

114  
253



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO**

**FACULTAD DE INGENIERÍA**

**FORJA EN UN ACERO MICROALEADO  
GRADO API-X52**

**T E S I S**

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE:

**INGENIERO MECANICO ELECTRICISTA**

P R E S E N T A:

**ARTURO MOLINA OCAMPO**



**TESIS CON  
FALLA DE ORIGEN**

**MEXICO, D.F.**

**1994**



## **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 está 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.

## **AGRADECIMIENTOS**

A mis padres:

*Francisco Javier Molina Casoli y Piedad Ocampo Figueroa.*

Por su apoyo en todos los momentos de mi vida.

Al Dr. Julio A. Juárez Islas por su apoyo y asesoría en la elaboración de esta tesis, así como también al M. en C. Bernardo F. Campillo Illanes.

Al Dr. Ramiro Pérez C., al M. en C. José Luis Albarrán G. y al M. en C. Osvaldo Flores C., del Laboratorio de Materiales IFUNAM de Cuernavaca, por su ayuda en la elaboración de este trabajo.

Al Departamento de Ingeniería Mecánica de la Facultad de Ingeniería de la U.N.A.M., y en especial al Ing. Eduardo U. Márquez Amador, por sus enseñanzas y apoyo durante mi carrera.

## **INDICE**

<b>CAPITULO I. Introduccion .....</b>	<b>1</b>
<b>CAPITULO II. Antecedentes teóricos .....</b>	<b>4</b>
<b>2.1. Aceros microaleados .....</b>	<b>4</b>
<b>2.1.1. Desarrollo y evolución de los aceros microaleados .....</b>	<b>6</b>
<b>2.1.2. Aceros microaleados en México .....</b>	<b>8</b>
<b>2.1.3. Propiedades .....</b>	<b>10</b>
<b>2.1.4. Elementos microaleantes .....</b>	<b>13</b>
<b>2.1.5. Aplicaciones .....</b>	<b>19</b>
<b>2.2. Proceso de forja .....</b>	<b>20</b>
<b>2.2.1. Procesos termomecánicos en los aceros microaleados .....</b>	<b>27</b>
<b>CAPITULO III. Desarrollo experimental .....</b>	<b>31</b>
<b>3.1. Descripción del acero microaleado empleado .....</b>	<b>31</b>
<b>3.2. Descripción del equipo utilizado para los ensayos de forja .....</b>	<b>32</b>
<b>3.3. Procedimiento experimental .....</b>	<b>34</b>
<b>3.3.1. Preparación de probetas para forja .....</b>	<b>34</b>
<b>3.3.2. Proceso experimental de forja .....</b>	<b>35</b>
<b>3.4. Preparación de muestras para análisis metalográfico .....</b>	<b>36</b>

3.5. Análisis microestructural .....	37
3.6. Medición de dureza .....	37
3.7. Ensayo de impacto .....	38
3.7.1. Fractografía .....	39
<b>CAPITULO IV. Resultados y discusión .....</b>	<b>40</b>
4.1. Microestructuras .....	40
4.2. Curvas de enfriamiento .....	43
4.3. Medición de dureza .....	49
4.4. Ensayo de impacto .....	50
4.4.1. Fractografía .....	53
4.5. Soldabilidad .....	56
<b>CAPITULO V. Conclusiones .....</b>	<b>58</b>
<b>REFERENCIAS .....</b>	<b>60</b>

## CAPITULO I

### INTRODUCCION

En la actualidad , el desarrollo de materiales metálicos con mejoras en sus propiedades mecánicas y cuyo costo de producción y de manufactura sean relativamente menores a los empleados tradicionalmente es de gran importancia. En el caso particular de los aceros, los consumidores prefieren a los aceros de alta resistencia, dúctiles, tenaces y con buena soldabilidad. Estas propiedades son muy importantes principalmente para la industria de la construcción, en el acero estructural o de concreto reforzado; para los fabricantes de barcos, recipientes a presión, plataformas petroleras y tuberías de hidrocarburos donde se suelda en gran escala y las estructuras terminadas se someten a muchos ciclos de fatiga y a la corrosión.

Una de las innovaciones importantes en los aceros fué la producción de los aceros microaleados, los cuales han atraído la atención de los grandes consumidores porque con una reducción en los costos, permiten combinar exitosamente la alta resistencia, la ductilidad, la tenacidad y la soldabilidad, ofreciendo una buena alternativa para sustituir a los aceros al carbono y de baja aleación convencionales, en donde las propiedades suelen estar en conflicto porque la resistencia sólo puede incrementarse en detrimento de las otras.

Una nueva generación de aceros microaleados ha despertado aún más el interés, sobre todo en la industria automotriz porque fueron desarrollados para emplearse en la fabricación de piezas de forja con enormes ventajas económicas, ya que tradicionalmente los aceros convencionales para forjas han sido producidos en plantas de aceros especiales debido a su significativo contenido de aleación que requieren, además, sus

procesos de fabricación incluyen tratamientos térmicos de temple y revenido teniendo un fuerte impacto en el costo final del producto. Con los aceros microaleados de diseño especial para forja se ha logrado disminuir la cantidad de ferroaleaciones, los procesos de temple y revenido también han sido eliminados porque únicamente se requiere que haya un adecuado control termomecánico durante la forja y el enfriamiento.

En México, la industria siderúrgica está siendo objeto de profundas transformaciones motivadas por el alto nivel de competencia tecnológica que se ha impuesto en el mercado mundial del acero, por lo que la búsqueda de nuevas alternativas tecnológicas es una tarea vital, evitando además que en un futuro, los consumidores nacionales opten por los aceros de mayor calidad disponibles en el extranjero. Los aceros microaleados mexicanos son producidos principalmente para la elaboración de varillas y perfiles estructurales de refuerzo, además de la fabricación de tubería para el transporte de petróleo y gas natural, sin embargo, la fabricación de aceros microaleados para forjas de la industria automotriz es un campo de oportunidad muy importante para las grandes siderúrgicas nacionales para entrar al mercado de los aceros mejor pagados.

La presente tesis, tiene como objetivo el conocer la influencia que tiene el proceso de forja y enfriamiento aplicado a un acero microaleado de fabricación nacional grado API-X52 en condiciones iniciales de colada, sobre la microestructura y algunas propiedades mecánicas de relevancia para ciertas aplicaciones y, que al ser comparadas con las de otros aceros pueda determinarse si es o no factible hacer uso de él.

Se analizó primeramente, los cambios microestructurales sufridos por un acero microaleado API-X52 al ser forjado a una temperatura de 1150°C, empleando la técnica de forja por caída libre con dados planos y abiertos, a partir de una microestructura de colada sin realizarle ningún tratamiento térmico antes del proceso, seguido por un enfriamiento en tres diferentes medios: Agua, aceite y aire comprimido. Sus curvas de enfriamiento fueron monitoreadas empleando un termopar insertado en las probetas y

registradas en una unidad de adquisición de datos. La velocidad de enfriamiento como es de esperarse, afecta directamente a la microestructura del acero, las cuales fueron caracterizadas a través de imágenes obtenidas mediante microscopía óptica y de barrido. Los tipos de microestructura obtenidas incluyen ferrita basáltica, acicular, y Widmanstätten. El análisis microestructural fué complementado con el estudio de los precipitados observados y analizados por medio de un equipo de microsonda.

En cuanto a propiedades mecánicas, se tomaron lecturas de dureza Rockwell de los diferentes especímenes forjados en función de las diferentes velocidades de enfriamiento y sin ningún tratamiento térmico posterior. Con las probetas enfriadas en agua se obtuvo la máxima dureza (35 HRC), la cual corresponde a un valor adecuado para piezas forjadas y con gran uso en el área de la ingeniería, por lo que se practicó en el material bajo estas condiciones de proceso, el ensayo de impacto usando la técnica Charpy con muesca en V, para determinar su comportamiento dúctil-frágil y su temperatura de transición.

Para una mejor determinación del comportamiento de la fractura a diferentes temperaturas y de la temperatura de transición, se llevó a cabo la fractografía de las piezas ensayadas, la cual se realizó con la ayuda de un microscopio electrónico de barrido. El acero microaleado API-X52, presenta una temperatura de transición de  $235^{\circ}\text{K}$  ( $-38^{\circ}\text{C}$ ), lo cual representa una ventaja en piezas forjadas en las que se requiera que tengan un comportamiento tenaz aún por abajo de la temperatura ambiente.

Finalmente, La determinación de la soldabilidad en el acero microaleado API-X52, se realizó mediante el diagrama estándar establecido por el comité europeo del concreto, de donde resulta que dicho acero presenta una soldabilidad óptima, lo que representa una ventaja más, sobre todo a lo que se refiere a la fabricación de perfiles estructurales y de piezas que requieran una continuidad en sus propiedades mecánicas después de ser soldadas sin necesidad de ser sometidas a tratamientos térmicos posteriores.

## CAPITULO II

### ANTECEDENTES TEORICOS

#### 2.1 Aceros microaleados

Una de las innovaciones más importante de la metalurgia en los últimos años, ha sido la producción de los aceros microaleados (también conocidos como aceros de alta resistencia y baja aleación en sus siglas en inglés HSLA), los cuales han sufrido un gran desarrollo y evolución propiciado por la gran demanda de aceros con mejores propiedades mecánicas dentro de las industrias de la construcción, la energía y la automotriz <sup>[1,2]</sup>.

Este tipo especial de aceros, están siendo empleados de manera muy importante a nivel mundial debido a que presentan una gran variedad de combinaciones en cuanto a sus propiedades mecánicas tales como alta resistencia a la fluencia, baja temperatura de transición y, buena ductilidad; otra de las grandes ventajas que presentan es que en la mayoría de ellos se presenta una excelente soldabilidad y en algunos casos resistencia a la corrosión.

Los aceros microaleados tienen una composición química similar a la de los aceros al carbono, sin embargo, representan a un grupo específico de aceros, ya que contienen elementos aleantes desde 100 hasta 1000 ppm, los cuales son responsables de incrementar la resistencia mecánica, sin sacrificar su tenacidad y formabilidad, además, como se fabrican con bajos contenidos de carbono, su soldabilidad es buena. Todo esto representa una mayor ventaja en comparación con los aceros al carbono, ya que éstos

presentan una disminución notable en su ductilidad al aumentarles su resistencia mecánica [2,3,4].

Los aceros microaleados también difieren de los aceros de media y baja aleación tradicionales, ya que su composición química incluye sólo pequeños porcentajes de elementos de aleación, tales como níquel, vanadio, titanio, niobio, etc., mientras que los dos últimos tipos de aceros contienen cantidades sustancialmente más altas de otros elementos de aleación como lo son el cromo, níquel y molibdeno. Otra diferencia importante es que, mientras que en los aceros aleados sus propiedades mecánicas se mejoran a través del endurecimiento por el tratamiento térmico en función de la composición química utilizada, en los aceros microaleados se combina tanto composición química como proceso termomecánico para obtener sus propiedades máximas de resistencia, dureza y ductilidad, a través del control microestructural, sin embargo, es necesario que durante el proceso de fabricación, se tenga un control cuidadoso de los elementos residuales y de los tratamientos termomecánicos para hacer un uso eficiente de las adiciones de los microaleantes.

En muchos casos, los aceros microaleados son una buena alternativa en los procesos de manufactura, especialmente cuando se trata de sustituir a los aceros al carbono o a los aceros aleados tratados térmicamente en donde se desea obtener una resistencia, dureza, tenacidad y soldabilidad específicas.

Actualmente, los aceros microaleados se han comenzado a utilizar para la fabricación de piezas coladas, laminadas y forjadas, las cuales tradicionalmente utilizaban aceros de baja y media aleación, ya que se obtienen propiedades mecánicas similares e incluso mejoradas en comparación con estos dos últimos, así como también una disminución relativamente importante en los costos de fabricación.

### **2.1.1. Desarrollo y evolución de los aceros microaleados**

El origen de los aceros HSLA es atribuido a Williams, quien en 1900 mejoró la resistencia a la corrosión de un acero por medio de la adición de cobre, sin embargo, este material presentó una resistencia a la fluencia muy baja <sup>[1]</sup>.

En los inicios de los años 30's se comienzan a desarrollar aceros con mejores propiedades mecánicas empleando elementos aleantes tales como: manganeso, silicio, cromo y molibdeno. En estos aceros se obtuvo un grano más fino y uniforme lo que mejoraba en forma sustancial a las propiedades mecánicas.

En 1945, en Alemania se desarrollaron los aceros al vanadio, el cual es considerado como el primer elemento microaleante y su uso como tal, fué importante hasta los años cincuenta. La resistencia a la fluencia se vió incrementada debido a la influencia del carburo y nitruro de vanadio sobre el refinamiento de grano. Posteriormente en 1958 el uso del niobio como microaleante cobra importancia debido a que resulta más económico que el vanadio <sup>[1,5]</sup>.

