la curva característica de nucleación y crecimiento de la transformación de austenita enfriada rápidamente y mantenida a una temperatura dada. Luego de un cierto tiempo de incubación la transformación comienza a progresar en forma logarítmica con el tiempo decreciendo luego hasta completarse. A medida que se transforma el acero a temperaturas más bajas aumenta la velocidad de transformación como consecuencia de una mayor facilidad de nucleación y de una adecuada difusibilidad. Alcanzado un cierto punto, que constituye la "nariz" de la curva, la velocidad de difusión comienza a resultar insuficiente para acompañar la transformación y la velocidad de transformación disminuye dando origen a la característica forma de C de los diagramas Tiempo, Temperatura, Transformación (TTT).

Cada una de las transformaciones que ocurren con nucleación y crecimiento tiene su curva C característica y, de la superposición de todas ellas resulta el diagrama TTT característico de un determinado tipo de acero.

En aceros eutectoides la transformación isotérmica dará lugar a la formación de perlita a todas las temperaturas por debajo del punto (A_1) de transformación. En aceros hiper e hipo eutectoides, a temperaturas por encima de la

nariz de la curva, la formación de perlita es precedida por la de la fase proeutectoidea, cementita y ferrita respectivamente. A temperaturas más bajas es posible suprimir la reacción proeutectoidea y obtener contenidos de perlita mayores que los de equilibrio.

El descenso de la temperatura de transformación, al aumentar la nucleación y disminuir la difusividad, afecta la morfología de las fases formadas y resulta en general en estructuras ferríticas de grano más fino y en estructuras perlíticas de láminas de menor espesor.

1.2.1. Transformación martensítica

Cuando la velocidad de enfriamiento es lo suficientemente alta como para evitar la nariz de la curva y la temperatura de transformación es suficientemente baja se llega a suprimir el movimiento de los átomos de carbono y se forma una fase diferente: martensita. Esta transformación es atérmica (es decir, no isotérmica, y por lo tanto, está representada en un diagrama TTT por rectas horizontales) y la cantidad de transformación depende de la temperatura. Los átomos de carbono quedan atrapados en los sitios octaédricos de la nueva estructura tetragonal centrada en el cuerpo. La austenita se transforma en martensita mediante una transformación sin difusión en la cual ninguno de los átomos cambia de posición relativa a sus vecinos. Esta transformación va acompañada por una expansión y por una deformación por corte de la red de austenita. La Fig. 4 muestra las distintas celdas y el mecanismo propuesto por Bain para esta transformación. Los cuatro átomos de hierro que se encontraban en el centro de las caras superiores e inferiores juntos con los cuatro átomos en las esquinas de dos celdas adyacentes de austenita forman los ocho esquemas de una celda tetragonal de martensita. El átomo de hierro en el centro de la interface de las dos celdas de austenita ocupa la posición centrada en el cuerpo dando lugar a una celda tetragonal centrada en el cuerpo (b.c.t.). El átomo intersticial de carbono retiene su relación con los átomos de hierro.

Se encontró, sin embargo, que este modelo no es compatible con la existencia, sin distorsiones, de un plano común de hábito austenita/martensita, es decir un plano cuya orientación cristalográfica no es alterada por la transformación. La ocurrencia de este plano es explicable mediante la existencia de una deformación inhomogénea de corte simultánea con la deformación de Bain. Esta deformación puede ocurrir por deslizamiento o por maclado y ello, además de incidir sobre

las propiedades mecánicas, da lugar a la existencia de las dos variedades principales de martensita. Para bajos contenidos de carbono prevalece la martensita formada por deslizamiento, también llamada masiva, consistente en paquetes de placas paralelas (Fig. 5.a), sólo resolubles a altas magnificaciones, donde se detecta una alta densidad de dislocaciones. Con aumento del contenido de carbono se observan proporciones crecientes de martensita acicular con subestructura de maclas (Fig. 5.b). La Fig. 6 muestra el rango de existencia de ambas variedades y de las temperaturas de comienzo M_s y fin M_f de la transformación.

1.2.2. Transformación bainítica

A temperaturas por debajo de los 550°C comienza la formación de una fase diferente, bainita, consistente en una última mezcla de ferrita, generalmente acicular, con cementita. Según sea la morfología de los carburos se tendrá bainita superior o inferior. En bainita superior (Fig. 7.a) los carburos son alargados y se ubican a lo largo de los límites de las placas de ferrita. En la bainita inferior los carburos son más pequeños y orientados a través de las placas de ferrita. Este cambio es originado por la diferencia en el modo de precipitación de los carburos. A temperaturas altas la difusión de carbono en austenita es lo suficientemente rápida para que éste se aleje de la ferrita que se está formando hasta que la concentración en la interfase austenita/ferrita alcanza el nivel de saturación suficiente para ocasionar la precipitación de carburos en los límites de la ferrita característicos de las bainitas superiores.

En las zonas de bainita inferior, a temperaturas más bajas, la difusión de carbono es más lenta, cuando la ferrita se forma el carbono no tiene tiempo de difundir alcanzando a sobresaturar la ferrita. A estas temperaturas bajas la transformación será de tipo martensítico y los bordes de maclas formados proporcionan un sitio apropiado para la precipitación de carburos finos a partir de la ferrita sobresaturada (Fig. 7.b). En aceros de bajo carbono se observan bainitas granulares o en bloques que, se consideran, son variantes de las bainitas superiores.

La influencia del carbono en la temperatura de cambio de bainita superior a inferior se muestra en la Fig. 8.

1.2.3. Austenita retenida

Si bien una gran proporción de austenita se transforma a martensita con enfriamientos rápidos hasta temperatura ambiente, es factible que persista una fracción sin transformar a la que se denomina austenita retenida. La cantidad de austenita retenida aumenta con la temperatura del medio de temple y sobre todo con el porcentaje de carbono debido, se entiende, a las tensiones internas generadas por la transformación y que se oponen a la misma.

La existencia de austenita retenida tiene influencia sobre las propiedades mecánicas, distorsión, estabilidad dimensional, etc. del material y existen tratamientos específicos para su control (tratamiento sub-cero, dobles revenidos, etc.).

1.2.4. Revenido de martensita

La estructura de la martensita obtenida luego de un enfriamiento rápido es metaestable y en un calentamiento posterior (revenido) el carbono abandona su posición intersticial y el sistema tiende hacia el equilibrio ferrita + cementita. Las etapas clásicas del revenido son

- a) 80-160°C Precipitación de carburo epsilon ($\text{Fe}_{2.4}\text{C}$).
- b) 230-280°C Descomposición de la austenita retenida en una estructura de tipo bainítico.
- c) 260-400°C Formación y crecimiento de cementita a expensas del carburo epsilon.
- d) 400-700°C Crecimiento y esferoidización de la cementita.

Esta secuencia de procesos afecta sensiblemente las propiedades mecánicas del material, por ejemplo dureza, y es también influenciada por el tiempo de permanencia a la temperatura de revenido.

La interconexión entre dureza, temperatura y tiempo de revenido puede ser establecida, con referencia a una curva patrón específica de cada acero, según la expresión empírica:

$$P = T (- k + \log t)$$

donde P = Parámetro de revenido
T = Temperatura absoluta
k = Constante
t = Tiempo en horas

La constante k tiene un valor aproximado de 20 para la mayoría de los aceros.

2. INFLUENCIA DE ELEMENTOS ALEANTES

La adición de elementos aleantes al acero tiene efectos tanto sobre la estabilidad de las distintas fases como sobre la cinética de su formación. En el primer caso puede favorecerse la existencia de una u otra de las fases diferentes. Se pueden considerar los siguientes grupos:

- a) Promotores de austenita. Elementos como el C, Ni y Mn estabilizan la austenita pudiendo, a altas concentraciones, llegar a tenerse austenita estable a temperatura ambiente.
- b) Promotores de Ferrita. Estos son Cr, Si, Mo, W y Al. Adiciones de Cr del orden de 13% o de Si del 3% estabilizan la ferrita hasta el punto de fusión.
- c) Formadores de Carburos. Debido a su alta afinidad por el C reemplazan al hierro y forman carburos simples o complejos. En orden de afinidad creciente por el C se encuentran Cr, W, Mo, V, Ti, Nb, Ta, Zr.
- d) Estabilizadores de Carburos. La estabilidad de los carburos es aumentada por aleantes que particionan hacia los mismos con preferencia a la matriz. En orden creciente de partición se encuentran: Co, Ni, W, Mo, Mn, Cr, V, Ti, Nb, Ta.
- e) Formadores de Nitruros. En presencia de Nitrógeno algunos elementos como Nb, V, Ti, Al, Zr, forman nitruros que pueden tener efectos importantes sobre las propiedades del acero.

Otros efectos importantes de los elementos aleantes son:

- f) Efecto sobre el punto eutectoide. La temperatura A_1 es aumentada por los formadores de ferrita y disminuida por los formadores de austenita en tanto el contenido de carbono del eutéctico es disminuido por la mayoría de los aleantes como lo muestra la Fig. 9.
- g) Temperatura de Transformación Martensítica. Prácticamente todos los elementos aleantes en solución sólida deprimen las temperaturas M_s y M_f , pudiendo llevarla por debajo de temperatura ambiente, con el consiguiente aumento de martensita retenida. Existe una variedad de fórmulas que permiten calcular el efecto, por ejemplo:

$$M_s = 561 - 474 C - 33 Mn - 17 Ni - 17 Cr - 21 Mo$$

donde se nota la fuerte influencia del contenido de carbono.

2.1. Efecto sobre la cinética de transformación

Como se dijo anteriormente cada transformación tiene una curva característica en el diagrama TTT. La adición de elementos aleantes tiene efectos diversos sobre cada una de ellas desplazándolas diferentemente tanto en el sentido de las temperaturas como de los tiempos. Es así que, en tanto el Ni desplaza el diagrama completo hacia la derecha, el Cr hace lo mismo pero separando las transformaciones ferrítico-perlíticas de las bainitas, lo que da origen a una baha de austenita metaestable a temperaturas intermedias. El Mo desplaza en mayor proporción las estructuras ferrítico-perlíticas dejando en descubierto a las bainíticas, efecto este que también produce en forma muy notable el B.

Los diversos efectos producidos por los aleantes sobre el diagrama TTT son resumidos en la Fig. 10 debiendo tenerse en cuenta que los efectos no son simplemente aditivos. Es por ello muy arriesgado formular reglas generales sobre el comportamiento de los aleantes y deberá considerarse cada acero en particular. Las figuras 11 y 12 permiten apreciar los cambios introducidos por el agregado de aleantes para similar contenido de carbono.

2.1.2. Tamaño de grano austenítico

El tamaño de grano austenítico puede variar considerablemente merced a la presencia de partículas diversas, como carburos y nitruros, capaces de anclar los límites de grano inhibiendo su crecimiento.

La reacción austenita/ferrita comienza con la nucleación de ferrita sobre los límites de grano austenítico y la misma será más intensa cuanto mayor sea la superficie disponible, esto es cuanto más pequeño sea el tamaño de grano. Por el contrario un aumento del tamaño de grano disminuye las posibilidades de nucleación y retardan la transformación ferrítica corriendo la curva hacia la derecha y favoreciendo la formación de estructuras aciculares.

El tamaño de grano austenítico determina la dimensión máxima de las agujas o paquetes de martensita y bainita, influenciando las propiedades mecánicas de las mismas.

2.1.3. Tratamientos de austenitización

Además del efecto que las condiciones de austenitizado tienen sobre la estabilidad de partículas refinadoras de grano es importante puntualizar que las mismas determinan el grado de solución sólida de los diversos aleantes. En tanto la generalidad de los aleantes tienen influencia sobre la cinética de las transformaciones solamente si se encuentran en solución sólida, será menester asegurar que las condiciones de tiempo y temperatura sean tales que aseguren la disolución total de los compuestos más estables, como los carburos complejos. Cuando ciertos tipos de partículas deban permanecer precipitadas a fin de asegurar un grano austenítico fino o algunas otras propiedades específicas se deberá arribar a una solución de compromiso o elegir adecuadamente aleantes de más baja temperatura de disolución.

Igualmente deberá tenerse en cuenta la homogeneidad del material a fin de evitar que segregaciones localizadas de composición en el material de origen (bandeados) no se reflejen en la estructura final.

2.1.4. Endurecimiento secundario

Se ha mencionado arriba el efecto de estabilización de carburos que permite realizar revenidos a mayor temperatura manteniendo la dureza. Ciertos elementos aleantes permiten inducir reacciones de precipitación a temperaturas altas de revenido dando lugar a un aumento de dureza conocido como "endurecimiento secundario", Fig. 18.

Los elementos que producen este efecto son los formadores de carburos y los más utilizados son Mo y V, también W y Ti. Apreciable endurecimiento es obtenible con contenidos del orden de 1.0% Mo o 0.5% V. El efecto de endurecimiento, así como la estabilidad de los carburos, puede incrementarse promoviendo la formación de carburos complejos, por ejemplo, mediante la adición de Cr.

Es conveniente tener presente la difícil solubilización, tanto en tiempo como en temperatura, de estos elementos, así como la necesidad de que los mismos se encuentren en solución sólida previo al templado para que el endurecimiento sea efectivo.

Este efecto, de mucha utilidad en aceros que trabajan a temperaturas elevadas no es usado muy a menudo en aceros de construcción.

2.2. Diagramas de enfriamiento continuo

Las curvas de transformación isotérmicas dan una representación idealizada de la estabilidad de un acero en el estado austenítico y son establecidas en condiciones bastante alejadas de los ciclos industriales de tratamiento térmico. En la mayoría de los casos estos implican el enfriamiento continuo de las piezas, a velocidades muy diversas según sean las propiedades requeridas.

La utilización de diagramas TTT en el análisis de tratamientos de este tipo puede ser fuente de considerables errores y debe, por lo tanto, evitarse. Para tal fin se han establecido los diagramas obtenidos bajo enfriamientos continuos, generalmente denominados CCT. Las figuras 11 a 14 permiten apreciar las diferencias resultantes.

En términos generales se puede afirmar que lo dicho más arriba con respecto

a la influencia de aleantes y condiciones de tratamiento sobre el campo de existencia de las distintas fases en el diagrama siguen siendo válidas.

El efecto más importante lo constituyen la ex-coexistencia de varias fases diferentes en el producto final producida por las diferentes velocidades de enfriamiento en diversas partes de la pieza y por el pasaje a través de distintas zonas de transformación para una misma velocidad de enfriamiento. Ello hace que las propiedades mecánicas finales dependan de manera más compleja del balance de fases y que su predicción resulte difícil. A tal fin suele incluirse como dato la dureza obtenida luego de enfriamientos a distintas velocidades.

En tanto la forma de presentación de los diagramas TTT sigue respondiendo esencialmente a su formato inicial y sólo presentan variantes fruto del método de obtención, los diagramas CCT son factibles de ser, no sólo obtenidos sino representados de muy distinta manera.

Es así que las curvas de enfriamiento pueden ser las de una probeta de ensayo dilatométrico, las de puntos a lo largo de una probeta de ensayo de templeado desde un extremo (tipo Jominy), las de la superficie o el interior de barras de diámetros diversos, etc. etc. Todas ellas son en definitiva utilizables, con la debida prevención, en especial en lo referente a las temperaturas y tiempos de austenitización utilizados en cada caso, por las consecuencias mencionadas sobre crecimiento de grano austenítico y solubilidad de aleantes.

2.3. Templabilidad

Por templabilidad de un acero de determinada composición se entiende la facilidad de obtención de estructuras de tipo martensítico durante el enfriamiento, esto es la habilidad de evitar la nariz de la transformación ferrítico-perlítica. Existirá pues una mínima velocidad de enfriamiento crítica por encima de la cual se obtendrán estructuras totalmente martensíticas o, equivalentemente, existirá un diámetro crítico de barra en cuyo centro prevalecerá la velocidad crítica de enfriamiento, cuando se la temple en un medio determinado, y que podrá ser templado a estructura totalmente martensítica en esas condiciones.

1 En tanto es bastante difícil, y a veces innecesario, distinguir entre martensitas revenidas y bainitas inferiores es posible incluir a estas últimas como estructuras deseables en la determinación de templabilidad. Esta discriminación

se evita automáticamente cuando se utiliza la dureza como parámetro indicador. Esta tiene la ventaja de su fácil determinación experimental y de estar directamente vinculada con propiedades mecánicas, que es lo que en definitiva se requiere.

Es importante, sin embargo, distinguir entre facilidad de temple y capacidad de endurecimiento. La primera, templabilidad, determina la capacidad de obtener una dada estructura independientemente de su dureza y está regida esencialmente por el contenido de aleantes en solución. La segunda, dureza máxima obtenible, es función del contenido de carbono disuelto y es independiente del contenido de aleantes (Fig. 15). Velocidades de enfriamiento inferiores a la crítica reducirán el porcentaje de martensita con la consiguiente disminución de la dureza obtenida (Fig. 16).

La determinación de la templabilidad es factible experimentalmente a través de la medición de diámetros críticos en diversas condiciones de enfriamiento o, empíricamente, asignando coeficientes a los diversos aleantes. Estos métodos son engorroso, el primero, y de dudosa validez el segundo por no ser simplemente aditivos los efectos de los aleantes.

Por su facilidad experimental y por proporcionar al mismo tiempo valores de dureza y de templabilidad tiene una extendida aceptación el ensayo Jominy. Este consiste en el temple con agua desde un extremo, en condiciones normalizadas, de una probeta estandarizada, obteniéndose una curva de las durezas correspondientes a las sucesivas velocidades de enfriamiento a lo largo de la probeta. Las mismas pueden ser relacionadas directamente con el correspondiente diagrama CCT (Fig. 17) y constituyen uno de los métodos de obtención de dichos diagramas.

Las curvas Jominy de dureza constituyen la base para la especificación de los aceros normalizados de templabilidad garantizada (llamados aceros H por AISI-SAE) y pueden ser utilizadas en la estimación de secciones críticas.

3. RELACION ESTRUCTURA-PROPIEDADES

Las características estructurales del material determinan sus propiedades mecánicas y por lo tanto su comportamiento. Si bien las más relevantes son las estructuras de temple (martensitas, bainitas) se hace una breve referencia a las estructuras ferrítico-perlíticas por cuanto las mismas determinan las propiedades del núcleo en piezas que no sufren temple total.

3.1. Estructuras ferríticas

El parámetro estructural más importante en la determinación de la resistencia a la deformación y a la rotura de estructuras ferríticas es el tamaño de grano. Está claramente establecido que tanto la resistencia a fluencia y a tracción y también la ductilidad y la tenacidad (medida por ejemplo mediante un ensayo de impacto) aumentan en forma inversamente proporcional a la raíz cuadrada del tamaño de grano. Esto es la resistencia, ductilidad y tenacidad son mayores cuanto menor es el tamaño de grano. En aceros tratados térmicamente el camino en general adoptado para obtener un tamaño de grano ferrítico fino es a través de la transformación rápida de una austenita fina.

Otro mecanismo importante es el endurecimiento por precipitación originado en la barrera que oponen al movimiento de dislocaciones partículas precipitadas a partir de soluciones sólidas. Los distintos compuestos capaces de producir este efecto han sido mencionados más arriba. Las ferritas endurecidas por precipitación en aceros de construcción en general se generan a partir del revenido de martensitas.

Un tercer efecto endurecedor es el de solución sólida sustitucional. Este es de poca magnitud comparado con los anteriores y sólo se utiliza en alguna medida el efecto producido por Si y Mn. Más importante es el endurecimiento por solución sólida intersticial, en especial el carbono, pese a su escasa solubilidad y en algunos casos del nitrógeno.

Conviene hacer notar que con excepción del refinamiento de grano, todos los mecanismos endurecedores desmejoran la ductilidad y la tenacidad del acero.

3.2. Estructuras ferrítico perlíticas

Para aceros con contenidos de carbono de hasta 0.20% a los factores antes mencionados, tamaño de grano ferrítico y solución sólida debe también agregarse el de porcentaje de contenido de perlita en la estructura. Este último contribuye a aumentar la resistencia a la rotura pero no tiene ningún efecto sobre la resistencia a la fluencia. En cambio reduce la tenacidad incrementando la temperatura de transición en un ensayo de impacto.

