

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON  
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA  
DIVISION DE ESTUDIOS DE POSGRADO



PROPIEDADES A IMPACTOS DE ACEROS  
MICROALEADOS

TESIS

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE  
DOCTOR EN INGENIERIA DE MATERIALES

PRESENTA:  
JUAN ANTONIO FUENTES MONTEMAYOR

CD. UNIVERSITARIA

FEBRERO DE 2003

TD  
Z5853  
.M2  
FIME  
2003  
.F8

TESIS

2003

PROPIEDADES A IMPACTOS DE ACEROS

MICROALREADOS



1020148615



# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

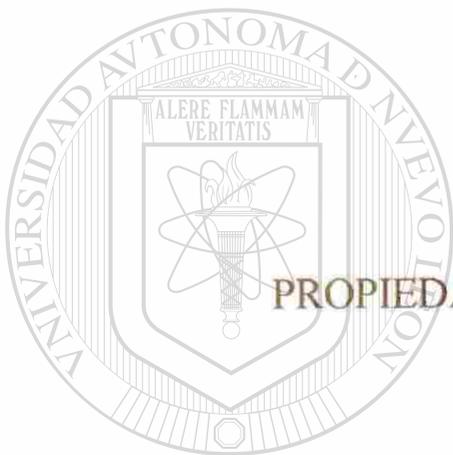


DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

**UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON**

**FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA**

**DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO**



**PROPIEDADES A IMPACTO DE ACEROS  
MICROALEADOS**

**T E S I S**

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE  
DOCTOR EN INGENIERIA DE MATERIALES

**DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS  
P R E S E N T A**

**JUAN ANTONIO FUENTES MONTEMAYOR**

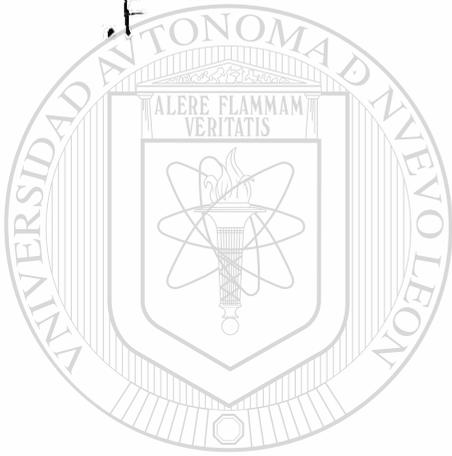
CD. UNIVERSITARIA.

NOVIEMBRE DEL 2002

9 5 2 4

TD

200  
.F



# UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

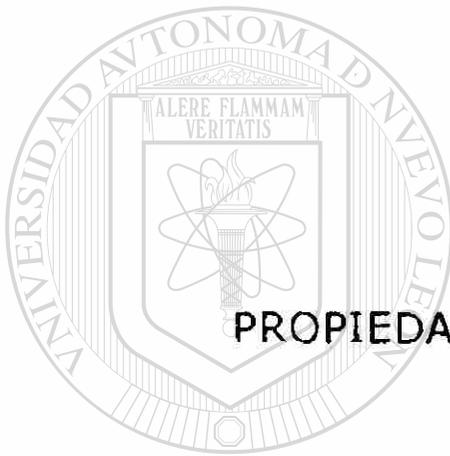
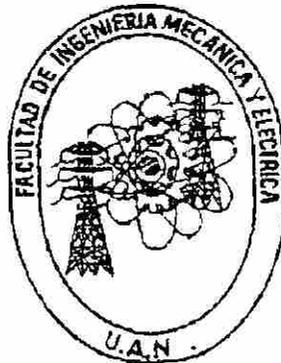


FONDO  
TESIS

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN.**

**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO.



**PROPIEDADES A IMPACTO DE ACEROS  
MICROALEADOS.**

**T E S I S**

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE  
DOCTOR EN INGENIERIA DE MATERIALES  
DIRECCION GENERAL DE BIBLIOTECAS

**P R E S E N T A**

**JUAN ANTONIO FUENTES MONTEMAYOR.**

UNIVERSITARIA.

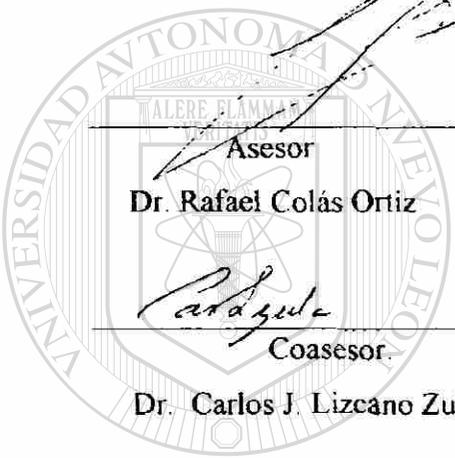
NOVIEMBRE DEL 2002.

