



**UNIVERSIDAD NACIONAL
AUTONOMA DE MEXICO**

FACULTAD DE INGENIERIA

ACEROS MICROALEADOS

T E S I S
QUE PARA OBTENER EL TITULO DE
INGENIERO MECANICO ELECTRICISTA
P R E S E N T A N
JORGE KOLEFF PEREZ
RAUL PEREZ GALINDO

México, D. F.

1980



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

C O N T E N I D O .

Pág.

Presentación.

I. Introducción.

II. El Acero: Su Clasificación y sus Constituyentes.

II.1. Clasificación de los aceros..... 17

II.2. Diagrama Hierro-Carbono..... 20

III. Análisis Térmico del acero.

III.1. Introducción..... 37

III.2. Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación.... 38

III.3. Procesos térmicos en el acero..... 43

IV. Cristalización y Recristalización.

IV.1. Cristalización..... 61

IV.2. Recristalización..... 63

V. Estructuras y Propiedades de los aceros Microaleados.	
V.1. Introducción.....	73
V.2. Aspectos Históricos.....	75
V.3. Algunos factores que afectan el tamaño de grano	76
V.4. Relaciones Estructura-Propiedad.....	78
V.5. Inclusiones no metálicas.....	88
V.6. Elementos de aleación más comunes.....	91
VI. El Proceso de laminación.	
VI.1. Introducción.....	101
VI.2. Cambios Microestructurales.....	103
VI.3. Laminado en frío.....	103
VI.4. Laminado en caliente.....	104
VI.5. Roleado Controlado.....	105

VII. El Rolado Controlado como un Proceso Termomecánico de Alta Temperatura.	
VII.1. Introducción.....	113
VII.2. Comparación con el Ausformado.....	115
VII.3. Pasos Múltiples.....	116
VII.4. Refinamiento de grano durante el rolado.....	118
VII.5. Resultados Experimentales.....	120
VIII. Conclusiones.	
VIII.1. Ventajas.....	135
VIII.2. Limitaciones.....	137
Apéndice.....	139
Bibliografía.....	143

P R E S E N T A C I O N .

Somos conscientes de que debemos apresurar el paso en el camino de nuestra lucha contra un gran retraso frente a las - potencias industriales y contra la dependencia tecnológica del exterior.

La presente tesis tiene por objeto dar un paso, aun— que pequeño, en el sentido antes mencionado, con la intención de que sea un punto de partida para estudios posteriores, ya que los caminos de la siderurgia son, sin duda alguna, esplícitos, prometedores e indispensables para el progreso de las naciones.

El estudio de las microaleaciones del acero surge de la necesidad de producir aceros que puedan cumplir con los rigurosos requerimientos que exigen los avances industrial y científico.

En un futuro de escasez materia prima y crisis energética, sería antieconómico e irresponsable el empleo de otros materiales diferentes de los que ofrecen un máximo potencial. Los aceros microaleados pueden afrontar este desafío, ofreciendo un balance óptimo de propiedades.

CAPITULO I.

INTRODUCCION .

A principios del siglo XX, la ingeniería en todos los niveles tenía como base que a mayor peso de la estructura, mejor sería el diseño. Sin embargo, con el apresurado avance tecnológico en los diversos campos de aplicación del acero, tales como el aeroplano, el automóvil, etc., se anuló la validez de la teoría anterior, puesto que a mayor peso correspondería menor potencia y el diseño sería técnicamente pobre.

Para solucionar este problema, se recurrió a la metalurgia moderna, lo que trajo como consecuencia el advenimiento de procesos de fabricación sofisticados, métodos de tratamiento térmico

mico y de los aceros aleados.

El más fuerte impulso en el desarrollo de aceros micro aleados se ha dado en base a la necesidad de una mayor resistencia y secciones más delgadas, por el incremento en la soldabilidad, -- por la resistencia a la fractura en términos de una temperatura de transición baja y de energía de impacto alta, por un incremento en la ductilidad y formabilidad, y por un rendimiento económico máximo de la cada vez más escasa materia prima. Estos requerimientos se han presentado debido al desarrollo científico de las relaciones entre la estructura y las propiedades mecánicas, y es obvio - que ese progreso continuará al hacer intentos para obtener la máxima tenacidad y ductilidad para una resistencia dada.

El propósito de este estudio es sintetizar algunos desarrollos en este campo, e intentar subrayar algunos caminos posibles para el desarrollo futuro de estos aceros.

En el capítulo II se presenta una clasificación de los aceros y, con auxilio del diagrama hierro-carbono, un análisis de sus constituyentes. Considerando las fases del acero, y refirién-

dades al diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación, se analizan los tratamientos térmicos susceptibles de llevarse a cabo (Capítulo III). Los fenómenos que se presentan en el acero, conocidos como cristalización y recristalización, así como sus implicaciones - nucleación y crecimiento-, se mencionan en el capítulo IV.

Las características más importantes en el desarrollo de aceros microaleados, las relaciones estructura-propiedad, el control de forma de las inclusiones no metálicas y su efecto sobre las propiedades, así como el de algunos elementos de aleación se describen en el capítulo V. En el capítulo VI se explica el proceso de laminación, sus variantes, sus limitaciones, las transformaciones que ocurren, y su importancia en el proceso de microaleación del acero.

La recristalización dinámica y la estática juegan un papel preponderante en el refinamiento de grano durante el rodado controlado. El efecto del columbio, aunque algo incierto aún, se cada vez más promisorio. El capítulo VII cubre estos tópicos y proporciona una racionalización interpretativa del rodado controlado desde el punto de vista del proceso termomecánico y presenta in

portantes resultados experimentales.

El ultimo capítulo presenta ventajas y limitaciones - así como posibles desarrollos futuros de la microaleación de aceros.

CAPITULO II.

EL ACERO .

SU CLASIFICACION Y SUS CONSTITUYENTES.

II. 1. CLASIFICACION DE LOS ACEROS.

Los aceros se clasifican de acuerdo a su contenido de carbono y a los elementos de aleación que contengan. Una clasificación general de los mismos es la siguiente:

1.- Aceros al Carbono.

- a) De bajo carbono (menos de 0.3%);
- b) De medio carbono (0.3% a 0.7%);
- c) De alto carbono (0.7% a 1.4%).

2.- Aceros aleados.

a) De baja aleación (los elementos especiales de aleación suman menos del 8.0%).

b) De alta aleación (los elementos especiales de aleación suman más del 8.0%).

La relación entre el contenido de carbono y la dureza ha dado lugar a otra clasificación:

1.- Acero muy suave:	$C < 0.1\%$
2.- Acero suave:	$0.1\% < C < 0.25\%$
3.- Acero medio suave:	$0.25\% < C < 0.4\%$
4.- Acero medio duro:	$0.4\% < C < 0.6\%$
5.- Acero duro	$0.6\% < C < 1.0\%$
6.- Acero extra-duro:	$1\% < C$

Los porcentajes expresan valores referentes al peso.

Una de las diferencias entre el hierro forjado, el acero y el hierro fundido es su contenido en carbono. Los límites -- aproximados para cada uno de ellos son los siguientes:

- Hierro forjado (contenido de carbono menor de 0.08%)
- Acero (contenido de carbono entre 0.08% y 1.7%)
- Hierro fundido (contenido de carbono superior a ---
1.7%)

No obstante que el acero puede tener hasta 1.7% de car
bono, las aplicaciones prácticas limitan tal contenido a 1.4%, y -
el contenido generalmente usado es alrededor de 0.2%.

La concentración límite entre el acero y la fundición
corresponde a un determinado punto del diagrama Fe-C, cuyos datos
de concentración y temperatura varían según la literatura empleada.

La denominación "hierro puro" tiene un sentido espe---
cial cuando se utiliza en contraposición al término "acero" con --
que se denomina siempre a una aleación de hierro con carbono, y, -
sobre todo, cuando el verdadero grado de pureza del "hierro" es --
disponible. Desde luego, la denominación "hierro puro" es relati-
va; el grado de pureza absoluto no puede ser obtenido, y además no
tiene importancia práctica.

II. 2. DIAGRAMA HIERRO CARBONO.

El estudio de las transformaciones en los metales y sus aleaciones se basa en el conocimiento de los diagramas de equilibrio. Dado que las variaciones moderadas de la presión tienen poca o ninguna influencia sobre estas transformaciones, se adopte generalmente el criterio de prescindir de este factor; por tanto, el único factor que debe tenerse en cuenta en tales condiciones es la temperatura. Sin embargo, no puede prescindirse de los efectos de la presión cuando se estudian sistemas sometidos a presiones elevadas.

El diagrama de fase hierro-carbono indica los cambios de fase que ocurren durante el calentamiento y el enfriamiento, y la naturaleza y cantidad de los componentes estructurales que existen a cualquier temperatura.

El conocimiento de este diagrama es de importancia vital porque es básico para aceros, uno de los materiales de ingeniería más versátiles y más ampliamente usados, y porque provee un prototipo para control y cambios microestructurales.

Cada punto del diagrama representa una composición de acero o hierro fundido que esté en equilibrio y que contiene solamente hierro y carbono. No puede mostrar con precisión las condiciones reales que caracterizan a los aceros debido a que éstos, ya sea intencionalmente o no, contienen otros elementos además de -- hierro y carbono, y están en equilibrio sólo cuando han sido completamente recocidos. Sin embargo, el diagrama hierro-carbono es un sumario fundamental de metalurgia ferrosa, y es una guía de mucho valor en todos los trabajos que requieran un conocimiento de - estructuras ferrosas.

El sistema coordenado que lo forma tiene como eje de - abscisas el contenido de carbono en porcentaje de peso, y como eje de ordenadas la temperatura, como muestra la figura No. 1.

El diagrama de fase hierro-carbono muestra las relaciones de equilibrio. Aunque las reacciones tienden hacia el equilibrio, el diagrama no indica cuánto tiempo tomará alcanzar tal equilibrio.

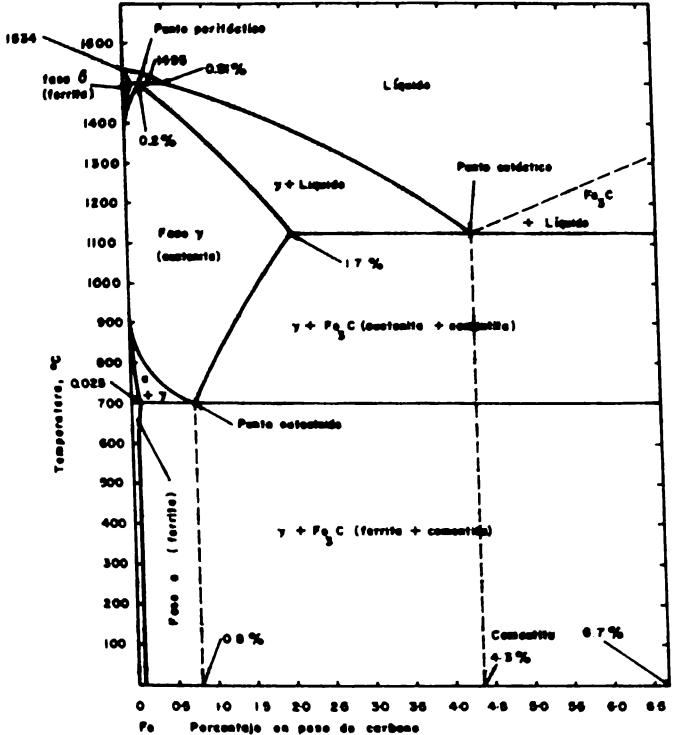


Fig. 1. Diagrama Hierro-Carbono.

CONSTITUYENTES ESTABLES.

Se han asignado nombres, tanto a las fases del diagrama hierro-carbono, como a aquellas que se pueden obtener por medio de tratamientos térmicos.

FERRITA.

Es la modificación estructural de hierro puro a temperatura ambiente; su estructura es cúbica a cuerpo centrado (Fig. - 2.). La solubilidad de carbono en la ferrita es muy baja, y puesto que es el elemento en mayor cantidad de aleación y soluble en cantidades no mayores de 0.025%, la ferrita comúnmente se denomina como "casi hierro puro". La ferrita, también conocida como hierro α , es ferromagnética, muy dúctil y es el más suave de los constituyentes del acero; por sí sola, la ferrita es de limitada importancia, cuando menos como un material de uso en la ingeniería, debido a su dureza extremadamente baja y a su prohibitive suma ductilidad.

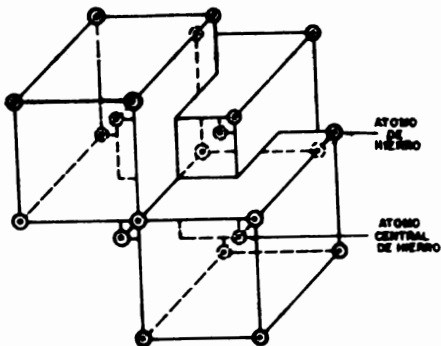


Fig. 2. Ferrite. Cristal cúbico a cuerpo centrado, abajo de 700°C.