Para contenidos de carbono crecientes, es decir para mayores fracciones en volumen de perlita, este componente comienza a controlar la resistencia y la tenacidad.

Se considera que la resistencia a la fluencia de la mezcla varía en forma no lineal con la fracción en volumen de cada una de las fases.

En tanto la resistencia a la fluencia de la ferrita depende, como se ha dicho, del tamaño de grano y de los solutos sólidos (Si, Mn, N) la de la perlita se rige principalmente por la inversa de la raíz cuadrada del espaciado interlaminar.

En lo que respecta a la temperatura de transición los parámetros de importancia en la perlita son además del espaciado interlaminar, el espesor de las láminas de cementita y el tamaño de las colonias de perlita. Una disminución del espaciado interlaminar disminuye la tenacidad a través del aumento de la resistencia en tanto una disminución del espesor de las láminas de cementita la mejora al disminuir el tamaño de las fisuras producidas por fractura de las mismas. En tanto ambas se contraponen es posible arribar, para una composición dada de perlita, a un espaciado óptimo para la mejor temperatura de transición. De manera similar al tamaño de grano ferrítico, la disminución del tamaño de colonia perlítica tiene efectos beneficiosos sobre la tenacidad al actuar los límites de colonias como barreras a la fisura que se propaga.

3.3. Estructuras bainíticas

Debido a la naturaleza más compleja de la estructura, los factores responsables de las propiedades mecánicas de las bainitas no han sido tan claramente establecidos como para ferritas y perlitas. Los posibles mecanismos operantes pueden ser:

- a) Refinamiento de las agujas o granos de la ferrita bainítica la que se ha encontrado mantiene la habitual relación inversa con la resistencia a fluencia.
- b) Alta densidad de dislocaciones generadas por las tensiones y deformaciones propias de la transformación.
- c) Endurecimiento por precipitación por los carburos que precipitan durante la transformación en especial los precipitados en el interior de las placas de bainita inferior.
- d) Endurecimiento por solución sólida del carbono que pueda permanecer atrapado en la red.

Prácticamente todos estos mecanismos son influenciados por un descenso en la temperatura de transformación que refinará tanto el grano como la dispersión de carburos y aumentará la generación de dislocaciones y la posibilidad de atrapar átomos de carbono. Es así que la resistencia a la fluencia está ligada en forma bastante directa a la temperatura de transformación (Fig. 19). Esta temperatura está por su parte directamente ligada al contenido de elementos de aleación.

La ductilidad de las bainitas está directamente ligada a la resistencia mecánica siendo menor cuanto más resistente es el acero. Sin embargo la misma sufre una mejora notable al pasar de bainita superior a bainita inferior (Fig. 20), notándose asimismo un cambio en la forma de la curva de impacto que de una transición muy aguda en bainita superior pasa a una más extendida y difusa en bainita inferior. La temperatura de transición también está ligada al tamaño de grano austenítico o más precisamente al tamaño de los paquetes o colonias de bainita.

El comportamiento está determinado por el tamaño de los carburos en cada estructura. Los carburos grandes en bainita superior tienen el tamaño suficiente para producir fisuras de largo crítico al fracturarse. Estas pueden propagarse teniendo como obstáculos los límites de colonias. En bainita inferior los carburos son mucho más pequeños y la fisura una vez iniciada ve su marcha obstaculizada además por los carburos y la mayor densidad de dislocaciones.

3.4. Estructuras martensíticas

Los factores estructurales que determinan las propiedades mecánicas de la martensita son en buena medida de la misma naturaleza que los discutidos más arriba para las bainitas. En este caso, sin embargo, la dureza máxima obtenible está, como se ha visto, directamente relacionada con el contenido de carbono (Ag 15 y 16) y éste es el criterio principal para la selección de la composición de un acero a usar en estado de temple. En este estado, sin embargo, la ductilidad es generalmente muy baja y se los somete a tratamientos de revenido mediante los cuales es posible obtener muy diversas combinaciones de resistencia y ductilidad.

El aumento de ductilidad con la intensidad del tratamiento de revenido se interrumpe en algunos casos por la aparición de reducciones en la ductilidad denominados fragilidad del revenido. En aceros revenidos alrededor de 300°C se produce fragilidad que se adjudica generalmente a la transformación de austenita retenida aún cuando existe evidencia que algunas impurezas pueden tener alguna influencia en el proceso.

Asimismo revenidos o enfriamientos lentos en el rango de los 600°C producen fragilidad que a igual que la anterior se manifiesta por fracturas a través de los límites de la estructura austenítica previa. Los detalles del fenómeno no son conocidos y se piensa que impurezas tales como antimonio, arsénico, estaño y fósforo pueden ser responsables del mismo. Tampoco son explicables la reversibilidad del fenómeno y la causa del mejoramiento obtenido mediante adiciones de molibdeno.

En aceros aleados, por ejemplo el Cr, se observa a revenidos alrededor de los 500°C una variedad de fragilidad, con fractura intergranular austenítica, que se la relaciona con endurecimiento del interior de los granos y debilitamiento de los límites de grano por precipitación de carburos grandes con empobrecimiento de las zonas adyacentes.

3.5. Carburos y Nítruros

El carbono forma conjuntamente con el hierro y con algunos otros aleantes compuestos de elevada dureza. Sin embargo, debido a su baja ductilidad, son sólo aprovechables en forma masiva cuando se presentan en una configuración

adecuada con otra fase más dúctil, por ejemplo con ferrita en la perlita. En forma de dispersiones finas contribuyen a aumentar la resistencia a través de endurecimientos por precipitación y en la misma forma son utilizados como refinadores de grano.

La dureza de los carburos resulta de particular utilidad cuando la superficie de la pieza está sometida a desgaste por fricción. En esos casos se obtienen excelentes resultados con distribuciones relativamente gruesas de carburos en una matriz más dúctil. En tanto la resistencia al desgaste es requerida sólo en la superficie es común obtener un más alto contenido de carbono superficial a través de tratamientos termoquímicos de carburización superficial, manteniendo una menor concentración de carbono, y una mayor ductilidad en el núcleo.

Similares procedimientos permiten la incorporación superficial de Nitrógeno que en combinación con algunos aleantes (Aluminio, Titanio) produce distribuciones de nitruros que también mejoran la resistencia al desgaste.

Los nitruros también encuentran aplicación con refinadores de grano.

3.6. Gases Disueltos

3.6.1. Hidrógeno

El hidrógeno tiene una baja solubilidad en ferrita y es mucho más soluble en austenita y sobre todo en el líquido. Debido a su muy alta difusividad durante el enfriamiento se forman burbujas de hidrógeno molecular a muy alta presión que dan origen a fisuras características conocidas como "copos", y que afectan notablemente la tenacidad del material. Las estructuras martensíticas son particularmente susceptibles a la fragilidad por hidrógeno. El control del contenido de H_2 puede efectuarse utilizando cargas secas en el proceso de acerfa, tratando el acero líquido al vacío o sometiendo al lingote a un tratamiento isotérmico de difusión.

3.6.2. Nitrógeno

El nitrógeno es también más soluble en el líquido y en austenita que en ferrita. Es un poderoso endurecedor en solución sólida pudiendo también anclar las dislocaciones a través de la formación de "atmósferas" alrededor de las mismas. Esto da lugar a una sensible reducción de la ductilidad y a los fenómenos de envejecimiento térmico y envejecimiento por deformación.

El control del efecto del nitrógeno se efectúa combinándolo con aluminio dando origen a nitruros, aprovechables como refinadores de grano.

3.6.3. Oxígeno

El oxígeno disuelto en el líquido evoluciona durante la solidificación, en combinación con el carbono, en forma de burbujas que producen la porosidad característica de los aceros efervescentes. Esta efervescencia puede ser calmada mediante el agregado de desoxidantes (Mn, Si, Al, etc.) que se combinan dando lugar a la formación de partículas de óxidos, silicatos, alúmina, etc. Estas inclusiones pueden quedar atrapadas en el lingote reduciendo notablemente la tenacidad del material. Es posible controlar el contenido de O_2 mediante adecuadas marchas del proceso de acería y mediante tratamientos al vacío.

El oxígeno disuelto no tiene efectos sensibles sobre las propiedades mecánicas del acero.

3.7. Tensiones residuales

Como resultado de la contracción térmica durante el enfriamiento y en virtud de la mayor velocidad de enfriamiento que en el núcleo las tensiones térmicas dan lugar a una distribución de tensiones residuales en una barra enfriada caracterizada por tener tensiones de compresión en la superficie y de tracción en el núcleo. Sin embargo la transformación de austenita a perlita va acompañada por una expansión en volumen del 2.4%, a bainita del

3.2% y a martensita del 4.2%. Esto para un acero de 1.0% C y debido a que la estructura f.c.c. de la austenita es más compacta que la b.c.c. Esta expansión se contrapone a la contracción térmica y si la barra se transforma totalmente a martensita (temple total) la distribución de tensiones residuales resultante muestra compresión en el centro y tracción en la superficie. En cambio si la transformación martensítica ocurre sólo en la superficie podrá retornarse a la situación inversa en virtud de la mayor expansión de la martensita a temperaturas más bajas. Así el estado de tensiones residuales podrá controlarse jugando con la templabilidad del acero, con la distribución de temperaturas durante el austenitizado (calentamiento superficial por llama o por inducción) y con las velocidades relativas de enfriamiento (intensidad del medio de temple).

Una distribución de tensiones con compresión superficial que se oponga a tensiones aplicadas de tracción es particularmente apetecible bajo solicitaciones cíclicas pues se reduce la posibilidad de aparición y propagación de las fisuras responsables de las fallas por fatiga.

4. PROCESOS Y TRATAMIENTOS TERMICOS

Los aceros para construcción son en general producidos por los métodos habituales de acería siguiendo la ruta habitual: alto horno o , más recientemente , reducción directa, horno de aceración (solera abierta, de arco eléctrico, convertidor, etc.) y terminados por los procesos habituales de laminación en caliente y frío, eventualmente trafilados.

Si bien el tipo de acero a producir, esto es su composición, introduce algunas complicaciones de producción, especialmente en los grados de más alta aleación, es en general aceptado que la complejidad tecnológica del proceso cuando se trata de incrementar la calidad del producto.

La aplicación que estos aceros encuentran por ejemplo industria automotriz requieren un adecuado ceñimiento a normas y especificaciones, consistencia en la calidad, bajo nivel de impurezas e inclusiones, ausencia de defectos internos y externos, buena calidad dimensional y de superficie, etc. El cumplimiento de estos requerimientos requiere un considerable caudal de conocimientos y un cuidadoso control sobre las materias primas, procesos de producción, control, inspección, etc. amén de la disponibilidad de equipamiento acorde con la calidad requerida del producto.

Producido el semiterminado, los mismos son sujetos a diversos procesos de conformado en caliente y frío, de maquinado y luego tratados térmicamente previo a su eventual acabado final.

4.1. Tratamientos Térmicos

Los tratamientos a que se someten los aceros para su transformación se pueden someramente clasificar en: tratamientos térmicos, propiamente dichos (recocidos, templados y revenidos y envejecidos) tratamientos termquímicos de superficie (difusión de metales y de no-metales (C, N, etc.) y tratamientos termomecánicos. Estos últimos de aplicación prácticamente nula en este tipo de materiales.

4.1.2. Recocidos

- (a) Recocido o Recocido completo: Austenitizado seguido de enfriamiento lento, generalmente en horno para obtención de estructuras blandas.
- (b) Normalizado: Austenitizado seguido de enfriamiento a velocidad moderada (generalmente en aire), para refinar, sin temprar, la estructura.
- (c) Relevado de tensiones: Calentamiento a temperaturas intermedias, para reducir tensiones residuales.
- (d) Esferoidizado: Calentamiento prolongado a temperaturas cercanas a la eutectoide para globulizar cementita.

4.1.3. Templados

- (a) Templado total: austenitizado total seguido de enfriamiento rápido en medio generalmente líquido (agua, aceite, etc.).
- (b) Temple superficial: Austenitizado de la superficie y seguido de enfriamiento rápido.
- (c) Temple directo: Enfriamiento rápido directamente desde la temperatura de tratamiento luego de tratamiento termoquímico.
- (d) Temple incompleto: Austenitizado seguido por enfriamiento a velocidad más lenta que la crítica, originando mezclas de fases.
- (e) Martemplado: Austenitizado seguido de enfriamiento rápido hasta temperatura cercana a M_s seguido de enfriamiento a velocidad intermedia (aire).
- (e) Austemplado: Austenitizado seguido de enfriamiento rápido hasta temperaturas superiores a M_s y menores que la de formación de perlita seguida de mantenimiento isotérmico para formación de bainita.

4.1.3. Revenidos y envejecimientos

- (a) Revenido: Recalentamiento de material templado hasta temperaturas intermedias seguido de enfriamiento a velocidades diversas.
- (b) Envejecimiento: Cambios producidos a temperaturas cercanas a la ambiente.
- (c) Revenido de precipitación: Calentamiento a temperaturas intermedias de material templado con solución sólida de elementos precipitables.
- (d) Envejecimiento de deformación: Calentamiento a temperaturas intermedias o bajas de material deformado en frío conteniendo solutos intersticiales.

4.2. Tratamientos termoquímicos

Utilizados para impartir resistencia superficial al desgaste y a la fatiga y mejorar las características de fricción, los mismos consisten en la introducción y difusión de elementos varios en las capas superficiales. Los mismos pueden tener lugar en el rango austenítico o en el ferrítico.

4.2.1. Tratamientos austeníticos

- (a) Carburizado: Mantenimiento en rango austenítico por tiempos relativamente largos en medios sólidos, líquidos, o gaseosos conteniendo C, seguido de temple.
- (b) Carbonitrurado: Similar al anterior en medio líquido (sales fundidas) o gaseoso conteniendo N y C.

4.2.2. Tratamientos ferríticos

- (a) Nitrurado: Introducción de N en medio líquido o gaseoso a temperaturas intermedias, aprox. 550° C.
- (b) Nitrocarburizado: Similar al anterior introduciendo N y C.
- (c) Sulfidizado: Incorporación de N, S y C en sales fundidas a temperaturas de aprox. 600° C.

Mediante tratamientos de índole similar, generalmente en fase gaseosa, es posible introducir metales y metaloides como Al, B, Cr, Mo, Nb, Sn, V, Si, etc. con fines diversos.

TABLA I: EL HIERRO Y SUS VARIEDADES ALIOTROPICAS

Transformación		Fe_{α}	Fe_{γ}	Fe_{δ}
Punto crítico		A_1	A_4	
Temperatura (°C)		913°	1.394°	
Red cristalina		Cúbica de cuerpo centrado	Cúbica de caras centradas	Cúbica de cuerpo centrado
Átomos de hierro (Fe) por celdilla		2	4	2
Factor de empaquetamiento		68%	74%	68%
Parámetros de la red (Å)		2,866	3,647	2,932
Diámetro atómico (Å)		2,482	2,576	2,539
Volumen de la celdilla (Å ³)		23,55	48,50	25,19
Variación de volumen en la transformación		contrac. 0,994%	exp. 0,984% exp. 0,537%	0,54% contrac.
Solubilidad del Carbono	Temperatura (°C)	727°	1.148°	1.495°
	% en peso	0,0218	2,11	0,09
	% atómico	0,098	9,47	0,40
	Átomos /1.000 celdillas	2	400	8
Posición (x) y radio (Å) de los intersticios		 (0,0,0) 0,19	 (0,0,0) 0,58	

% Carbono (atómico) $\approx 4,5 \times$ %C (en peso) para aceros de C $\leq 0,60$

TABLE 2

ATT

SAE Alloy Steel Compositions

SAE J404g

SAE No.	Composition, %								Corresponding AISI No.
	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Other	
1330	0.28-0.33	1.60-1.90	0.035	0.040	0.20-0.35	—	—	—	1330
1335	0.33-0.38	1.60-1.90	0.035	0.040	0.20-0.35	—	—	—	1335
1340	0.38-0.43	1.60-1.90	0.035	0.040	0.20-0.35	—	—	—	1340
1345	0.43-0.48	1.60-1.90	0.035	0.040	0.20-0.35	—	—	Mo	1345
4012	0.08-0.14	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	—	—	0.15-0.25	4012
4023	0.20-0.25	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	—	—	0.20-0.30	4023
4024	0.20-0.25	0.70-0.90	0.035	0.035-0.050	0.20-0.35	—	—	0.20-0.30	4024
4027	0.25-0.30	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	—	—	0.20-0.30	4027
4028	0.25-0.30	0.70-0.90	0.035	0.035-0.050	0.20-0.35	—	—	0.20-0.30	4028
4032	0.30-0.35	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	—	—	0.20-0.30	—
4037	0.35-0.40	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	—	—	0.20-0.30	4037
4042	0.40-0.45	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	—	—	0.20-0.30	—
4047	0.45-0.50	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	—	—	0.20-0.30	4047
4118	0.18-0.23	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.40-0.60	0.08-0.15	4118
4130	0.28-0.33	0.40-0.60	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.80-1.10	0.15-0.25	4130
4135	0.33-0.38	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.80-1.10	0.15-0.25	—
4137	0.35-0.40	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.80-1.10	0.15-0.25	4137
4140	0.38-0.43	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.80-1.10	0.15-0.25	4140
4142	0.40-0.45	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.80-1.10	0.15-0.25	4142
4145	0.43-0.48	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.80-1.10	0.15-0.25	4145
4147	0.45-0.50	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.80-1.10	0.15-0.25	4147
4150	0.48-0.53	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.80-1.10	0.15-0.25	4150
4161	0.56-0.64	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.70-0.90	0.25-0.35	4161
4320	0.17-0.22	0.45-0.65	0.035	0.040	0.20-0.35	1.65-2.00	0.40-0.60	0.20-0.30	4320
4340	0.30-0.43	0.60-0.80	0.035	0.040	0.20-0.35	1.65-2.00	0.70-0.90	0.20-0.30	4340
E4340†	0.38-0.43	0.65-0.85	0.025	0.025	0.20-0.35	1.65-2.00	0.70-0.90	0.20-0.30	E4340
4419	0.18-0.25	0.45-0.65	0.035	0.040	0.20-0.35	—	—	0.45-0.60	4419
4422	0.20-0.25	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	—	—	0.35-0.45	—
4427	0.24-0.29	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	—	—	0.35-0.45	—
4615	0.13-0.18	0.45-0.65	0.035	0.040	0.20-0.35	1.65-2.00	—	0.20-0.30	4615
4617	0.15-0.20	0.45-0.65	0.035	0.040	0.20-0.35	1.65-2.00	—	0.20-0.30	—
4620	0.17-0.22	0.45-0.65	0.035	0.040	0.20-0.35	1.65-2.00	—	0.20-0.30	4620
4621	0.18-0.23	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	1.65-2.00	—	0.20-0.30	4621
4626	0.24-0.29	0.45-0.65	0.035	0.04 max	0.20-0.35	0.70-1.00	—	0.15-0.25	4626
4718	0.16-0.21	0.70-0.90	—	—	—	—	0.90-1.20	0.30-0.40	4718
4720	0.17-0.22	0.50-0.70	0.035	0.040	0.20-0.35	0.90-1.20	0.35-0.55	0.15-0.25	4720
4815	0.13-0.18	0.40-0.60	0.035	0.040	0.20-0.35	3.25-3.75	—	0.20-0.30	4815
4817	0.15-0.20	0.40-0.60	0.035	0.040	0.20-0.35	3.25-3.75	—	0.20-0.30	4817
4820	0.18-0.23	0.50-0.70	0.035	0.040	0.20-0.35	3.25-3.75	—	0.20-0.30	4820
5015	0.12-0.17	0.30-0.50	0.035	0.040	0.20-0.35	—	7.30-0.50	—	5015
50B40†	0.38-0.43	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.40-0.60	—	—
50B44†	0.43-0.48	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.40-0.60	—	50B44
50B46†	0.43-0.48	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.20-0.35	—	—
50B46†	0.44-0.49	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.20-0.35	—	50B46
50B50†	0.48-0.53	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.40-0.60	—	50B50
50B60†	0.56-0.64	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.40-0.60	—	50B60
50B60†	0.56-0.64	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.40-0.60	—	50B60
5115	0.13-0.18	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.70-0.90	—	—
5120	0.17-0.22	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.70-0.90	—	5120
5130	0.28-0.33	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.80-1.10	—	5130
5132	0.30-0.35	0.60-0.80	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.75-1.00	—	5132
5135	0.33-0.38	0.60-0.80	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.80-1.05	—	5135
5140	0.38-0.43	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.70-0.90	—	5140
5145	0.43-0.48	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.70-0.90	—	5145
5147	0.46-0.51	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.85-1.15	—	5147
5150	0.48-0.53	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.70-0.90	—	5150
5155	0.51-0.59	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.70-0.90	—	5155
5160	0.56-0.64	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.70-0.90	—	5160
51B60†	0.56-0.64	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.70-0.90	—	51B60
50100†	0.98-1.10	0.25-0.45	0.025	0.025	0.20-0.35	—	0.40-0.60	—	—
51100†	0.98-1.10	0.25-0.45	0.025	0.025	0.20-0.35	—	0.90-1.15	—	E51100
52100†	0.98-1.10	0.25-0.45	0.025	0.025	0.20-0.35	—	1.30-1.60	V	E52100
6118	0.16-0.21	0.50-0.70	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.50-0.70	0.10-0.15	6118
6150	0.46-0.53	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	—	0.80-1.10	0.15 Mo	6150
8115	0.13-0.18	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	0.20-0.40	0.30-0.50	0.08-0.15	8115
81B45†	0.43-0.48	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	0.20-0.40	0.35-0.55	0.08-0.15	81B45
8615	0.13-0.18	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	0.40-0.70	0.40-0.60	0.15-0.25	8615
8617	0.15-0.20	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	0.40-0.70	0.40-0.60	0.15-0.25	8617
8620	0.18-0.23	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	0.40-0.70	0.40-0.60	0.15-0.25	8620
8622	0.20-0.25	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	0.40-0.70	0.40-0.60	0.15-0.25	8622
8625	0.23-0.28	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	0.40-0.70	0.40-0.60	0.15-0.25	8625
8627	0.25-0.30	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	0.40-0.70	0.40-0.60	0.15-0.25	8627
8630	0.28-0.33	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	0.40-0.70	0.40-0.60	0.15-0.25	8630
8637	0.35-0.40	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	0.40-0.70	0.40-0.60	0.15-0.25	8637
8640	0.38-0.43	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	0.40-0.70	0.40-0.60	0.15-0.25	8640
8642	0.40-0.45	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	0.40-0.70	0.40-0.60	0.15-0.25	8642
8645	0.43-0.48	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	0.40-0.70	0.40-0.60	0.15-0.25	8645
86B45†	0.43-0.48	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	0.40-0.70	0.40-0.60	0.15-0.25	—
8650	0.48-0.53	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	0.40-0.70	0.40-0.60	0.15-0.25	—
8655	0.51-0.59	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	0.40-0.70	0.40-0.60	0.15-0.25	8655
8660	0.56-0.64	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	0.40-0.70	0.40-0.60	0.15-0.25	—
8720	0.18-0.23	0.70-0.90	0.035	0.040	0.20-0.35	0.40-0.70	0.40-0.60	0.20-0.30	8720
8740	0.38-0.43	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	0.40-0.70	0.40-0.60	0.20-0.30	8740
8822	0.20-0.25	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	0.40-0.70	0.40-0.60	0.30-0.40	8822
9254	0.51-0.59	0.50-0.80	0.035	0.040	1.20-1.60	—	0.50-0.80	—	—
9255	0.51-0.59	0.70-0.95	0.035	0.040	1.80-2.20	—	—	—	9255
9260	0.56-0.64	0.75-1.00	0.035	0.040	1.80-2.20	—	—	—	9260
9310	0.08-0.13	0.45-0.65	0.025	0.025	0.20-0.35	3.00-3.50	1.00-1.40	0.08-0.15	—
94B15†	0.13-0.18	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	0.30-0.60	0.30-0.50	0.08-0.15	—
94B17†	0.15-0.20	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	0.30-0.60	0.30-0.50	0.08-0.15	94B17
94B30†	0.28-0.33	0.75-1.00	0.035	0.040	0.20-0.35	0.30-0.60	0.30-0.50	0.08-0.15	94B30