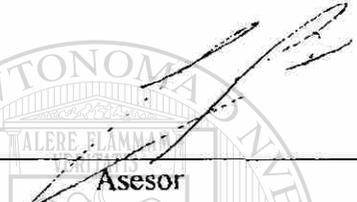
UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON.  
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA  
DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

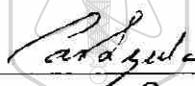
---

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis "Propiedades a Impacto de Aceros Microaleados", realizada por el M. C. Juan Antonio Fuentes Montemayor , sea aceptada para su defensa como opción al grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.

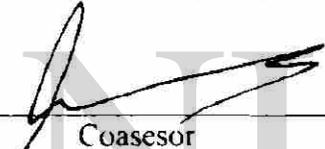
El Comité de Tesis



  
Asesor  
Dr. Rafael Colás Ortiz

  
Coasesor.  
Dr. Carlos J. Lizcano Zulaica

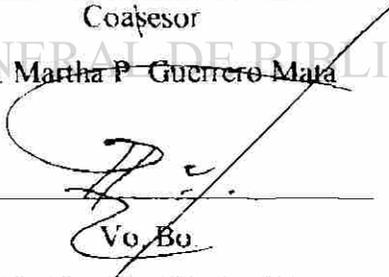
  
Asesor  
Dr. Alberto Javier Perez Unzueta

  
Coasesor  
Dr. Eduardo Valdés Covarrubias

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN  
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

  
Coasesor  
Dra. Martha P. Guerrero Mata

  
Vo. Bu.  
Dr. G. Alan Castillo Rodriguez  
División de Estudios de Postgrado

## DEDICATORIA.

CON MUCHO ORGULLO Y SATISFACCION DEDICO ESTE TRABAJO DE INVESTIGACION A LAS SIGUIENTES PERSONAS:

- \* A MI ESPOSA LUZ MARIA ORTIZ VALDES Y A MI HIJO LUIS ALBERTO FUENTES ORTIZ
- \* A MIS PADRES, QUE EN PAZ DESCANSEN,
  - + GUADALUPE ESPERANZA MONTEMAYOR VAZQUEZ
  - + JUAN ANTONIO FUENTES DE LA FUENTE.
- \* A MIS ABUELOS, QUE EN PAZ DESCANSEN,
  - + LORETO MONTEMAYOR MONTES DE OCA,
  - + FELICITAS VAZQUEZ AVILES,
  - + MARIA DE LA FUENTE JUAREZ,
  - + FRANCISCO FUENTES DE LOS SANTOS.
- \* A TODOS MIS HERMANOS,  
MAURO, AGRIPINA, GRACIELA, ROSA MARIA, OLGA ALICIA,  
HILDA BERTA Y ENRIQUE ADALBERTO.
- \* A NADADORES, COAHUILA, PUEBLO DONDE TODOS NACIMOS,  
MIS ABUELOS, MIS PADRES Y TODOS MIS HERMANOS.
- \* A LA FACULTAD DE METALURGIA (U. A. DE C.) DE MONCLOVA,  
COAH. LA CUAL FUNDE EN 1981 Y DE LA CUAL FUI SU PRIMER DIRECTOR, Y QUE ALLI ESTA, CRECIENDO POCO A POCO.

## AGRADECIMIENTOS.

EL DESARROLLO DE ESTA INVESTIGACION Y DE MIS ESTUDIOS DE DOCTORADO FUERON POSIBLES GRACIAS AL APOYO DE LAS SIGUIENTES PERSONAS, A QUIENES LES EXTIENDO MI MAS PROFUNDO AGRADECIMIENTO.

\* A FUNCIONARIOS DE LA U. A. DE C. POR EL GRAN APOYO QUE SIEMPRE ME BRINDARON:

- ING. JESUS OCHOA GALINDO, RECTOR.
- LIC. MARIA DEL CARMEN RUIZ ESPARZA Y LIC. AURORA BUSTILLOS GARFIAS.
- A LAS LICS. LAURA SANTOS Y ERIKA RODRIGUEZ, ETC.