Entre los años sesenta y setenta se desarrolla una gran producción de aceros microaleados, obteniendo en ellos además, mejoras en la soldabilidad y con una temperatura de transición dúctil-frágil baja, condiciones ideales para los oleoductos en el ártico. A inicios de los 70's, en Alemania, se desarrolla la primera generación de aceros microaleados para uso en condición de forja en la industria automotriz, los cuales se caracterizan por un contenido medio de carbono (0.3 a 0.6% C) y un refuerzo adicional a través de precipitación de carbonitrúros de vanadio. Las partes forjadas fueron sometidas a un enfriamiento con aire comprimido directamente desde la temperatura de forja, eliminando la necesidad del temple y revenido subsecuentes, obteniendo además, buena maquinabilidad, mejor resistencia al desgaste y a la fatiga. Generalmente este tipo de aceros tienen una microestructura formada por ferrita-perlita, y esfuerzos a la tensión por

arriba de 760 MPa y, un esfuerzo a la cedencia de 540 MPa, sin embargo la tenacidad registrada por ensayo Charpy con muesca en V, no llegó a tener los valores requeridos [1,6].

A inicios de los 80's se ha obtenido un profundo entendimiento a cerca de la cinética de la solubilidad y precipitación de los microaleantes y su interacción con partículas intersticiales, mejorando aún más las propiedades de los aceros. Y es en 1984 cuando se desarrolla la segunda generación de aceros microaleados para forja con la característica de contener bajos porcentajes de carbono (0.1 a 0.3% C) y son producidos con una microestructura ferrita-perlita o con una microestructura de ferrita acicular. La resistencia al impacto se vió favorecida gracias a las adiciones de titanio, aunque debe tenerse en cuenta que una reducción en la temperatura de forja resulta también en un mejoramiento de la tenacidad en estos aceros.

Uno de los objetivos principales para el uso de estos aceros, es la buena combinación de las propiedades finales, y una forma de obtenerla es teniendo un control sobre los tratamientos térmicos. Una desventaja de los aceros microaleados de ferrita-perlita es que la resistencia y dureza finales están en función de la velocidad de enfriamiento [7,8].

El esfuerzo último a la tensión de los aceros microaleados de la primera y segunda generación es adecuada para muchas aplicaciones dentro de la ingeniería, pero estos aceros no logran la tenacidad de una aleación templada y revenida en forma convencional bajo condiciones normales de forja en caliente [6].

A finales de los 80's, en los Estados Unidos se introduce la tercera generación de aceros microaleados para forja con una producción a nivel comercial, éstos difieren de sus predecesores en que son templados directamente de la temperatura de forja para producir microestructuras de martensita masiva con carburos de microaleantes distribuidos uniformemente. Eliminando subsecuentes tratamientos térmicos, estos materiales logran

propiedades mecánicas, incluyendo tenacidad, similares a la de los aceros templados y revenidos en forma convencional. Los principios metalúrgicos que dieron lugar al gran desarrollo de estos aceros son [6]:

\*Adiciones de niobio suficiente para exceder el límite de solubilidad a la temperatura de forja. La indisolución de Nb(C,N) retarda la recristalización y el crecimiento de grano de la austenita durante la forja y el templado.

\*Un control sobre la composición química, asegura que la temperatura martensítica final sea arriba de 205°C.

\*Un rápido temple en agua fría es desarrollado a través de un transportador en movimiento con un intercambiador de rociado o por otro equipo apropiado.

\*La temperatura martensítica final relativamente alta, combinada con el efecto de masa de una forja, da como resultado una microestructura autorevenida con una excelente tenacidad y una dureza de entre 35 a 43 HR<sub>C</sub>. Además pueden ser manufacturadas por este medio secciones con un espesor de hasta 50 mm.

Esta nueva generación de aceros microaleados, presenta una alta tenacidad y un doble en el valor de la resistencia a la cedencia con respecto a la obtenida con los aceros de la segunda generación.

### **2.1.2 Aceros microaleados en México**

México, como un país importante en la producción de petróleo, es un consumidor regular de aceros microaleados tanto de fabricación nacional como de importación para líneas de tubería de transporte de gas y aceite. El desarrollo que ha tenido la producción del

acero mexicano se ha incrementado en forma importante a partir de los 70's. En la figura 2.1 se muestra la comparación de la producción del acero en México con respecto a otros países en vías de desarrollo, además se puede observar que a partir de 1979, la producción del acero en nuestro país se ha estabilizado a los niveles de 7 mtpa, la cual es aproximadamente la cantidad requerida para el consumo interno.

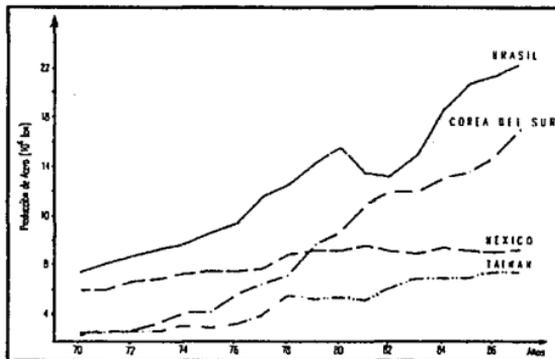


Figura 2.1. Producción del acero en México en relación con otros países en vías de desarrollo.

La principal producción del acero en México, está concentrada en tres importantes compañías siderúrgicas: Altos Hornos de México S.A. (AHMSA); HYLSA S.A. y, Siderúrgica Lázaro Cárdenas - Las Truchas S.A. (SICARTSA), con una capacidad de producción de 3.2, 1.85 y 1.25 mtpa respectivamente.

La producción de aceros HSLA para tubería es concentrada en AHMSA, en donde los aceros de grado X42 y X52 son inicialmente producidos entre 1963 y 1965. Entre los años de 1968 y 1969 se desarrollaron los primeros aceros microaleados empleando vanadio o

niobio como microaleantes, dependiendo del espesor del producto (Acero Grado X52: para espesores  $t > 12.5$  mm se utiliza vanadio y para  $t < 12.5$  mm se utiliza niobio).

México ha llegado a ser un país exportador de aceros HSLA para líneas de tubería de 24, 30 y 36 pulgadas de diámetro exterior, además de acero en planchones. Los aceros API también son exportados a países como Malasia, China, India y Colombia <sup>[9]</sup>.

### 2.1.3 Propiedades

Cuando aparecieron por primera vez los aceros microaleados, el incremento de su resistencia mecánica fué su principal ventaja, sobre los aceros de bajo carbono que no requerían tratamiento térmico. En la actualidad, al tenerse un mayor conocimiento sobre el efecto que tienen los microaleantes sobre la microestructura, y sobre las propiedades mecánicas en los aceros, se ha logrado utilizarlos en forma individual, en combinación entre ellos o con otros elementos aleantes para obtener y/o mejorar un amplio rango de características específicas e incluso lograr propiedades únicas, lo que ha conducido a su creciente uso en una gran gama de piezas y componentes en sustitución de los aceros al carbono clásicos.

Las propiedades que han propiciado el amplio desarrollo y uso de los aceros microaleados son <sup>[10,11]</sup>:

**\*Dureza:** La dureza y la uniformidad de ésta en todo el material, son excelentes en los aceros microaleados, los cuales al ser probados en ensayos, solamente han indicado un escaso incremento en dureza en las áreas de enfriamiento rápido en una prueba de forja. El mejoramiento de la dureza fué, por supuesto, obtenida fuera de subsecuentes tratamientos térmicos.

\*Resistencia a la fluencia alta: Se obtiene una capacidad de cargas más grandes para secciones más pequeñas y un elevado límite de fluencia.

\*Un alto grado de soldabilidad: Por su bajo contenido de carbono, los aceros microaleados mejoraron en un alto grado su soldabilidad, ya que después de realizar en ellos una soldadura, sus propiedades mecánicas casi no pierden su continuidad por lo que no requieren de tratamientos térmicos previos o posteriores. En el estándar establecido por el Comité Europeo del Concreto, en el cual se definen en un diagrama de carbono contra carbono equivalente, tres niveles de soldabilidad (Figura 2.2), en donde, en la zona que abarca los aceros de buena soldabilidad se encuentran los microaleados [12,13,14,15,16].

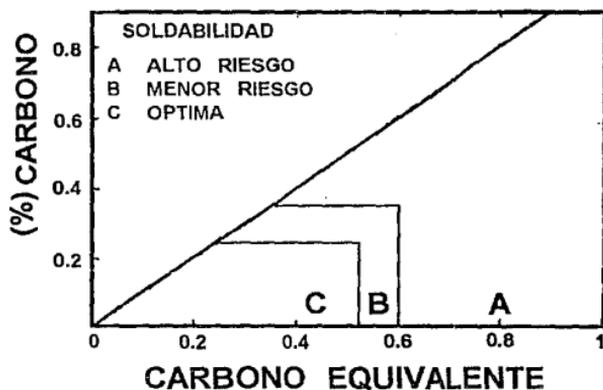


Figura 2.2. Diagrama carbono vs. carbono equivalente para determinar la soldabilidad de un acero.

El carbono equivalente <sup>[17,18,19]</sup>, está dado por una función empírica que sintetiza el efecto de los elementos aleantes en la soldabilidad de los aceros, y está dada por:

$$CE = \%C + \%Mn/6 + \%Si/6 + \%Cu/40 + \%Ni/20 + \%Cr/10 + \%Mo/50 + \%V/10$$

Donde el porcentaje de cada elemento debe ser expresado como porcentaje en masa.

**\*Alta resistencia con baja temperatura de transición dúctil-frágil:** En los aceros microaleados se ha encontrado el mismo esfuerzo y niveles de tenacidad como en muchas aleaciones con diversos grados de carbono.

**\*Resistencia a altas temperaturas:** Esta es todavía un área en la que los aceros microaleados han mostrado su superioridad. Adicionando pequeñas cantidades de titanio, tungsteno y niobio, en combinación con algunas tierras raras a aceros convencionales, generan un marcado mejoramiento en sus propiedades a altas temperaturas. Por ejemplo, estas aleaciones presentan una gran resistencia a la termofluencia, alta resistencia a la carburización, oxidación, y a la fatiga térmica, además de cierta ductilidad.

**\*Buen comportamiento en el trabajo en frío:** Los aceros microaleados durante el trabajo en frío muestran una buena ductilidad y resistencia a la fractura en secciones pequeñas.

**\*Buena resistencia a la corrosión atmosférica:** Esta propiedad sólo se presenta en algunos aceros microaleados.

**\*Bajo costo de producción:** Durante los últimos veinte años, los aceros microaleados han crecido en popularidad debido a que resultan ser económicos. Han reemplazado a muchos componentes caros que utilizan en su proceso el temple y revenido, ya que en los aceros microaleados basta con sólo forjar en caliente y templar desde la temperatura de forja para obtener piezas listas para ser usadas. Sin embargo, su costo es ligeramente mayor al de los aceros al carbono.

**\*Maquinabilidad:** Las barras y especialmente piezas forjadas, frecuentemente sufren de un maquinado significante. Naturalmente, la maquinabilidad depende del tipo de ma-

quinado a realizar, pero un número de pruebas comparativas han provisto algunos resultados interesantes:

En el caso de pruebas de torneado con herramientas de acero rápido, se ha demostrado que un acero microaleado tiene mayor maquinabilidad que la de un acero 4140 templado y revenido y sustancialmente mejor que un 4140 rolado en frío.

Una maquinabilidad mejorada resulta de una microestructura ferrita-perlita, la cual ofrece una mejor maquinabilidad que una microestructura de carburo y ferrita revenida de aceros tradicionales tratados térmicamente <sup>[10]</sup>.

En general, las propiedades de los aceros microaleados tienden a ser uniformes independientemente de la dimensión de la sección o del diámetro de la barra. Actualmente, la búsqueda continúa para mejorar aún más las propiedades a través de los microaleantes.

#### **2.1.4 Elementos microaleantes**

Para lograr las mejoras en las propiedades mecánicas de los aceros microaleados, se ha disminuido el contenido de carbono, esto con el fin de lograr una mejora en la tenacidad a baja temperatura, y la resistencia se ha compensado con la adición de elementos microaleantes <sup>[2,20]</sup>.

En general los elementos microaleantes en los aceros tienen como finalidad <sup>[6,21,22]</sup>:

\* Incrementar la resistencia mediante solución sólida o por endurecimiento por precipitación.

\* Controlar la microestructura mediante la modificación de la cinética de nucleación y crecimiento de la ferrita proeutectoide.