* Small quantities of certain elements are present which are not specified or required. Considered as incidental, they are acceptable to the following amounts: 0.35 Cu, 0.25 Ni, 0.20 Cr, and 0.06 Mo. † Electric furnace steel. $\pm 0.0005\%$ B min.

DIAGRAMA DE EQUILIBRIO METAESTABLE DE LA ALEACION Fe-C

TRATAMIENTOS TERMICOS Y MECANICOS MAS USUALES

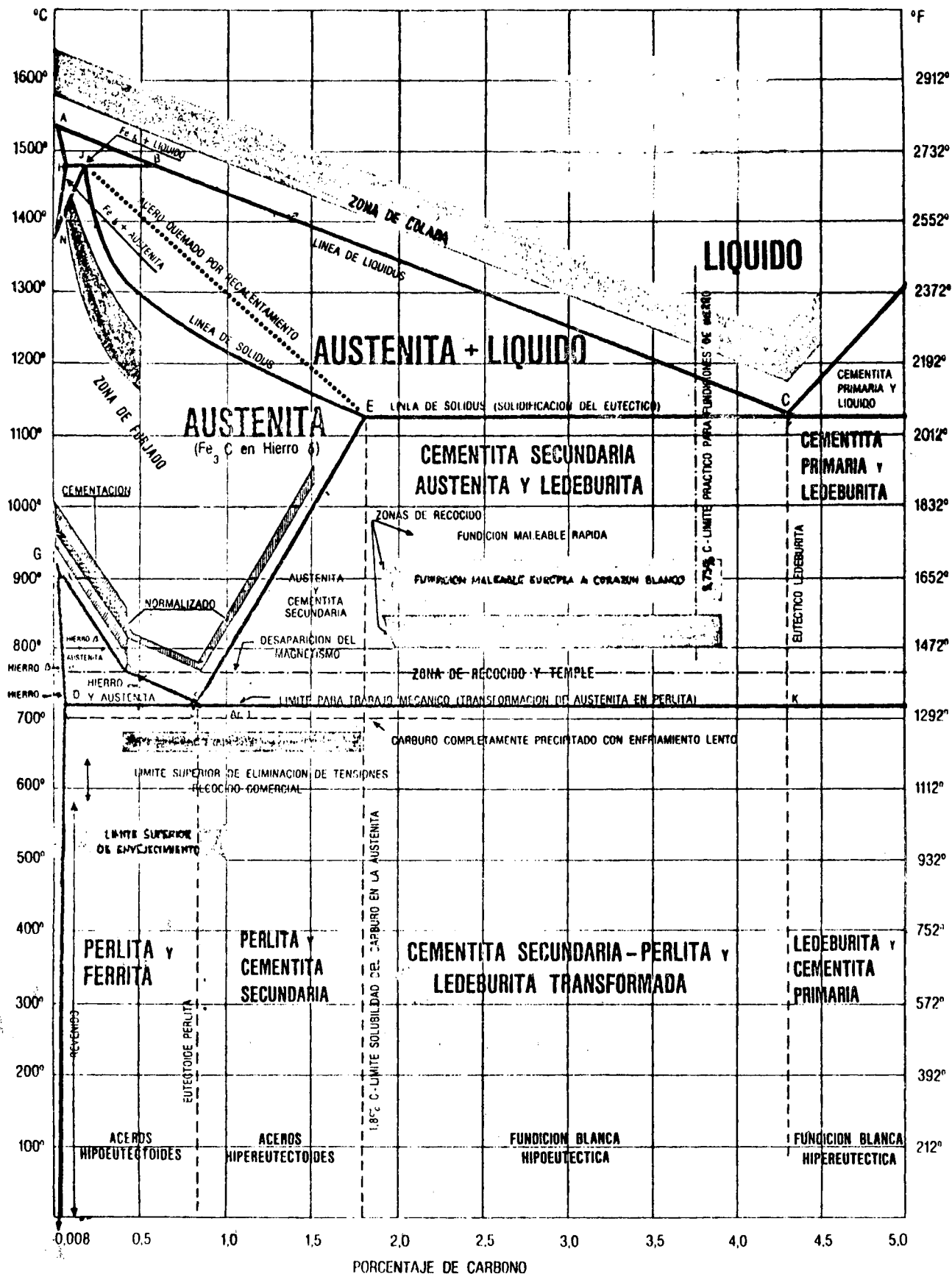


Figura 1

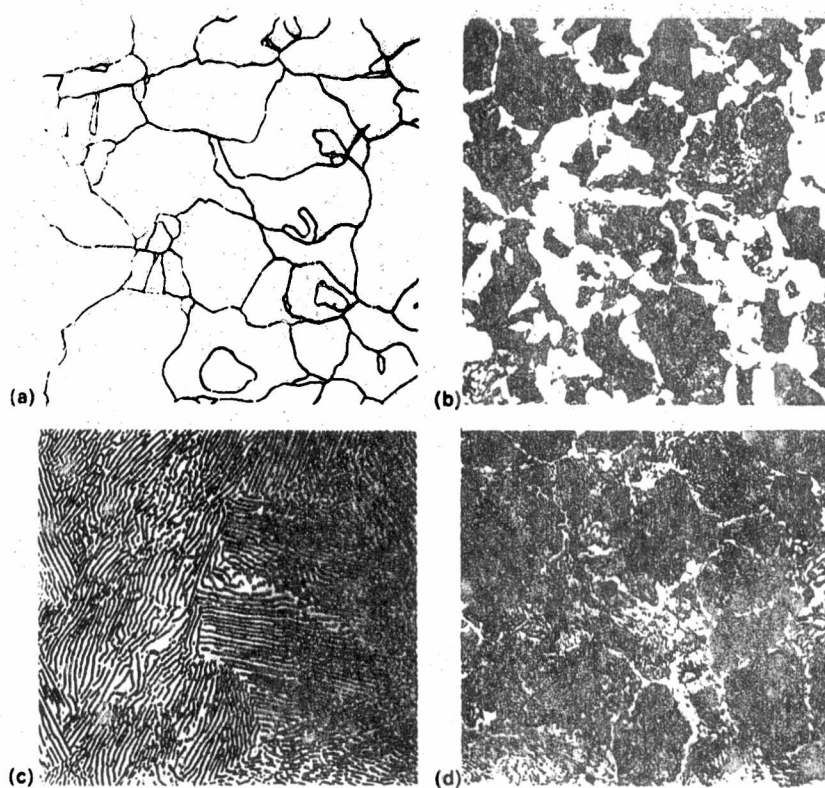


Fig. 2. Estructuras Hierro-Carbono.

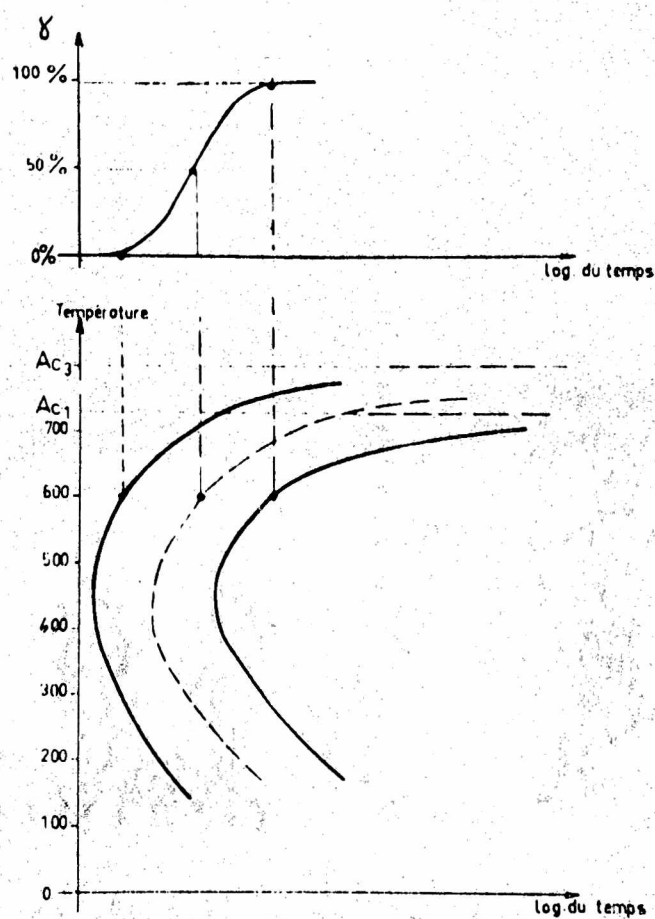
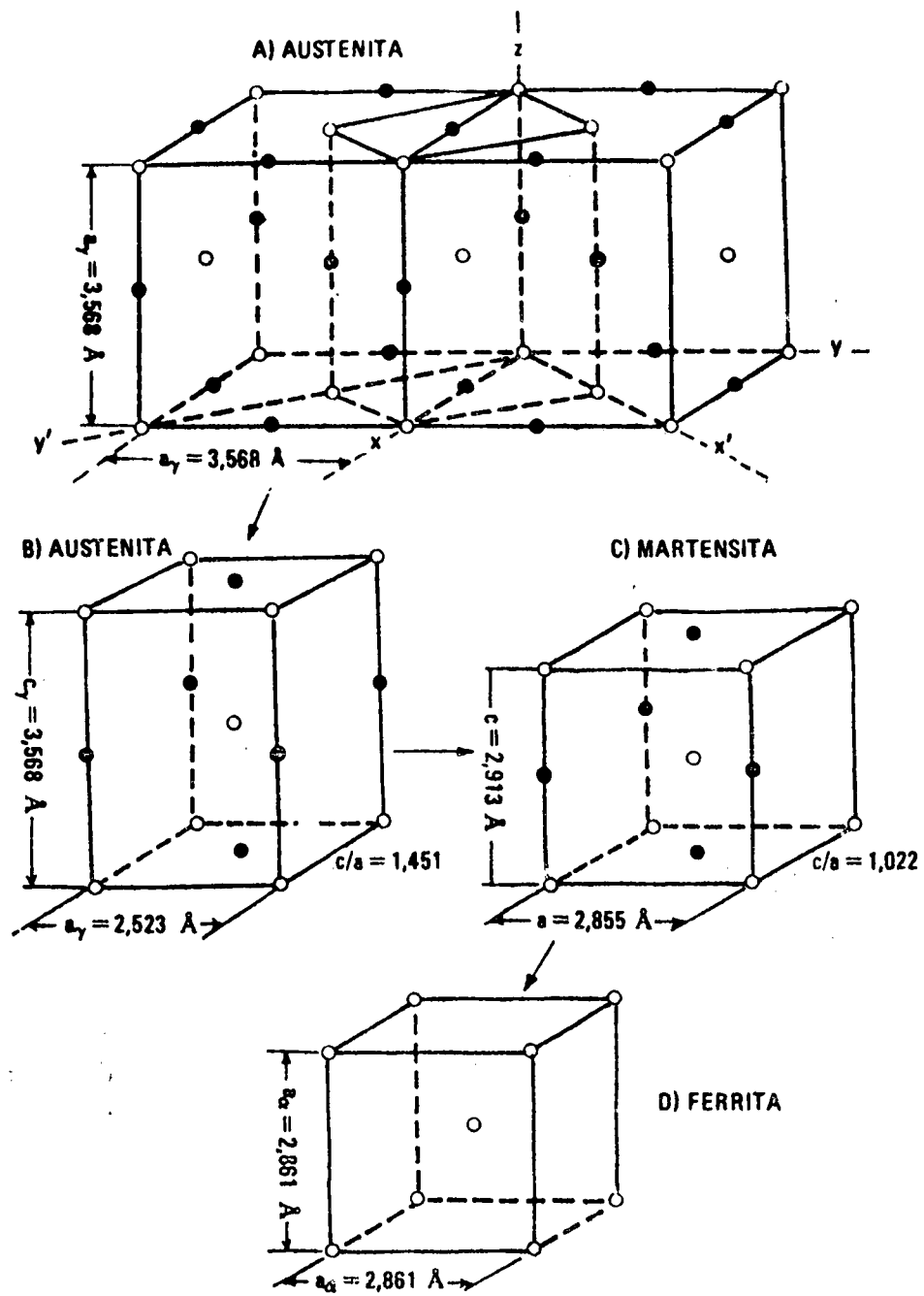


Fig. 3. Origen del diagrama TTT.



Distorsión de Bain en la transformación martensítica.

Fig. 4.



Fig. 5. (A) Martensita Masiva, (B) Martensita Acicular.

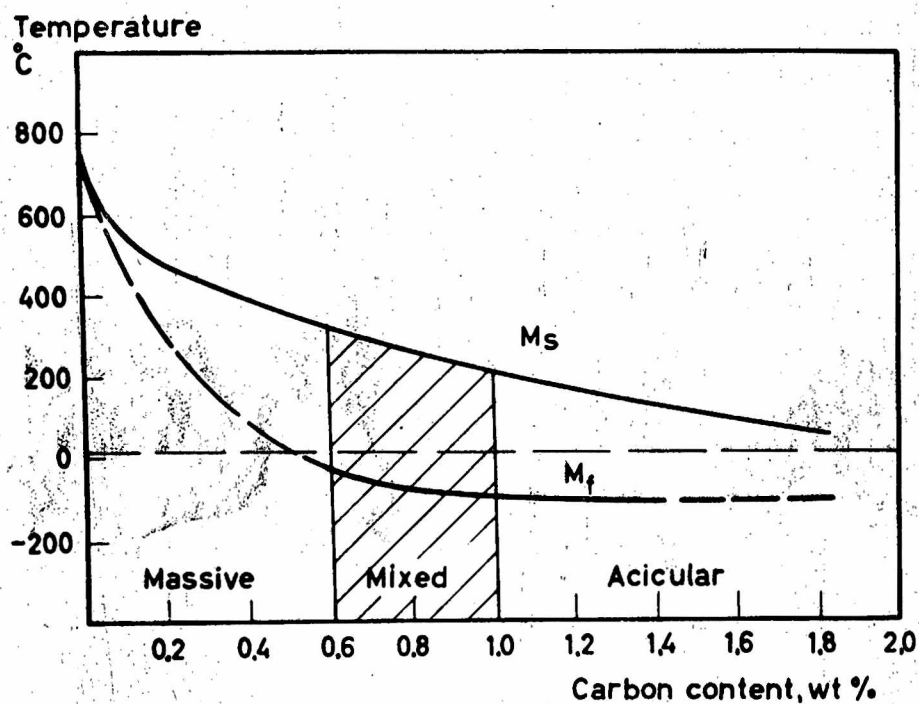
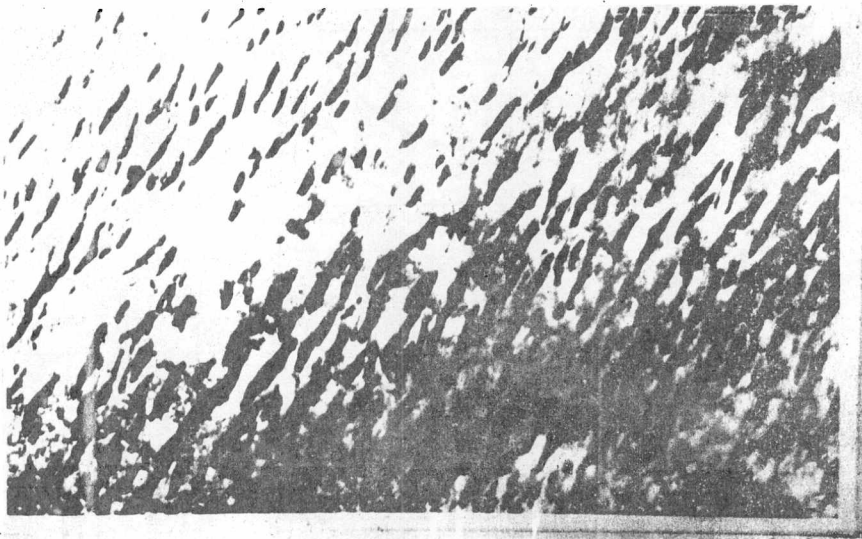


Fig. 6. Influencia del %C sobre la transformacion martensitica.