\* A LA SEP QUIEN A TRAVES DEL PROGRAMA PROMEP ME PROPORCIONÓ LOS MEDIOS ECONOMICOS NECESARIOS.

\* A MIS COMPAÑEROS MAESTROS DE LA FACULTAD DE METALURGIA.

\* A AHMSA POR PERMITIRME LOS MATERIALES Y EQUIPOS DE LABORATORIO NECESARIOS, SOBRE TODO AL ING. EDUARDO VILLANUEVA Y A LA ING. SONIA GONZALEZ RAMIREZ.

\* A MIS ASESORES DE TESIS, DR. ALBERTO J. PEREZ UNZUETA, DR. RAFAEL COLAS ORTIZ, DRA. MARTHA PATRICIA GUERRERO MATA, DR. ALAN CASTILLO, DR. EDUARDO VALDÉS Y AL DR. CARLOS LIZCANO, POR SU COMPRESION Y APOYO.

\* A MIS MAESTROS Y COMPAÑEROS DEL DIMAT.

**A TODOS ELLOS MI MAS PROFUNDO AGRADECIMIENTO.**

# I N D I C E

<u>Contenido .</u>	<u>Página</u>
<b>DEDICATORIA</b>	i
<b>AGRADECIMIENTOS</b>	ii
<b>PROLOGO</b>	1
<b>CAPITULO 1 SINTESIS</b>	4
<b>CAPITULO 2 INTRODUCCIÓN</b>	6
<b>CAPITULO 3 ANTECEDENTES HISTORICOS</b>	10
3 1 Aceros de alta resistencia y baja aleación	11
3 2 Aceros microaleados	12
3 3 Los primeros desarrollos	13
3 4 Empleo del niobio	16
3 5 Empleo del titanio	17
3 6 Primeras correlaciones	18
3 7 Metalurgia física de los aceros microaleados	21
3 8 Naturaleza de los precipitados	27
3 9 Laminación controlada	27
3 10 Aceros con perlita reducida	28
3 11 Inclusiones no-metálicas	29
3 12 Modificación de inclusiones (globulización)	30
3 13 Aceros de doble fase	30
3 14 Microestructuras bainíticas	31
<b>CAPITULO 4: NATURALEZA DE LOS ACEROS MICROALEADOS</b>	<b>33</b>
4 1 Soldabilidad de los aceros microaleados	38
4 2 Control de inclusiones no-metálicas	38
4 3 Aceros TMCP	42
4 4 Acero Limpio	42

<b>Contenido</b>	<b>Página.</b>
4 5 Globulización de las inclusiones	44
4 6 Efecto del azufre, fósforo, oxígeno y nitrógeno	45
4 7 Efecto del fósforo	46
4 8 Efecto del nitrógeno	48
4 9 Segregaciones	50
4 10 Efecto de las segregaciones sobre las propiedades a impacto	52
4 11 Resumen del capítulo 4	53
<b>CAPITULO 5. TERMODINAMICA DE LOS ACEROS MICROALEADOS</b>	<b>54</b>
5 1 Segregación de los microaleantes	57
5 2 Acondicionamiento de la austenita	57
5 3 Composición química de la austenita	59
5 4 Importancia de la precipitación	60
5 5 Importancia de Sv en el refinamiento de grano de la ferrita	61
5 6 Procedimientos para obtener Sv grandes	62
5 7 Influencia de los elementos microaleantes	67
5 8 Composición de la austenita	70
5 9 Temperaturas de transformación de la austenita, Ar <sub>3</sub> y Bs	72
5 10 Precipitación en la austenita	74
5 11 Descripción de los precipitados	74
5 12 Productos de solubilidad (K)	75
5 13 Métodos para determinar K	78
5 14 Gráfica de productos de solubilidad	79
5 15 Efecto de otros elementos en la precipitación	81
5 16 Efecto del tamaño de partícula sobre K	81
5 17 Grietas en planchones de colada continua	82
5 18 Efecto de la cedula de laminación sobre la precipitación	83
5 19 Efecto del carbono	84
5 20 Efecto del manganeso y del silicio	85
5 21 Precipitados y reacciones metalúrgicas	86
5 22 Temperatura de crecimiento de grano	88
5 23 Temperatura de no-recristalización, (T <sub>nr</sub> )	89
<b>CAPITULO 6 MECANISMOS DE REFORZAMIENTO EN ACEROS MICROALEADOS.</b>	<b>99</b>
6 1 Mecanismos de reforzamiento de metales	100
6 2 Soluciones sólidas	101

<b>Contenido</b>	<b>Página.</b>
<b>CAPITULO 10 DISCUSION DE RESULTADOS</b>	186
10 1 Resultados de pruebas de tension	186
10 2 Resultados de prueba de impacto	189
<b>CAPITULO 11: CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES           PARA TRABAJO FUTURO</b>	191
11 1 Conclusiones	191
11 2 Recomendaciones para trabajo futuro	192
<b>REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS</b>	194
<b>LISTA DE TABLAS.</b>	206
<b>LISTA DE FIGURAS.</b>	209



# UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



## PROLOGO

Los aceros microaleados comenzaron a desarrollarse desde los años de 1950.