AUSTENITA.

Es la forma estable de hierro puro a temperaturas entre 904°C y 1400°C; su estructura es cúbica a cara centrada (Fig.3.), y su máxima solubilidad de carbono es 1.7%. Por definición, los aceros contienen 1.7% o menos de carbono, por lo que pueden tener su carbono completamente disuelto en la austenita a altas temperatu

res. La solución sólida austenita, también conocida como hierro γ , es de importancia primordial pues es esta fase la que deber -- ser utilizada como punto de origen para la mayoría de las operaciones de tratamiento térmico aplicadas en la manufactura de las diferentes estructuras de acero empleadas comercialmente; es, además, - paramagnética.

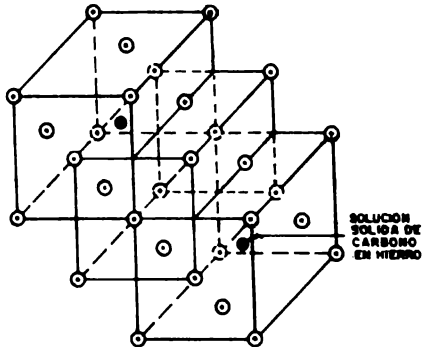


Fig. 3. Austenita. Cristal cúbico a cara centrado, a 700°C.

HIERRO δ .

Arriba de 1400°C la austenita no es la forma más estable del hierro, y a esa temperatura cambia su estructura de cúbica a cara centrada a cúbica a cuerpo centrado, la cual es idéntica a la del hierro α (Fig. 2.), excepto por el rango de temperaturas. Su solubilidad de carbono es baja (su máxima solubilidad es de -- 0.1% a 1493°C), pero un poco más alta que el hierro α debido a su más alto rango de temperaturas. Esta fase no es de importancia comercial debido a que el rango límite de temperaturas en el cual es estable es extremadamente alto, ya que el contenido de carbono que sería capaz de existir en esta fase es mínimo; sin embargo, debe ser considerada como la fase a partir de la cual se obtiene la solución sólida δ .

CEMENTITA.

El exceso de carbono a partir del límite de solubili--
dad forma una segunda fase que es, a menudo, cementita (carburo de
hierro); su estructura se muestra en la Fig. 4. Es el constituyen

te más duro del acero, pero va siempre acompañada de otros compo--
nentes de bajo carbono, probablemente ferrita o perlita, y no se -
puede adaptar a concentraciones de esfuerzo por ser extremadamente
frágil. El carburo de hierro tiene la composición química Fe_3C ; -
esto no significa que forme moléculas de Fe_3C , sino simplemente --
que su celda cristalina contiene átomos de hierro y carbono en una
relación de 3 a 1.

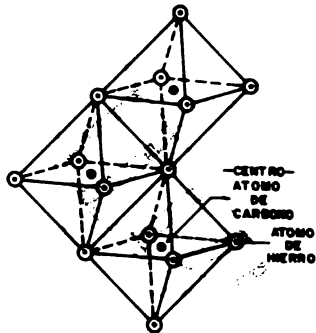


Fig. 4. Cementita. Cristal e cuerpo centra--
do, abajo de 700°C.

PERLITA.

Es una mezcla laminar de dos fases generadas por la -- transformación simultánea de austenita a ferrita y cementita(8) - (Fig. 5.), y como una mezcla mecánica de dos fases, sus propiedades son intermedias entre aquellas de sus componentes: es más blanda y más dúctil que la cementita, pero más dura y resistente que la fe-

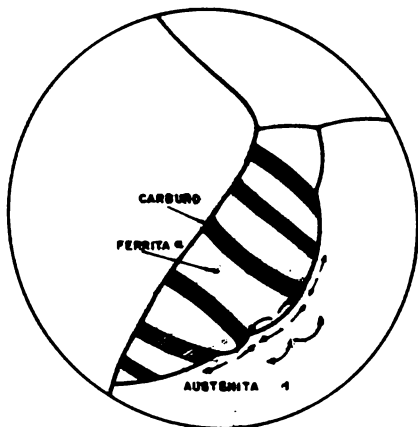


Fig. 5. Formación de una colonia de perlita mediante una transformación difusional.

rrite. Cabe aclarar que las mezclas de ferrita y cementita que sean formadas por alguna reacción diferente a la anterior, tendrán una microestructura resultante que no será laminar, y, en consecuencia, sus propiedades serán diferentes.

PERLITA FINA.

Es una estructura perlítica laminar en la cual las placas individuales de ferrita y cementita son más delgadas que en la perlita formada durante un enfriamiento lento de la austenita. Cuando el enfriamiento es rápido, pero no lo suficiente para permitir la formación de otra estructura, se nuclean más placas de cementita y las láminas de perlita se tornan más delgadas; no hay indicación alguna de cualquier cambio marcado en el modo de formación. La perlita fina es más dura y más resistente que la perlita más burda que se forma por lento enfriamiento.

MARTENSITA.

Es una solución sólida supersaturada de carbono, y su estructura es tetragonal a cuerpo centrado (Fig. 6.). No aparece en el diagrama de fase debido a que siempre tiene una energía libre más alta que las fases que se encuentran en el diagrama hierro-carbono para la misma composición total; constituye, casi siempre, la fase más importante para la ingeniería, ya que es extremademen-

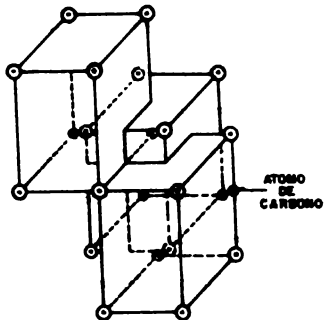


Fig. 6. Martensita. Cristal a cuerpo centrado, templado a temperatura ambiente.

te dura y resistente, aunque también es frágil. Es el constituyente que caracteriza a los aceros templados (con elevada dureza).

BAINITA.

Si el acero se enfría rápidamente hasta cerca de 540°C y se mantiene a cualquier temperatura entre 540°C y 260°C aproximadamente (por tiempo suficiente para permitir la transformación), - la austenita se transforma en otra fase intermedia entre perlita y martensita; la estructura de este material depende de la temperatura a la cual ocurre la transformación, y de acuerdo a ésta, se distingue entre bainita superior y bainita inferior. La bainita superior se forma a temperaturas comprendidas entre 450°C y 550°C y la bainita inferior entre 250°C y 400°C . La transformación austenita-bainita incluye un cambio de estructura seguido de una redistribución de carbono, el cual se precipita como carburo.

La apariencia de la bainita varía considerablemente, - siendo burda cuando se forma cerca del extremo superior del rango de transformación (bainita superior) y considerablemente fina cuando

do se forma cerca del extremo inferior de tal rango (bainita inferior). La bainita puede ser evitada por un enfriamiento rápido — desde la región austenítica.

REACCIONES INVARIANTES.

Las reacciones químicas que producen nuevas fases en sólidos tienen, frecuentemente, consecuencias importantes en ingeniería. En el diagrama hierro-carbono se pueden presentar diversas reacciones con cambio de estructura, tales como algunas de las mencionadas con anterioridad.

La temperatura, las composiciones y los puntos, en un diagrama de equilibrio, que caracterizan a dichas reacciones llamadas invariantes, reciben el mismo nombre que el de la reacción correspondiente (tabla I.).

TABLA I. Reacciones Invariantes y sus características.

REACCION	ECUACION	TEMPERATURA	COMPOSICION	PUNTO
EUTECTICA	$L_2 \rightarrow S_1 + S_3$	1147°C	4.3% C 99.7% Fe	EUTECTICO
PERITECTICA	$S_1 + L_3 \rightarrow S_2$	1483°C	0.2% C 99.8% Fe	PERITECTICO
EUTECTOIDE	$S_2 \rightarrow S_1 + S_3$	723°C	0.8% C 99.2% Fe	EUTECTOIDE
PERITECTOIDE	$S_1 + S_2 \rightarrow S_3$			PERITECTOIDE
MONOTECTICA	$L \rightarrow L_1 + S_3$			MONOTECTICA

CAPITULO III

ANALISIS TERMICO

DEL ACERO.

III. 1. INTRODUCCION.

Si un acero es tratado térmicamente, existe la posibilidad de obtener diferentes fases dependiendo de la rapidez de enfriamiento aplicada en el tratamiento térmico.

Cuando existe una transformación, ocurre el fenómeno de nucleación y crecimiento, en mayor o menor grado; este fenómeno siempre toma algún tiempo, y tal transformación puede ser evitada si la rapidez de enfriamiento no permite que el tiempo sea el suficiente para que la nucleación y el crecimiento ocurran.

Puesto que el propósito de un tratamiento térmico o de un conjunto de tratamientos térmicos es obtener estructuras que -- proporcionen las propiedades deseadas, debe ser posible predecir -- con precisión la estructura que se forma al efectuar algún ciclo -- de tratamiento térmico. Aunque el diagrama hierro-carbono es necesario para tal predicción, no proporciona una información completa, ya que éste es un diagrama de equilibrio, y las transformaciones -- de fase más importantes que ocurren en el acero son sin equilibrio; de esto, surge la necesidad de conocer un diagrama que incluya el factor tiempo, es decir, que conteste a la pregunta ¿cuánto tiempo deberá transcurrir, y a qué temperatura, para que ocurra tal o -- cual transformación?. Para dar respuesta a esta pregunta se recurre al auxilio del diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación, o -- bien, diagrama TTT.

III. 2. DIAGRAMA TTT.

Este diagrama muestra gráficamente los cambios de fase que ocurren en el acero cuando éste es enfriado a diferentes velocidades. El eje vertical del diagrama TTT tiene escala aritmética --

e indica la temperatura, y su eje horizontal tiene escala logarítmica y expresa el tiempo; consta de dos curvas, la que está a la izquierda señala al inicio de las transformaciones susceptibles de llevarse a cabo, y la curva a la derecha muestra el término de dichas transformaciones (Fig. 7.). La zona comprendida entre estas dos curvas indica el periodo de tiempo durante el cual se está efectuando la transformación.

Cada uno de los puntos de estas curvas se obtiene enfriando rápidamente varias muestras pequeñas desde la región austenítica hasta la temperatura específica abajo de la región; se mantiene cada una de las muestras a esa temperatura durante diferentes tiempos, y luego se enfrían rápidamente en agua. Se usa el examen metalográfico para determinar el tiempo necesario para que termine la transformación, y se grafican los valores.

En el diagrama TTT, la línea indicada por M_0 (Fig. 7)- indica el principio de formación de martensita a partir de austenita y la línea M_f indica que abajo de ella la transformación a martensita se ha completado. La zona comprendida entre estas dos lí-

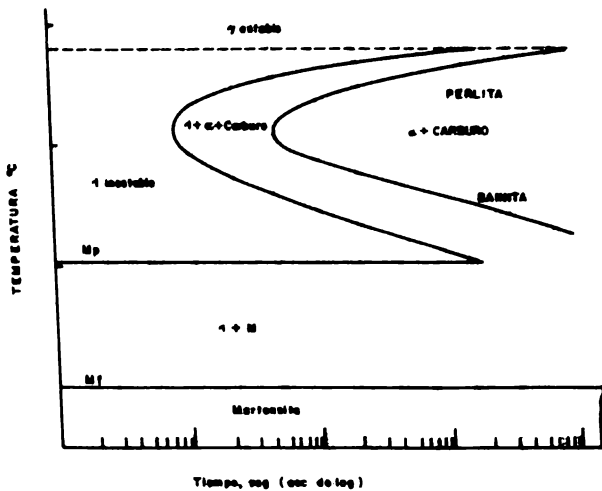


Fig. 7. Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación.

neas señala el rango de temperaturas en el cual se está llevando a cabo la transformación a martensita.

Se observa que la forma de las curvas es en "C"; dependiendo del contenido de los elementos de aleación del acero, estas curvas sufrirán ciertas modificaciones en cuanto a sus temperaturas y tiempos de transformación, pero manteniendo siempre la forma mencionada.

Una de las informaciones que proporciona este diagrama, es la indicación de tiempo máximo que puede permanecer un acero a una temperatura determinada sin peligro de formación de otra estructura. Generalmente, al temprar un acero, se procura evitar la formación de perlita por ser perjudicial para algunas de sus propiedades mecánicas; esto se logra evitando, en el proceso de enfriamiento a partir del rango austenítico, el contacto con la "rodilla" de la curva III.

Existe un rango de temperaturas dentro del cual el tiempo de permanencia es crítico, es decir, en tiempos muy peque-

nos puede iniciarse formación de otra estructura. La línea a partir de la cual se inicia ese cambio de estructura en tiempos muy pequeños y limitada por ese rango de temperaturas, es a lo que comúnmente se le llama "rodilla" de la curva.