(A)



(B)

Fig. 7. (A) Bainite superior. (B) Bainite inferior.
x 50,000.

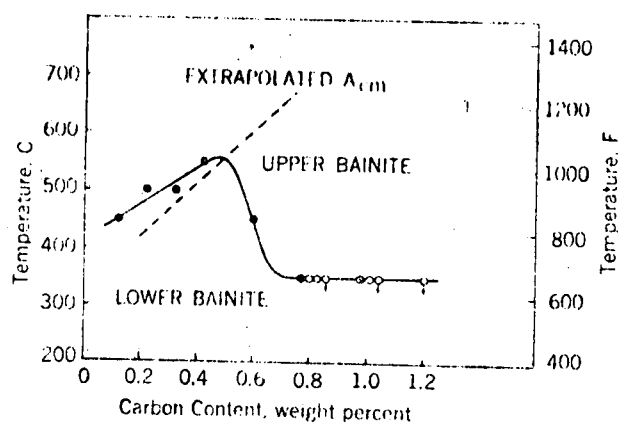


Fig. 8. Efecto del C sobre la temperatura de cambio de bainita superior a inferior.

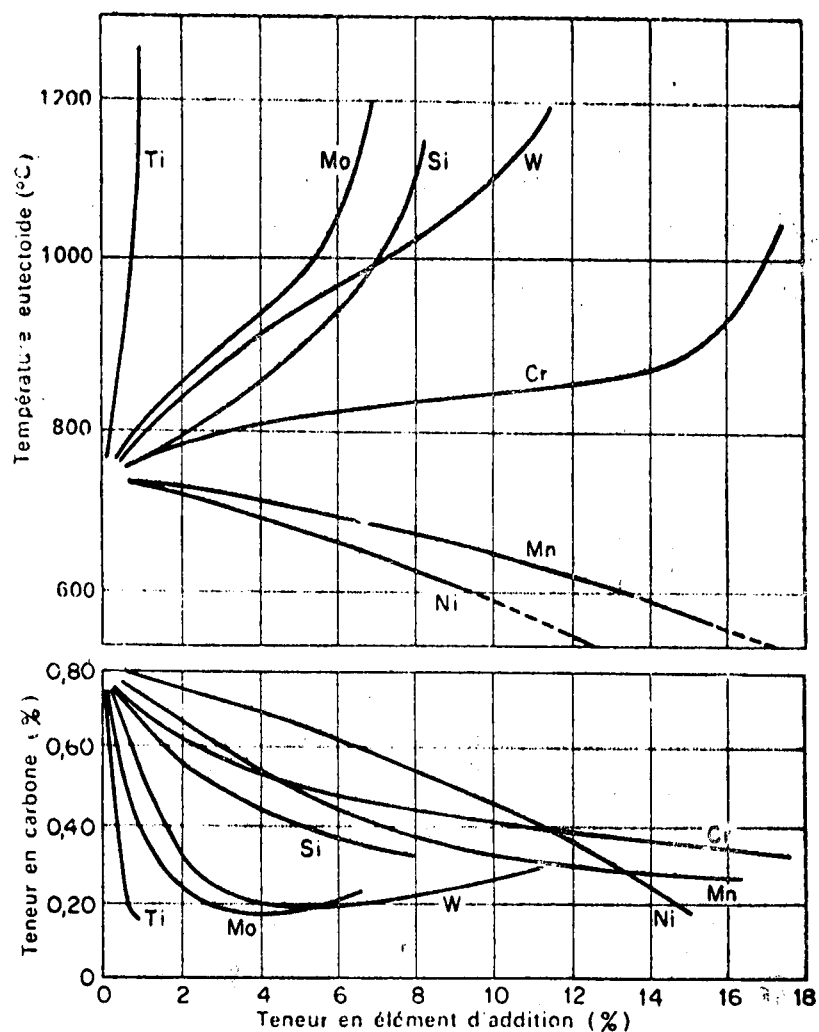


Fig. 9. Influencia de aleantes sobre el punto eutectoide.

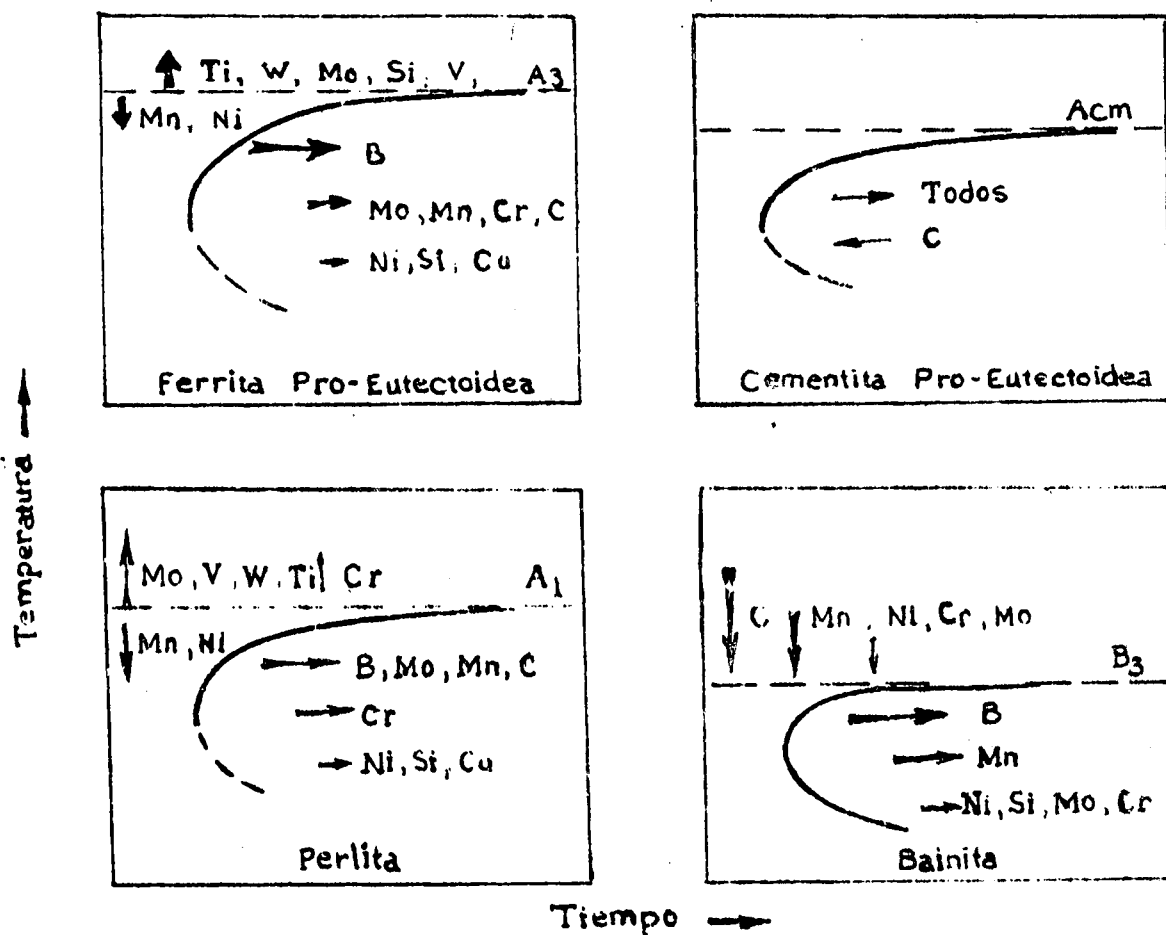


Fig. 10 Influencia de aleantes sobre el Diagrama TTT.

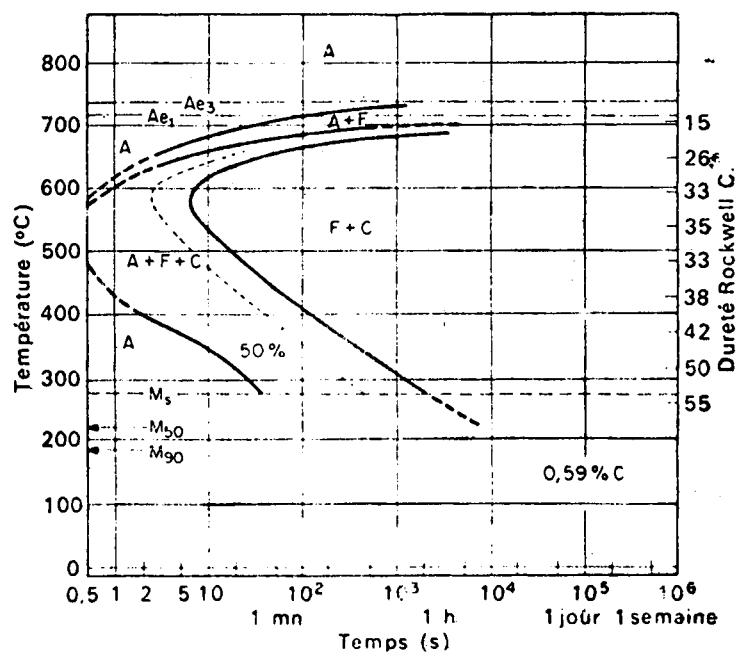


Fig. 11. Acero al Carbono.

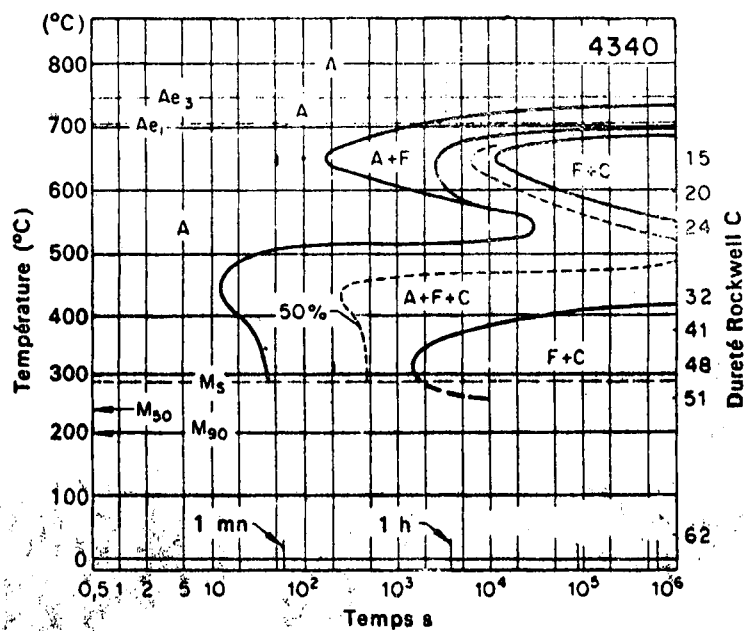


Fig. 12. Acero al Ni-Cr-Mo.

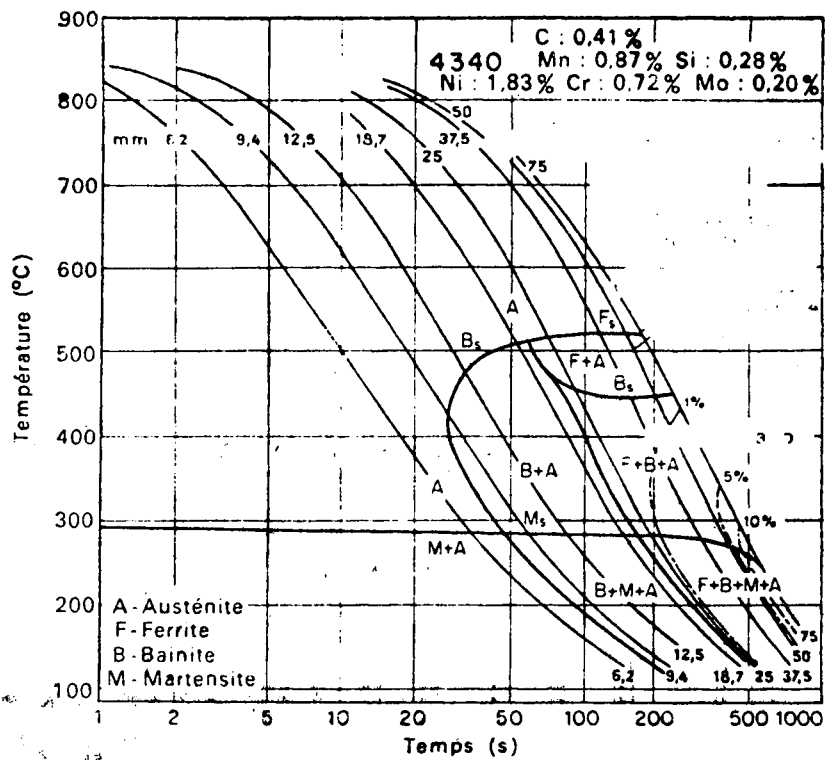
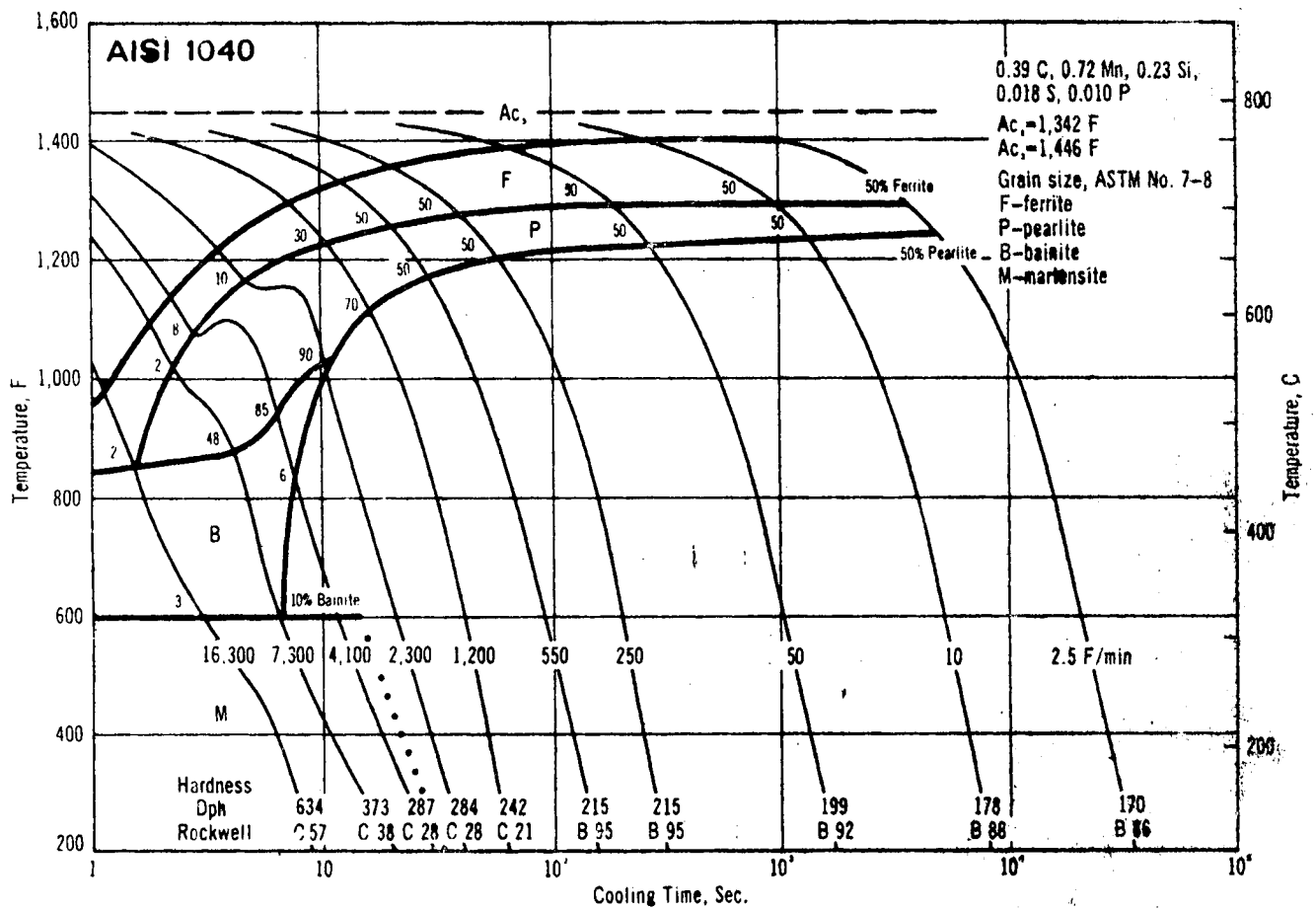


Fig. 13 Diagramas de Enfriamiento Continuo. CCT.

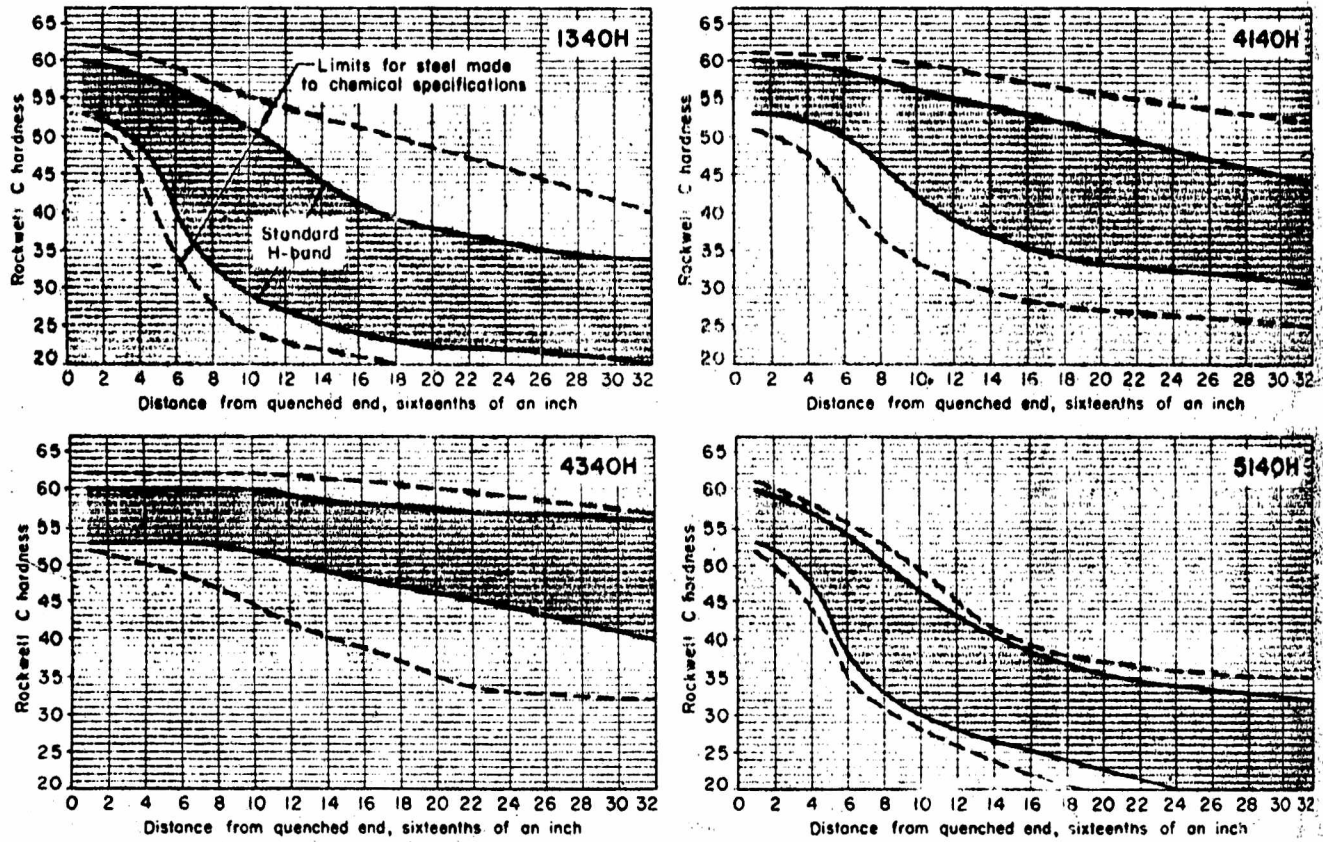


Fig. 14 Efecto de aleantes sobre las curvas de dureza.