En la tabla 2.1 se muestra el efecto de los elementos microaleantes en las propiedades de los aceros HSLA, sin embargo, la influencia que tienen estos microaleantes sobre la microestructura y propiedades mecánicas del material, es muy difícil de predecir por el número de factores involucrados.

TABLA 2.1				
Efectos causados en las propiedades de los aceros por los elementos microaleantes				
Elementos	Endurecimiento por precipitación	Refinamiento de grano ferrítico	Afinidad con el nitrógeno	Modificación de la estructura
Vanadio	Fuerte	Débil	Fuerte	Moderado
Niobio	Moderado	Fuerte	Débil	Ninguno
Molibdeno	Débil	Ninguno	Ninguno	Fuerte
Titanio	Ninguno <0.025% Ti y Fuerte >0.05% Ti	Fuerte	Fuerte	Ninguno

Los elementos microaleantes comunmente utilizados son el niobio, vanadio y titanio. Estos elementos tienen una fuerte tendencia a formar carburos, nitruros o carbonitruros finos, que precipitan en la matriz del acero durante el proceso termomecánico, contribuyendo de esta forma al mejoramiento de las propiedades mecánicas, ya que la recrystalización es inhibida, obteniendo un producto de grano fino con mejor resistencia y tenacidad [23].

Las funciones que tienen estos tres microaleantes principales en el acero son:

\*Niobio: Dentro de la manufactura de los aceros microaleados, el niobio es de gran importancia. El niobio actúa como un efectivo refinador de grano de la austenita y durante la laminación tiene un fuerte efecto de retardar y elevar la temperatura de recrystalización de la austenita (Figura 2.3), que es la base de los procesos termomecánicos; además la temperatura de transición dúctil-frágil es aumentada por la precipitación de carburos y/o nitruros de niobio como se muestra en la figura 2.4. En 1980, aproximadamente el 50% del niobio fué utilizado en la fabricación de aceros microaleados [3,24,25].

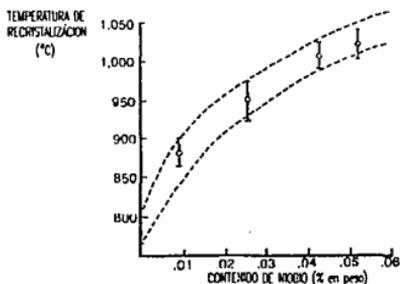


Figura 2.3. Gráfica que muestra la relación entre el contenido de niobio y la temperatura de recrystalización en el acero.

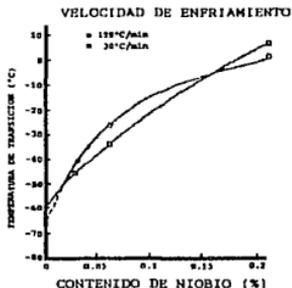


Figura 2.4. Gráfica que relaciona el contenido de niobio y la temperatura de transición.

La precipitación de niobio en la austenita proviene de la recristalización durante el trabajo en caliente, ayudando a la formación de ferrita de grano muy fino. Sin embargo, parte del niobio permanece en solución sólida incrementando la templabilidad y de esta manera ayuda a la formación de la ferrita de grano fino. Estos dos mecanismos de refinamiento de grano junto con la precipitación de Nb(C,N) en la ferrita, totalizan los efectos de endurecimiento del niobio [1,26].

La efectividad del endurecimiento por precipitación por la adición de niobio, dependen de la solubilidad en la austenita de la fase precipitada y de la dependencia de la solubilidad con la temperatura. Las partículas no disueltas en la austenita no proporcionan endurecimiento por solución sólida, en cambio, si produce un refinamiento de grano. El refinamiento de grano es uno de los métodos empleados para lograr la resistencia de los aceros microaleados [22].

El niobio tiene además una fuerte afinidad por el nitrógeno y el carbono en el acero. En los aceros microaleados el niobio precipita en forma de carburos, nitruros o carbonitruros Nb(C<sub>x</sub>N<sub>y</sub>) denominado normalmente como Nb(C,N). La mayoría de estos compuestos tienen la estructura cúbica de NaCl. El Nb(C,N) muestra una relación clara entre la composición del acero y la composición de los carbonitruros, estos últimos se forman debido a la gran similitud de los carburos y los nitruros, ambos forman solución sólida [27,28,29].

La solubilidad de los carburos y carbonitruros de niobio en austenita está determinada por el efecto de los elementos de aleación presentes en el acero [3,29,30].

La aplicación más importante de los aceros microaleados con niobio, es la fabricación de ductos para petróleo y gas, los cuales operan generalmente a temperaturas abajo de -25°C. También tienen gran aplicación en la industria automotriz, en la construcción de

puentes y edificios (aceros sismo-resistentes), construcción de embarcaciones, etc., en donde el costo por unidad de resistencia-peso es particularmente ventajoso [3,6].

\*Vanadio: El vanadio no es tan efectivo como el niobio en cuanto a retardar la recristalización de la austenita debido a su solubilidad en ella, sin embargo, en rangos de 0.03 a 0.1% se utiliza para lograr endurecimiento por precipitación, que es la principal contribución de este microaleante a el acero y cuando va asociado con un contenido óptimo de nitrógeno, retarda la recristalización de la austenita. Cuando el porcentaje de vanadio en el acero es por arriba de 0.15%, existe una relación lineal entre el contenido de vanadio y el esfuerzo a la tensión.

A medida que se va agregando vanadio, la temperatura de transición dúctil-frágil también se incrementa. El niobio y el vanadio algunas veces son usados en combinación en los aceros microaleados para lograr una buena combinación de propiedades [6.31].

\*Titanio: Puede comportarse como un refinador de grano o para lograr endurecimiento por precipitación, dependiendo de su contenido. A composiciones mayores de 0.05%, los carburos de titanio comienzan a presentar un efecto endurecedor. Sin embargo, actualmente, el titanio es usado comercialmente para retardar el crecimiento de grano en la austenita y para proveer tenacidad. Comúnmente, el rango de concentración de titanio en los aceros microaleados va desde 0.01 a 0.02% [6].

Los efectos de otros elementos aleantes y microaleantes en los aceros se pueden resumir como [6.32]:

\*Carbono: Cuando se aumenta el contenido de carbono en un acero, el límite elástico y la resistencia a la tracción se incrementan, disminuyendo el porcentaje de carbono a niveles de 0.9%, la ductilidad y la soldabilidad son afectadas por él.

\*Molibdeno: El uso del molibdeno en los aceros microaleados es moderado por su fuerte efecto en la templabilidad, pero puede producir un producto de reacción que sea nocivo para la tenacidad. Este microaleante es usado generalmente en los aceros microaleados de la segunda generación.

\*Manganeso y Boro: Son elementos aleantes que imparten la templabilidad requerida para producir una estructura acicular. Al aumentar el contenido de manganeso, el límite elástico y la resistencia a la tracción aumentan, reduciéndose la ductilidad y la soldabilidad, un efecto similar se logra con adiciones de silicio.

\*Fósforo y Níquel: Las adiciones de fósforo mejoran la resistencia, pero este aumento es acompañado por un decremento en la ductilidad. La adición de níquel aumenta la resistencia a la corrosión atmosférica y mejora moderadamente la resistencia a la tracción.

Elementos como el cromo, cobre, níquel y molibdeno pueden estar presentes a niveles residuales, como resultado de adiciones deliberadas con el fin de ejercer un control sobre la descomposición de la austenita y de la cinética de recristalización.

La optimización de la tenacidad y de la ductilidad en los aceros microaleados es una consideración importante. Los factores que se deben tomar en cuenta para lograr este objetivo son el uso de bajos contenidos de carbono, alta limpieza en los procesos de fabricación del acero (desgasificación en la olla, atmósfera protectora durante las coladas, etc.), uso de bajos contenidos de azufre y/o control de forma de inclusiones para minimizar la anisotropía de las propiedades.

## 2.1.5 Aplicaciones

Los aceros microaleados a nivel mundial, han demostrado ser muy versátiles, ya que ofrecen una excelente combinación de sus propiedades mecánicas, tales como alta resistencia mecánica comparada con la de los aceros ordinarios de bajo carbono, buena tenacidad a bajas temperaturas, ductilidad, soldabilidad y en algunos casos resistencia a la corrosión, dando como resultado que el campo de su aplicación se extienda de manera importante.

La aplicación de los aceros microaleados como la de cualquier material, depende de las propiedades requeridas, por lo que debido a la amplia gama de propiedades que presentan estos aceros, son utilizados en la fabricación de elementos de maquinaria, perfiles y estructuras de refuerzo para la construcción de puentes y edificios, tuberías para la conducción de gas y petróleo, barcos, y en general para cualquier elemento o pieza en donde se desee tener una reducción de área y mayor resistencia sin un gran aumento en el peso, esto es particularmente necesario en la fabricación de autopartes (Figura 2.5), en donde la optimización del uso de combustible es necesario [33,34].



Figura 2.5. Uso de los aceros HSLA en la producción de automóviles en E. U. A.

## 2.2. Proceso de forja

Forja es el proceso de conformado en el metal sin arranque de viruta por medio de presión o golpe, para obtener una pieza útil a la vez de que se obtienen mejoras en sus propiedades mecánicas y metalúrgicas. Los metales forjables de mayor importancia son: acero, aluminio y sus aleaciones, cobre y aleaciones maleables de cobre [35,36,37].

Los procesos de forja pueden realizarse en caliente o en frío. Generalmente esta operación se lleva a cabo en caliente, es decir, por arriba de la temperatura de recristalización del metal, ya que a estas temperaturas, es mínimo el trabajo de deformación y aumenta su plasticidad notablemente, disminuyendo simultáneamente su resistencia a la deformabilidad [35].

En cuanto al equipo empleado, la forja puede ser de dos tipos principalmente: el de martillo en el cual el impacto y la deformación en el metal son realizados rápidamente; y la forja de presión, en la cual el metal está sujeto a fuerzas de compresión muy lentas. Estos equipos necesitan ser seleccionados con respecto a sus características de energía y carga, de tiempo -persona y su capacidad de producir partes con dimensiones de alta precisión [37].

Finalmente los procesos de forja, dependiendo de los dados empleados, puede dividirse en dos categorías [37]:

a) Forja de dados abiertos, llevada a cabo entre dados planos o con formas muy simples. El material fluye lateralmente conforme las superficies de los dados se acercan una con otra, existiendo una baja deformación en la interfase de la pieza y el dado debido a las fuerzas de fricción entre ellos. Este proceso es utilizado principalmente cuando se trata de objetos grandes o cuando el número de partes producidas son bajos y frecuentemente,

la forja en dados abiertos es usada para darle una preforma a las piezas forjadas en dados cerrados.

b) Forja de dados cerrados, en la cual, la pieza es deformada entre dos o más dados, los cuales tienen impresa la forma final de la pieza. Dicha pieza es deformada a alta presión en una cavidad cerrada, permitiendo un flujo profundo del material obteniendo en estos casos, piezas con una buena precisión dimensional. Este tipo de proceso es utilizado para producciones grandes, de tal manera que pueda justificarse el alto costo de los dados. Generalmente la forja en dados cerrados requiere de una serie de forjas antes de llegar a el conformado de la pieza final.

Teóricamente, cualquier metal con suficiente ductilidad puede forjarse ya sea por golpe o por prensa, pero en la práctica, el acero se forja exclusivamente por impacto debido a que la vida del dado de las prensas se acortaría debido al tiempo más largo de contacto entre el dado y el acero caliente, en cambio la mayoría de los metales no ferrosos se forjan a presión <sup>[38]</sup>.

En el caso de los aceros, la forjabilidad depende fundamentalmente de su composición y especialmente de su porcentaje de carbono, ya que para elevados contenidos de carbono su forjabilidad se ve reducida. Elementos como el azufre y fósforo vuelven quebradizo al acero en la forja en caliente y en frío respectivamente, mientras que el manganeso reduce el efecto nocivo del azufre <sup>[35]</sup>.

La deformación producida por la forja conduce a una direccionalidad de la microestructura, orientándose las partículas de segunda fase y las inclusiones paralelamente a las direcciones de mayor deformación, es por esto que un apropiado diseño de la forja debe tomar en cuenta las mejoras en las propiedades mecánicas en ciertas direcciones que ocurren con el flujo del metal <sup>[37,38]</sup>.

En las piezas de forja las fibras no se interrumpen, contrariamente a lo que ocurre con las obtenidas en un material trabajado mediante un proceso de corte como puede observarse en la figura 2.6. Esta textura de forja es característica y origina que las propiedades tales como la tenacidad y resistencia sean inferiores en la dirección transversal a las fibras, a las que se obtienen en la dirección longitudinal a ellas, por eso, para obtener una relación óptima entre las propiedades obtenidas en ambas direcciones, conviene limitar la deformación a valores de 50 a 70% de reducción de la sección transversal, además cabe agregar, que la forja reduce los costos en la producción de piezas de geometría compleja<sup>[35,37]</sup>.