La rapidez crítica de enfriamiento es la mínima a la cual se debe enfriar un acero, a partir del rango austenítico, para evitar el contacto con la rodilla.

El contenido de carbono del acero afecta su rapidez crítica de enfriamiento. Tomando como base un acero eutectoide (0.8% de carbono en peso), un acero con menor contenido de carbono (hipoeutectoide) "corre" las curvas del diagrama hacia la izquierda, lo que aumenta su rapidez crítica de enfriamiento; un acero con mayor contenido de carbono que el eutectoide (hipereutectoide) "corre" las curvas hacia la derecha, lo que disminuye su rapidez crítica de enfriamiento.

III. 3. PROCESOS TERMICOS EN EL ACERO.

El tratamiento térmico se utiliza para cambiar las propiedades mecánicas del acero por medio de posibles alteraciones de su estructura metalúrgica. Generalmente, el propósito fundamental del tratamiento térmico es incrementar la resistencia del metal, al mismo tiempo que se mantenga su dureza y ductilidad; sin embargo, el tratamiento térmico también se emplea para suavizar el metal para fácil maquinado o formado, o para algún otro u otros propósitos.

La definición aceptada por American Society of Metals (ASM), American Society for Testing Materials (ASTM) y Society of Automotive Engineers (SAE), para tratamiento térmico, es la siguiente:

"Es una operación o combinación de operaciones que incluyen el enfriamiento o calentamiento de un metal o de una aleación en estado sólido con el propósito de obtener condiciones deseables en sus propiedades"⁽⁷⁾

Cualquier tratamiento térmico aplicado al acero incluye:

- Calentamiento uniforme del acero hasta una temperatura predeterminada.
- Enfriamiento con una rapidez tal, capaz de producir en el acero el tipo de estructura deseable.

Las reacciones en estado sólido que ocurren durante el calentamiento o enfriamiento de metales ferrosos o no ferrosos son la llave del tratamiento térmico. La rapidez de enfriamiento juega un papel preponderante en la estructura del metal y, por lo tanto, en sus propiedades.

Los tratamientos térmicos más importantes y algunas de sus características se mencionan a continuación.

TEMPERADO.

Consiste en un calentamiento arriba de la temperatura de transformación de austenita, seguido de un rápido enfriamiento hasta la temperatura ambiente, o abajo de ésta. La fase resultante es martensita. La severidad del templeado dependerá, en gran --

parte, de la rapidez de enfriamiento y éste, a su vez, del agente enfriador usado para el temple del metal (aceite, salmuera, agua, etc.).

Para aceros de bajo y medio carbono y de baja aleación, el método más común es el templado por inmersión en agua.

Debido a que el enfriamiento en aceite es menos rápido que en agua, el templado en aceite produce un cambio de volumen menos rápido y, consecuentemente, menos distorsión que el templado en agua. El aceite debe ser de viscosidad suficientemente baja pa-ra que permita libre circulación de la pieza templada. El efecto del templado, ya sea en agua, aceite o cualquier otro agente en-frriador, se incrementa al provocar turbulencia por medio de agita-ción violenta.

La temperatura del medio enfriador deberá mantenerse - uniforme para lograr resultados uniformes. Cuando se efectúan tra-bajos de gran producción o en serie, los baños de enfriamiento de-berán estar provistos de medios de refrigeración y control de tem-peratura de su agente enfriador para obtener resultados uniformes.

Como se mencionó con anterioridad, para que el templeado se lleve a cabo es necesario que la rapidez de enfriamiento sea tal que evite el contacto con la rodilla de la curva del diagrama TTT - (Fig. 8.).

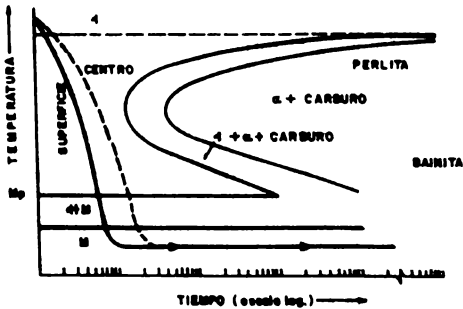


Fig. 8. Templeado. Enfriamiento muy rápido desde la zona austenítica. Se obtiene martensita.

MARTEMPLADO.

Si el templeado es severo, el centro de una pieza de ac

ción grande se enfriará apreciablemente en forma más lenta que su superficie. Esto, a menudo, causa un agrietamiento en la pieza -- tratada térmicamente ya que la martensita tiene un volúmen específico mayor que la austenita de la cual se forma. Debido a la diferencia de las rapideces de enfriamiento entre el centro y la superficie de la pieza, ésta se transforma a martensita mucho antes que aquél. Después que la superficie se ha transformado y se ha torngido dura y frágil, el centro de la pieza se transforma a martensita y, en consecuencia, se expande, lo que ocasiona frecuentemente que se agrieten las capas de martensita de la superficie. Este fenómgno de agrietamiento generalmente no ocurre en piezas de sección pgqueña.

El proceso llamado martemplado o templado interrumpido se desarrolló como un medio para eliminar, en gran parte, esta tendencia de agrietamiento. Este proceso consiste en calentar el acero hasta la región austenítica y posteriormente templar hasta una temperatura justo arriba del principio de formación de martensita (M_p) y con una rapidez tal que evite el contacto con la rodilla del diagrama ITT para impedir la descomposición en perlita; luego se debe

mantener a esa temperatura por tiempo suficiente para permitir que el centro de la pieza alcance la misma temperatura que su superficie, y, finalmente, ya uniformizada la temperatura de la pieza, se permite el enfriamiento en aire a través del rango martensítico - hasta la temperatura ambiente (Fig. 9.), de tal manera que el centro de la pieza se puede transformar más o menos simultáneamente - con su superficie, evitando con esto el efecto de agrietamiento -- que ocurre con un templeado severo.

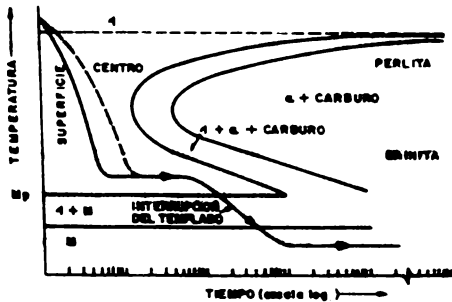


Fig. 9. Martempleado. Templeado interrumpido que se emplea en piezas de sección grande para evitar agrietamientos que pueden presentarse durante un templeado severo.

REVENIDO.

La martensita obtenida por templeado directo es dura pero demasiado frágil para la mayoría de las aplicaciones de ingeniería; prácticamente no puede ser deformada y es incapaz de resistir cargas de impacto sin fracturarse.

La idea de que el revenido se usa para suavizar la estructura martensítica de aceros templados, es generalmente incorrecta. El propósito principal del revenido es incrementar la tenacidad y ductilidad del metal, aunque sacrificando con ello algo de dureza y resistencia.

El revenido consiste en un recalentamiento de la martensita hasta una temperatura inferior de aquella a la cual ocurre la transformación de austenita, obteniéndose como fase resultante α + carburo (Fig. 10.).

En el revenido deben ser consideradas dos variables, - ambas independientemente y con efecto combinado, que son la temperatura a la cual se realiza el revenido y el tiempo que se mantiene

na esa temperatura.

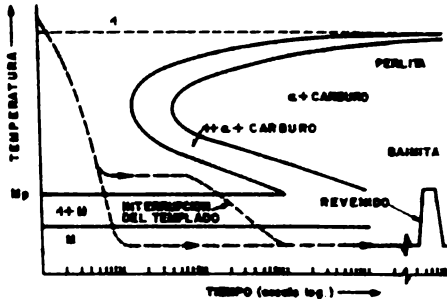


Fig. 10. Revenido. Recalentamiento aplicado al acero templado para aumentar su ductilidad.

RECOCIDO.

Esta operación consiste en calentar el acero a una temperatura arriba del rango austenítico (usualmente 40°C arriba), -- donde se mantiene por un período de tiempo suficiente para obtener una estructura uniforme (mínimo 1 hora por pulgada de espesor)(7).

y luego se enfría a una rapidez extremadamente lenta hasta la temperatura ambiente, tal que la estructura resultante sea perlita - (Fig. 11.). Este enfriamiento puede ser realizado dentro del hor-

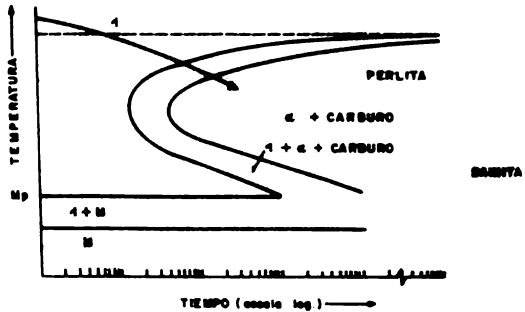


Fig. 11. Recocido. Calentamiento arriba del rango de austenitización seguido de un enfriamiento extremadamente lento.

no o por medio de materiales aislantes. Los propósitos del recocido pueden ser:

- Eliminar esfuerzos internos que hayan ocurrido durante una fundición o como resultado de algún trabajo

jo hecho en el acero.

- Suavizar el acero para mayor facilidad en el maquinado o para encontrar especificaciones establecidas.
- Incrementar la ductilidad del acero.
- Refinar la estructura de grano y hacer homogéneo el acero.
- Producir una microestructura deseada.

NORMALIZADO.

Es esencialmente una modificación del proceso de recocido, con la ventaja principal de que el tiempo requerido para la operación es considerablemente reducido y con el factor económico a favor, puesto que el tiempo de residencia del material dentro -- del horno es menor.

El normalizado consiste en calentar el acero arriba -- del rango austenítico (de 20°C a 40°C arriba de aquella a la cual se utiliza en el recocido) por tiempo suficiente para permitir la total transformación en austenita; una vez completa la transforma-

ción, se retira el material del horno y se deja enfriar en aire in-
móvil hasta la temperatura ambiente (Fig. 12.). El enfriamiento -
en aire es considerablemente más rápido que la rapidez de enfria-
miento inicial permitida en el recocido, pero suficientemente lenta
para permitir la formación de algo de perlita.

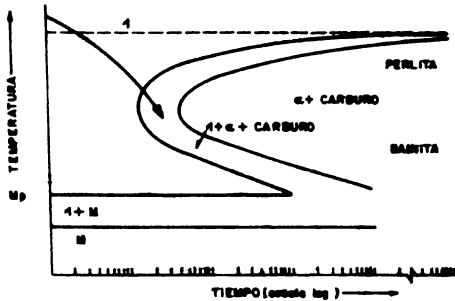


Fig. 12. Normalizado. Calentamiento arriba de la temperatura de austenización, - seguido de enfriamiento en aire.

Los efectos que produce este proceso sobre el acero, -
son relevar esfuerzos internos, proporcionar buena ductilidad y --
suavidad y uniformizar la estructura de grano.

AUSFORMADO.

Consiste en una variación del martempleado en la cual el acero se calienta hasta el rango austenítico y se deforma plásticamente durante la interrupción del templeado, y la martensita es formada durante un subsecuente templeado a la temperatura ambiente -- (Fig. 13.); con esto se consigue que el endurecimiento por deformación se añada a las propiedades del material templeado.

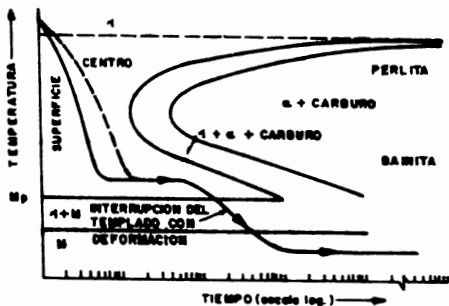


Fig. 13. Ausformado. Variación del martempleado, el metal es deformado durante la interrupción del temple.

AUSTEMPLADO.

Este proceso es una variación del martempleado en el -
cual existe una similitud en las primeras etapas de la operación;
esta similitud consiste en la austemritización uniforme del acero,
seguida de un templeado que se interrumpe justo arriba de la tempe-
ratura de formación de la martensita. La diferencia entre dichos
procesos consiste en que en el austemplado el material se mantie-
ne a esa temperatura, generalmente en un baño de sal caliente, du-
rante un tiempo suficiente para permitir la formación de la estruc-
tura bainítica; después de que esta estructura se ha formado se -
deja enfriar el material en aire hasta temperatura ambiente (Fig.-
14.).

Las principales ventajas de la bainita son: ductilidad
y tenacidad, especialmente en aplicaciones donde la dureza extrema
mente alta de la martensita sea innecesaria; usualmente no se re-
quiere un revenido posterior y se eliminan los riesgos de ruptura
evitándose las deformaciones del templeado casi totalmente, ya que
el acero no llega a la zona de transformación martensítica.