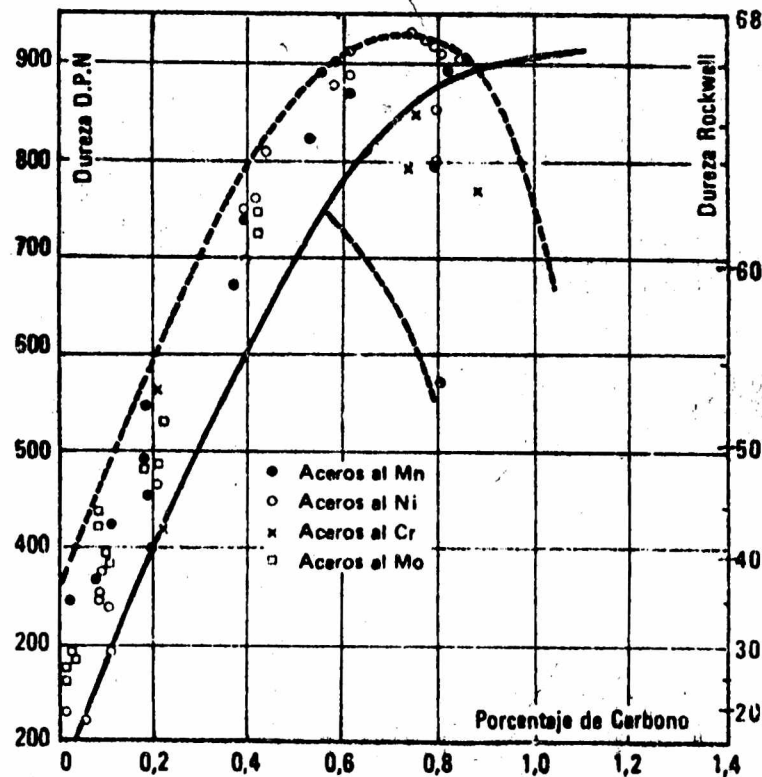
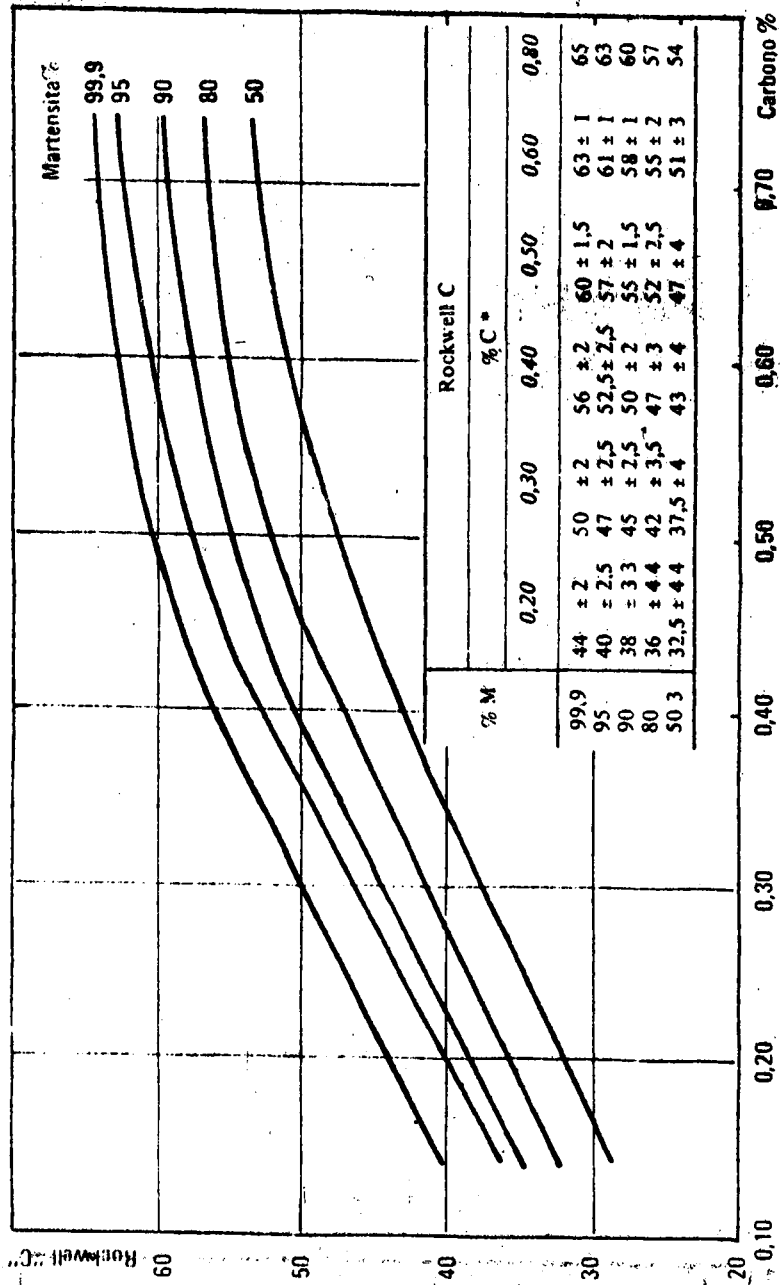


Fig. 15.- Efecto de los elementos aleantes en la martensita



- Dureza vs. % de carbono y % de martensita

Fig. 16

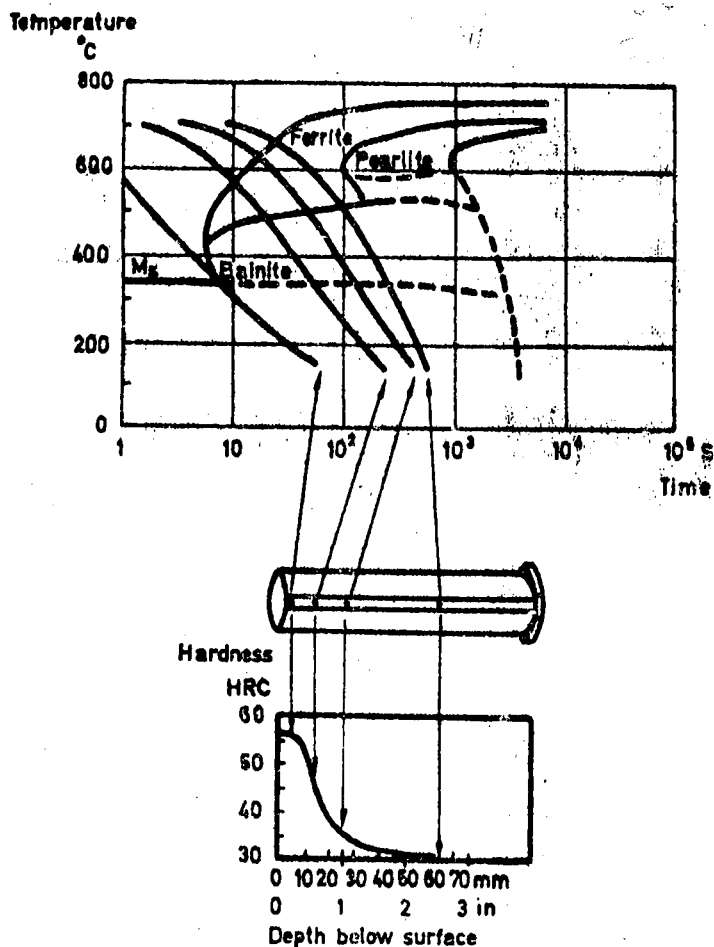


Fig. 17. Relacion entre ensayo Jominy y Diagrama CCT.

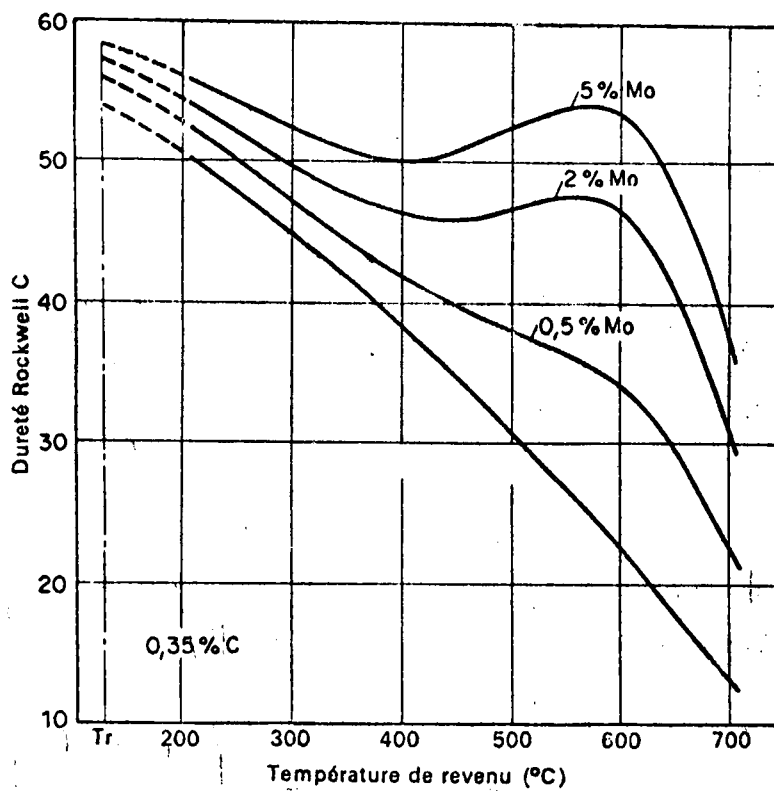


Fig. 18. Endurecimiento Secundario.

ACEROS ESTRUCTURALES DE ALTA RESISTENCIA Y BAJA ALEACION

I. AREAS Y REQUERIMIENTOS DE UTILIZACION

Los aceros estructurales constituyen una porción sumamente apreciable del tonelaje de acero producido por la industria siderúrgica mundial. Sus aplicaciones son extremadamente amplias y variadas: estructuras, embarcaciones, puentes, edificios, tuberías, vehículos de transporte automotor y ferroviario, etc.

Tradicionalmente el diseño de estos elementos se realizaba utilizando un criterio basado en la resistencia a la rotura del material. Estos requisitos eran satisfechos por materiales de estructura ferrítico-perlítica utilizando como aleantes los de más bajo precio, principalmente carbono y también silicio y manganeso. Las propiedades resultantes eran las naturalmente emergentes de la composición elegida, sin que se prestase particular atención, en términos metalúrgicos, a las etapas finales de elaboración.

Contemporáneamente con la Segunda Guerra Mundial estos criterios comenzaron a sufrir cambios sustanciales principalmente a raíz de la adopción de la soldadura en lugar del remachado como método de unión en la fabricación. Ello trajo aparejado la necesidad de reducir el carbono para mejorar la soldabilidad y de obtener mecanismos alternativos de endurecimiento. Por otra parte, puso en relieve la necesidad de obtener los medios para mejorar la ductilidad y tenacidad de los aceros con el fin de evitar las fallas por fractura frágil. Paralelamente se comenzó a hacer un uso más eficiente de la resistencia mecánica del material diseñado en base a la resistencia a fluencia en lugar de rotura. Durante la misma época tuvo lugar un considerable aumento en las actividades de investigación en Metalurgia que permitieron elucidar una cantidad de fenómenos fundamentales referentes a las relaciones entre estructura de los materiales y sus propiedades mecánicas. La aplicación de estos principios al desarrollo de aceros fuertes, tenaces, soldables y formables ha sido, quizá, la más significativa, en términos comerciales, de las contribuciones realizadas por la metalurgia física en los últimos quince años.

Así, la importancia del tamaño de grano en relación con la resistencia a la fluencia y la resistencia a la fractura frágil llevaron a la adopción

de los procesos de normalizado. Los mismos permitían un aprovechamiento restringido de la capacidad de algunos aleantes de aumentar la resistencia por endurecimiento por precipitación. Una mayor eficiencia en la utilización de ambos mecanismos se obtuvo mediante un manejo adecuado de los fenómenos de recristalización, primero a través del laminado en condiciones controladas de temperatura y luego a través del uso de enfriamientos controlados. El conocimiento de las características de diversos microaleantes permitió aplicar estos procesos a aceros semicalmados con las consiguientes mejoras en rendimiento. Los beneficios de estructuras finas aciculares obtenidos directamente en material laminado en caliente han sido aprovechados mediante el uso de cantidades relativamente bajas de aleantes de precio razonable y las consecuencias perjudiciales que las inclusiones no metálicas tienen sobre la tenacidad se han neutralizado mediante la adopción de técnicas adecuadas de purificación en acería y mediante la modificación de la composición de las mismas a través del agregado de aleantes que disminuyen la deformabilidad de las inclusiones.

Los criterios actuales de diseño de aceros estructurales de alta resistencia son:

a) Alta resistencia a fluencia unida a una elevada resistencia a la fractura frágil. Esta última se evalúa en general a través de la temperatura de transición dúctil-frágil en un ensayo de impacto (por ejemplo Charpy). Se utilizan al máximo los aleantes y mecanismos de endurecimiento que menos afectan la tenacidad. Algunas situaciones de arrastre originadas en normas o códigos no actualizados pueden requerir una modificación de este criterio con el fin de garantizar un mínimo de resistencia a la rotura.

b) Alta soldabilidad. Obtenible a través de una baja susceptibilidad a la formación, durante el enfriamiento, de estructuras aciculares de elevada dureza en las zonas transformadas en austenita durante la soldadura. Para ello se requiere un bajo contenido de aleantes, en especial carbono, a fin de reducir la templabilidad y el descenso de la temperatura de iniciación de la transformación martensítica. Se reduce así la cantidad de martensita formada a una dada velocidad de enfriamiento al tiempo que se posibilita el auto-revenido y el relevamiento de tensiones inducidas por la transformación al tener lugar ésta a temperaturas más altas. Se reduce sensiblemente la posibilidad de fisuramiento por hidrógeno al cual son especialmente susceptibles las estructuras martensíticas, en particular las martensitas macladas de alta aleación y alto carbono.

La susceptibilidad al desgarramiento laminar en algunas operaciones de soldadura se reduce a través del control de forma y de composición de las inclusiones no metálicas, en particular los sulfuros.

c) Buena formabilidad. Las operaciones sencillas de doblado y plegado a que se someten habitualmente los aceros estructurales son satisfechas recurriendo al uso de refinamiento de grano, reduciendo el endurecimiento por precipitación, el nivel de carbono y mejorando la limpieza del acero. La alta ductilidad obtenible hace que sea incluso factible el estampado de piezas complejas para la industria automotriz. Una dificultad intrínseca de estos aceros lo constituyen la alta recuperación elástica y las cargas elevadas de prensado originadas en la más alta resistencia a fluencia.

d) Costos convenientes. Los mismos son obtenibles mediante la utilización de composiciones pasibles de ser obtenidas en forma de lingotes semicalmados de mayor rendimiento, con el agregado de bajas cantidades de aleantes de costo razonable y mediante el uso del material laminado en caliente, sin tratamientos térmicos posteriores.

2. RELACION ESTRUCTURA-PROPIEDADES

La Tabla I presenta una recopilación de una de las varias versiones de relaciones que vinculan las características de los parámetros estructurales con las propiedades mecánicas finales del producto en aceros ferrítico-perlíticos. Las propiedades analizadas son la resistencia a la deformación como: tensión de fluencia, tensión de deformación a una elongación determinada, tensión de fractura, coeficiente de endurecimiento, etc. y la ductilidad y tenacidad caracterizada por: temperatura de transición dúctil-frágil en ensayo de impacto, elongación uniforme, elongación total, etc.

Los efectos endurecedores generalmente aceptados son:

- a) Tamaño de grano
- b) Contenido de perlita
- c) Solución sólida
- d) Densidad de dislocaciones
- e) Precipitación

Del análisis de dichas relaciones en particular (1) y (2) correspondientes a tensión de fluencia y temperatura de transición dúctil-frágil surge la importancia del refinamiento de grano como mejorador de la resistencia a la deformación (tanto fluencia como rotura) y también de la ductilidad. Los incrementos obtenibles son considerables si se tiene en cuenta que es posible obtener con bastante comodidad tamaños de grano de $d^{-1/2}$ del orden de 10 a 12 correspondientes a dimensiones de granos de 8 a 10 micrones. Como límite práctico eventualmente alcanzable se puede considerar un grano de 3 micrones ($d^{-1/2} = 16$).

Especialmente notables son las mejoras obtenidas en temperatura de transición pudiendo llegarse a valores del orden de -100°C . Ello deja un saldo considerable de tenacidad que puede utilizarse para incrementar la resistencia a la deformación por otros medios (por ejemplo, precipitación) que tienen un efecto negativo sobre la tenacidad.

El contenido de carbono tiene un cierto efecto sobre la tensión de fluencia a través de su efecto refinador de grano pero no a través de la formación de perlita que, en contenidos bajos, no participa en la misma. Puede ejercer si una cierta influencia en la tensión de deformación a bajas deformaciones por su efecto sobre el coeficiente de endurecimiento y sobre la extensión de la deformación de Luders. Es, sí, determinante en buena medida de la tensión máxima y este requerimiento puede ser el único que justifique un incremento del contenido de carbono. Estructuralmente la resistencia a la deformación de perlita está ligada, ec. 8, a la distancia entre láminas S_0 , siendo mayor la resistencia cuanto más fina es la perlita. La tenacidad de la perlita es mayor cuanto menor es el espesor de las láminas de carburo, t , y cuanto más pequeñas son las colonias de perlita. En general este último parámetro está regido por el tamaño de grano austenítico.

De cualquier manera la presencia de perlita incrementa sensiblemente la temperatura de transición y es por lo tanto indeseable. La necesidad de disminuir el carbono desde el punto de vista de la soldabilidad también ha sido discutido previamente.

El efecto de endurecimiento por solución sólida es especialmente notable para el caso de los solutos intersticiales, por ejemplo el nitrógeno, pero su efecto sobre la temperatura de transición es tan perjudicial que la presencia de los mismos es francamente indeseable.

El endurecimiento por solutos sustitucionales es bajo y está limitado

por la concentración admisible de aleantes en función del efecto de los mismos sobre la transformación. Su presencia, más que por el efecto endurecedor, se justifica por las consecuencias secundarias que su presencia pueda tener por ejemplo: alteración del contenido de perlita y de su morfología, refinamiento de grano por disminución de temperatura de transformación (por ejemplo Mn), producción de precipitados (V, Nb), eliminación de intersticiales indeseables (Al), etc.

Los dos factores restantes, dislocaciones y precipitados, son imposibles de cuantificar por métodos corrientes de análisis químico o metalográfico y lo son, en forma muy restringida, por métodos más sofisticados de microscopía electrónica. Las relaciones de la Tabla I por lo tanto no los incluyen, su análisis se hace en forma cualitativa y se cuantifica a posteriori mediante el agregado de un término extra a la fórmula en cuestión.

En tanto el endurecimiento por trabajado no es de aplicación en este tipo de materiales las únicas dislocaciones presentes son las resultantes de las tensiones de deformación. Las mismas aumentan al disminuir la temperatura de transformación y la velocidad de enfriamiento. Ambos procedimientos son limitados por la aparición de estructuras de temple. La presencia de dislocaciones mejora la resistencia a la deformación y decrece la ductilidad.

Un método alternativo de introducir dislocaciones es a través del laminado continuado o en tibio, el que implica continuar deformando luego de la transformación, esto es, en el rango ferrítico. Las dislocaciones generadas en ferrita se acumulan en configuraciones de mínima energía dando lugar a una estructura de subgranos. Esta tiene un efecto endurecedor según una ley similar a la vigente para los granos, pero no está claro cual es el efecto sobre la ductilidad.