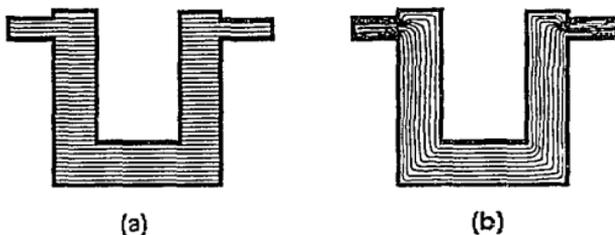


Figura 2.6. Orientación de las fibras en: a) Una pieza maquinada y, b) Una pieza forjada.

La carga requerida en un proceso de forja está afectado principalmente por seis factores [37,39].

1. Esfuerzo último a la tensión. Cuando un material es sometido a tensión la curva convencional de esfuerzo es generada dividiendo la carga en cualquier punto entre el área de sección transversal inicial del espécimen, sin embargo, el esfuerzo real es más grande que el convencional debido a que está en función del área instantánea de sección transversal, la cual va disminuyendo dando lugar a un incremento del esfuerzo.

En el caso de una pieza sometida a compresión, el esfuerzo real en cualquier punto de la gráfica es más bajo que el convencional, debido a que el área instantánea durante la deformación aumenta.

2. Factor por endurecimiento por deformación. Este tipo de endurecimiento es originado por la interacción de las dislocaciones con otras y con partículas de precipitados o átomos ajenos que actúan como barreras, las cuales impiden su movimiento a través de la red cristalina formando un apilamiento de dislocaciones. Se sabe que el número de dislocaciones en un cristal recocido, aumenta con la deformación aplicada, llegando en el caso de trabajado en frío hasta valores de  $10^{10}$  a  $10^{12}$  dislocaciones por  $\text{cm}^2$ .

El endurecimiento que sufre un material sometido a compresión puede ser dividido en tres etapas:

Etapa I: Región de fácil deslizamiento o de flujo laminar; es una etapa en la cual el cristal sufre un pequeño endurecimiento por deformación, ya que las dislocaciones avanzan grandes distancias relativamente sin encontrar obstáculos.

Etapa II: La curva de flujo entre el esfuerzo de corte y la deformación de corte, tiene un comportamiento lineal y es donde el endurecimiento por deformación incrementa rápidamente. Además, en esta etapa ocurre un apilamiento de dislocaciones generándose distorsiones en las redes. La densidad de dislocaciones se relaciona con el esfuerzo cortante de acuerdo a la siguiente fórmula:

$$\tau = \tau_0 + \alpha G b \rho^{1/2}$$

En donde  $\tau_0$  es el esfuerzo cortante necesario para mover una dislocación  $\rho$  en ausencia de otra,  $G$  es el módulo de elasticidad cortante,  $b$  el ancho y  $\alpha$  es una constante numérica que varía de 0.3 a 0.6 para diferentes metales con estructura cristalina fcc y bcc.

Etapa III: Es la región en donde decrece el rango de endurecimiento por deformación, y es llamada frecuentemente como zona de recuperación dinámica.

3. Efecto de la temperatura. La temperatura juega un papel muy importante en el caso del conformado en metales, incluso se han clasificado como trabajo en caliente y trabajo en frío.

En el caso de trabajo en caliente se lleva a cabo a temperaturas por arriba de la de recristalización del metal, permitiendo un proceso de recuperación simultáneo con la deformación, además reduce el esfuerzo necesario para llevar a cabo la deformación, incrementando su elongación y mejorando su formabilidad en general. El proceso de forja en caliente aumenta ligeramente la fricción que la generada en una forja en frío, pero aun así, el 95% de los trabajos de forja se realizan en caliente.

En el caso de forjas realizadas en frío, no ocurre una recuperación del material durante el proceso, por lo que el endurecimiento por deformación incrementa continuamente con la deformación pudiendo incluso provocar agrietamiento en el material.

4. Efecto de la fricción entre el dado y el material. Puede ser considerado como la resistencia que presenta el material al flujo, la cual está en función también por el espesor de la pieza. Debido a que el volumen durante la forja no cambia el material tiende a fluir hacia el exterior, y en el caso de que los dados sean más anchos que la pieza, esta última tiende a tomar una forma abarillada debido a la fricción entre la pieza y los dados. El coeficiente de fricción entre el dado y el material puede ser de 0.15 y 0.2 en el caso de la forja en frío y de 0.3 en la forja en caliente.

La fricción incrementa el valor de la fuerza de deformación y hace la fricción más inhomogénea como se muestra en la figura 2.7, lo cual puede incrementar la probabilidad de falla por fractura.

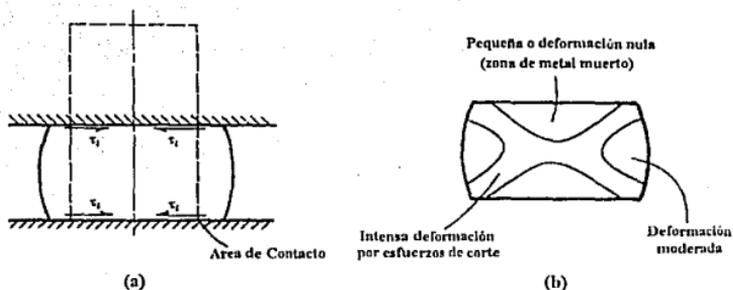


Figura 2.7. Consecuencias generadas por la fricción durante la forja: a) Dirección de los esfuerzos de corte y b) Inhomogeneidad de deformación en la pieza.

Los mecanismos de fricción en la interfase dado - pieza es muy complejo; y por lo tanto la compresión necesaria para producir el flujo plástico no puede ser determinado mediante una fórmula tan simple como la de:  $P_x = \sigma_0 A$ , por lo tanto, se asumen ciertas hipótesis simplificativas para poder calcular la carga necesaria en la forja de un material. La figura 2.8, nos muestra los esfuerzos generados en una placa de espesor constante, bajo un proceso de forja en dados planos y abiertos; de donde finalmente se puede estimar que:

La carga requerida para forjar una sección plana en dados abiertos es:

$$P = \sigma \cdot A \cdot C$$

y para dados cerrados según Schey es:

$$P = \sigma \cdot A \cdot t \cdot C$$

Donde, C es un factor de compresión, que está en función de la complejidad de la pieza a forjar y del coeficiente de fricción. Sus valores son de 1.2 a 2.5 para un cilindro entre

dados planos y abiertos; de 3 a 8 para forja en dados cerrados de forma simple y, de 8 a 12 para geometrías más complejas. Para dados abiertos A es el área del ariete o martillo y,  $A_t$  en el caso de la forja en dados cerrados es el área transversal de la forja en la línea de partición.

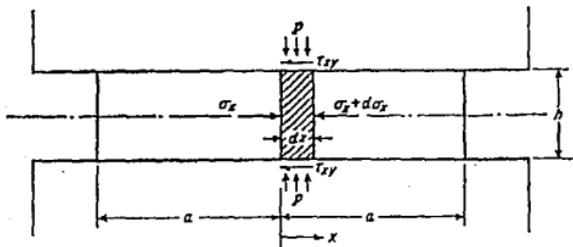


Figura 2.8. Esfuerzos actuantes sobre una placa forjada en dados abiertos y planos.

5. Efecto de la velocidad de forja o razón de cambio a la cual la deformación se lleva a cabo. Su control es difícil pero se ha observado que el material presentará mayor resistencia a la deformación cuando la carga es aplicada a mayor velocidad. Por ejemplo, la velocidad de deformación real para un cilindro de altura  $h$  sometida a compresión a una velocidad  $v$  de deformación es:

$$\dot{\mathcal{E}} = d\mathcal{E}/dt = (1/h)dh/dt = v/h$$

Para fines prácticos, el rango de deformación puede ser obtenido considerando la velocidad constante  $V_0$ , cuando una pieza es reducida a una altura  $h_0$  a una altura final  $h$  como:

$$\mathcal{E} = (V_0/2)\ln[(h_0/h)/(h_0-h)]$$

6. Efecto de la resistencia al corte del material durante la forja. Este factor afecta de manera significativa en el caso de que la pieza no sea congruente con la superficie de la herramienta, o bien, que las herramientas sean más pequeñas que las partes a forjar.

### 2.2.1. Procesos termomecánicos en los aceros microaleados

Los aceros en ingeniería requieren de un determinado rango de propiedades mecánicas para ser tecnológicamente y económicamente exitosos. Las principales propiedades de interés en los aceros son la resistencia, la tenacidad, la ductilidad y la soldabilidad. Esta demanda de propiedades se pudo satisfacer cuando se llevó a cabo un desarrollo paralelo de los aceros microaleados por un lado y de los procesos termomecánicos por otro, juntos dieron lugar a obtener un material con resistencia, tenacidad y soldabilidad. Anteriormente, solamente se podía lograr tener alta resistencia y tenacidad en aceros tratados térmicamente, pero ahora es posible tener propiedades similares en un acero microaleado procesado termomecánicamente, sin la necesidad de un tratamiento térmico final como se observa en la figura 2.9 [6,40].

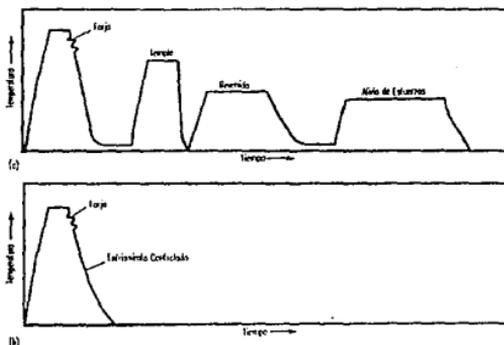


Figura 2.9. Ciclos de forja con tratamiento térmico para: a)acero convencional y, b)acero microaleado.

Los aceros microaleados que han sufrido de un proceso termomecánico presentan propiedades finales adecuadas a los requerimientos de la aplicación final que tendrán. La manera de obtener las propiedades finales adecuadas consiste en tener primeramente un estudio del tratamiento térmico para poder controlar la microestructura de una manera casi predecible. Este control de la microestructura final es basada a su vez, en un entendimiento de la manera en como responden los aceros a los procesos termomecánicos y cómo esta respuesta puede llegar a ser alterada a través de los elementos microaleantes.

Es bien sabido que el control sobre el refinamiento de la microestructura final inicia durante la solidificación y prosigue durante el recalentamiento, después durante la deformación plástica en caliente y durante la transformación final. Debido a que la microestructura que se obtiene al final del proceso es un reflejo de la microestructura y composición de la austenita anterior a la transformación, es obvio que el refinamiento de esta austenita final es crítica para obtener la óptima microestructura y propiedades mecánicas finales. Uno de los elementos claves en los procesos usados para obtener la microestructura austenítica apropiada es sin lugar a dudas los tratamientos termomecánicos, los cuales son un tipo especial de procesamiento de deformación en caliente, por ejemplo: El laminado, la forja, el embutido, entre otros. La forma más común de procesamiento termomecánico usado hoy en día es el llamado controlled rolling, en el cual la microestructura austenítica es controlada durante el laminado.

Para producir aceros microaleados con alta resistencia mecánica y buena tenacidad, se utilizan los procesos termomecánicos controlados: deformación plástica controlada (controlled rolling) y el enfriamiento controlado (controlled cooling), los cuales parecen ser vitales para producir aceros con propiedades óptimas, considerando los tipos de estructura obtenidas: ferrita-perlita, bainita-ferrita acicular.

Los procesos termomecánicos controlados involucran el calentamiento del material a una temperatura adecuada, deformación plástica por arriba y debajo de la temperatura de recristalización de la austenita y/o deformación en la región bifásica austenita ferrita.

La tenacidad de todo acero microaleado que ha sufrido un proceso termomecánico mejora cuando el refinamiento de grano de la ferrita es maximizado por medio del control sobre la temperatura final del trabajo en caliente [30,41].