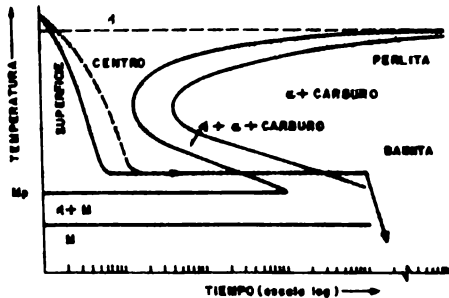


Fig. 14. Austempleado. Se interrumpe el temple justo arriba de M_p y se mantiene a esa temperatura hasta que se forma la estructura bainítica.

La bainita es tan similar a la martensita revenida, que los efectos que se desean obtener mediante un revenido, usualmente se obtienen por medio del austempleado.

ESFEROIDIZADO.

Es un proceso de envejecimiento usualmente restringido a aceros de alto carbono que consiste en un calentamiento pro--

longado a una temperatura ligeramente abajo del punto crítico. Como práctica general, primero se calienta a una temperatura de menos de 40°C arriba del rango crítico; mientras más cerca es esta temperatura a la temperatura de transformación, más grande es la tendencia al esferoidizado. Después de este calentamiento se disminuye la temperatura hasta justo abajo del rango crítico y se mantiene así por suficiente tiempo, para luego dejarse enfriar lentamente (Fig. 15.).

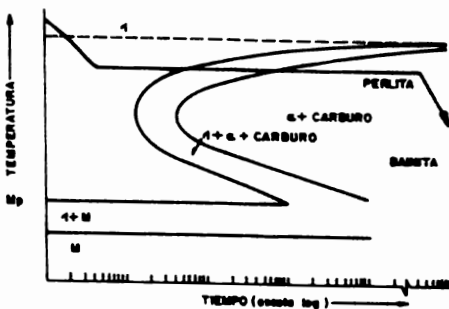


Fig. 15. Esferoidizado. Calentamiento prolongado a una temperatura ligeramente abajo de la austenitización.

El esferoidizado obliga a la cementita a asumir una forma globular o redonda, dejando áreas más grandes de ferrita libre de cementita, dando con esto el acero más suave posible para la misma composición química.

Las aplicaciones más comunes de este proceso son: suavizar el acero para que aumente su maquinabilidad y relevar esfuerzos en piezas que hayan sido trabajadas o templadas.

CAPITULO IV

CRISTALIZACION

Y

RECRISTALIZACION

IV. 1. CRISTALIZACION.

El paso del metal del estado líquido al sólido se denomina cristalización. Este proceso, tal como fué determinado por primera vez por D.K. Chernov, comienza con la aparición de núcleos cristalinos y continúa con su crecimiento.

Los átomos de materia en el estado líquido se mueven libremente, pero al disminuir la temperatura pierden energía, y su movimiento también disminuye hasta que se alcanza el punto de solidificación; en ese punto, la energía de movimiento empieza a ser -

excedida por una fuerza de atracción entre átomos, la cual tiende a mantenerlos en un patrón definido ordenadamente cristalino. Cuando el líquido empieza a solidificarse, grupos de átomos forman los núcleos (cristales pequeños) simultáneamente en muchos puntos del líquido, y estos núcleos cristalinos crecen por adición progresiva de átomos.

Mientras los cristales que se han formado crecen libremente, pueden tener una forma geométrica regular. Sin embargo, al chocar los cristales que han ido creciendo, su forma regular se perturba, puesto que en estas zonas cesa el crecimiento y continúa en aquellas donde existe acceso libre al metal fundido del cual se originan. Como resultado, los cristales que se desarrollan y que inicialmente tenían una forma geométrica regular, adquieren, después de la solidificación, una forma irregular, razón por la cual se les denomina "granos" (Fig. 16).

Los fenómenos que tienen lugar durante el proceso de cristalización son complejos y multiformes y, sobre todo, es difícil imaginarse los estados iniciales de este proceso, cuando en el líquido se forma el primer grano o centro de cristalización.

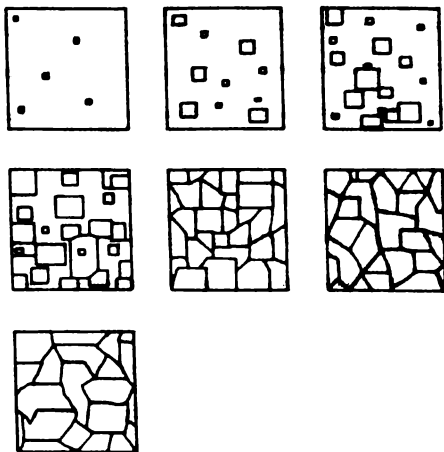


Fig. 16. Esquema de las etapas consecutivas del proceso de cristalización.

IV. 2. RECristALIZACION.

Cuando un metal ha sido sometido a un alto grado de en
durecimiento por trabajo, sus granos se deforman y se rompen, y co
mo resultado de ello, el metal adquiere esfuerzos internos. Estos

esfuerzos se pueden eliminar mediante un recocido, debido a que la energía que se les suministra a los átomos al calentarlos les da cierta potencia de movimiento, por lo que tienden a regresar a sus posiciones estables normales. A medida que la temperatura aumenta, los esfuerzos son parcialmente eliminados con poco o nulo cambio inicial en la dureza o resistencia del material. Cuando la temperatura aumenta aún más, se llega a un punto en el cual nuevos núcleos se forman a partir de los granos deformados; a esa temperatura se le llama temperatura de recristalización. Si el metal se mantiene durante suficiente tiempo justo arriba de esa temperatura, tiene lugar la recristalización, y los nuevos granos se forman de los granos deformados substancialmente en la misma forma en la que la cristalización tiene lugar a partir del metal fundido.

Los nuevos granos se empiezan a formar en regiones donde la deformación plástica ha introducido los mayores esfuerzos en el metal, generalmente en los límites de grano.

La recristalización puede resumirse en tres fases:

- Recristalización primaria.

- Crecimiento de granos.
- Recristalización secundaria.

En la recristalización primaria los nuevos granos se forman por germinación y crecimiento a expensas del material deformado. Si el metal es calentado a una temperatura superior que la necesaria para la recristalización y se mantiene ahí durante suficiente tiempo, se produce un aumento continuo de la dimensión media de los granos formados por recristalización; a esto se le llama crecimiento de granos. El tamaño que los granos eventualmente adquieren, depende de la temperatura a la cual se caliente el metal.

Cuando un metal deformado es recocido a una temperatura bastante superior a su temperatura de recristalización primaria, se observa a veces, en lugar de un crecimiento regular de los granos, de dimensiones parecidas, el crecimiento súbito de un pequeño número de granos que invaden muy rápidamente toda la masa recristalizada (Fig. 17); a esto se le conoce como recristalización secundaria.

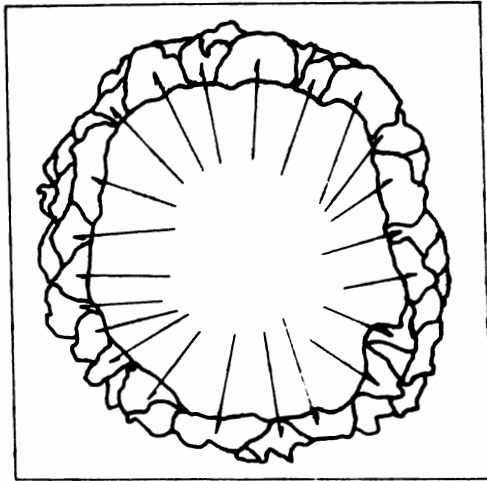


Fig. 17. Recristalización Secundaria. Se observa el crecimiento rápido de un grano a expensas de otros más pequeños.

La recristalización secundaria no exige una nueva germinación, se trata de ciertos granos de recristalización primaria que crecen con especial rapidez, y en cuanto alcanzan un cierto tamaño crítico, crecen catastróficamente absorbiendo todos los granos más pequeños que lo rodean. Se produce, pues, la recristalización secundaria si un pequeño número de granos han alcanzado este

temperatura crítica.

Debe aclararse que la recrystalización empieza a una temperatura menor que aquella a la cual empieza la cristalización, y se completa en un rango menor de temperaturas.

La temperatura de comienzo de la recrystalización es característica para cada metal. Según las investigaciones de A.A. dochvar, la temperatura de recrystalización de los metales sometidos a una deformación significativa (cuando el grado de deformación es pequeño, el calentamiento no produce la recrystalización), está enlazada por una relación simple con la temperatura de fusión:

$$T_r = a - T_f$$

donde:

T_r es la temperatura absoluta del comienzo de la recrystalización.

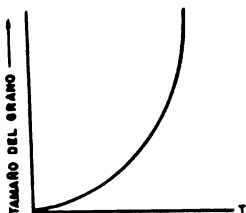
T_f es la temperatura absoluta de fusión.

El coeficiente a depende de la composición y estado estructural del metal o la aleación.

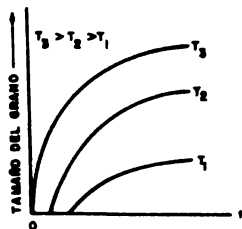
Mientras mayor es la temperatura de recristalización, mayor es su resistencia mecánica a altas tem

Una de las finalidades de la recristalización es la refinación del tamaño de grano del material. El tamaño de grano recristalizado ejerce gran influencia sobre las propiedades mecánicas. La mejor resistencia y, sobre todo, plasticidad, la ofrecen los metales y aleaciones de grano fino; sin embargo, en algunos casos se necesitan metales de grano basto.

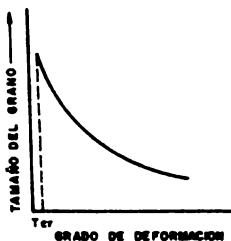
El tamaño de grano depende de la temperatura de recristalización (Fig. 18-a), de su duración (Fig. 18-b), del grado de deformación inicial (Fig. 18-c) y de la composición química (aleación), y la morfología de su crecimiento puede ser afectada tanto por condiciones térmicas como por la composición de la aleación.



(a)



(b)



(c)

Fig. 18. Graficas del tamaño del grano recristalizado en función de la temperatura (a), del tiempo de calentamiento (b) y del grado de deformación inicial (c).

C A P I T U L O V

ESTRUCTURAS Y PROPIEDADES DE LOS ACEROS

MICROALEADOS.

V. 1. INTRODUCCION.

Se da el nombre de aceros aleados a aquellos cuyos propiedades características son modificadas por efecto de la presencia de algún otro u otros elementos además del carbono y de las pequeñas cantidades de azufre, fósforo, manganeso y silicio presentes en todos los aceros.

Los elementos de aleación alteran las propiedades del acero en muy diversas formas, de tal manera que una generalización es difícil. Algunas de las propiedades que se pretende alterar -

son: la temperatura de transición por impacto, la resistencia a la fluencia, la dureza, la tenacidad, la ductilidad, la resistencia al impacto a la temperatura de trabajo, la resistencia al desgaste, la resistencia a la corrosión, la maquinabilidad, la templabilidad, -- etc.

Estos elementos se pueden presentar de varias formas en el acero:

- Entrar en solución sólida con la ferrita.
- Combinarse con el carbono para formar carburos.
- Formar compuestos intermetálicos.
- Estar presentes como inclusiones no metálicas.

Al referirse a los términos "aleaciones" y "microaleaciones", podría surgir alguna duda, por lo que este último deberá entenderse como aleaciones en proporciones muy pequeñas comparadas con el primero, y no como aleaciones a nivel de micra; influye también, para diferenciarlos, el proceso termomecánico que se lleve a cabo.

V. 2. ASPECTOS HISTÓRICOS.

El diseño de los primeros aceros de alta resistencia -
roledos en caliente, se basó en la resistencia a la tensión. Se -
le dió poca importancia a la soldabilidad, formabilidad y resis-
tencia a la fractura frágil.

El carbono, por su bajo costo, fué empleado como ele-
mento de elección para obtener las resistencias a la tensión requ-
ridas. Una especificación inglesa, implantada en 1934, redujo el
contenido de carbono de 0.3% a 0.27%, pero incrementó el manganeso
hasta 1.5% aproximadamente. La resistencia a la fluencia de este
acero fue de 350 MPa en una placa de 3 cm. de espesor. Estos ace-
ros fueron usados con éxito, ya que tanto la soldabilidad como la
formabilidad en frío eran prescindibles.

Después de la 2a. Guerra Mundial, se le empezó a dar -
importancia a la soldabilidad. Aparecieron mayores fallas estruc-
turales en los aceros que se tenían, por lo que se hizo necesario
mejorar la soldabilidad y la resistencia a la fractura. Se obtu-
vieron más bajas temperaturas de transición por impacto y una me-

por soldabilidad al disminuir el contenido de carbono en el acero. Al mismo tiempo, se comprendió que un alto esfuerzo de fluencia -- era más importante que una alta resistencia a la tensión, aunque -- tomó tiempo la completa aceptación de este concepto.