Su objetivo era aumentar la resistencia mecánica de los aceros pero disminuyendo el contenido de carbono. La necesidad de disminuir el carbono estriba en que a mayores contenidos de carbono el acero es menos soldable, es decir entre mayor sea el carbono en el acero, la soldadura de estos aceros presenta mayor número de microgrietas con lo cual aumenta la posibilidad de fracturas, sobre todo en los gasoductos en los cuales los esfuerzos de tensión producidos por la presión interna del gas puede hacer que dichas microgrietas se propagen lentamente hasta que repentinamente produzcan la fractura total del recipiente produciendo explosión, con el consiguiente peligro para las vidas de los trabajadores y destrucción de equipos, etc

Por esta razón es que se requiere disminuir el carbono lo más posible, pues si bien al aumentar el carbono aumenta el límite elástico, también se tiene que disminuye la ductilidad del acero, lo cual se refleja en 2 cosas.

- 1 Disminuye la soldabilidad de los aceros, entendiéndose por soldabilidad la habilidad que tienen los aceros para ser unidos mediante soldadura eléctrica sin que agrieten o fracturen
- 2 Disminuyen las propiedades a impacto es decir que disminuye la energía máxima absorbida y aumenta la temperatura de transición, lo cual es muy perjudicial para gasoductos y oleoductos

El disminuir el carbón para aumentar la soldabilidad y formabilidad de los aceros ha llevado al diseño de aceros con extrabajo carbón, los cuales son aquellos con contenidos menores de 0.02%. Pero con estos bajos carbonos disminuye mucho el límite de fluencia lo cual hace necesario que de alguna forma se aumente dicho valor. Las formas de hacer esto se conocen como mecanismos de reforzamiento y los aplicables son el refinamiento de grano, así como la precipitación de pequeñas partículas de terceras fases que ayuden a reforzar el acero, es decir a aumentar su límite elástico pero que a la vez aumenten su soldabilidad. Esto se logra mediante 2 procedimientos principales:

1. Un diseño adecuado de la composición química para incluir los microaleantes como el niobio, vanadio, titanio, etc., con lo cual se llega al concepto de aceros microaleados.
2. Una laminación controlada que ayude a la refinación de grano así como a la precipitación, lo más fina posible, de carburos y nitruros de niobio, vanadio, etc. La presencia de estas partículas no sólo ayuda a producir un grano fino sino que a la vez también produce subestructuras las cuales también ayudan a aumentar las propiedades mecánicas de los aceros.

---

Hasta alrededor de los años de 1940 a 1950 se entendía por propiedades mecánicas a las propiedades a tensión, es decir la resistencia a la cedencia, resistencia última y resistencia a la fractura. Estos conceptos eran incluidos en la materia de Resistencia de Materiales. Sin embargo de los años de 1940 en adelante se comenzó a investigar las fracturas repentinas que sucedían sobre todo en barcos petroleros, bajo condiciones de mar en calma pero a bajas temperaturas. Estas investigaciones llevaron a la conclusión de que materiales normalmente dúctiles se fragilizaban al descender las temperaturas, pero también se encontró que otros factores fragilizantes eran la presencia de concentradores de esfuerzos tales como defectos internos y superficiales, y la aplicación de cargas súbitas.

Como resultado final se diseñó la prueba de impacto en donde se pretendía simular condiciones de servicio tales como golpes, descensos de temperaturas como las que experimentaban los gasoductos en Alaska, Siberia, etc., y defectos superficiales como arañazos, cambios de sección, etc., o bien defectos internos como porosidades, inclusiones no-metálicas, etc.

Actualmente se han diseñado diferentes pruebas de impacto pero las más usadas son las de péndulo CVN y la de caída libre. sin embargo existen gran variedad de otras pruebas de impacto, inclusive la de caída libre (DWIT), tiene variedad en cuanto al peso del cabezal que cae, la altura de caída, etc. En Monclova, Coah. se cuenta con una máquina de impacto de caída libre de 5 metros de altura para probar placas de aceros, microaleados o no, en donde se quiebran probetas de material con todo el espesor real.