La microestructura óptima se obtiene controlando principalmente cantidad y temperatura de deformación a través de reacciones de disolución y precipitación de los elementos microaleantes. Los cambios estructurales que ocurren durante un proceso termomecánico en un acero microaleado se dividen en tres etapas (Figura 2.10) [10]:

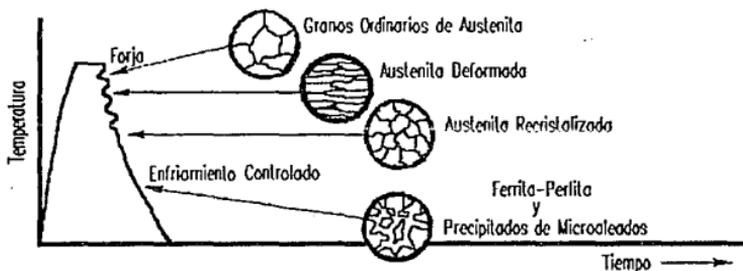


Figura 2.10. Esquema que muestra las diferentes etapas que se presentan en un acero microaleado en un proceso de forja.

1. Deformación en la región de recristalización de la austenita. En esta región, a alta temperatura los microaleantes están en solución en la austenita y durante y después de la deformación plástica, precipitarán tanto en la austenita como en la ferrita como

carburos, nitruros o carbonitruros. A temperaturas más bajas una gran cantidad de precipitados permanecerán sin disolverse en la austenita. Estos precipitados inhibirán el crecimiento de grano en la austenita recristalizada.

2. Deformación en la región de no-recristalización. Durante esta etapa, la recristalización de la austenita se suprime lo suficiente, de manera que se forman granos alargados de austenita, se piensa que los microaleantes retardan la recristalización de la austenita, ya sea por efecto de solución sólida o por efecto de la precipitación inducida por deformación. Los granos alargados de la austenita son los sitios preferenciales para la nucleación de la transformación austenita-ferrita.

3. Deformación en la región bifásica. En esta etapa, la ferrita nuclea de la austenita deformada. La ferrita sufre una recuperación y/o recristalización, produciéndose granos equiaxiados, regiones de alta densidad de dislocaciones y subestructuras de dislocaciones. Las consecuencias generales de este proceso sobre las propiedades mecánicas son un incremento en la resistencia a la fluencia, a la tracción y una baja temperatura de transición dúctil-frágil.

## CAPITULO III

### DESARROLLO EXPERIMENTAL

#### 3.1 Descripción del acero microaleado empleado

El material utilizado para la realización de este trabajo experimental es un acero microaleado grado API - X52, fabricado por SICARTSA (ahora Ispat Mexicana) y obtenido por medio del proceso de colada continua (figura 3.1), dicho proceso consiste en vaciar el acero líquido a un recipiente intermedio el cual tiene la función de controlar la velocidad de vaciado a los moldes de colada continua, estos moldes llamados cristalizadores se encuentran refrigerados por medio de serpentines colocados en su parte externa, cuenta además con un movimiento vibratorio para evitar que el acero en su solidificación se adhiera a ellos [42]. Debido a que estos moldes carecen de fondo, cuentan con un dispositivo llamado inoculador, el cual consiste en una barra metálica con cabeza desmontable cuya sección corresponde a las dimensiones del lingote y, posee un movimiento descendente con lo cual se extrae poco a poco el lingote sólido [43,44].

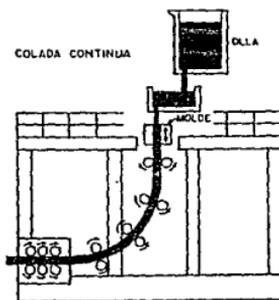


Figura 3.1. Proceso de fabricación del acero por colada continua.

Una vez que el lingote empieza a salir del molde es jalado por unos rodillos y llevado directamente a los trenes o molinos de laminación para darles forma de producto terminado [43].

La composición química del acero API - X52 obtenida por análisis químico practicado por absorción atómica se muestra en la tabla 3.1, en donde el niobio, el vanadio, el molibdeno y el titanio son los de elementos microaleantes.

TABLA 3.1												
Composición química para el acero de grado API-X52												
%C	%Mn	%Si	%S	%P	%Cu	%Al	%Ni	%Cr	%Mo	%V	%Nb	%Ti
0.1	0.9	0.25	0.003	0.015	0.3	0.04	0.05	0.015	0.05	0.04	0.015	0.015

Este tipo de acero microaleado se emplea actualmente en México para la fabricación de tuberías para conducción de gas amargo y aceite principalmente<sup>[9]</sup>.

### 3.2 Descripción del equipo utilizado para los ensayos de forja.

El diseño y distribución del equipo para llevar a cabo el proceso experimental de forja se muestra en la figura 3.1; cuenta con un martillo de forja por caída libre, con dados planos y abiertos, sin utilizar lubricante en la interfase dado - metal.

La temperatura se monitoreó durante todo el ensayo a través de un termopar tipo K, con cubierta de inconel, el cual se conectó a una unidad de adquisición de datos analógico digital HP-3497A de 20 canales de capacidad el cual tiene acoplado un voltímetro con una

resolución de 1 nanovolt. El adquisidor se encuentra conectado a una computadora HP-9000 modelo 216, que mediante un programa en lenguaje Q-Basic almacenó aproximadamente 20 datos de voltaje por segundo, los que posteriormente fueron graficados para obtener las curvas de enfriamiento.

El arreglo contó además, con un horno tipo mufla con capacidad de alcanzar  $1200^{\circ}\text{C}$ , en el cual fueron calentadas las probetas antes de ser forjadas, y finalmente para lograr velocidades de enfriamiento diferentes se utilizaron tres medios: Agua, aceite y aire comprimido.

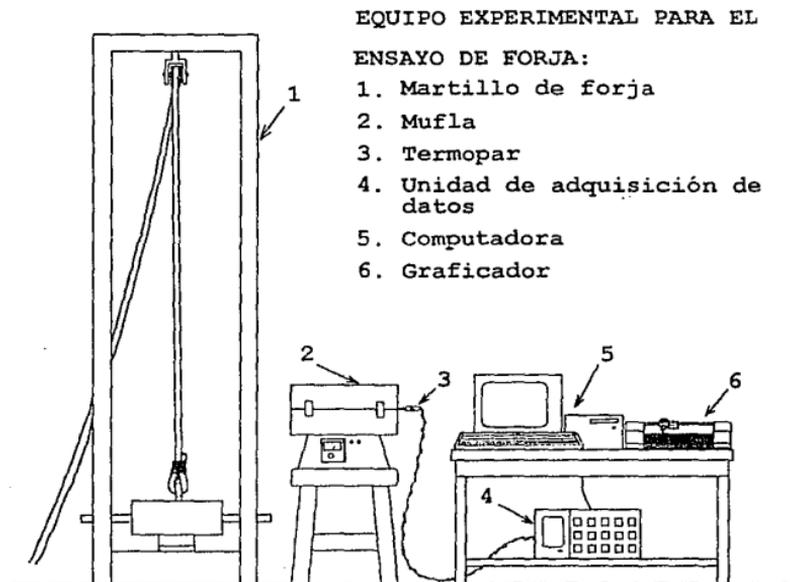


Figura 3.2. Arreglo del equipo experimental utilizado para los ensayos de forja.

### 3.3 Procedimiento experimental

#### 3.3.1 Preparación de probetas para forja

A partir de un planchón de colada continua de un acero microaleado grado API - X52, se obtuvieron de la parte central (esto con el fin de evitar la estructura heterogénea de las partes exteriores del planchón debido a la velocidad de enfriamiento desigual) dos tipos diferentes de probetas (Figura 3.2) las cuales se explican a continuación:

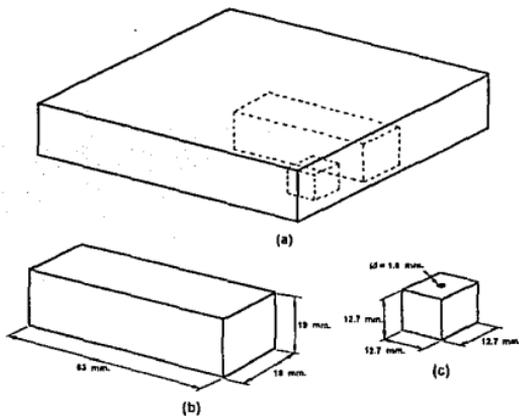


Figura 3.3. a) Placa de material de llegada, de donde fueron obtenidas las probetas, b) probetas tipo B y, c) probetas tipo A.

\* Probetas Tipo A: Estas probetas fueron utilizadas para realizar el proceso de forja experimental empleando diferentes medios de enfriamiento y observar las diversas microestructuras obtenidas, así como medir su dureza al final de cada ensayo.

Las probetas A fueron maquinadas con una geometría cúbica de 12.7 mm. por lado, en una de sus caras y por la parte central de cada uno de los especímenes de prueba se taladró un agujero de 1.6 mm. de diámetro por 4.8 mm. de profundidad en el cual se pudiera introducir el termopar para que registrara la temperatura de la pieza durante todo el proceso.

\* Probetas Tipo B: Estas probetas se utilizaron para ser forjadas y templadas, todas en el mismo medio de enfriamiento, y obtener de ellas finalmente especímenes para ensayo de impacto. Estas probetas tuvieron dimensiones de 19 x 19 x 63 mm.

### **3.3.2 Proceso experimental de forja**

El ensayo de forja consistió primeramente en colocar el espécimen del tipo A dentro del horno, y elevar su temperatura hasta los 1420<sup>o</sup>K para lograr una austenización total del material. La pieza se mantuvo a esta temperatura por un tiempo de permanencia de 45 minutos para asegurar una homogenización de la temperatura en toda la probeta, además de permitir una distribución uniforme de los elementos aleantes y para romper la microestructura de colada en el acero.

En seguida, el martillo de forja se colocó a una altura de 1.9 m de desplazamiento en caída libre, lo que da como máxima energía aplicada a cada probeta durante la deformación plástica de 630 Joules y una reducción del espesor durante la deformación plástica del 60%.

Después de la austenización de la probeta, ésta se colocó rápidamente en el martillo de forja para ser deformada plásticamente y enfriada en uno de los tres medios de enfriamiento utilizados en el proceso, los cuales fueron: Agua a temperatura ambiente, aceite y aire comprimido. Por medio del termopar, se fueron obteniendo alrededor de 20 lecturas de

temperatura por segundo, las cuales fueron registradas por la unidad de adquisición de datos y graficadas durante todo el proceso de forja y enfriamiento.

Las probetas del tipo B siguieron el mismo proceso descrito para las del tipo A, sin embargo, la altura a la que se colocó el martillo fué mayor debido a que el espesor de este tipo de probetas es mayor y lograr de esta manera un porcentaje de deformación del 40%. El medio de enfriamiento utilizado para todas ellas, fué agua a temperatura ambiente (293 °K).

#### **3.4 Preparación de muestras para análisis metalográfico**

La preparación de las muestras forjadas para estudios metalográficos, consistió de la secuencia descrita a continuación: Primeramente se cortaron los especímenes de manera transversal y longitudinal a la dirección de la deformación plástica sufrida con una cortadora de disco con inserto de diamante LECO VC-50, a baja velocidad y evitando el calentamiento de la pieza que pudiera generar una posible modificación de la microestructura en el acero.

Posteriormente, se procedió a desbastar de manera gradual una de las caras de cada una de las piezas haciendo uso de papel abrasivo de SiC de grado 80, 120, 240, 360, 400, 500 y 600, empleando agua para evitar la acumulación de material entre los granos de la lija. Después se les dió un pulido a espejo utilizando polvo abrasivo de alúmina de tres tamaños diferentes (1, 0.3 y 0.05 micras) sobre paño y agua como medio de lubricación.

Una vez pulidas las muestras, se les eliminó las partículas de alúmina que pudieran haber quedado en la última etapa del pulido con ayuda de un limpiador ultrasónico. Limpias, desengrasadas y secadas con aire caliente se observaron en el microscopio óptico para determinar si contaban con la calidad suficiente para su caracterización metalográfica.

La preparación de las muestras termina con el ataque químico, el cual es necesario para revelar la microestructura obtenida en cada una de ellas. El reactivo utilizado fué Nital 2 (2%  $\text{HNO}_3$  en alcohol etílico)<sup>[45]</sup>.

### **3.5 Análisis microestructural**

A los especímenes forjados se les practicó un estudio de su microestructura empleando microscopía óptica en un equipo Olympus modelo PMG3 y un microscopio electrónico de barrido JEOL-T200, ambos acoplados con equipo de fotografía. Por medio de este análisis se pudo obtener las diferentes características microestructurales debidas a las diferentes velocidades de enfriamiento utilizadas.

### **3.6 Medición de dureza**

Con la ayuda de un durómetro LECO modelo RT-120 A, se midió la dureza en las escalas Rockwell B y C de cada una de las probetas procesadas termomecánicamente y de esta forma determinar la influencia que tiene el medio de enfriamiento a esta propiedad.

Las lecturas de las durezas en la pieza se realizó tanto de manera transversal como longitudinal a la dirección de la deformación para determinar si existía un cambio en las propiedades mecánicas en diferentes direcciones del material deformado, o bien, si se comportaba de manera isotrópica.