El desarrollo de aceros microaleados, impulsado por -- consideraciones económicas, está basado en sólidos fundamentos técnicos. En los primeros pasos de este desarrollo, se logró establecer el efecto de la microestructura y de la química sobre la tenacidad, dureza, soldabilidad y formabilidad.

Para obtener el mejor balance de propiedades, se enfocó la atención a los métodos disponibles para refinar el grano, -- acoplado con endurecimiento por precipitación, puesto que ya había sido demostrado el efecto benéfico del refinamiento de grano ferrítico sobre el esfuerzo de fluencia y sobre la temperatura de transición por impacto.

V. 3. INFLUENCIA DE ALGUNOS FACTORES SOBRE EL TAMAÑO DE GRANO.

El tamaño de grano austenítico previo a la transforme-

ción, está influenciado por:

- La rapidez de recristalización, la cual aumenta al incrementarse la deformación y la temperatura, pero disminuye con partículas finas de precipitado; y
- La rapidez de crecimiento de grano, la cual aumenta con la temperatura, pero disminuye con partículas de precipitado.

El tamaño de grano de la ferrita formado durante la transformación austenita-ferrita, depende de:

- La temperatura de transformación, siendo más pequeño al disminuir ésta;
- El tamaño de grano previo de austenita, puesto que la ferrita nuclea en los límites de ésta;
- La morfología de los granos de la austenita, los cuales pueden controlar el choque de los granos de ferrita formados durante la transformación; y
- Subestructuras y precipitados de deformación, los cuales pueden nuclea a la ferrita.

Los principales aditivos para refinar el grano son el vanadio y el aluminio, que forman nitruros de solubilidad limitada; columbio, que forma carbonitruros; y titanio, que forma carburos y nitruros.

V. 4. RELACIONES ESTRUCTURA-PROPIEDAD.

Como ya se vió anteriormente, el tamaño de grano de la ferrita juega un papel predominante en los aceros. Muchos estudios han ayudado a cuantificar las relaciones entre los parámetros microestructurales y composicionales y las propiedades mecánicas de los aceros.

Algunas ecuaciones típicas desarrolladas para describir las propiedades, son:

$$\begin{aligned} & \text{Esfuerzo de fluencia (MPa)} = \\ & = 15.4 \left[3.5 + 2.1 (\%Mn) + 5.4 (\%Si) + 23 (\%N) + 1.13 (d^{-1/2}) \right] \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} & \text{Temperatura de Transición por impacto (°C)} = \\ & = -19 + 44(\%Si) + 700(\sqrt{\%N}) + 2.2(\%perlite) - 11.5 (d^{-1/2}) \end{aligned}$$

donde: N_f es el contenido de nitrógeno "libre"

d es el diámetro de grano ferrítico, en mm.

Las composiciones expresan porcentaje en peso.

El efecto benéfico del refinamiento de grano ferrítico está claro, así como el efecto perjudicial de la perlita sobre la temperatura de transición por impacto.

Un ejemplo que hace evidente este efecto se muestra en la figura 19, en el cual a un acero con 1.5% de manganeso y 0.1% de aluminio y normalizado desde 900°C, se le incrementó el contenido de carbono de 0.05% a 0.21%. Aquí el beneficio del refinamiento de grano ($d^{-1/2}$ aumentó de 8 a 11.6 $\text{mm}^{-1/2}$) que es la disminución de la Temperatura de Transición por Impacto en 35°C, se elimina por el incremento en el contenido de perlita desde 4% hasta 37%. El efecto resultante es un incremento de 40°C en la temperatura de transición por impacto.

Incrementos en el contenido de carbono y, por consiguiente, en el contenido de perlita bajan marcadamente la energía por impacto de la prueba Charpy (Fig. 20).

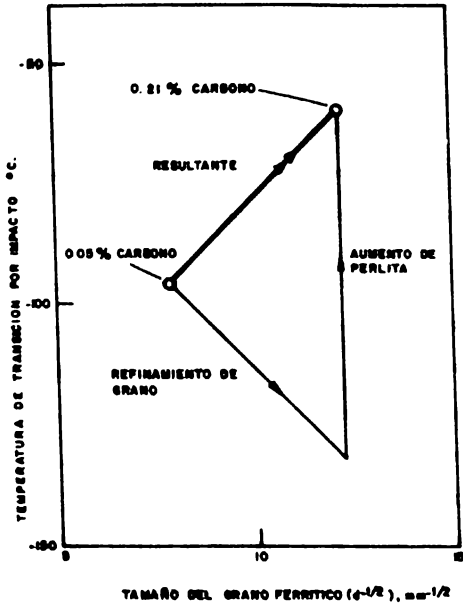


Fig. 19. Efecto del refinamiento de grano debido al incremento en el contenido de carbono, sobre la temperatura de transición por impacto.

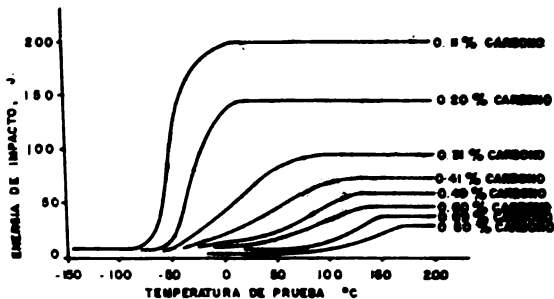
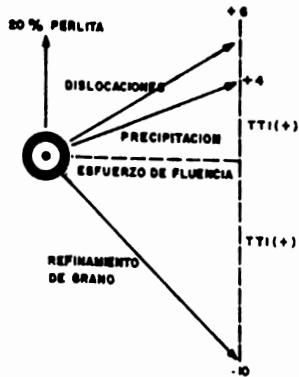


Fig. 20. Efecto del contenido de carbono sobre las curvas de temperatura de transición por impacto.

El diseño metalúrgico de aceros microaleados con estructura ferrita-perlita, requiere que los parámetros composicionales y microestructurales den el mínimo incremento en la temperatura de transición por impacto por unidad de incremento en el esfuerzo de fluencia, pero manteniendo un nivel adecuado de soldabilidad y formabilidad.

Algunos datos típicos se muestran en la figura 21, en -

(a). FACTORES ESTRUCTURALES



(b). FACTORES COMPOSICIONALES

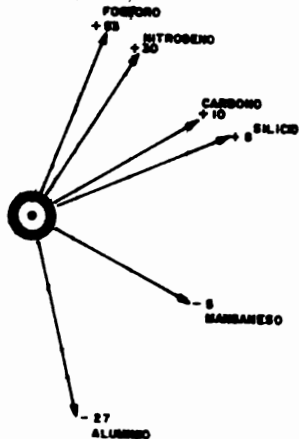


Fig. 21. Factores estructurales (a) y composicionales (b) que afectan el esfuerzo de fluencia y la temperatura de transición por impacto.

la que se observe que la mayor relación negativa es la más deseada. Por esto, se prefieren los aceros de grano fino, de bajo carbono, - de alto manganeso y que contengan aluminio, puesto que este último es particularmente benéfico para eliminar el nitrógeno como nitruro de aluminio.

Sin embargo, demasiado manganeso bajará notablemente la temperatura de transformación, con lo que se ocasionará formación - de bainita, perjudicando el esfuerzo de fluencia y la tenacidad. Debido a lo anterior, el manganeso es usualmente limitado entre 1.5% y 1.7% aproximadamente, pero se puede tolerar una cantidad mayor si se disminuyen el contenido de carbono y la rapidez de enfriamiento, puesto que con esto aumenta la temperatura de transformación.

Los elementos de aleación también pueden refinar el tamaño de grano ferrítico cuando bajan la temperatura de transformación. Elementos como el Columbio y el Titanio, pueden tener efectos benéficos sobre la temperatura de transformación por impacto al combinarse con los elementos intersticiales perjudiciales carbono y nitrógeno.

Al bajar la temperatura de transformación, se presenta una tendencia de aumentar la densidad de las dislocaciones en la ferrita, con un correspondiente incremento en el esfuerzo de fluencia y en la temperatura de transición por impacto, aunque estos efectos son pequeños.

La mayoría de los elementos de aleación bajan tanto la temperatura de inicio de formación martensítica (M_p) como la temperatura de inicio de formación bainítica (b_p).

La selección de los elementos de aleación que se usan para bajar la temperatura de transformación, está basada en las propiedades requeridas y en consideraciones económicas.

Un criterio para seleccionar los elementos de aleación que produzcan alta resistencia, buena soldabilidad y buena formabilidad es el valor máximo de la relación:

$$\frac{\text{Disminución de } b_p}{\text{Disminución de } M_p}$$

Los valores de esta relación para algunos elementos -

son:

ELEMENTO	$\frac{\text{disminución de } \sigma_p}{\text{disminución de } \mu_p}$
Carbono	0.57
Níquel	2.18
Manganeso	2.72
Molibdeno	3.19
Cromo	4.11

El carbono es obviamente indeseable, puesto que sería perjudicial para la soldabilidad, ductilidad y formabilidad.

El níquel sería elemento más benéfico para la tenacidad, pero debido a que su efecto sobre σ_p es relativamente pequeño, se requiere en grandes cantidades, lo que, unido a su alto costo, lo hacen económicamente inconveniente.

El cromo y el manganeso son los elementos económicamente aceptables que tienen buena influencia sobre las propiedades -- mencionadas, mientras que el molibdeno, a pesar de tener efectos -- benéficos, tiene un alto costo.

Un criterio para mantener buena soldabilidad está integrado por la temperatura M_p y la dureza de la martensita, obtenidas en la zona afectada por calor. Una temperatura M_p demasiado baja y una dureza martensítica demasiado alta perjudican la soldabilidad.

La tendencia fragilizante de la zona afectada por calor de un acero que se suelda, puede ser evaluada mediante un "parámetro equivalente de carbono", propuesto por el Instituto Internacional de Soldabilidad:

$$CE=C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+W}{5} + \frac{Ni+Cu}{15}$$

La figura 22 ilustra la influencia de este parámetro sobre la temperatura de transición por impacto en ciertos aceros.

Los principales elementos que perjudican las propiedades del acero cuando se suelda son los elementos intersticiales - carbono y nitrógeno; los demás elementos parecen tener un efecto - negligible.

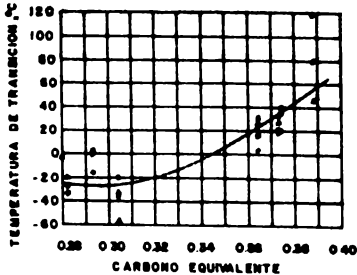


Fig. 22. Influencia del parámetro equivalente de carbono sobre la temperatura de transición por impacto.

El desarrollo de la nueva metodología de las relaciones estructura-propiedad ha acelerado la introducción de aceros normalizados de grano refinado, ya que el normalizado promueve el atrapamiento del nitrógeno libre como nitruros de aluminio no fragilizantes, y es usualmente suficiente para neutralizar el efecto detrimental del nitrógeno.

V. 5. INCLUSIONES NO METÁLICAS.

Las propiedades mecánicas de los aceros microaleados, particularmente la ductilidad total a la fractura y la energía de impacto, son influenciadas por la fracción volumétrica, la forma y la distribución de las inclusiones no metálicas.

Una buena formabilidad requiere un contenido bajo de carbono, una baja y uniforme distribución de inclusiones no metálicas, un bajo contenido de azufre y un control de forma de inclusiones.

Recientemente se ha sugerido que la causa principal de una formabilidad limitada son las inclusiones no metálicas.⁽¹⁾

El crecimiento del grano austenítico se puede suprimir mediante las microaleaciones, las cuales ocasionan la formación de partículas de segunda fase. La presencia de estas partículas cambia drásticamente las características de embardamiento del grano debido a la interacción con los límites de grano austenítico. - Esta interacción es el resultado de la eliminación del área (ener-

gía) del límite de grano cuando el límite y la partícula de segunda fase se intersectan.

El efecto de partículas de segunda fase, tales como -- sulfuros de manganeso, inclusiones de óxido o carburos, es disminuir la ductilidad total; aunque los carburos parecen afectarla de una manera similar que las inclusiones, existe una diferencia significativa, puesto que los carburos no se propagan o pierden coherencia a bajas deformaciones.

La anisotropía de la ductilidad, tenacidad y formabilidad, atribuida en gran parte a las inclusiones alargadas de sulfuros, ha sido bien controlada por medio de aditivos que controlan la forma de las inclusiones durante la fabricación del acero; además su efecto es pequeño si las inclusiones son partículas pequeñas, aisladas y no deformadas.

El control de forma de los sulfuros es tan efectivo como la reducción de azufre a niveles muy bajos, y contribuye a mejorar la formabilidad y la tenacidad con menores problemas de soldabilidad.

Debido a las diferencias en el contenido de oxígeno y azufre en la mayoría de los aceros, generalmente existe una fracción de volúmen mucho más grande de sulfuros que de óxidos. Por esta razón, los sulfuros representan el mayor problema, y requieren un mejor control de forma de las inclusiones.