El efecto endurecedor por precipitación es tanto mayor cuanto mayor es la fracción en volumen de precipitados y cuanto más fina es la dispersión, esto es cuanto menor es el diámetro y la distancia entre partículas. Estos parámetros dependerán de la composición, dimensiones y tratamientos térmicos y mecánicos sufridos por el material.

La presencia de precipitados aumenta la temperatura de transición. La magnitud de este efecto puede estimarse a través del aumento de temperatura de transición producido por un aumento de la tensión de fluencia de 1 kg/mm^2 por el mismo método. Para el caso de endurecimiento por precipitación este valor es de $+4^\circ \text{C}$.

Un análisis similar para los mecanismos discutidos precedentemente indica que el endurecimiento por dislocaciones aumenta en $+6^{\circ}\text{C}$ la temperatura de transición por cada kg/mm^2 de fluencia en tanto que por solución sólida aumentan el fósforo 34°C , nitrógeno 19°C , estaño 11°C , carbono 6.4°C y silicio 5.1°C . Por sus efectos secundarios de refinamiento de grano y de perlita el manganeso disminuye la temperatura de transición en 3.2°C y el aluminio en 17°C por eliminación de nitrógeno y refinamiento de grano. Un aumento de 1 kg/mm^2 por refinamiento de grano disminuye en 10°C la I.T.T. en tanto que un 20% de perlita la aumenta en 44°C .

3. FENOMENOS DE DEFORMACION EN CALIENTE

Los avances obtenidos en el desarrollo de aceros estructurales en épocas recientes se han basado, además que en el conocimiento de la relación entre estructura y propiedades arriba descriptas, en una mejor utilización metalúrgica de las distintas etapas del proceso productivo. En particular, el tren de laminación en caliente ha dejado de ser una herramienta meramente geométrica, destinada a dar forma y dimensiones, para pasar a ser una herramienta metalúrgica que, según sean las condiciones de procesamiento, puede en gran medida determinar las propiedades finales del producto. Esto es el resultado de un mayor conocimiento y utilización de los cambios estructurales que suceden durante y después de las etapas de deformación en caliente.

La deformación plástica introduce en el material una serie de defectos cristalinos que son eliminados a través de procesos de restauración de la estructura. Los procesos de restauración generalmente aceptados son la recuperación y la recristalización.

Durante la recuperación las dislocaciones generadas durante la deformación se reacomodan buscando configuraciones de mínima energía con eventual aniquilación de las de signo contrario. Al término del proceso se observa una estructura de granos que conservan la forma alargada producto de la deformación y cuyo interior presenta una estructura de subgrano donde las dislocaciones se han acumulado formando paredes de baja desorientación.

El mecanismo de recrystalización se origina en el crecimiento de gérmenes o núcleos de estructura limpia, generalmente en las zonas más altamente deformadas, que crecen por desplazamiento de sus paredes de alta desorientación. Al término del proceso la estructura original deformada desaparece y es reemplazada por una estructura de granos equiaxiales.

Estos procesos que suceden en condiciones estáticas, es decir después de la deformación, son también operantes durante la deformación. Diversos materiales restauran dinámicamente por mecanismos diversos. En el caso de los aceros se acepta que las estructuras austeníticas recuperan a bajas deformaciones y recrystalizan a altas deformaciones en condiciones dinámicas, en tanto recuperan en forma limitada y recrystalizan en condiciones estáticas. Las estructuras ferríticas recuperan dinámicamente bajo cualquier deformación y estáticamente recuperan para luego recrystalizar.

La resistencia a la deformación del material se ve afectada por la ocurrencia de estos fenómenos. Si se analizan las curvas de tensión-deformación obtenidas por algún método, como torsión, que permite introducir altas deformaciones sin llegar a rotura, se observa que comenzada la fluencia la tensión continúa aumentando hasta llegar a un valor máximo. Se considera que hasta aquí la recuperación es el mecanismo operante. Si este mismo mecanismo continúa operando la tensión se estabiliza en un valor estacionario de resistencia del orden del nivel máximo obtenido. Durante este período estacionario los granos continúan alargándose, en tanto el tamaño de la estructura de subgranos adquiere un valor estacionario que depende del nivel de tensión aplicado.

Cuando el mecanismo operante a altas deformaciones es la recrystalización se produce una caída de tensión tan pronto ésta comienza a actuar, esto es una vez alcanzado el punto de tensión máxima. Una vez generalizada la recrystalización la tensión se estabiliza en un valor estacionario sensiblemente menor que el del pico. La estructura original es reemplazada por una estructura equiaxial cuyo tamaño de grano depende del nivel de tensión alcanzado.

Las tensiones máximas disminuyen con el aumento de temperatura y con la disminución de la velocidad de deformación y la deformación para tensión de pico aumenta con el aumento de la velocidad de deformación y con la disminución de la temperatura.

En condiciones estáticas se observa un período de incubación durante el cual puede producirse recuperación, se inicia luego la recrystalización que progresa hasta agotarse el material deformado. La velocidad de recrystalización aumenta con la temperatura y con la cantidad y velocidad de deformación.

3.1. Efecto de microaleantes

El comportamiento arriba descrito tanto en condiciones estáticas como dinámicas puede ser sustancialmente alterado por mecanismos que interfieran con la recrystalización. Es conocida la propiedad de las partículas precipitadas de fijar o anclar dislocaciones, límites de grano y de subgrano, etc. Si, en el momento oportuno, se dispone de una distribución apropiada de precipitados será posible reducir la velocidad de recrystalización.

Ello sucederá tanto en condiciones dinámicas como estáticas. En el primer caso la deformación necesaria para llegar al pico de tensión, a partir del cual se produce la caída por recrystalización, aumenta notablemente (Fig. 1). En condiciones estáticas, los tiempos de recrystalización son considerablemente mayores que para el caso de no existir una distribución de precipitados (Fig. 2).

Evitando la aparición de recrystalización, tanto dinámica como estática, será posible acumular el efecto de deformación de la estructura austenítica. Ello traerá como consecuencia un paulativo alargamiento de la forma de los granos en función de la deformación aplicada. Si se consigue llegar con este tipo de estructura hasta el punto de transformación austenita-ferrita se obtendrá un considerable refinamiento del grano ferrítico al transformar esta estructura de granos alargados.

Las características requeridas de los compuestos precipitables son una adecuada solubilidad, una cinética de precipitación compatible con el proceso y una baja velocidad de engrosamiento de las partículas. Como se verá más adelante, puede ser también ventajosa una cierta capacidad de endurecimiento de precipitación en ferrita.

Los aleantes que, en combinación con el carbono y nitrógeno disponibles en el acero, se utilizan como refinadores de grano son: vanadio y aluminio que forman nitruros, niobio que forma carbonitruros y titanio que forma tanto

carburos como nitruros sin bien los nitruros son virtualmente insolubles en austenita.

Si bien se acepta que las partículas precipitadas son responsables de la demora en la recrystalización, no existen pruebas experimentales concluyentes ante la imposibilidad de examinar microscópicamente a temperatura ambiente estructuras austeníticas de baja aleación. Un mecanismo alternativo podría ser el frenado por arrastre de soluto, aunque el mismo sólo sería factible de operar a temperaturas relativamente altas con baja sobresaturación.

Cualquiera sea el mecanismo operante es requisito esencial que los elementos que compondrán el precipitado se encuentren en solución sólida previa a la deformación.

A temperaturas altas, por encima del punto de solubilidad, no habrá efecto alguno y el comportamiento en condiciones dinámicas o estáticas será similar al de un acero sin aditivos. A temperaturas relativamente bajas, cuando se disponga de un adecuado grado de sobresaturación será posible precipitar partículas frescas capaces de anclar límites de grano. Es habitual que la cinética de precipitación sea relativamente lenta y requiera tiempos mayores que los insumidos en el proceso de laminación. Se acepta en estos casos que la deformación acelera la precipitación de la solución sobresaturada mediante un mecanismo de precipitación inducida por deformación.

En estas condiciones la demora en la recrystalización será más efectiva y la estructura resultante será más fina cuanto mayor sea la deformación aplicada.

Entre los dos extremos de temperaturas existirá un rango intermedio de precipitación restringida, donde la cantidad de precipitados no será suficiente para demorar la recrystalización o lo hará en forma despareja. Ello se traducirá en una cierta inhomogeneidad de la estructura resultante.

La conveniencia de deformar a bajas temperaturas impone generalmente la necesidad de efectuar esperas intermedias de enfriamiento. En estas condiciones es factible que ocurra crecimiento anormal del tamaño de grano, fenómeno al que también es posible adjudicar el origen de estructuras mixtas. Otro origen posible de las mismas puede ser el uso de deformaciones bajas en las etapas previas a la espera de enfriamiento. Ello producirá recrystalización originada en pocos núcleos que crecerán a expensas del resto de la estructura originando tamaños de grano hasta superiores a los de la estructura original.

Surge de lo expuesto que para un mayor refinamiento del grano ferrítico es conveniente llegar al punto de transformación con una estructura austenítica de granos suficientemente alargados por deformación. Esta estructura es obtenible gracias a la precipitación durante la laminación de partículas de carbonitruros. Estos compuestos deben estar en solución al comienzo del proceso lo que requerirá un adecuado tratamiento de solubilización. Las deformaciones a temperaturas por encima de las de recrystalización demorada deberán ser lo suficientemente severas para producir recrystalización total de la estructura y durante las esperas de enfriamiento no deberá producirse crecimiento anormal de grano.

4. TENACIDAD

Para una misma estructura, los mecanismos de fractura operantes varían según la velocidad de deformación y sobre todo, según la temperatura del ensayo. A bajas temperaturas la propagación de la fractura se produce por clivaje, es decir separación neta a lo largo de determinados planos cristalinos. La fractura es frágil, con muy poca deformación plástica. A temperaturas elevadas la fractura se produce luego de una apreciable deformación por un mecanismo de deformación por corte. A temperaturas intermedias, cercanas a temperatura ambiente, la fractura se produce por el crecimiento de huecos que se generan alrededor de inclusiones y segundas fases; estos huecos coalescen por fractura por corte de las zonas de material intermedias hasta llegar a la fractura final en forma dúctil. La ductilidad de una estructura dada dependerá de su capacidad para fracturarse por este último mecanismo sin que ocurra fractura frágil por clivaje.

La tensión de fluencia aumenta a temperaturas decrecientes hasta llegar a un punto donde se pierde la capacidad de deformación y se produce clivaje total.

De manera similar aumenta la tensión de fractura dúctil hasta que comienzan a aparecer proporciones crecientes de fractura frágil que marcan un descenso en los valores de tensión de fractura y también de reducción de área. Factores tales como aumentos de la tensión aplicada, por ejemplo por mayores velocidades de deformación, por concentradores de tensión, por cambios estructurales, etc., ocasionarán la ocurrencia de clivaje a temperaturas mayores.

La transición dúctil-frágil, que en un ensayo de impacto se manifiesta por un descenso brusco con la temperatura de los valores de energía absorbida, es afectada por las inclusiones de dos maneras diferentes: para bajos contenidos de inclusiones, por decohesión con la matriz o por fractura, las mismas pueden actuar como gérmenes de fisuras y aumentar la temperatura de transición al actuar como concentradores de tensiones. En cambio mayores contenidos, en proporción y en tamaño, de inclusiones pueden actuar como relajadores de tensiones arrestando o dividiendo a la fisura que avanza, con la consiguiente disminución de temperatura de transición. Estos efectos de las inclusiones sobre la temperatura de transición son reducidos en comparación con los que tienen otros factores estructurales que operan sobre la tensión de fluencia o sobre la fragilización de zonas específicas como los límites de grano.

En cambio, las inclusiones juegan un papel preponderante sobre la capacidad que tiene el material de absorber deformación en forma dúctil, según sea la cantidad, forma, tamaño y número de las mismas.

4.1. Cantidad

Cualquiera sea el tipo de ensayo utilizado, impacto, elongación en tracción, mecánica de fractura, etc. un aumento en la cantidad de inclusiones, cualquiera sea su tipo, se manifiesta en una disminución no lineal de los valores de tenacidad.

Este comportamiento varía según sean las características de cada tipo de inclusión en especial según sea la cohesión entre la inclusión y la matriz. Cuando ésta es alta, como en el caso de los carburos, la formación de huecos se demora y la tenacidad es por consiguiente mayor. Los compuestos que habitualmente forman inclusiones, óxidos, sulfuros, silicatos, etc., tienen muy poca o ninguna cohesión con la matriz de hierro y sus diferencias de comportamiento radican en sus diferentes distribuciones y formas.

4.2. Tamaño

Dada una cierta fracción en volumen de inclusiones es imposible disminuir simultáneamente el tamaño y el número de inclusiones. Si se considera el mecanismo de formación y coalescencia de huecos, el número de inclusiones determina no sólo la cantidad de huecos que se forman sino la distancia entre los mismos, esto es la cantidad de material a deformar durante la coalescencia. Si se acepta que cada inclusión nuclea un hueco, la tenacidad debiera ser menor cuanto mayor es el número de inclusiones, aún cuando éstas sean de menor tamaño. No existe evidencia experimental al respecto, salvo la excelente tenacidad mostrada por los materiales procesados por refusión al vacío o por electroescoria. Sin embargo, buena parte de esta mejora es adjudicable a la considerable disminución de impurezas y, por consiguiente, de cantidad de inclusiones, que estos procesos ocasionan. El mayor efecto beneficioso que una disminución del tamaño de inclusiones produce está dado por la disminución en la deformabilidad de las mismas debido a su alta relación superficie/volumen.

4.3. Morfología

En material de fundición las inclusiones pueden adoptar formas globulares tales como los silicatos y los sulfuros I y III, o presentarse en formas de nubes, por ejemplo de alumina o como colonias filamentosas como los sulfuros tipo II. Al ser deformados en caliente y dependiendo de su deformabilidad respecto a la matriz sufrirán diversos cambios de geometría. Las inclusiones globulares adoptarán formas de filamentos o de discos según se los lamine a barras o a chapas y las nubes y colonias además de deformarse serán reorientadas hacia planos paralelos a la dirección de laminación.

En condiciones de servicio, el comportamiento del material será muy diferente según que la tensión aplicada, o la dirección de la fisura, sea paralela o normal a la dirección de laminación.

Si consideramos un material laminado conteniendo inclusiones alargadas en la dirección de laminación la aplicación de una carga coincidente con esa dirección ocasionará la fractura según el mecanismo antes mencionado; Durante los primeros tramos de deformación por rotura o, más comunmente, por decohesión de la inclusión con la matriz, se genera un hueco alrededor de la misma, este hueco crece con la deformación por estricción de la zona

entre inclusiones hasta llegar a la fractura final. Es evidente que el número de huecos está directamente relacionado con el número de inclusiones y la sección resistente es proporcional a la distancia entre partículas. En efecto una relación entre tenacidad y espaciado de inclusiones ha sido verificada por varios investigadores.

En el caso de cargas aplicadas transversalmente al plano de laminación, el mecanismo es enteramente diferente. La aplicación de la carga produce decohesión pero el crecimiento subsiguiente de los huecos es muy escaso. La deformación se concentra en el volumen de material cercano a los extremos de las inclusiones hasta llegar a la fractura. Es evidente que este volumen será menor cuanto mayor sea la deformación del material y de las inclusiones ya que ello producirá una disminución de la distancia entre partículas y un alargamiento de las mismas.

En el caso de una fisura que avanza el comportamiento será similar en la zona plástica que se genera por delante del frente de la fisura. Es decir habrá nucleación y crecimiento de huecos delante de fisuras que avanzan perpendiculares a la dirección de laminación y desgarramientos localizados en contacto con la inclusión, en el último caso, la fisura aumentará súbitamente de largo sin expendio de energía y sin aumentar demasiado el tamaño de su borde, es decir, será netamente favorecido su avance. En cambio al encontrarse una fisura en su avance con una inclusión perpendicular a su plano, avanzará sólo una pequeña distancia y será considerablemente reducido su poder de concentración de tensiones al aumentar el tamaño de su borde. Es decir, la fisura se ha "desafilado". En términos prácticos ambos fenómenos se traducen en notables diferencias en elongaciones en tracción de probetas longitudinales y transversales y de los valores de energía absorbida en ensayos de impacto. En este último caso los niveles de energía dúctil pueden ser varias veces superiores en la dirección longitudinal respecto de la transversal.

Este problema, que es bien conocido por los forjadores quienes diseñan cuidadosamente el "fibrado" de sus piezas con respecto a la dirección de la carga, no ha sido motivo de excesiva preocupación en productos laminados. Sin embargo el uso creciente de estructuras soldadas ha dado lugar a la aparición del problema de "desgarramiento laminar" (lamellar tearing) en zonas al pie de soldaduras de placas perpendiculares al plano de la chapa. Estudios realizados muestran que la mejor correlación con la susceptibilidad al desgarramiento laminar está dada por la proyección paralela a la dirección de laminación.

5. DEFORMABILIDAD DE LAS INCLUSIONES

La deformabilidad relativa de las inclusiones con respecto a la matriz se mide generalmente por la relación entre la deformación verdadera en la inclusión y la deformación verdadera en la matriz. Este parámetro tendrá valor 0 para inclusiones que no se deforman, 1 para las que se deforman igual que la matriz y mayores que 1, aunque raramente mayores que 2, para inclusiones más blandas que la matriz.

Además de la temperatura y, por supuesto, la composición, la deformabilidad relativa depende de la cantidad de deformación e invariablemente disminuye con la deformación; sin que todavía exista una explicación convincente de este comportamiento. También disminuye con el tamaño de la inclusión.

5.1. Óxidos

La alúmina es el óxido más factible de encontrar en los aceros y su deformabilidad es prácticamente nula. Sin embargo es común encontrarla en forma de nubes de partículas, y estas nubes pueden llegar a alargarse y orientarse en la dirección de laminación dando lugar a un cierto grado de anisotropía.

5.2. Silicatos

Dada su condición de vidrios los silicatos tienen un comportamiento particular y se ablandan a una temperatura determinada por debajo del punto de fusión al disminuir su viscosidad.

La temperatura de ablandamiento varía entre los 800°C y los 1300°C aproximadamente y depende del contenido relativo de los distintos componentes que los forman (SiO_2 , Al_2O_3 , $(\text{Fe}, \text{Mn})\text{O}$, Ca_2O , etc.); siendo mayor cuanto mayor es el contenido de sílica. Con respecto al contenido de alúmina, la temperatura de ablandamiento muestra un mínimo para contenidos entre 5 - 15% Al_2O_3 .

5.3. Sulfuros

Los sulfuros constituyen las inclusiones más abundantes en aceros comunes y, si bien se han hecho progresos notables, su eliminación total es antieconómica. En general se reconocen tres tipos de sulfuros:

- I Globulares de tamaño variable, a menudo en estructura duplex con óxidos. Se observan en aceros efervescentes o semi-calmados al silicio donde el contenido de oxígeno es alto.
- II Monotéctico intergranular en forma de filamentos; se forma en aceros con bajo contenido de oxígeno calmados al aluminio.
- III Angulares de tamaño variable. Aparecen en aceros calmados con exceso de Al, de alto carbono o aleados.

Así como la morfología, también la deformabilidad de los sulfuros depende del contenido de oxígeno y es tanto mayor cuanto menor es la oxidación; es decir, los de tipo III son relativamente más blandos que los de tipo I. Sin embargo, el tipo II es el más peligroso pues las colonias no sólo se deforman sino que se alinean en la dirección de laminación aumentando la direccionalidad.

Con respecto a la matriz de acero los sulfuros son relativamente más duros a altas temperaturas, observándose deformabilidades relativas bajas que aumentan a medida que se disminuye la temperatura.

Este hecho hace que la anisotropía sea particularmente notable en estos aceros que se terminan a bajas temperaturas. Ello, unido a los exigentes requerimientos de uso de los mismos, hace que se hayan investigado métodos de disminuir la deformabilidad de los sulfuros mediante el agregado de aleantes.