### 3.7 Ensayo de Impacto

A partir de las probetas tipo B una vez forjadas y templadas, se obtuvieron las probetas para el ensayo de impacto, como se muestra en la figura 3.4, en donde se observa que la muesca está orientada transversalmente con relación a la dirección del flujo del material forjado. Dichas probetas fueron maquinadas con las dimensiones estandar según la norma ASTM E 23 para la prueba de impacto Charpy con muesca en V (Figura 3.5) [46].

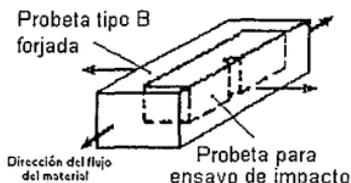


Figura 3.4. Obtención de las probetas para ensayo de impacto a partir de las probetas tipo B forjadas y templadas.

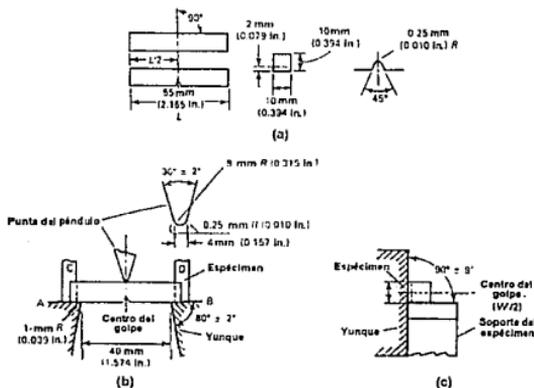


Figura 3.5. a) Dimensiones estándar para la probeta tipo Charpy con muesca en V según la norma ASTM E 23, b) vista superior y, c) vista lateral del montaje de la probeta en la máquina para la prueba de impacto.

Las pruebas se realizaron en una máquina para impacto Charpy con 300 Joules como energía máxima de golpe.

Las probetas fueron golpeadas a diferentes temperaturas (373, 333, 292, 258, 238, 218, y 173<sup>o</sup>K), para posteriormente determinar la temperatura de transición del acero procesado bajo las condiciones experimentales ya mencionadas, así como la tenacidad relativa del material a diferentes temperaturas.

Las probetas de 373 y 333<sup>o</sup>K fueron calentadas en una mufla, y las probetas de 258, 238, 218 y 173<sup>o</sup>K, fueron enfriadas en una mezcla de alcohol etílico y nitrógeno líquido en diferentes proporciones para obtener el valor de temperatura deseado.

### **3.7.1 Fractografía**

La técnica de fractografía se empleó para conocer y observar el tipo de fractura presentada por las probetas en el ensayo de impacto, y tener de esta forma una mayor idea del comportamiento dúctil y frágil del acero. Este análisis se realizó una de las mitades de cada una de las probetas, utilizando un microscopio electrónico de barrido JEOL modelo JSM-6400.

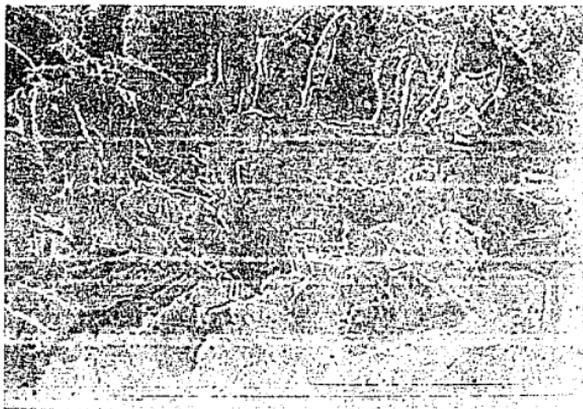
## CAPITULO IV

### RESULTADOS Y DISCUSION

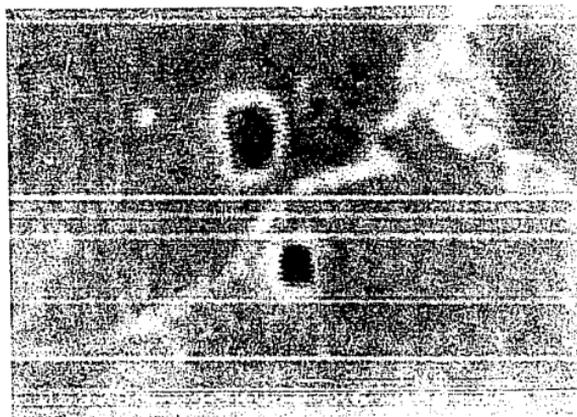
#### 4.1 Microestructuras

Uno de los objetivos de este trabajo, fué el de conocer el efecto que tiene el proceso de forja y la velocidad de enfriamiento sobre la microestructura inicial de colada del acero, sin realizar un tratamiento térmico antes ni después del proceso. La microestructura para el acero microaleado grado API-X52 en condiciones de llegada, es ilustrada en la figura 4.1a. Esta fotomicrografía obtenida por SEM, muestra que la microestructura es principalmente ferrita con poca cantidad de perlita debido al bajo porcentaje de carbono, se puede apreciar además que el tamaño y forma de los granos es muy irregular, debido a que se trata de un material obtenido directamente de un proceso de colada continua.

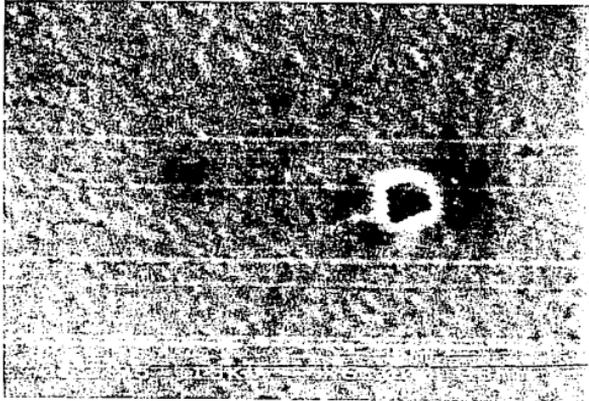
La precipitación de los elementos aleantes es un factor importante de estudio, debido a que son los responsables de la resistencia mecánica en los aceros microaleados. En el caso del material de llegada, en las figuras 4.1b y 4.1c se observan partículas cúbicas que han sido identificadas como partículas ricas en niobio y una partícula de sulfuro de manganeso claramente localizadas en la matriz ferrítica del material. Estas partículas no se encontraron distribuidas de manera uniforme en el acero, por lo que existían áreas con una mayor densidad de ellas. A partir de esta microestructura sin recibir ningún tratamiento térmico previo se llevó a cabo el proceso de forja y de enfriamiento en tres diferentes medios.



**Figura 4.1a.** Microestructura del acero microaleado API-X52 en condiciones de llegada. Se observa una matriz de colada ferrítica con escasas zonas de perlita. 1100X.



**Figura 4.1b.** Partículas cúbicas de niobio encontradas en el material de llegada, situadas cerca de un límite de grano, se observa además una pequeña zona perlítica. 6000X.



**Figura 4.1c. Partícula cúbica de niobio y otra más pequeña de sulfuro de manganeso, soportadas en la matriz ferrítica del material de llegada. 6000X.**

Los tres diferentes medios de enfriamiento utilizados en la parte final del proceso de forja, dió como resultado una variación en las características microestructurales en el acero, el cual no volvió a ser tratado térmicamente con el fin de conocer sus propiedades mecánicas. Para los especímenes forjados y enfriados en aire comprimido, la microestructura obtenida es ferrita del tipo basáltica como se puede observar en la figura 4.2a, en donde se nota un grano más refinado en comparación al del material de llegada, pero también presenta una microestructura heterogénea.

En la figura 4.3a, se muestra la microestructura obtenida en las probetas enfriadas en aceite, la cual representa una velocidad media de enfriamiento, en donde se observa una matriz de ferrita más acicular, con menor cantidad de ferrita basáltica.

Por último, la figura 4.4a, muestra que la microestructura de ferrita Widmanstätten es dominante en la matriz de las probetas enfriadas en agua. En este mismo material se observaron como muestra la figura 4.4c partículas cúbicas de niobio precipitadas en la matriz, que a diferencia del material de llegada, se encontraron distribuidas de manera más homogénea. Estos precipitados son los que tienen como función refinar la estructura microscópica del acero y endurecer la fase ferrítica, asegurando que la resistencia del acero alcance el nivel deseado, sin alterar su soldabilidad y ductilidad. En todos los casos podemos notar un refinamiento en la microestructura obtenida después de la forja y el enfriamiento.

## 4.2 Curvas de enfriamiento

Las curvas de enfriamiento obtenidas por medio del termopar introducido en la probeta, el cual monitoreó y adquirió el cambio de temperatura que sufría el material a través del tiempo en que se realizaba el ensayo de forja, nos ayudaron para calcular la velocidad con la que el material se iba enfriando, para obtener una microestructura determinada. Esto es importante además, porque nos ayuda a determinar el tipo de refrigerante y/o proceso de enfriamiento a seguir.

Las curvas de enfriamiento obtenidas experimentalmente se muestran las figuras 4.2a para el caso de enfriamiento en aire comprimido, 4.3b para el enfriamiento realizado en aceite y en la figura 4.4b para la probeta enfriada en agua. En el caso de la curva obtenida por enfriamiento en aire comprimido, debido a que el enfriamiento es más lento relativamente, se puede observar un cambio en la pendiente de la curva a los 963°K (690°C), este cambio nos indica que ha dicha temperatura se lleva a cabo la transformación del material de austenita a ferrita bajo estas condiciones de enfriamiento.

En las tres gráficas se observa que el golpe del martillo de forja sobre la probeta, le imprime una determinada energía durante la deformación la cual es responsable de un incremento de 40°C aproximadamente, este aumento en la temperatura es reproducido en la gráfica como un pico en la zona inicial de la curva. El golpe de la forja se lleva a cabo a una temperatura de 1420°K (1147°C).

Dentro del rango de enfriamiento en la forja para las tres gráficas, notamos que las curvas tiene un comportamiento no lineal, sin embargo, se consideró un promedio de la velocidad de enfriamiento para cada caso, los cuales se dan en la tabla 4.1.

<b>MEDIO DE ENFRIAMIENTO</b>	<b>VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO (°K/s)</b>	<b>DUREZA</b>
Agua	$3 \times 10^2$	35.4 HRc
Acelte	$1 \times 10^2$	22.7 HRc
Aire comprimido	$0.35 \times 10^2$	86.8 HRa

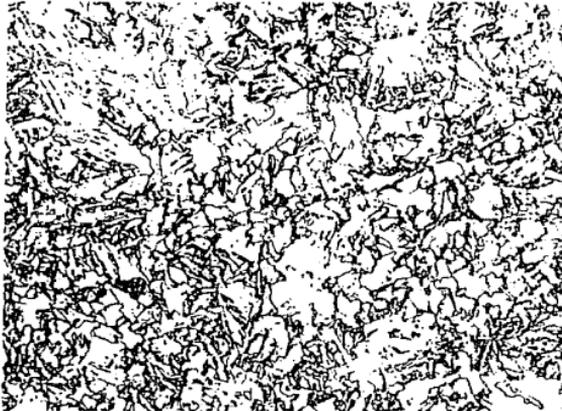


Figura 4.2a. Microestructura obtenida por medio de forja y enfriamiento en aire comprimido, en donde se observan granos poligonales de ferrita basáltica. 200X.

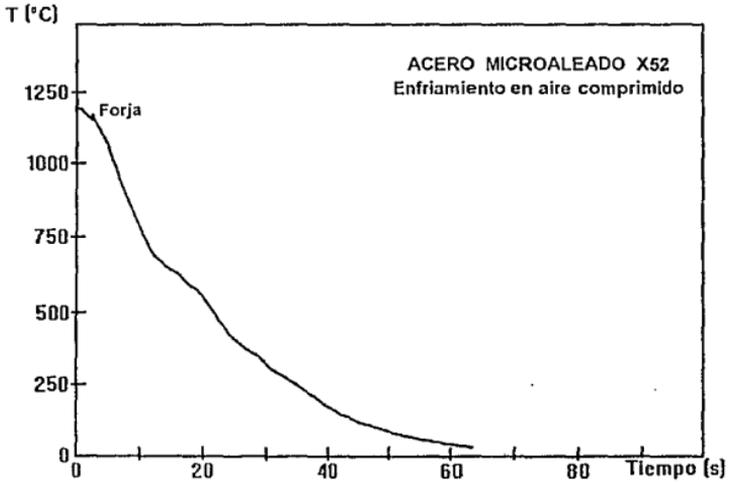


Figura 4.2b. Curva de enfriamiento continuo para una probeta forjada y enfiada en aire comprimido



Figura 4.3a. Microestructura obtenida en la forja con enfriamiento en aceite, en donde se observan granos de ferrita basáltica rodeados de ferrita acicular.200X.