Un método reciente para minimizar este problema es la modificación de óxidos y sulfuros mediante adiciones de calcio, circonio o tierras raras. Esta modificación, que es la más efectiva para sulfuros, se debe a la disminución en la plasticidad de las inclusiones al alterar su constitución.

Como consecuencia de la marcada anisotropía en la ductilidad total a la fractura y en la energía de impacto, el examen en la dirección longitudinal rinde valores mucho más altos que en la dirección transversal (Fig. 23).

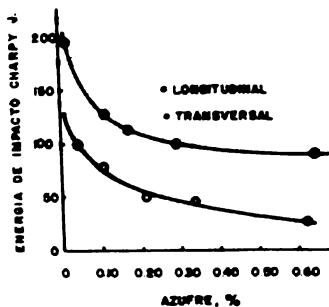


Fig. 23. Efecto de inclusiones de azufre sobre la energía de impacto -- Charpy, en pruebas longitudinales y transversales.

V. 6. ELEMENTOS DE ALEACION MAS COMUNES.

El carbono no se puede considerar como un elemento de aleación puesto que "una aleación es una sustancia metálica que se obtiene al mezclar intencionalmente dos o más sustancias, una de las cuales cuando menos, sea un metal"⁽²¹⁾ y el carbono, se desea o no, siempre estará presente. Algunos elementos siempre se en---

cuentran presentes en forma natural en el proceso de obtención del hierro, y son manganeso, fósforo, silicio y azufre. De acuerdo a esto, estos últimos cuatro elementos no se consideran elementos de aleación, ya que no son añadidos intencionalmente al acero; sin embargo, cuando estos elementos exceden un cierto porcentaje y se añaden intencionalmente, se consideran elementos de aleación.

CARBONO.

Este elemento es fundamental en el acero, puesto que determina la dureza, resistencia y ductilidad del acero. Al aumentar su contenido, disminuye la resistencia al impacto a temperatura ambiente y se eleva la temperatura de transición.

MANGANESE.

El manganeso se considera elemento de aleación sólo cuando el contenido de éste es de 1.0% o más y, cuando el contenido de azufre es bajo, evita efectos de agrietamiento y fragilidad a alta temperatura debidos al azufre; aumenta la templeabilidad del

acero y mejore la resistencia a la tracción.

AZUFRE.

Este elemento nunca se añade intencionalmente al acero porque lo fragiliza; debido a esto, en las fundiciones de acero se procura eliminarlo tanto como sea posible.

SILICIO.

Se emplea como elemento desoxidante; cuando se añade solamente por sus propiedades desoxidantes, el contenido no excede de 0.5%, pero como elemento de aleación se puede presentar en cantidades tan altas como 5.0%.

Mejora la resistencia a la oxidación y mejora la templeabilidad en aceros con elementos no grafitizantes; eleva la resistencia sin sacrificar ductilidad y tenacidad cuando los porcentajes lleguen hasta a 1.0%. En cantidades de 4.0% a 5.0% origina aceros frágiles, aún a temperatura ambiente.

FOSFORO.

Cuando su porcentaje no supere 0.06%, no es perjudicial en la mayoría de las veces; porcentajes mayores en los aceros al carbón producen fragilidad en frío. El fósforo actúa en el acero como el carbono, dándole un incremento de resistencia, dureza y en su límite elástico, pero decremente la ductilidad; en consecuencia, aceros con bajo contenido de carbono toleran mejor los contenidos de fósforo. Al igual que el azufre, el fósforo eleva la resistencia al desgaste y a la corrosión, y mejora la maquinabilidad del acero.

ALUMINIO.

Es uno de los mejores agentes desoxidantes en el proceso de fundición. El aluminio facilita la obtención de aceros con tamaño de grano controlado; no obstante, es necesario un riguroso control en su dosificación, dado que un exceso tiende a darle fragilidad al acero. Este elemento aumenta la resistencia a la corrosión y su peso específico es bajo.

CRÓMO.

Este elemento mejora las propiedades en caliente y la resistencia a la oxidación y a la corrosión; ausenta la templeabili-dad en los aceros y disminuye el crecimiento de granos. El cromo es un elemento formador de carburos, fortalece a la ferrita y aus-enta la dureza, la tenacidad y la resistencia a la tracción.

COBALTO.

El cobalto mejora la dureza en caliente, reduce la en-durecibilidad, produce aceros de elevada temperatura resistente.

TITANIO.

Es un enérgico desoxidante, retrasa considerablemente el crecimiento de grano durante el tratamiento térmico a elevadas temperaturas; dificulta la dispersión de los carburos y la form-ación de cementita, y provoca que la solidificación de los lingotes sea acelerada.

TUNGSTENO.

Mejora la resistencia a la abrasión, la dureza y la re-
sistencia de los aceros a altas temperaturas.

COBRE.

En cantidades de 0.6% aumenta la resistencia a la co--
rosión atmosférica, al igual que aumenta la templabilidad; en con-
tenidos mayores empieza a producir efectos de endurecimiento por -
precipitación. Aumenta la resistencia a la corrosión.

NIQUEL.

Incrementa la resistencia a la fatiga. Aumenta la uni-
formidad del grano en aceros templados y recocidos, la tenacidad,
la ductilidad, la resistencia al impacto y a la oxidación; retarda
el crecimiento de grano incluso a elevadas temperaturas. Disminu-
ye la deformación y el peligro de grietas al templar aceros.

CIRCONIO.

Ataca principalmente al oxígeno y al azufre. Como elemento de aleación residual aumenta la tenacidad y refina la estructura granular.

COLUMBIO.

En la obtención de los aceros inoxidable, este elemento se emplea principalmente para evitar la corrosión intergranular. Es aleado en aceros de herramientas cuya utilización requiere elevadas temperaturas, evitando la tendencia de auto-templarse.

NITROGENO.

Es formador de nitruros cuando se combina con el aluminio, vanadio o cromo, dando al acero una elevada dureza y resistencia al desgaste.

HIDROGENO.

El hidrógeno se encuentra en la mayoría de los aceros en porcentajes de 0.0003% y aún menores; es el que provoca las grietas de forja, copos o manchas brillantes, y también la fragilidad que algunas veces se produce como consecuencia de ácidos, ácidos u otros compuestos químicos en la elaboración del acero.

OXIGENO.

Este elemento se encuentra en el acero en forma de silicatos y de óxidos. El aluminio elimina los efectos nefastos del oxígeno en el acero.

Este elemento se encuentra en el acero en forma de silicatos y de óxidos. El aluminio elimina los efectos nefastos del oxígeno en el acero.

CAPITULO VI

EL LAMINADO COMO PARTE DEL PROCESO DE
MICROALEACION.

VI. 1. INTRODUCCION.

El laminado es el método más barato y más eficiente para reducir el área transversal de una pieza de material, de tal manera que el espesor final sea uniforme a lo largo de todo el producto.

Es una operación que consiste en deformar el material haciéndolo pasar entre dos cilindros cuya separación es inferior al espesor inicial del lingote. Se puede realizar en frío o en caliente. Los dos cilindros del laminador giran en sentidos opues-

tos, por lo que los rozamientos que se producen entre el lingote y los cilindros obligan a aquél a avanzar.

La reducción del espesor del lingote se obtiene de formas discontinuas, por pasos sucesivos en el mismo laminador disminuyendo progresivamente la separación de los cilindros, o de formas continuas, utilizando laminadores colocados en serie.

El grado de reducción que se obtiene en cada paso depende de la naturaleza del metal y de la temperatura a que se efectúa la operación.

Durante la laminación, la deformación del metal se realiza esencialmente en el sentido del desplazamiento del lingote, - cuya longitud aumenta en cada paso. No obstante, también se produce un ligero ensanchamiento del lingote. Este ensanchamiento depende de cierto número de factores, como el espesor inicial del lingote, la reducción de espesor producida en cada paso, el diámetro de los cilindros, la temperatura y también de la naturaleza del metal.

VI. 2. CAMBIOS MICROESTRUCTURALES.

Además de la producción de perfiles útiles, el objeto del laminador es obtener una estructura satisfactoria de material acabado. Durante el laminado, tiene lugar una redistribución considerable de impurezas y los efectos de segregación que hubiesen estado presentes en el lingote original, se reducen. Al mismo tiempo, se elimina el centrado residual y se obtiene como resultado un producto más homogéneo por la acción mezcladora del laminado. Además, siempre existe una reducción considerable en el tamaño de grano del material acabado.

VI. 3. LAMINADO EN FRÍO.

El laminado en frío, se considera como una especie de proceso primario de formación, se aplica solamente a metales de aleaciones muy maleables. Sin embargo, con frecuencia se usa como proceso de acabado para obtener dureza, resistencia, o un buen acabado de superficie en una aleación previamente formada por laminado en caliente. Durante el laminado en frío, los cristales se dis

torsionen de la forma original de vaciado al ocurrir el deslizamiento mecánico, convirtiéndose en endurecidos por trabajo durante el proceso. La capacidad para trabajo en frío ulterior debe ser entonces restaurada con un proceso de recocido, controlándose la temperatura durante éste, de manera que dé un tamaño de grano conmensurado con las propiedades mecánicas. El grado de trabajo en frío en el paso final por los rodillos, se controla para dar al producto la combinación deseada de endurecimiento por trabajo y resistencia.

VI. 4. LAMINADO EN CALIENTE.

El laminado en caliente casi siempre se usa en el formado inicial o "rompimiento" de los lingotes vaciados, ya que a temperaturas elevadas, la maleabilidad es mayor que a temperaturas bajas, permitiendo que la deformación de los metales ocurra con mayor facilidad. El proceso de laminado en caliente se lleva a cabo a una temperatura considerablemente superior a la de recristalización del material que se lamina, de manera que, conforme tiene lugar la deformación de este metal entre los rodillos, la recristal

zación se inicia casi de inmediato. Si se utiliza un tren continuo de rodillos en un proceso de laminado, la temperatura inicial del lingote necesitará ser muy alta. En consecuencia, el crecimiento del grano seguirá a la recristalización. Naturalmente, se tendrá distorsión de los cristales en el siguiente juego de rodillos y también será seguida de recristalización. Este proceso se repite sucesivamente para los distintos pares de rodillos; pero, siempre que la temperatura final no sea demasiado elevada, el tamaño final del grano será satisfactorio.

VI. 5. ROLADO CONTROLADO.

La necesidad de producir un tamaño de grano fino de ferrita, acoplado con algo de endurecimiento por precipitación, condujo al desarrollo de técnicas de rolado controlado. El estudio inicial de rolado controlado se basó en la premisa de que un tamaño de grano fino de austenita era un prerrequisito para un tamaño de grano fino de ferrita. También se creyó que el tamaño de grano podría ser disminuido aún más con temperaturas de rolado final más bajas. Estudios posteriores han mostrado que estas aseveraciones iniciales

pueden ser modificadas considerablemente.

El rolado controlado es un proceso que afecta simultáneamente la ductilidad y la tenacidad, y su uso puede mejorar considerablemente la soldabilidad, manteniendo alta resistencia sin necesidad de un tratamiento térmico.

En el rolado controlado se requieren cantidades de deformación apropiadas para la temperatura de rolado final, para obtener el más pequeño tamaño de grano de austenita recristalizada. Al retardar la recristalización, las adiciones de microaleación -- pueden producir austenita burda sin recristalizar, ocasionando -- efectos perjudiciales.

Si al final de una secuencia de rolado se obtienen temperaturas bajas y deformaciones gruesas, se pueden obtener granos finos de ferrita aunque la austenita no haya recristalizado. Esto se debe a la producción de granos de austenita alargados y delgados, los cuales permiten que los granos de ferrita choquen unos con otros durante la transformación, con lo que la ferrita permanece fina.

Sin embargo, si la deformación de rodado no es gruesa, los granos de austenita no son delgados y se forma ya sea ferrita burda o bainita, con un consecuente perjuicio en las propiedades; por esto, son esenciales deformaciones gruesas y temperaturas finales bajas. Sin embargo, una temperatura final demasiado baja permite la formación de ferrita, la cual es luego deformada e incompletamente recristalizada, perjudicando con esto la temperatura de transición por impacto (TTI).

Al continuar reducciones gruesas a temperaturas muy bajas (500°C), se puede producir una mejora adicional en resistencia y en la temperatura de transición por impacto, debido al refinamiento adicional del tamaño de grano. (Fig. 24).

El rodado controlado adolece de algunas dificultades operacionales:

- La gran energía necesaria para efectuar grandes reducciones a tan bajas temperaturas, y
- El tiempo requerido para enfriar el acero a temperaturas finales bajas.