Además de altos contenidos de oxígeno, también un bajo contenido de manganeso con respecto al azufre ocasiona una reducción en la deformabilidad de los sulfuros. Esta solución es, obviamente, inaceptable en muchos casos y se prefiere el reemplazo del Mn por otros elementos que forman sulfuros de alto punto de fusión, más estables que el SMn y que no se deforman a las temperaturas de laminación. Al aumentar la concentración del aditivo, disminuye la proporción de SMn deformables que van siendo reemplazados por inclusiones globulares más estables.

Sobre esta base puede pensarse en la utilización de elementos tales como titanio, cerio, calcio, magnesio, zirconio, selenio, telurio, etc. que modifican la composición de los sulfuros dándoles estabilidad.

5.3.1. Zirconio

El zirconio tiene mayor afinidad por el oxígeno y el nitrógeno que por el azufre. Esto tiene algunas consecuencias tales como la necesidad de desoxidar completamente con manganeso y con aluminio si se desean obtener buenos rendimientos. La alta afinidad por el nitrógeno hace que mejoren considerablemente las propiedades generales de impacto por eliminación del nitrógeno libre pero al mismo tiempo elimina la posibilidad de uso en aceros al Vanadio que utilizan el efecto refinador y endurecedor de los nitruros de Vanadio.

La efectividad del zirconio disminuye para valores altos de manganeso y si se aumenta el contenido de zirconio comienzan a aparecer carbosulfuros de zirconio ($Zr_4C_2S_2$) en forma de barras. Esta fase es frágil, se alinea en la dirección y produce un deterioro de la tenacidad. Los valores utilizados son de hasta 0.1% Zr y dentro de las limitaciones apuntadas produce resultados satisfactorios.

5.3.2. Titanio

El titanio presenta un comportamiento bastante similar al zirconio aunque con algunas diferencias en reactividad, por ejemplo su afinidad con nitrógeno, oxígeno y azufre es alto menor. También muestra tendencia a formar carbo-sulfuros. La capacidad de formación de carburos endurecedores es también conocida.

5.3.3. Tierras raras

Se conoce con este nombre a la familia de los lantanidos y se presenta comercialmente como una mezcla de los mismos con elevado contenido de cerio (Mischmetal). También se obtienen como siliciuro. Forman sulfuros y oxi-sulfuros extremadamente estables (temperaturas de fusión de hasta 4000°C) y a diferencia de otros elementos, como Zr y Ti, no parecen interferir con los mecanismos normales de transformación en los aceros. También muestran una gran tendencia a la oxidación y deben ser convenientemente protegidos. Los sulfuros formados son prácticamente indeformables y el control mejora a medida que se alcanza una relación óptima entre aditivo y azufre.

El efecto disminuye para adiciones excesivas. Existe tendencia a decantar las inclusiones hacia la parte inferior del lingote.

5.3.4. Calcio

El calcio es un aditivo extremadamente interesante dada su baja afinidad por el nitrógeno y el carbono y por su baja solubilidad. Es muy efectivo en el control de inclusiones en general, no solamente sulfuros. Se forman espinelas ($\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$) con azufre en solución. Su aplicación está restringida por su volatilidad que requiere métodos más delicados de adición.

5.3.5. Magnesio y otros

El magnesio presenta características similares al calcio, como son excelentes poderes deoxidantes y desulfurantes, pero una volatilidad aún mayor que restringen su uso. Lo mismo sucede con otros elementos volátiles, y a veces tóxicos, como el selenio y el Telurio. Buenos rendimientos se han obtenido usando briquetas de hierro con bajo contenido de aleantes.

6 FENOMENOS DE TRANSFORMACION

6.1. Formación de austenita

Para una misma secuencia de deformación el tamaño de ferrita a obtener estará ligado al de la austenita original. Este depende esencialmente de las condiciones de tiempo y temperatura de austenitizado. A altas temperaturas los microaleantes estarán completamente disueltos y, si bien ello es lo aconsejable para un máximo aprovechamiento de los mismos durante las etapas finales del proceso, la ausencia de partículas precipitadas desinhibirá el crecimiento de los granos dando lugar a una estructura de austenita gruesa. Este camino es el recomendable cuando la capacidad de desbaste del tren de laminación es tal que asegure que se podrá llegar al final de esa etapa con una estructura fina y totalmente recrystalizada. Alternativamente es factible dejar sin disolver una cierta porción de precipitados los que contribuirán a impedir el crecimiento del grano austenítico. Para ello se requerirán temperaturas más bajas de austenitizado y/o mayor contenido de aleantes.

El comportamiento de las partículas en tal caso estará regido por las características de solubilidad de los compuestos en cuestión. La Fig. 3 muestra las curvas de solubilidad de los compuestos más usuales, donde se ve que: el nitruro de vanadio solubiliza completamente a temperaturas bastante por debajo de las habituales de austenitizado, el carburo de niobio requiere temperaturas bastante altas para solubilización total y el carburo de Titanio tiene un comportamiento intermedio entre los dos. A los nombrados puede en determinadas circunstancias agregarse el nitruro de aluminio.

6.2. Formación de ferrita

Además de la deformación de los granos de austenita, el refinamiento del grano de ferrita estará determinado por la cinética de la transformación. En particular será tanto más fino cuanto mayor sea la velocidad de enfriamiento durante la transformación y cuanto más baja sea la temperatura de transformación. La velocidad de enfriamiento está generalmente regida por el espesor del material y puede dentro de ciertos límites acelerarse mediante enfriamientos forzados. La temperatura de transformación está determinada por la composición del material y ello abre la posibilidad de compensar

mediante un aumento de "templabilidad" del material las pérdidas en que se incurre al producir materiales de mayor espesor. Generalmente se recurre a un aumento en el contenido de Manganeso.

Es sabido que un aumento en el tamaño de grano favorece la formación de estructuras de tipo acicular (martensíticas, bainíticas, etc.) y un inadecuado refinamiento puede dar lugar a la aparición de las mismas. Si bien su dureza es mayor, la ductilidad es sensiblemente menor que las de la ferrita. Es así que el deterioro en ductilidad que se observa en las estructuras de grano mixto originadas por tratamientos inapropiados pueden resultar de la formación de bainitas en los granos más grandes de austenita.

Cuando los contenidos de carbono son lo suficientemente bajos (del orden de 0.06% C o menos) la ductilidad de estructuras de ferrita acicular llega a ser similar a la de la equiaxiada en tanto su resistencia a fluencia aumenta considerablemente como consecuencia de lo fina de la estructura y de la presencia de dislocaciones de transformación. Es posible obtener estas estructuras mediante el agregado de aleantes promotores de la transformación bainítica como por ejemplo Mn, Mo, Nb, etc. Se obtienen así estructuras aciculares por enfriamiento en aire de espesores bastante considerables.

6.3. Formación de precipitados

La influencia de la precipitación en austenita sobre la cinética de recristalización se ha discutido más arriba junto con el fenómeno de precipitación inducida por deformación. A fin de que la misma sea efectiva es necesario un cierto grado de sobresaturación que estará regido por la solubilidad del compuesto. De la Fig. 3 se deduce que por su solubilidad a baja temperatura el Vanadio no es de utilidad al respecto en tanto sí lo son el Titanio y sobre todo el Niobio.

Una medida apreciable de endurecimiento es posible mediante la precipitación en ferrita. En una solución sobresaturada la misma es posible mediante un tratamiento de revenido. Ello sin embargo requiere un tratamiento posterior que lo hace económicamente menos atractivo. Es posible obtener la precipitación de carburos y nitruros durante la transformación a través del mecanismo denominado precipitación de interfase. La mayor solubilidad en austenita que en ferrita hace que el pasaje de la interfase de transformación vaya dejando

en su avance ferrita sobresaturada como producto. A medida que la interfase avanza se va produciendo la precipitación prácticamente sobre la misma dejando tras de sí los precipitados acomodados en hileras características. Cuanto mayor es la velocidad de enfriamiento menores son la separación entre partículas y el tamaño de las mismas y mayor es por lo tanto su efecto endurecedor. Sin embargo, si la velocidad de enfriamiento es muy alta parte de la reacción de precipitación puede suprimirse disminuyendo el efecto endurecedor. Existe por lo tanto una velocidad de enfriamiento crítica de máximo endurecimiento.

La cantidad de partículas finas precipitadas, y por consiguiente el endurecimiento, será mayor cuanto más cercana sea la composición a la estequiometría de los compuestos que precipitan. Ello sin embargo resta disponibilidad de partículas no disueltas utilizables a efectos de refinamiento del grano austenítico.

7. PROCESOS DE PRODUCCION

Los aceros estructurales de alta resistencia se comercializan en estado de laminación en caliente o luego de un tratamiento de normalizado. La elección de una u otra ruta de producción puede en general estar dictada más por la disponibilidad del equipamiento que por requerimientos metalúrgicos.

7.1. Normalizado

Este tratamiento implica un austenitizado a temperaturas muy cercanas a la de transformación, a fin de restringir al máximo el crecimiento de grano austenítico, seguido de un enfriamiento rápido, generalmente en aire, con el fin de obtener una transformación a ferrita fina. Mediante el agregado de microaleantes es posible inducir la formación de partículas que restringen al máximo el crecimiento del grano austenítico. Si se permite que una cierta porción de microaleantes entre en solución y se promueve su precipitación durante el enfriamiento, se obtendrá un incremento extra en resistencia. Balanceando adecuadamente el uso de ambos mecanismos: refinamiento de grano y precipitación, y sus consecuencias sobre las propiedades: fluencia y

ductilidad, se pueden obtener aceros con un vasto rango de propiedades.

Los compuestos utilizados son NV, NAl, CNb, CTi, etc. Todos ellos son aptos para refinar el grano y también, con la excepción de NAl, para endurecer por precipitación.

Las temperaturas que se requieren para solubilizar Nb y Ti son sin embargo, más altas que para V y ello, unido a la alta capacidad de endurecimiento del NV, hacen que este último sea preferido cuando se requieren altos valores de resistencia, con una cierta penalidad en el costo.

El Nb tiene una baja afinidad por el oxígeno y ello ofrece la posibilidad de usarlo en aceros semi-calmados.

El carbono puede ser todo lo bajo que la resistencia a la tracción lo permita y el aumento de temperatura de transformación, y la consiguiente reducción en refinamiento de grano, puede compensarse mediante el agregado de Mn. Este puede asimismo utilizarse para compensar la disminución en la velocidad de enfriamiento cuando se producen grandes espesores.

Por su alta afinidad con el oxígeno el uso de aluminio implica la penalidad económica de usar aceros calmados. El Al tiene la ventaja extra de mejorar la ductilidad al remover el nitrógeno libre. La utilización simultánea de varios microaleantes es factible y una combinación bastante común es la de aceros refinados y calmados al aluminio, endurecidos y en cierta medida refinados con Vanadio y con niveles altos de Nitrógeno y con agregados de manganeso según el espesor a producir.

7.2. Laminado controlado

Sumando a los procesos arriba mencionados para normalizado, los de deformación y recristalización, es posible obtener refinamientos de grano aún mayores por laminado controlado.

Los requisitos esenciales para la obtención de una austenita fina y alargada inmediatamente antes de la transformación a ferrita son:

- a) Una adecuada cantidad de microaleantes en solución previo al comienzo de la operación.
- b) Una adecuada homogeneización y recristalización completa en las etapas previas al acabado.
- c) Una temperatura suficientemente baja durante las etapas de acabado para promover precipitación de microaleantes.
- d) Una cantidad adecuada de deformación a bajas temperaturas en las etapas finales.

7.2.1. Composición

En virtud de sus excelentes características como demorador de recristalización, y como refinador de grano, de su adecuada temperatura de solubilización y capacidad de endurecimiento por precipitación y de su baja afinidad por el oxígeno el Niobio es la elección más generalizada como microaleante para laminado controlado. Su puesta en solución total requiere temperaturas del orden de los 1200°C que son similares a las usuales, en tanto que temperaturas algo más bajas permiten restringir el crecimiento de grano ferrítico. Agregados del orden de 0.02% Nb tienen un efecto apreciable sobre la recristalización y 0.06% Nb produce además considerable precipitación en condiciones propicias.

El titanio puede ser preferido para la producción de espesores menores aptos para sufrir procesos de conformado por sus efectos beneficiosos sobre el nitrógeno disuelto y el control de forma de las inclusiones. Alternativamente deberá adicionarse algún otro elemento (Zr, Ca, Tierras raras) capaz de controlar la deformación de las inclusiones y/o mantener suficientemente bajo el contenido del azufre.

Para el agregado de C y Mn rigen los mismos criterios enunciados para aceros normalizados, esto es, carbono tan bajo como la especificación lo permita y manganeso según espesor y velocidad de enfriamiento. Agregados de Si de hasta 0.3% pueden ser tolerables.

7.2.2. Secuencias de laminación

La efectividad del Niobio para demorar la recrystalización comienza a ser efectiva a temperaturas alrededor de 950°C y menores. Estas son más bajas que las utilizadas habitualmente y hace que no sea factible emplear las secuencias de laminación habituales. Dado que la solubilización del Nb requiere temperaturas tanto o más altas que las habituales deberá demorarse el proceso de alguna manera para permitir la caída de temperatura. El método usual es introducir esperas en determinadas etapas del proceso. Una posibilidad es demorar la iniciación del proceso luego de extraído éste del horno; ésta es satisfactoria desde el punto de vista metalúrgico, excepto por el riesgo de oxidación y por el mayor tiempo requerido en virtud de la menor relación superficie/volumen. Además comenzar a laminar a temperaturas demasiado bajas puede originar solicitaciones severas sobre el equipo de desbaste.

La práctica habitual es efectuar una espera entre desbaste y acabado. El mayor inconveniente metalúrgico es la posibilidad cierta de engrosamiento y crecimiento anormal de la estructura austenítica. Alternativamente y para lingotes o planchones de gran espesor inicial puede programarse más de una espera. Es también posible implementar algún tipo de enfriamiento forzado, (por ejemplo con agua) con el fin de aumentar la extracción calórica entre pasadas.

La etapa de desbaste tiene por objeto destruir la estructura de solidificación y llevar el espesor al requerido previo al acabado. Idealmente debe terminarse con una estructura altamente deformada y a una temperatura lo suficientemente baja para que ocurra recrystalización total sin permitir crecimiento anormal de grano. El acabado es la etapa crítica en el laminado controlado. La misma debe efectuarse en el rango de temperatura entre 950°C y 800°C y la eficiencia del refinamiento de grano será tanto mayor cuanto más alta sea la deformación entregada. Los efectos comienzan a hacerse efectivos con deformaciones superiores al 25% si bien con el riesgo de producción de estructuras de grano mixto. Se considera que deformaciones del orden del 70%, cuando practicables, dan resultados cercanos al ideal.

Un inconveniente que puede restringir la aplicación de deformaciones altas es el incremento de cargas de laminación resultantes no sólo de las mayores deformaciones y de las menores temperaturas de trabajado, sino también del efecto metalúrgico de acumulación de las deformaciones. En efecto, en un acero común la recrystalización es prácticamente total entre pasadas y por lo tanto la resistencia a la deformación es similar para

cada deformación. En un acero microaleado no existe prácticamente recristalización y los efectos de deformación son aditivos, incrementándose la resistencia a la deformación en cada pasada. Ello aumenta la sollicitación sobre el tren y hace más riesgosa la operación.

En general se encuentra sin embargo que el sobredimensionamiento de los equipos es suficiente para tolerar las mayores demandas y este inconveniente no es tan grave como la reducción de la productividad ocasionada por las esperas de enfriamiento. Mediante una adecuada programación es factible operar alternativamente con dos o más barras o planchones, por ejemplo desbastando un segundo planchón durante la espera de enfriamiento del anterior y mantener así un mayor grado de utilización del equipo.

Cuando los equipos de terminado son particularmente robustos puede practicarse el laminado continuado prosiguiendo el trabajado dentro del rango austenítico-ferrítico y hasta ferrítico alcanzando temperaturas de hasta 650°C. Este tipo de operación se ve favorecido por el hecho de que, a igualdad de temperatura las estructuras ferríticas son más blandas que las austeníticas. Por lo tanto los aumentos de resistencia a la deformación son menores de lo que sería de esperar.

7.3. Enfriamiento controlado

El enfriamiento de los aceros microaleados luego del laminado controlado debe ser:

- a) Suficientemente rápido para ocasionar el máximo de refinamiento de grano durante la transformación austenita-ferrita.
- b) Suficientemente rápido para impedir el sobre-envejecimiento de los precipitados.
- c) Suficientemente lento para impedir la formación de estructuras martensíticas o bainíticas.

Este último punto conspira contra el máximo aprovechamiento de los beneficios obtenibles de enfriamientos acelerados puesto que la cantidad de calor extraíble está determinado por la capacidad de conducción calórica natural del material. Todo intento de acelerarla en demasía resultará en el templado de las capas superficiales.

En general la práctica de enfriamiento forzado con agua se aplica de manera restringida a planchas y chapas planas que por su geometría tienen tendencia a acumular agua en zonas determinadas dando lugar a inhomogeneidad en las propiedades.

Ello no sucede en otras geometrías, como barras redondas, en cuyo caso es posible un cierto grado de enfriamiento. Un máximo de rendimiento se obtiene cuando el mismo es cíclico y se lleva a la superficie a una temperatura cercana a la de transformación para permitir que luego recupere temperatura en la superficie antes de entrar a la próxima capa enfriadora.

El mayor uso del enfriamiento controlado se hace en la producción de chapa enrollada en bobinas. A la salida del tren se dispone una mesa de enfriamiento de extensión considerable equipada con bancos de rociadores a presión en la parte inferior y sifones por gravedad a bastante altura en la parte superior. El enfriamiento cíclico se obtiene separando los bancos entre sí la distancia necesaria para permitir la recuperación de la temperatura de superficie.

Regulando convenientemente el enfriamiento en la mesa se puede fijar a voluntad la temperatura del material una vez bobinado, cuando la velocidad de enfriamiento será más lenta. Se podrán obtener así un máximo de rendimiento en el endurecimiento por precipitación bobinando a temperaturas suficientemente bajas para producir la precipitación de partículas muy finas y aprovechando la baja velocidad de enfriamiento para precipitar la totalidad de aleantes disueltos. Como en el caso de enfriamiento natural existirá una temperatura crítica por debajo de la cual se suprimirá la precipitación de una porción de aleantes.

Una limitación sería al enfriamiento a introducir lo constituye la capacidad del equipo bobinador debido a la mayor resistencia del material a bajas temperaturas.

7.4. Fabricación

Los aceros de alta resistencia presentan durante las etapas posteriores de fabricación algunas ventajas y algunos inconvenientes cuando se los compara con los aceros corrientes.

Los bajos contenidos de carbono los hacen altamente soldables aún en las condiciones y sitios más exigentes. La presencia de microaleantes puede manifestarse en una disminución de ductilidad en la zona afectada por el calor en soldaduras de material de mucho espesor cuando se utilizan métodos de alta entrega de calor, por ejemplo soldadura por electroescoria. El efecto disminuye con el contenido de carbono.

La alta resistencia a fluencia dificulta considerablemente las operaciones de fabricación que impliquen un cierto grado de deformación plástica. Así, cuando se requiera un enderezado, como por ejemplo en chapas en bobinas, los esfuerzos necesarios para producir una adecuada planaridad serán mayores al igual que las tensiones residuales en el material. Estas podrán traducirse en alteraciones de la forma cuando se lo corte para su fabricación.

Se está haciendo un uso creciente de aceros microaleados en la elaboración de partes que requieren un grado considerable de conformado por doblado, estampado, etc., especialmente en partes estructurales para vehículos automotrices por el ahorro de peso y aumento de resistencia que se obtiene.

Por su mayor resistencia estos materiales son intrínsecamente menos formables que los tradicionales y además presentan el inconveniente de una mayor recuperación elástica en virtud de su alta resistencia a fluencia. Ello obliga a modificar estampas y matrices.

La mayor resistencia agudiza los problemas de roturas originados en defectos internos y de superficie. En especial cuando el material se ha de someter a estampados y doblados de cierta magnitud se hace imprescindible la adopción de prácticas de control de forma de las inclusiones mediante aleantes adecuados para reducir su efecto perjudicial. Por el mismo método se reducirá el riesgo de aparición de desgarramiento laminar en soldaduras.