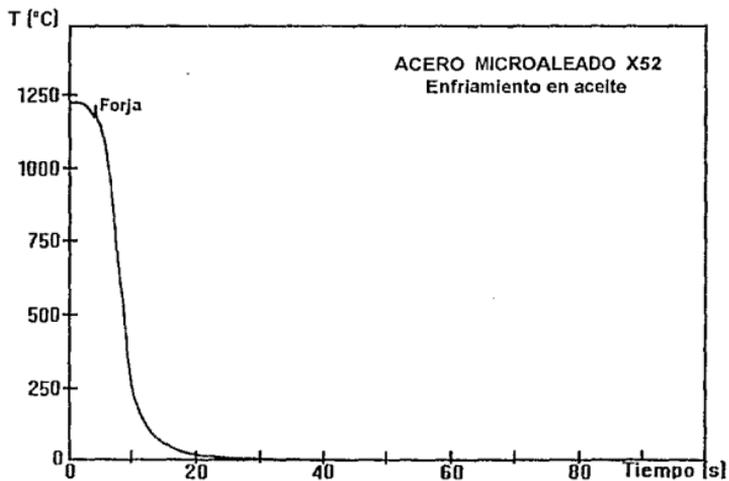


Figura 4.3b. Curva de enfriamiento continuo para una probeta forjada y enfiada en aceite.



Figura 4.4a. Microestructura obtenida en la forja con enfriamiento en agua, en donde se observa ferrita Widmanstätten principalmente.

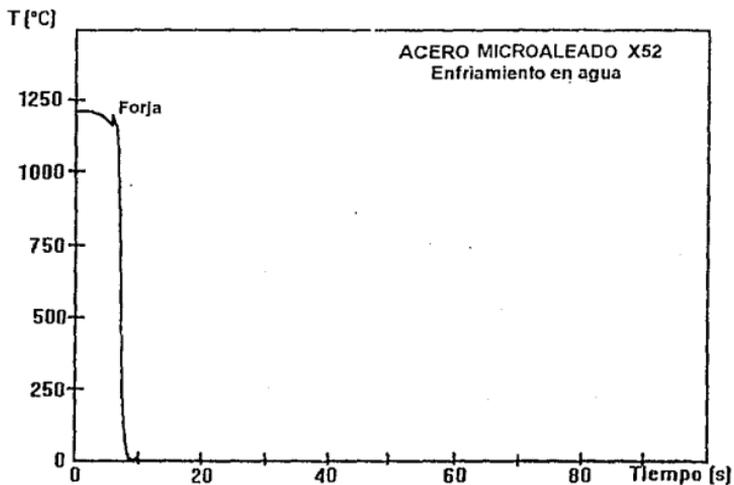
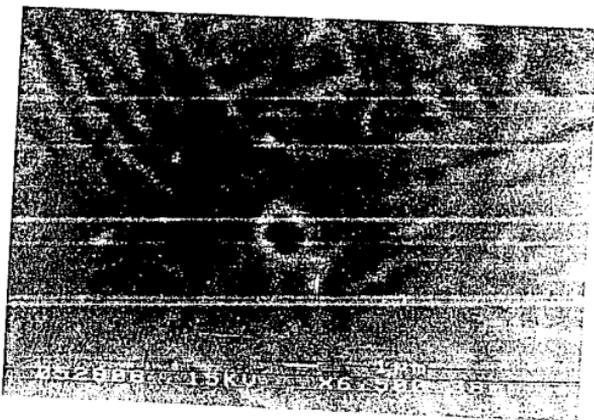


Figura 4.4b. Curva de enfriamiento continuo para la probeta forjada y enfriada en agua



**Figura 4.4c. Partícula cúbica de niobio precipitada en la matriz de una probeta forjada y enfrída en agua, 6500X.**

### 4.3 Mediciones de dureza

La medición de la dureza en las probetas forjadas hasta un 60% de su espesor inicial y enfriadas en los tres diferentes medios, resulta ser de gran importancia, debido a que nos dá una idea de la influencia que tienen las diversas velocidades de enfriamiento y las microestructuras obtenidas sobre las propiedades mecánicas. El material en condiciones de llegada, presenta un promedio de dureza de 87.5 HRB.

En la tabla 4.1 se muestran los valores de dureza medidos a los especímenes a temperatura ambiente después del proceso de forja, en el cual se logra una reducción del 60% de su espesor inicial y enfriados en los tres diferentes medios. Como se puede observar, las mediciones corresponden a lo esperado para cada velocidad de enfriamiento, esto es, que para los especímenes enfriados en agua se logran los valores de dureza más elevados (35 HR<sub>C</sub>), y que resultan ser de un valor de magnitud útil para la fabricación de diversas piezas de uso industrial; en los especímenes enfriados en aceite, que corresponde a una velocidad intermedia se obtienen lecturas de dureza en promedio de 22 HR<sub>C</sub> y, finalmente para los especímenes enfriados en aire comprimido resultan los valores más bajos de dureza (86 HR<sub>B</sub>), incluso un poco menor al valor de dureza inicial, esto puede deberse a la presencia de inclusiones en la estructura de colada en mayor cantidad que en ésta.

Esta diferencia en las durezas obtenidas está en función principalmente de la morfología de la microestructura obtenida. El aumento en la dureza por lo tanto es debido a la formación de estructuras con esfuerzos residuales generados por enfriamientos más rápidos, como lo son la ferrita Widmanstätten y la bainita, mientras que la disminución de la dureza ocurre por la formación de estructuras con mayor ductilidad debido a la relajación de tensiones en el acero por efecto de una velocidad de enfriamiento más lenta como lo es la ferrita.

#### 4.4 Ensayo de impacto

El uso principal dentro de la ingeniería de la prueba de impacto Charpy, está dentro de la selección de materiales para el diseño de piezas que requieran ser resistentes a la fractura frágil, considerando las cargas y la temperatura a la cual estén sometidas.

Las probetas para el ensayo de impacto se obtuvieron a partir de las probetas tipo B, forjadas hasta lograr una reducción de su espesor inicial del 40% y templadas en agua y sin tratamiento térmico posterior, ya que por medio de este proceso se logró una dureza de 35 HR<sub>C</sub>, la cual como ya se mencionó, representa un valor suficiente para su aplicación en un extenso uso industrial.

El rango de temperaturas empleado para obtener la energía de impacto en el ensayo Charpy con muesca en V, estuvo comprendido entre 173°K (-100°C) y 408°K (135°C), con esto fué posible construir una gráfica Energía absorbida-Temperatura y calcular la temperatura de transición del X52. Con dicha la gráfica se puede realizar también una estimación sobre si el material responderá al servicio al que estará destinado, principalmente para condiciones de servicio severo.

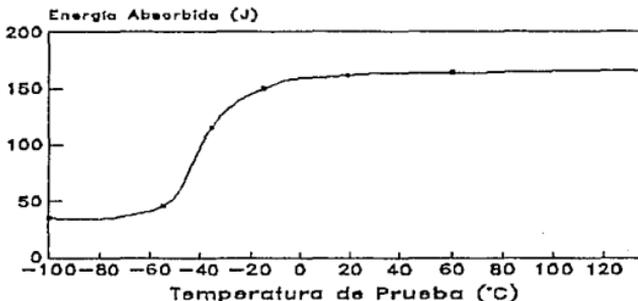
En la gráfica 4.5, se observa que el material mantiene un comportamiento dúctil hasta los 250°K aproximadamente, este punto es conocido como transición a fractura plástica, abajo de esta temperatura la tenacidad decrece aumentando la probabilidad de una fractura frágil.

A partir de está gráfica también se puede determinar el valor de la temperatura de transición del acero, la cuál es de suma importancia conocerla ya que ningún material debe ser empleado a ésta o dentro de este rango de temperaturas ya que su comportamiento mecánico no puede ser garantizado; la temperatura de transición para el acero X52 procesado bajo las condiciones anteriormente descritas se obtuvo considerando un

criterio arbitrario pero mayormente utilizado conocido como FATT (Fracture Appearance Transition Temperature) que se basa en el tipo de fractura que presenta un 50% de clivaje y 50% de fractura dúctil. El valor FATT para el X52 es de 235<sup>o</sup>K aproximadamente. Este bajo valor en la temperatura de transición puede ser atribuido principalmente por la combinación de una matriz ferrítica con un bajo contenido de carbono, la adición de elementos aleantes en la composición química que ayuden a mantener un tamaño de grano refinado durante el proceso termomecánico y por la poca pero buena distribución de los precipitados en la matriz que contribuyen en el endurecimiento en el acero.

Por el tipo de microestructura y por el amplio rango de temperatura de comportamiento dúctil obtenido en el acero, es posible suponer que el material puede ser forjado en varios pasos antes de obtener una forma útil final, lo cual es necesario para la fabricación de piezas de geometría compleja.

## ENSAYO DE IMPACTO CHARPY CON MUESCA EN V



ACERO MICROALEADO X52

Figura 4.5. Gráfica obtenida en el ensayo de impacto para las probetas de acero microaleado API-X52 con una reducción del 40% durante la forja y enfriada en agua.

Haciendo una comparación entre las temperaturas de transición del acero X52 y la de los aceros al carbono, la temperatura de transición del primero es mucho menor a la de los aceros al carbono convencionales pero si se realiza una comparación con un acero forjable como lo es el 4140 templado y revenido hasta una dureza igual de 35 HRc <sup>[11]</sup>, obtenemos la figura 4.6, en donde notamos que existe una similitud en ambas en cuanto al intervalo de comportamiento dúctil, sin embargo, para el 4140 el valor de la energía absorbida en este intervalo es de 70 Joules menor al del X52, debido a que por su mayor porcentaje de carbono se obtienen características microestructurales que contribuyen a su alta resistencia; por otro lado, también observamos que el rango de temperaturas en donde se realiza la transición dúctil-frágil, es más pequeño en el X52, lo que representa una ventaja, ya que se tiene una mayor seguridad del comportamiento que tendrá el material.

## ENSAYO DE IMPACTO Charpy con muesca en V

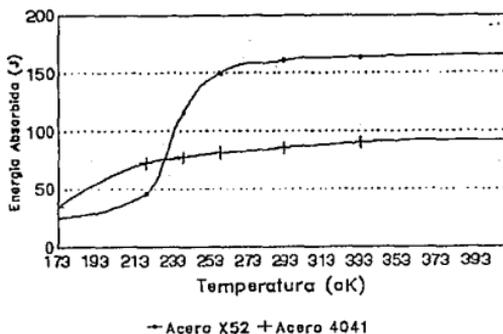


Figura 4.6. Comparación de curvas obtenidas por ensayo Charpy con muesca en V, entre el acero microaleado API-X52 y el acero 4041 templado y revenido, ambos con una dureza de 35 HRc.

#### 4.4.1 Fractografía

En las probetas fracturadas en el ensayo Charpy se realizó un estudio en la morfología de la superficie fracturada para obtener características físicas que nos den una mayor idea de la transición dúctil-frágil que presente el material.

La figura 4.7, se muestra una fractura de tipo dúctil para el espécimen ensayado a 408<sup>o</sup>K, se puede observar un aspecto de desgarramiento de tipo granular generado por la deformación plástica sufrida por el material antes de romperse, también se pueden observar algunos poros que pueden ser consecuencia de las inclusiones contenidas en el acero.

En la probeta fracturada a 238<sup>o</sup>K, temperatura que se encuentra dentro del rango de transición de comportamiento dúctil a frágil, podemos observar en la figura 4.8, que existe una fractura con mezcla dúctil-frágil, ya que se encuentran zonas con deformación plástica rodeada por zonas de clivaje e proporciones similares.

Por último, para el espécimen fractuado a una temperatura de 173<sup>o</sup>K, se observa que tiene un comportamiento frágil (Figura 4.11), ya que la fractura presenta planos de cizallamiento o de corte y ángulos definidos, características propias de una fractura de tipo de clivaje, notamos además una propagación de grieta intergranular principalmente.

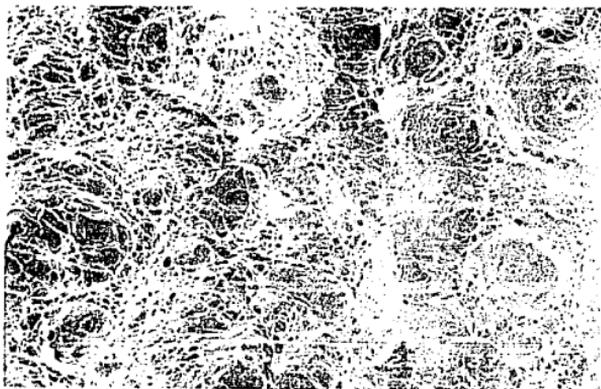


Figura 4.7. Fotomicrografía SEM mostrando una fractura de tipo dúctil, en una probeta ensayada por impacto a  $408^{\circ}\text{K}$ . 250X.