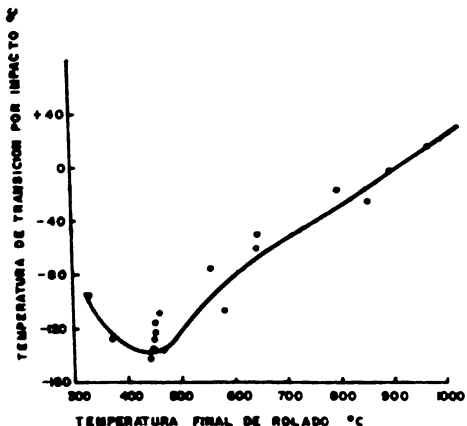


Fig. 24. Efecto de la temperatura final de rolado sobre la temperatura de -- transición por impacto.

El primer problema puede solucinarse al reemplazar pocas reducciones gruesas con muchas reducciones ligeras pero muy rápidas. El segundo problema puede ser minimizado con un enfriamiento acelerado.

El rolado interrumpido se puede usar para obtener las bajas temperaturas finales requeridas, particularmente para secciones gruesas.

Dependiendo de la velocidad de rolado, del tiempo entre cada paso y de la reducción por paso, se puede llegar a la recristalización y a la formación de granos burdos de austenita. En este caso, la deformación puede no ser suficiente para producir la recristalización a granos finos de austenita después de un retraso en el rolado; por lo tanto, se necesitan deformaciones gruesas - abajo de 950°C después de la interrupción, para asegurar que el -- grano recristalizado de austenita sea fino.

Para conseguir esta estructura (austenita fina), la secuencia del rolado debe ser cuidadosamente controlada, lo que representa alguna pérdida en la productividad, a menos que los parámetros sean optimizados.

CAPITULO VII

EL ABLADO CONTROLADO COMO UN PROCESO

TERMOMECANICO DE ALTA TEMPERATURA.

VII. 1. INTRODUCCION.

Los factores importantes que controlan la microestructura austenítica son la recristalización dinámica y la estática, - durante y después de la deformación de rolado. Estos procesos son influenciados por el tamaño de grano inicial, la temperatura y la reducción en cada paso del rolado. La rapidez de deformación, la secuencia de los pasos del rolado y la presencia de elementos de - microaleación tales como columbio. La deformación de la austenita abajo de su temperatura de recristalización incrementa la densidad

de nucleación de ferrita y eleva la temperatura de transformación de austenita a ferrita. Esta modificación de las características de transformación así como la estructura de grano fino recristalizado de austenita produce estructuras transformadas refinadas. -- Los elementos de aleación influyen todos estos fenómenos.

La mayoría de los beneficios del rolado controlado vinen del refinamiento de microestructuras transformadas, tales como el tamaño de grano de ferrita. El refinamiento de grano de ferrita es el resultado de dos mecanismos: los granos formados de austenita recristalizada fina por rolado en caliente a temperaturas intermedias y la deformación de austenita abajo de la temperatura de recristalización, la cual induce la nucleación de los granos de ferrita.

Aunque los dos mecanismos a menudo ocurren concurrentemente en la mayoría de las prácticas de rolado controlado, usualmente se ha puesto mayor énfasis en la deformación de la austenita.

VII. 2. COMPARACION CON EL AUSEFORMADO.

Un ejemplo bien conocido del tratamiento termomecánico es el ausformado, en el cual el material sufre deformación antes de la transformación, creando precipitación de carburos finos en la austenita y una subestructura modificada más fina y más densa. En un amplio sentido, el rolado controlado puede ser considerado como un tratamiento termomecánico puesto que aprovecha los efectos de deformación. Sin embargo, en el rolado controlado la deformación es llevada a más altas temperaturas que en el ausformado.

El efecto de la deformación de la austenita abajo de la temperatura de recristalización durante el rolado controlado, es análogo al que ocurre en el ausformado.

Además, el ausformado difiere del rolado controlado en que los cambios subestructurales seguidos a la deformación, ocurren antes y después de la transformación de corte. En el rolado controlado la deformación toma lugar tal que la nucleación de ferrita es predominantemente efectuada durante la transformación difusional.

VII. 3. PASOS MÚLTIPLES.

En términos prácticos, las reducciones por peso del rolado normal a temperaturas altas e intermedias, son generalmente - menos de 20%. Por tanto, no siempre es posible exceder la reducción crítica para recristalización en muchos de los pasos. Si la deformación por cada paso es acumulativa, como en el rolado en -- frío, puede ser posible dominar la reducción crítica para recrista- lización a través de pasos múltiples.

Existe una evidencia experimental que muestra que hay un efecto acumulativo de deformaciones múltiples en el tamaño de - grano recristalizado promedio. Sin embargo, esto parece complicar se para aceros el cromo cuando las características estructurales son cuidadosamente analizadas. Estructuras recristalizadas parcialmente en aceros al cromo no son fácilmente eliminadas por - pasos subsiguientes.⁽¹⁴⁾

Recientemente se ha enfocado la atención a aceros con alto contenido de cromo con la intención de obtener una relativa buena tenacidad a baja temperatura, sin un rolado controlado --

grueso.

Un contenido de columbio retarda la recristalización.-
Esta característica amplía la efectividad de la deformación al pre
venir la recristalización aún a altas temperaturas.

Un roledo controlado severo de aceros al columbio pre-
senta dificultades prácticas debido a que la reducción crítica pa-
ra recristalización no puede ser excedida, principalmente debido a
los límites de capacidad de una fábrica, a menos que un muy cuida-
doso programa sea seleccionado. Puede ser importante exceder la -
reducción crítica cuando menos dos veces durante las primeras eta-
pas del roledo. Entonces, la recristalización puede continuar por
sí misma en los pasos subsiguientes.

Cuando se tienen altas temperaturas y altas reduccio-
nes, el tamaño de grano es determinado, primordialmente, por la --
temperatura de roledo. A temperaturas y reducciones intermedias,
se determina principalmente por la cantidad de reducción durante -
el roledo.

Estos resultados se han obtenido en aceros libres de -
columbio, en los cuales el refinamiento de grano a altas temperatu-
ras fue atribuido a la recristalización dinámica, y, a temperatu--
ras intermedias, a la recristalización estática.

En la recristalización dinámica, el tamaño de grano re-
cristalizado no es influenciado por el tamaño de grano inicial, a
pesar de la importancia del tamaño de grano inicial en la recrista-
lización estática(14) Las condiciones que favorecen la recristali-
zación dinámica son el roledo a altas temperaturas, grandes reduc-
ciones y rapidez de deformación baja.

Los últimos dos factores son generalmente incompatibles
con las condiciones existentes en una fábrica.

VII. 4. REFINAMIENTO DE GRANO DURANTE EL ROLADO.

En el roledo de pasos múltiples, el efecto de cual---
quier paso intermedio depende del tamaño de grano determinado por
los pasos precedentes. En la recristalización dinámica, un tamaño
de grano refinado disminuye la reducción crítica necesaria para re-

cristalización, aunque no afecta el tamaño de grano recristalizado. Priestner⁽¹⁴⁾ determinó que el tamaño de grano, después de un rodado de pasos múltiples, depende solamente de la temperatura final -- del rodado. Bajo condiciones donde la recristalización estática -- predomina, los pasos precedentes tienen una importante influencia. Dados los criterios de temperatura y reducción para recristaliza--- ción, los granos recristalizados serán más finos cuando la reduc--- ción se incremente y la temperatura se baje.

Es difícil diferenciar entre los factores que influen-- cian la efectividad del rodado controlado en términos de refinamiento estructural, debido a que la microestructura es una consecuencia de deformaciones sucesivas de austenita a temperaturas decrecientes durante el enfriamiento.

Como resultado, los efectos individuales no pueden ser separados fácilmente.

Las estructuras deseadas de austenita consisten de granos finos uniformemente recristalizados y/o granos uniformes consi-- derablemente deformados que pueden ser transformados en estructuras

de ferrita fina y uniformes.

La nucleación primaria tiene lugar en los límites de grano de la austenita, e inevitablemente conduce a una recristalización local no uniforme. Esta no uniformidad es particularmente evidente en la condición de recristalización parcial.

VII. 5. RESULTADOS EXPERIMENTALES.

El incremento en la resistencia a la fractura frágil - debido a bajas temperaturas finales de rolado está relacionado al refinamiento de grano. El mejor balance de propiedades mecánicas se da con una temperatura final de rolado de 800°C , según estudios llevados a cabo en el Instituto "Bardin" de investigación científica de metalurgia ferrosa, en Moscú, Rusia.

Uno de los experimentos realizados en dicho Instituto es el siguiente:

El laboratorio estudió el efecto de las temperaturas - de inicio y de final de rolado sobre la ductilidad y resistencia a

la fractura frágil de aceros aleados con vanadio y columbio.

Los probetas fueron fundidas en un horno de inducción de 60 Kg.

Los lingotes fueron forjados en barras y rodados en -- placas de 11 mm. de espesor. Las temperaturas a las cuales se calentaron las piezas para empezar el rodado fueron de 1050°C y -- 1200°C y el número de pases se varió entre 5 y 8. Para cada una - de las dos temperaturas de inicio de rodado, la temperatura final de rodado se varió entre 950°C y 700°C. La deformación en el peso final fué de 25%.

La tabla II enlista la composición química de los aceros con los que se efectuó el experimento. Todos ellos fueron desoxidados con aluminio, con aluminio residual entre 0.028 y 0.040%. El efecto del carbonitruro de vanadio se evaluó en las probetas 1, 2 y 3, el del carbonitruro de columbio en las probetas 1, 4 y 5. - El efecto combinado de los carbonitruros de vanadio y columbio se evaluó en las probetas 6 y 7.

TABLA II. Composición Química de los Aceros Experimentados.

PROBETA	COMPOSICION*					
	CARBONO	MANGANESO	SILICIO	ALUMINO	VANADIO	COLUMBIO
1	0.08 %	1.49 %	0.30 %	0.028%	-	-
2	0.08 %	1.49 %	0.42 %	0.032%	0.030%	-
3	0.08 %	1.60 %	0.32 %	0.037%	0.030%	-
4	0.08 %	1.45 %	0.36 %	0.032%	-	0.02 %
5	0.08 %	1.32 %	0.39 %	0.036 %	-	0.04 %
6	0.08 %	1.40 %	0.40 %	0.040 %	0.030 %	0.02 %
7	0.08 %	1.30 %	0.40 %	0.040%	0.030%	0.04 %

* CADA PROBETA CONTIENE TAMBIEN DE 0.02 A 0.05 % DE AZUFRE, 0.02 A 0.025 % DE FOSFORO Y 0.008 % DE NITROGENO

Efecto de la temperatura de inicio de rolado sobre la resistencia.

Al incrementar la temperatura de inicio de rolado de - 1050°C a 1200°C, la resistencia de aceros al vanadio se afectó en forma diferente que la de aceros al cromo (Fig. 25); la variación en el acero base (probeta 1) fué mínima.

Un incremento de 150°C en la temperatura de inicio, aumentó la resistencia a la fluencia de los aceros al vanadio de -- 0.03% y 0.06% (probetas 2 y 3) en 20 y 29 MPa respectivamente. Un aumento más considerable se observó en los aceros al cromo y en los aceros al cromo-vanadio. En los aceros al cromo de 0.02% y 0.04% (probetas 4 y 5), el incremento en la resistencia a la -- fluencia fué de 49 a 69 MPa.

En el acero con 0.06% de vanadio y 0.04% de cromo - (probeta 7) la resistencia a la fluencia se incrementó entre 88 y 118 MPa.

Las más altas resistencias que resultan al incrementar la temperatura de inicio, están asociadas con la más completa solu

ción de los carbonitruros de vanadio y columbio en la austenita a más altas temperaturas, cuando menos en el rango estudiado. En el acero sin microalea, la alta temperatura de inicio no tuvo, virtualmente, efecto sobre la resistencia.

El mayor incremento en la resistencia al aumentar la temperatura de inicio, se obtuvo en los aceros que contenían tanto vanadio como columbio (probetas 6 y 7).

A pesar de que el aumento en la temperatura de inicio disminuyó ligeramente la elongación, este decremento no tuvo importancia pues los aceros tenían aún elongaciones mayores de 25% (Fig. 25).

Efecto de la temperatura final de roledo sobre la resistencia.