La resistencia a la corrosión no difiere de los aceros comunes. Existen algunas variedades de aceros estructurales que mediante agregados de cobre, desarrollan, a lo largo del tiempo, un tipo especial de resistencia a la corrosión atmosférica.

8. APLICACIONES

Dadas las características del proceso, la aplicación del laminado controlado es más favorable en la producción de geometrías sencillas como laminados planos. Es en esta forma, como planchas, chapas, láminas, etc. que se encuentran el mayor número de aplicaciones. A título de ejemplo se muestra en la Tabla II una norma típica (BS 4360) aplicable a estos materiales. En estas formas se utilizan en la construcción de grandes estructuras soldadas, como puentes, torres, plataformas de perforación, incluso las que requieren un cierto grado de conformado: cascos y estructuras de barcos, recipientes de presión para temperaturas ambiente y bajas temperaturas, tuberías, etc. Es en esta última aplicación, tuberías de alta presión que estos materiales han tenido una aplicación más intensa y exitosa. En particular en la construcción de los grandes oleoductos y gasoductos árticos (Trans-Alaska, Trans-Siberia, Trans-Canadá, Mar del Norte, etc.) donde las excelentes propiedades de soldabilidad y baja temperatura de transición han resultado determinantes del éxito.

La industria automotriz hace un uso creciente de aceros microaleados para partes estructurales conformadas: largueros de bastidores de camiones, paragolpes, llantas, partes estructurales, etc. motivadas por la necesidad de obtener mayor seguridad, a través de un aumento en la resistencia a la deformación y mayor economía de combustible a través de un menor peso. También se hace uso creciente en la construcción de maquinaria vial, agrícola y ferroviaria.

La producción de perfiles estructurales por laminado controlado es una tarea bastante compleja dado que las últimas etapas del laminado son en general de bajas deformaciones destinadas a obtener las geometrías y dimensiones finales. Ello ha determinado que el desarrollo en estas formas haya sido más restringido, no obstante lo cual se hace un uso intenso de aceros microaleados en la construcción de estructuras diversas, torres de transmisión, etc.

Un campo de aplicación creciente es en el de barras conformadas para hormigón armado, especialmente en los diámetros grandes utilizados en grandes estructuras, por ejemplo: represas que requieren soldaduras a tope en el sitio de construcción.

TABLA I

RELACION ENTRE PARAMETROS ESTRUCTURALES Y PROPIEDADES
MECANICAS EN ACEROS DE ESTRUCTURA FERRITICO-PERLITICA.-

ACEROS DE HASTA 0.25% C

- (1) Tensión de fluencia ($\bar{\sigma}_f$) (Kg/mm²) = $[3.5 + 2.1 (\text{Mn}) + 5.4 (\text{Si}) + 23 \sqrt{N_f} + 1.13 d^{-1/2}] \times 1.57$
- (2) Temperatura de Transición (°C) = $-19 + 44(\text{Si}) + 700 \sqrt{N_f} - 11.5 d^{-1/2} + 2.2 (\% \text{ perlita})$
- (3) Tensión de deformación ($\bar{\sigma}_{0.2}$) (Kg/mm²) = $[16 + 0.27 (\% \text{ perlita}) + 2.9 (\text{Mn}) + 9.0 (\text{Si}) + 60(\text{P}) + 11(\text{Sn}) + 244(N_f) + 0.97 d^{-1/2}] \times 1.57$
- (4) Coeficiente de endurecimiento ($d\bar{\sigma}/d\epsilon_{0.2}$) = $[25 + 0.09 (\% \text{ perlita}) + 7.2(\text{Si}) + 30(\text{P}) + 9.9(\text{Sn}) + 89(N_f) + 1.0 d^{-1/2}] \times 1.57$
- (5) Elongación uniforme (ϵ_u) = $0.27 - 0.016 (\% \text{ perlita}) - 0.015 (\text{Mn}) - 0.04(\text{Si}) - 0.043(\text{Sn}) - 1.1(N_f)$
- (6) Elongación total (ϵ_T) = $1.3 - 0.026 (\% \text{ perlita}) + 0.30 (\text{Mn}) + 0.20 (\text{Si}) - 3.4(\text{S}) - 4.4(\text{P}) + 0.29(\text{Sn}) + 0.015 d^{-1/2}$
- (7) Tensión de fractura ($\bar{\sigma}_F$) (Kg/mm²) = $[32 - 0.22 (\% \text{ perlita}) + 16 (\text{Mn}) + 18(\text{Si}) - 170 (\text{S}) - 47(\text{P}) + 16 (\text{Cr}) + 430(N_f) + 2.9 d^{-1/2}] \times 1.57$

ACERO DE HASTA 100% PERLITA

$$(8) \quad \text{Tensión de fluencia } (\sigma_f) \text{ (Kg/mm}^2\text{)} = \left\{ f_a^{1/3} \left[2.3 + 3.8 (\text{Mn}) + 1.13 d^{-1/2} \right] + (1 - f_a^{1/3}) \left[11.6 + 0.25 S_o^{-1/2} \right] + 4.1 (\text{Si}) + 27.6 (N_f) \right\} \times 1.57$$

$$(9) \quad \text{Temperatura impacto } 3.4 \text{ Kg/cm}^2 \text{ (}^\circ\text{C)} = f_a - \left[46 - 11.5 d^{-1/2} \right] + (1 - f_a) \left[-335 + 5.6 S_o^{-1/2} - 13.3 p^{-1/2} + 3.48 \times 10^6 t \right] + 48.7 (\text{Si}) + 762 \sqrt{N_f}$$

(N_f) = Concentración porcentual en peso de Nitrógeno disuelto

d = Tamaño de grano ferrítico mm

f_a = Fracción en volumen de ferrita

S_o = Espaciado interlaminar de perlita mm

P = Tamaño de colonia perlítica mm

t = Espesor de lámina de carburo mm

Según F.B. Pickering. Towards Improved Ductility and Toughness.
Climax Molybdenum Co. 1971.

Tipo	Composición química por ciento (basada en el análisis de colada)						Estado normal de deoxidación	Estado de suministro	Resistencia a la tracción N/mm ²				Límite de elasticidad, N/mm ²						Alarga- miento por cambio de temperatura 5,65 V S _K	Radio de plegado (= espesor de la probeta)	Prueba de choque Charpy con entalla en V		
	C	Si	Mn	Nb ⁽¹⁾	S	P			mín.	máx.	mín.	mín.	mín.	mín.	mín.	máx.	mín.	máx.			Tem- pera- tura °C	Pro- cedi- do en energía J	Especí- fica (mm)
40A ⁽¹⁾	0,22	—	—	—	0,050	0,050	Semicalmado	(a) Bruto de laminación	40	48	—	—	—	—	25	1,25f	máx. (100) 1,25f	mín.	máx.	—			
40B	0,20	—	—	—	0,050	0,050	Semicalmado	Bruto de laminación	40	48	22,5	22,5	21,0	21,0	25	1,25f	(10) R.T.	27	—	50,0			
40C	0,18	—	—	—	0,050	0,050	Semicalmado	Bruto de laminación	40	48	23,0	22,5	21,0	21,0	25	1,25f	0	27	50,0	75,0			
40D	0,16	—	—	0,10	0,050	0,050	Semicalmado + Nb	Normalizado	40	48	28,0	24,5	24,5	22,5	25	1,25f	{ -10 -20 -30 -50	41 27 61 27	75,0				
40E	0,16	0,10	0,50	—	0,040	0,040	Calmado con Si + grano fino	Normalizado	40	48	26,0	24,5	24,5	22,5	25	1,25f	{ -30 -50	47 27	75,0				
43A1 ⁽²⁾	0,25	—	—	—	0,050	0,050	Semicalmado	Bruto de laminación	51	51	—	—	—	—	22	1,5f	máx. (100) 1,5f	mín.	máx.	—			
43A	0,25	—	—	—	0,050	0,050	Semicalmado	Bruto de laminación	51	51	24,5	24,0	22,0	22,0	22	1,5f	(10) R.T.	27	—	50,0			
43B	0,22	—	—	—	0,050	0,050	Semicalmado	Bruto de laminación	51	51	24,5	24,0	22,0	22,0	22	1,5f	0	27	50,0	75,0			
43C	0,18	—	—	—	0,050	0,050	Semicalmado	Bruto de laminación	51	51	24,5	24,0	22,5	22,5	22	1,5f	{ -10 -20 -30 -50	41 27 61 27	75,0				
43D	0,16	—	—	0,10	0,040	0,040	Semicalmado + Nb	Normalizado	51	51	28,0	27,0	24,0	24,0	22	1,5f	{ -10 -20 -30 -50	41 27 61 27	75,0				
43E	0,16	0,10	0,50	—	0,040	0,040	Calmado con Si + grano fino	Normalizado	51	51	28,0	27,0	24,0	24,0	22	1,5f	{ -30 -50	47 27	75,0				
50A	0,23	—	—	—	0,050	0,050	Semicalmado	Bruto de laminación	62	62	—	—	—	—	20	1,5f	máx. (100) 1,5f	mín.	máx.	—			
50B	0,20 ⁽¹⁾	—	0,50	0,10	0,050	0,050	Semicalmado + Nb	Bruto de laminación < 12,5 mm, bruto de laminación; > 12,5 mm, normalizado	62	62	35,5	34,5	32,5	32,5	20	1,5f	—	—	—	—			
50C	0,20 ⁽¹⁾	—	0,50	0,10	0,050	0,050	Semicalmado + Nb	Bruto de laminación < 12,5 mm, bruto de laminación; > 12,5 mm, normalizado	62	62	35,5	34,5	32,5	32,5	20	1,5f	{ -5 -15 -27	41 27	75,0				
50D	0,19	0,10	0,50	0,10	0,040	0,040	Calmado con Si + Nb	Normalizado	62	62	35,5	34,5	32,5	32,5	20	1,5f	{ -20 -30	41 27	75,0				
55C	0,22	—	0,50	0,10	0,040	0,040	Calmado con Si + Nb + grano fino	Bruto de laminación	70	70	45,0	43,0	41,5	40,0	19	2f	máx. (100) 2f	mín.	máx.	19,0			
55E	0,22	—	0,50	0,10	0,040	0,040	Calmado con Si + Nb + grano fino	Normalizado	70	70	45,0	43,0	41,5	40,0	19	1,5f	{ -20 -30 -50	61 47 27	63,0				

Tabla 2. Norma B.S. 4360

Torque
Kgm

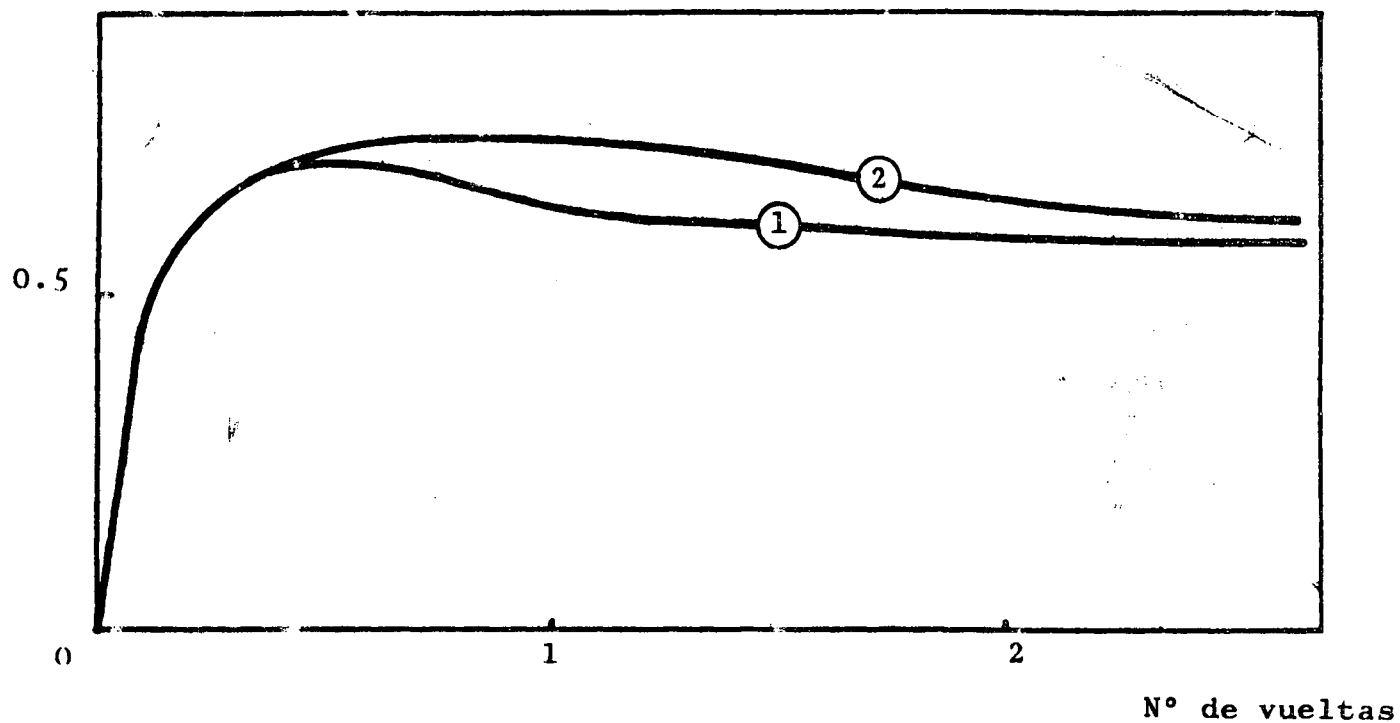


Fig.1 .- Diagramas de Torsión (Torque vs N° de vueltas)
obtenidos en 1: Acero al C, 2: Acero al Nb a 960°C.

Restauración
%

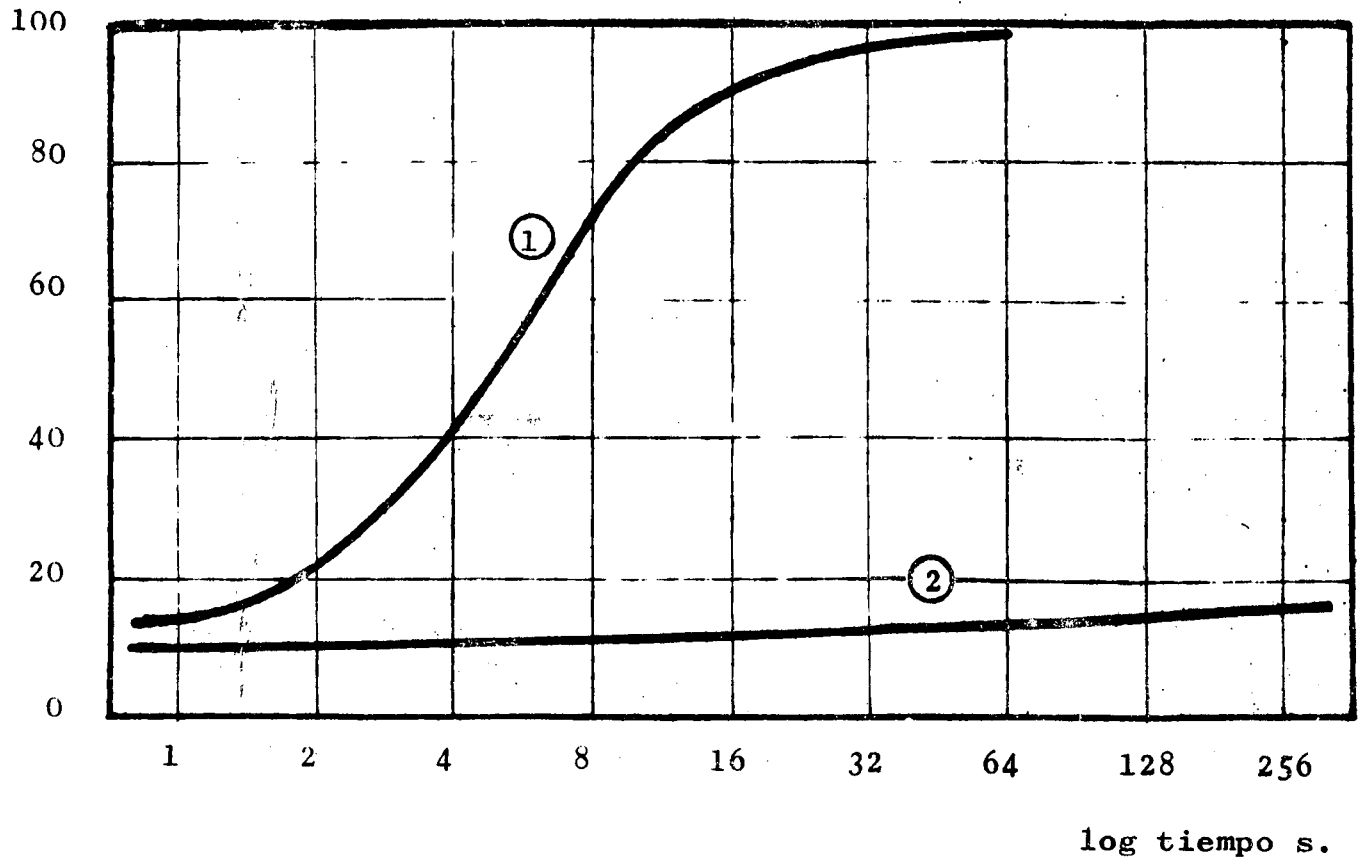


Fig.2 .- Curva de restauración porcentual de fluencia en
1 Acero al Carbono, 2 Acero al Niobio a 850°C.

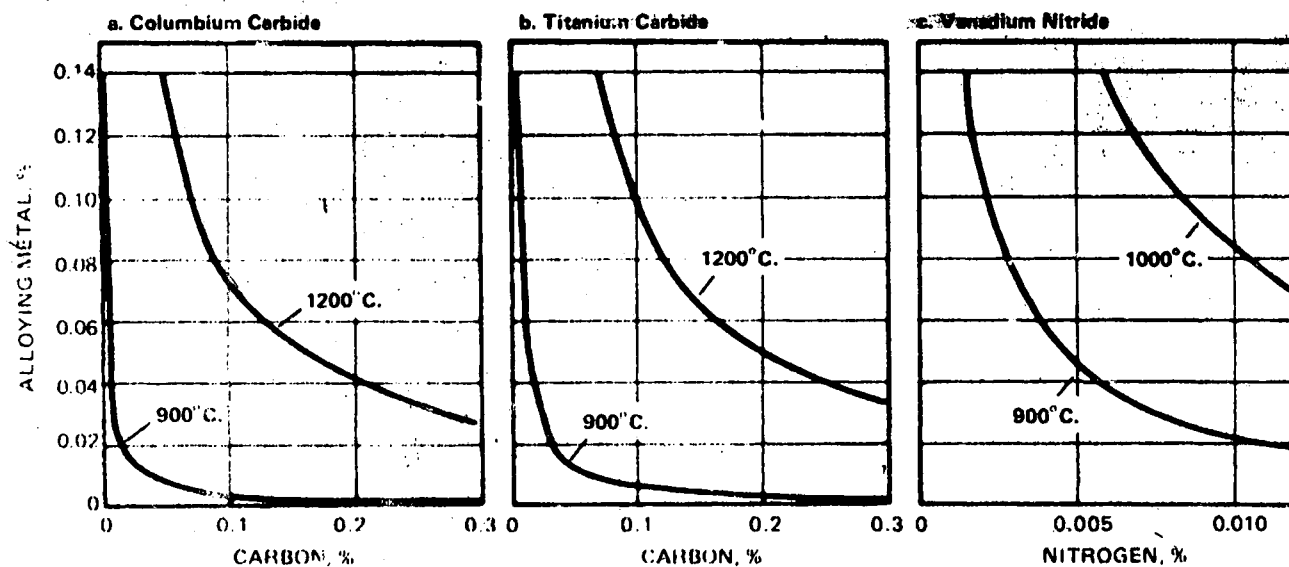


Fig. 3.- Solubilidad de compuestos de Níobio, Titanio y Vanadio.