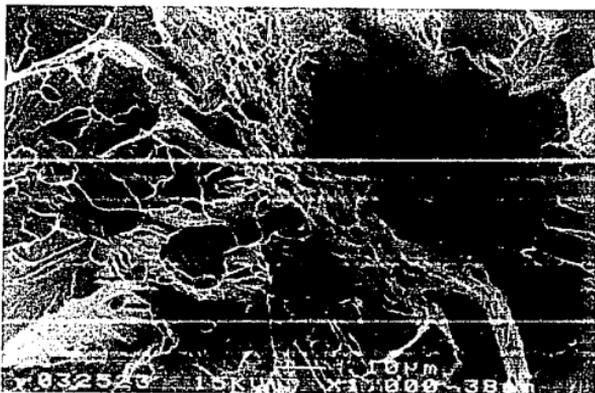


Figura 4.8. Fotomicrografía SEM mostrando una fractura mezclada dúctil-frágil, en una probeta ensayada a una temperatura dentro del rango de transición ( $238^{\circ}\text{K}$ ). 1000X.



Figura 4.9. Fotomicrografía SEM mostrando fractura de tipo clivaje, en una probeta ensayada por impacto a una temperatura de 173°K. 1000X.

#### 4.5 Soldabilidad

Actualmente, una de las preocupaciones en la utilización de aceros es la buena soldabilidad que deben presentar, principalmente dentro de la industria de la construcción, en donde se requiere de aceros que después de la soldadura, tengan una buena continuidad en sus propiedades mecánicas sin la necesidad de tratamientos posteriores.

Según la composición química del acero X52 mostrada en la tabla 3.1, para obtener el valor del carbono equivalente debe hacerse uso de la fórmula propuesta por Yurioka et al. [11] para aceros con niveles de carbono menores al 0.17%, la cual ofrece una mejor evaluación de la soldabilidad, esta fórmula está dada por:

$$CE = C + A(C) \cdot [Si/24 + Mn/6 + Cu/15 + Ni/20 + (Cr + Mo + Nb + V)/5 + 5B]$$

donde,  $A(C) = 0.75 + 0.25 \tanh[20(C - 0.12)]$

De esta forma obtenemos que para el acero microaleado API-X52, el carbono equivalente tiene un valor de 0.24, por lo que su situación dentro del diagrama carbono-carbono equivalente de la figura 4.10, está localizada en la zona de aceros recomendables para la soldadura, esto se debe a su bajo contenido de carbono que permite tener una microestructura de ferrita más homogénea, evitando la formación de estructuras más duras como la martensita y la bainita, lo que implica que este acero puede ser una alternativa para la fabricación de piezas que requieran ser unidas a través de soldadura, aún después de ser forjadas.

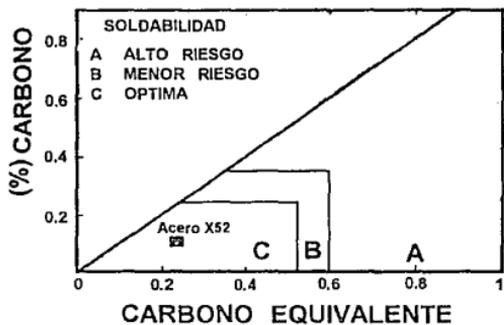


Figura 4.10. Diagrama Carbono-Carbono Equivalente, mostrando la soldabilidad del acero microaleado API-X52.

## CAPITULO V

### CONCLUSIONES

Con los resultados obtenidos de este trabajo experimental, se puede concluir:

- \* La microestructura y comportamiento mecánico en un acero microaleado de grado API-X52 forjado, son sensibles a la velocidad de enfriamiento utilizada después de la forja.
- \* El acero microaleado API-X52 puede ser forjado a partir de una microestructura de colada y no requiere un tratamiento térmico antes ni después de ser enfriado, ya que las características microestructurales y mecánicas son óptimas para la fabricación de piezas, con una importante disminución en los costos de producción.
- \* Se obtiene una refinación en la microestructura y una mejor distribución de los precipitados en la matriz de los especímenes procesados termomecánicamente, lo que conduce a una homogeneidad en las propiedades del acero.
- \* Con el enfriamiento en agua se logra una estructura de ferrita Widmanstätten que da lugar a la máxima dureza del X52 bajo las condiciones de forja establecidas (35 HRC), mientras que los valores mínimos son obtenidos en las enfriadas en aire (86 HRB) con una microestructura de tipo ferrita basáltica.
- \* El acero X52 forjado y enfriado en agua, presenta un comportamiento dúctil y tenaz por abajo de la temperatura ambiente, y tiene una temperatura de transición de 235<sup>o</sup>K, por lo que aunado al tipo de microestructura obtenida es posible que pueda ser forjado en varios pasos antes de lograr una pieza final.

\* En cuanto a su soldabilidad, el acero microaleado API-X52 por su bajo contenido de carbono garantiza una mejor homogeneidad en la microestructura y una mayor uniformidad en sus propiedades después de ser soldadas.

De acuerdo a esto, el acero microaleado de fabricación nacional API-X52 forjado y enfriado en agua a partir de un planchón de colada, sin necesidad de tratamientos térmicos posteriores, puede ser una alternativa para la fabricación de piezas tales como las automotrices, que requieren de una buena dureza, ductilidad y tenacidad principalmente, además de ser un material óptimo para soldar, lo que implica que puede ser empleado en la fabricación de perfiles estructurales también, todo esto con una enorme ventaja económica.

ESTA TESIS NO DEBE  
SALIR DE LA BIBLIOTECA

## REFERENCIAS

1. L. F. Porter, P. E. Repas. The Evolution of HSLA Steels. Journal of Metals. Abril 1982.
2. T. B. Pickering. High Strength, Low Alloy Steels - A Decade of Progress. Microalloying 75. Union Carbide Corp., New York. 1977.
3. A. J. De Ardo, J. M. Gray y L. Meyer. Fundamental Metallurgy of Niobium in Steel. Microalloying 75. Union Carbide Corp., New York. 1977.
4. L. K. Montalvo y A. K. Lan. Aceros de Alta Resistencia y Baja Aleación (ARBA) en SIDERPERU. Revista Latinoamericana de Siderurgia. Núm. 188. 1975.
5. Mechanical Engineering. Columbium - Treated Mild - Carbon Steel. Núm. 81. 1959.
6. Peter H. Wright. High - Strength Low Alloy Steel Forgings. Chaparral Steel Company. 1988.
7. Narasimba - Rao V. Bangara and Amil K. Sachdeu. Influence of Cooling Rate on the Microstructure and Retained Austenite in an Inrecritically Annealed Vanadium Containing HSLA Steel. Metallurgical Transaction, Vol. 13A, November, 1982.
8. J. H. Woodhead and S. R. Keown. The History of Microalloyed Steels. HSLA Steels: Metallurgy and Applications. Proceedings of an International Conference on HSLA Steels '85. Beijing, China. 1985.
9. Pascoal J. P. Bordignon. Trends in Development and Availability of HSLA Line Pipe Steels in Developing Countries.

10. Fran Lavoie. Microalloying for Better Steels. Metal Producing. 1990.
11. S. S. Hansen. Justification for the use of HSLA Steels in Various Applications. Bethlehem Steel Corporation. Pennsylvania,
12. Howard R. Cary. Modern Welding Technology. 1988.
13. Joseph W. Giachino. Técnica y Práctica de la Soldadura. 1982.
14. Henry Horwitz P. E. Soldadura: Aplicaciones y Práctica. Editorial Representaciones y Servicios de Ingeniería. 1984.
15. L. Martínez y E. Ramírez. La Soldabilidad del Acero en Edificios Derrumbados en el Sismo. Ciencia y Desarrollo. México, 1986.
16. Comité Europeo - Internacional de Betón (CEB). Model Code for Concrete Structures. Italia, 1978.
17. Kern, Suess. Steel Selection. Wiley Interscience. 1979.
18. Carter. Principles of Physical and Chemical Metallurgy. American Society for Metals. 1988.
19. Krauss. Principles of Heat Treatment of Steels. American Society for Metals. 1988.
20. W. B. Hutchinson. Development and Control of Anneling Textures in Low - Carbon Steels. International Metals Reviews. 1981.
21. O. Grong and D. K. Matlock. Microstructural Development in Mild and Low - Alloy Steel Weld Metals. International Metals Reviews. 1988.

22. T. Gladman, D. Dullea and I. D. Mc Ivor. Structure Property Relationships in High - Strength Microalloyed Steels. Microalloyed 75. Union Carbide Corp. N. Y., 1977.
23. G. P. Huffman, F. E. Huggins and others. Exafs Investigation of Microalloyed Steel. Scripta Metallurgica. Vol. 18, 1984.
24. Najma Shams. Fracture Toughness in Niobium Treated Steels. Journal of Metals. March 1988.
25. C. K. Gupta. Extractive Metallurgy of Nb, Ta and V. International Metals Reviews. Vol. 29, 1984.
26. E. J. Palmiere, C. I. Garcia and A. J. De Ardo. Static Recrystallization and Precipitation During the Hot Deformation of Austenite. Basic Metals Processing Research, Institute Department of Materials Science and Engineering. University of Pittsburgh, P. A.
27. R. C. Sharma, V. K. Lakshamanan and J. S. Kirkady. Solubility of Niobium Carbide and Niobium Carbonitride in Alloyed Austenite and Ferrite. Met. Trans. Vol. 15A, March 1984.
28. A. J. De Ardo, J. M. Grag, and L. Meyer. In Niobium. Edited by H. Stuart. Metallurgical Society of AIME. Warrendale P. A., 1984.
29. Najma Shams. Carbonitride Precipitates in HSLA. Journal of Metals. May 1986.
30. A. J. De Ardo, C. I. Garcia and E. J. Palmiere. Thermomechanical Processing of Steels. Basic Metals Processing Research Institute. Department of Material Science and Engineering. University of Pittsburgh.

31. T. M. Hoogendoorn and M. J. Spanraft. Quantifying the Effect of Microalloying Elements on Structures During Processing. Microalloying 75. Union Carbide Corp. N. Y., 1977.
32. Herbick and Held. The Making, Shaping and Treating of Steel. A.I.S.E., 1985.
33. When to Specify HSLA Steels. Technology. Iron Age, November 25, 1974.
34. M. Sudo, S. Hashimoto and S. Kambe. Niobium Bearing Ferrite - Bainite High Strength Hot - Rolled Sheet Steel with Improved Formability. ISIJ, 1983.
35. A. Leyensetter and G. Wurtemberger. Tecnología de los Oficios Metalúrgicos. Editorial Reverté, España, 1974.
36. Geoffrey W. Rowe. Conformado de los metales. Ediciones Urmo, España, 1972.
37. George E. Dieter. Mechanical Metallurgy. McGraw - Hill. 1976.
38. Harry D. Moore and Donald R. Kibbey. Materiales y Procesos de Fabricación. Industria Metalmeccánica y de Plásticos. Limusa. México, 1987.
39. Laszlo J. Javorik. Forging Force Requirements with Special Regard to Shear Resistance of the Forge Material. Steel Forgings, ASTM, November, 1984.
40. Roman M. Kuziak and Yi - Wen Cheng. Microstructural Evolution in Microalloyed Medium - Carbon Forging Steels During Thermomechanical Processing Materials. Reliability Division Materials Science and Engineering Laboratory National Institute of Standards and Technology Boulder, 1992.

41. F. A. Khalid, D. A. Gilroy and D. V. Edmonds. Role of Forging Parameters on the Microstructure and Mechanical Properties of Microalloyed Engineering Steels. Department of Materials, University of Oxford. England, 1992.
42. V. A. Kudrin. Metalurgia del acero. Ed. Mir. Moscú, 1984. pp 235-286.
43. V. G. Yoscoboinikov. Metalurgia General. Ed. Mir. Moscú, 1982. pp 123-156.
44. United States Steels (USS). The Making, Shaping and Treatment of the Steel. 1978.
45. Kehl. Principles of Metallographic Laboratory Practice. Metallurgy and Metallurgical Engineering Series. McGraw-Hill, USA. 1949.
46. William L. Server. Charpy Impact Testing. ASM Handbook, Mechanical Testing, Vol.8. 1992. pp. 261-264.