La reducción de la temperatura final de roledo de --- 950°C a 700°C incrementó la resistencia de todos los aceros investigados (Fig. 25). Sin embargo, el incremento más pronunciado en las resistencias a la tensión y a la fluencia se observó cuando la

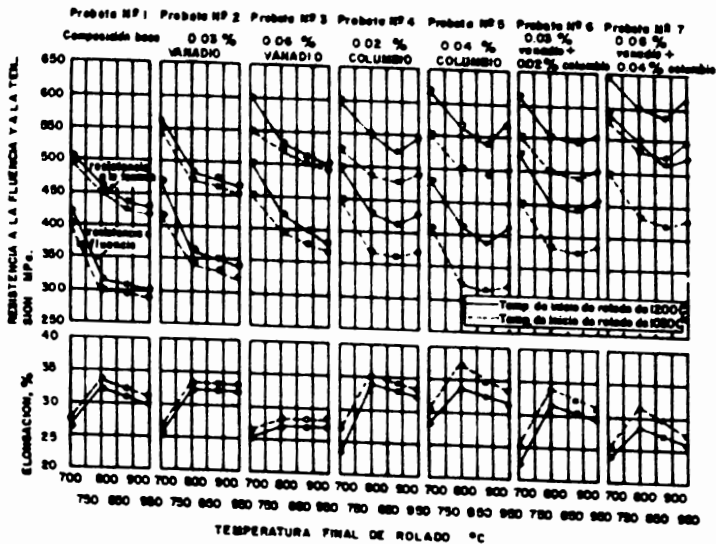


Fig. 25. Efecto del rolo controlado sobre las propiedades mecánicas para aceros con diferentes contenidos de columbio y vanadio.

temperatura final se disminuyó de 800°C a 700°C. Mientras el incremento fué de solo 20 a 39 MPa cuando la temperatura final se redujo de 950°C a 800°C, en la reducción de 800°C a 700°C la resistencia aumentó entre 59 y 98 MPa.

El acero al cromo que se terminó de rolar a 860°C, tuvo una menor resistencia respecto al que se terminó de rolar a 950°C. Esta pérdida de resistencia se debe a la precipitación de grandes partículas de carbonitruros, que no contribuyen al fortalecimiento de la ferrita.

El microaleaar con cromo y vanadio y particularmente con ambos elementos, fortalece el acero para todas las condiciones de rodado controlado. Por ejemplo bajo óptimas condiciones de rodado (inicio a 1200°C y término a 800°C), las resistencias a la fluencia y a la tensión fueron de 314 y 451 MPa respectivamente para el acero base; 412 y 520 MPa respectivamente para el acero con 0.06% de vanadio; y 451 y 549 MPa respectivamente para el acero con 0.06% de vanadio y 0.04% de cromo.

Efecto de la temperatura final de rodado sobre la tenacidad.

Los resultados de las pruebas de impacto sobre los aceros experimentales con temperatura de inicio de 1050°C demostraron que para todos los aceros, independientemente de su aleación, una reducción en la temperatura de rodado de 950°C a 700°C, provoca un decremento en la temperatura de transición.

El efecto de bajar la temperatura final se acentúa al añadir vanadio, y aún más al añadir columbio o columbio y vanadio juntos. Un decremento en la temperatura final de 950°C a 800°C bajó el 50% de aparición de la temperatura de transición de fractura por corte (ATTFC) en 20°C para el acero base; en 25°C para acero con 0.06% de vanadio; en 40°C para acero con 0.04% de columbio; y en 58°C en acero con 0.06% de vanadio y 0.04% de columbio (Fig.26).

Esta observación sugiere que el bajar la temperatura final es más efectivo para aceros al columbio o columbio-vanadio, que para aceros normales o al vanadio.

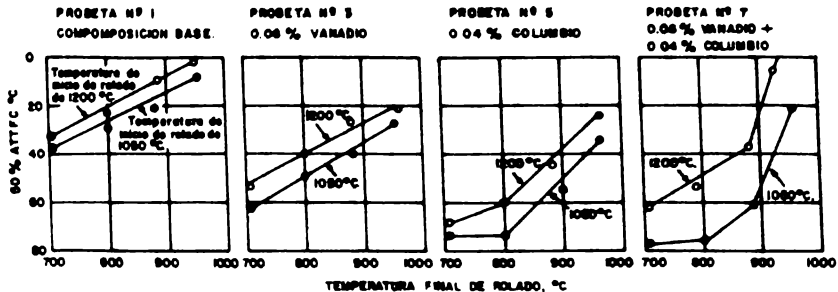


Fig. 26. Efecto de las temperaturas de inicio y final del rolado controlado sobre el 50% de ATTC.

Efecto de la temperatura de inicio de rolado sobre la tenacidad.

Al reducir la temperatura de inicio de 1200°C a 1050°C , se disminuye el 50% de la ATFC. Esta reducción en la temperatura de inicio tiene un efecto insignificante en aceros sin vanadio ni columbio, pues el 50% de la ATFC del acero base se redujo únicamente entre 5 y 8°C . Sin embargo, el bajar la temperatura de inicio tiene un efecto considerable sobre aceros con columbio o con columbio-vanadio. Para una temperatura final de rolado de 800°C , el 50% de la ATFC se redujo en 15°C para acero con 0.04% de columbio y en 30°C para acero con 0.06% de vanadio y 0.04% de columbio.

Por lo tanto, un rolado controlado con reducciones tanto en la temperatura de inicio como en la temperatura final fué más efectivo para aceros al columbio o aceros al columbio-vanadio, que para aceros normales o al vanadio.

La tabla III resume los efectos de la variación de la temperatura de inicio de rolado, sobre algunas propiedades mecánicas de aceros con diferente composición química y con una misma temperatura final de rolado.

TABLA III.

PRUEBA Nº	COMPOSICION	RESISTENCIA A LA TENSION MPe		RESISTENCIA A LA FLUENCIA MPe		ELONGACION, %		50 % ATTFC * °C	
		1200 °C	1080 °C	1200 °C	1080 °C	1200 °C	1080 °C	1200 °C	1080 °C
1	BASE	480	480	320	310	32	34	-25	-30
2	0.03 % VANADIO	480	470	370	340	32	33	-40	-50
3	0.06 % VANADIO	530	520	430	370	27	28	-40	-50
4	0.02 % COLUMBIO	550	480	430	370	33	35	-60	-75
5	0.03 % VANADIO * 0.02 % COLUMBIO	550	500	450	380	31	34	-50	-70
6	0.06 % VANADIO * 0.04 % COLUMBIO	600	530	550	430	28	31	-60	-75

* APARICION DE LA TEMPERATURA DE TRANSICION DEBIDO A FRACTURA POR CORTE

Al discutir los mecanismos del rolado controlado, muchos problemas permanecen sin solución. Uno de los más importantes es el comportamiento del columbio durante el proceso de rolado. A pesar de muchas investigaciones en esta área, una evidencia directa es aún escasa. Similarmente, el papel del vanadio y del titanio debe ser aclarado. Las investigaciones de los mecanismos detallados de recristalización han sido obstaculizados por dificultades experimentales. Los experimentos que revelan muchos aspectos interesantes fueron en gran parte hechos a rapidez de deformación más bajas que las del rolado en caliente. Sería interesante descubrir si ocurre un fenómeno similar a más altas y no uniformes rapidez de deformación del rolado en caliente.

CAPITULO VIII

CONCLUSIONES.

VIII. 1. VENTAJAS.

Las ventajas de los aceros microaleados pueden ser muchas y muy variadas; en este capítulo se señalen únicamente aquellas que se obtuvieron como conclusión de los temas tratados.

a) El proceso de microaleación permite, por sí mismo, la obtención de un aumento en los valores de la resistencia sin variar el contenido de carbono.

b) Una de las propiedades más importantes del acero,

la soldabilidad, ha sido considerablemente mejorada al no verse -- afectadas sus propiedades en las zonas afectadas por calor cuando se suelda.

c) Se pueden obtener mayores rangos de variabilidad - en la transición de dúctil a frágil; es decir, un acero con esta - característica "avisa" cuando se acerca al punto de fractura al -- disminuir la temperatura.

d) La temperatura de transición por impacto se ha podido - disminuir a valores tan bajos que ha permitido aplicaciones es- - pecíficas del acero.

e) Los aceros microaleados proporcionan una mínima va- - riación de propiedades sobre una parte considerable de la sección - de una pieza.

f) El proceso termo-mecánico de un acero microaleado - permite que durante la deformación a temperatura controlada se mo- - difiquen las propiedades, de tal manera que al final del procesa - se obtengan lingotes o piezas terminadas ya con las propiedades reg

queridas.

g) Es posible obtener una amplia gama de combinaciones de propiedades, ya que éstas pueden modificarse de acuerdo a los porcentajes de microaleación empleados y a las variaciones en el proceso efectuado. Esto permite satisfacer casi todas las necesidades, teniendo como única limitación el factor económico.

h) En algunos casos pueden prescindirse de los tratamientos térmicos, con el consiguiente ahorro en tiempo y energía.

VIII. 2. LIMITACIONES.

Sin embargo, cabe aclarar que en la mayoría de los casos, las ventajas traen consigo ciertas limitaciones inherentes al fin específico. Para cualquier estudio o aplicación de los aceros microaleados deberán tomarse muy en cuenta estas limitaciones; algunas de ellas se mencionan a continuación.

e) La maquinabilidad puede verse afectada notablemente dependiendo de las propiedades características del acero que se es-

plas.

b) La exigencia en la calidad de estos aceros requiere para su fabricación equipo específicamente diseñado para tal fin.

c) Aún cuando se puede obtener un buen balance de propiedades en los aceros microaleados, cuando se desea obtener valores máximos para alguna propiedad, otras pueden ser afectadas negativamente como resultado de ello.

d) Aún no han sido explorados todos los posibles campos de aplicación de este tipo de aceros, por lo que algunas aplicaciones específicas requerirán evaluaciones especiales de ciertas variables del proceso de microaleación.

A P E N D I C E .

A través de la carrera de Ingeniería Mecánica-Eléctrica, hemos aprendido que un buen ingeniero debe tener iniciativa para el estudio de nuevos temas, creatividad para aportar algo al país y te nacidad para una preparación-formación permanente. Todo esto es lo que ha permitido llevar a cabo el estudio sobre aceros microaleados, que, aunque escaso aún en bibliografía, representa un avance importante y necesario dentro del campo de la ingeniería.

Nuestra intención ha sido, pues, quitar el velo que nos impide ver la importancia de la microaleación de aceros, y, de esa

manera, provocar un incremento en el estudio de esos aceros. Estamos seguros que investigaciones en este campo continuarán hasta que en un futuro, ojalá no muy lejano, se llegue a dominar la técnica de microaleaar aceros.

B I B L I O G R A F I A .

1. F.B. Pickering.
"High-Strength, Low-Alloy Steels, a Decade of Progress".
Sheffield Polytechnic. Inglaterra. 1975.
2. Ivan Houbaert Ireen.
"Metalurgia Física para Ingenieros".
Apuntes. C.E.C.D.E.S.F.I. 1977.
3. Terry Gladman, David Dulliev e Ian D. McIvor.
"Structure-Property Relationships in Microalloyed Steels".
British Steel Corporation. Inglaterra. 1975.
4. R.E. Smallman.
"Modern Physical Metallurgy".
Butterworth and Co. Publishers Ltd. 1970.
5. George E. Dieter.
"Mechanical Metallurgy".
McGraw Hill. 1961.
6. Melcom S. Burton.
"Applied Metallurgy for Engineers".
McGraw Hill. 1956.
7. Arthur M. Shrager.
"Elementary Metallurgy and Metalography".
Daver Publications Inc. 1961.
8. Lawrence M. Van Vlack.
"Materials Science for Engineers".
Addison-Wesley Publishing Co. 1973.

9. I.L. Dillamore.
"Inclusions and Their effects on Steel Properties".
British Steel Corporation Conference. 1974.
10. Ivan Moubert Irmen.
"Comportamiento Mecánico de los materiales metálicos".
Bufete metal-mecánico. 1978.
11. F.B. Pickering. y T. Gladman.
"The Iron and Steel Institute's Special Report".
Inglaterra. 1963.
12. Raymond A. Higgins.
"Ingeniería Metalúrgica".
C.E.C.S.A. 1974.
13. Avner.
"Metalúrgia".
14. Isao Kozasu, Chiaki Uchi, Tetsuya Sampaí and Tomoyashi -
Ukita.
"Hot Rolling as a High Temperature Thermo-Mechanical Pro-
cess".
Nippon Koken K.K. Kawasaki, Japón. 1975.
15. T. Greday, M.Lamberigts.
"The Combined Effect of Microalloying Steels with Colum-
bium and Vanadium".
Center for Research in Metallurgy. Bélgica. 1975.

16. V.J. Pogorzhelek, Yu J. Metrosov y A.G. Nasidov.
"Controlled Rolling of Microalloyed Steels".
I.P. Gardin Scientific Research Institute of Ferrous Metallurgy. Moscú, URSS. 1976.
17. J. Bernard, A. Mitchel, J. Philibert, J. Talbot.
"Metalúrgia General".
Edit. Hispano Europea. 1973.
18. Robert E. Reed-Hill.
"Principios de Metalúrgia Física".
Edit. CECSA. 1979.
19. J. Pascual.
"Técnica y Práctica del tratamiento térmico de los Metales Férricos".
Edit. Blume. 1970.
20. Paul S. Murd.
"Metallic Materials".
Holt, Rinehart and Winston Inc. 1973.
21. E. Newcomb. H. Kenny.
"Metales Maravillosos".
Libreros Unidos. México. 1970.