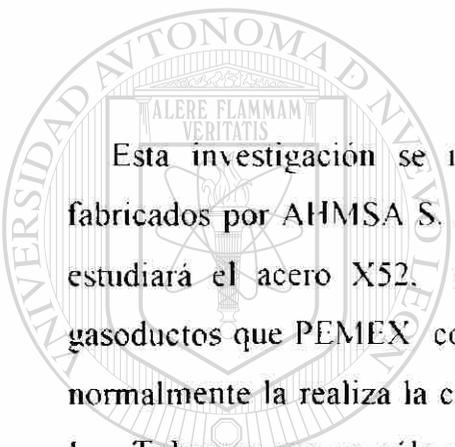
Se ha avanzado mucho en el campo de las propiedades mecánicas y actualmente se cuentan con pruebas como la de torsión para simular las condiciones de laminación en caliente o en frío, por ejemplo para simular las condiciones de laminación controlada; la prueba de termofluencia, la de fatiga, etc. Las pruebas para soldaduras tienen en sí mismas mucha variedad.

Sin embargo para aceros microaleados las que se emplean son la de tensión para determinar el límite elástico y la de impacto para determinar la tenacidad a impacto y la temperatura de transición.

La metalurgia mecánica es el estudio de las propiedades mecánicas de los metales y su relación con la microestructura de ellos. Por lo tanto esta investigación concierne más que nada al área de la metalurgia mecánica y es la primera que se realiza en aceros microaleados fabricados en AHMSA, S. A. de C. V. para conocer mejor las propiedades y microestructuras de dichos aceros. AHMSA comenzó a fabricar aceros microaleados desde alrededor de 1960 y actualmente fabrica más de 30 grados de dichos aceros tales como los X52, X55, X60, X65, X70, (para gasoductos).

# CAPITULO 1

## SINTESIS



Esta investigación se refiere al estudio de algunos aceros microaleados fabricados por AHMSA S. A. de C. v en Monclova, Coah. Específicamente se estudiará el acero X52, el cual se emplea para fabricar tubería para los gasoductos que PEMEX construye en México. La fabricación de dicha tubería normalmente la realiza la compañía Tubacero, S. A. de C. V. en Monterrey, N. L. Tubacero usa no sólo aceros fabricados en AHMSA sino también importa aceros microaleados de Japón, Alemania, E. U. A., Francia, etc.

Los aceros microaleados contienen pequeñísimas cantidades de ciertos microaleantes tales como el niobio, vanadio y titanio, con porcentajes máximos de 0.05% de cada uno de estos elementos, con lo cual se busca aumentar el límite elástico y mejorar las propiedades a impacto mediante una refinación de la microestructura consistente en un tamaño de grano fino y una precipitación de partículas finas de carburos y nitruros, todo lo cual sirven como mecanismos de reforzamiento del acero.

El efecto más grande de la refinación de la microestructura es aumentar la tenacidad a impacto, o sea aumentar la energía absorbida máxima, y disminuir la temperatura de transición hasta temperaturas de alrededor de  $-40^{\circ}\text{C}$ .

Entre más alto sea el grado del acero, por ejemplo un X70 comparado con un X55, mayores son los porcentajes de los microaleantes y menor es el contenido de carbono. Sin embargo se ha observado también que la velocidad de enfriamiento después del último pase de laminación influye mucho en las propiedades mecánicas debido a que esta velocidad afecta la refinación final de la microestructura.

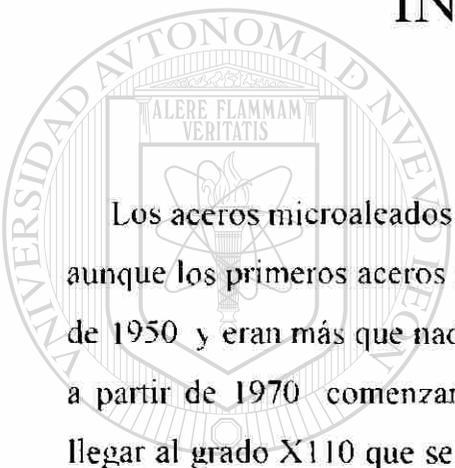
Esta investigación se enfocó a aceros procesados bajo condiciones de laminación industrial, es decir que no se realizaron pruebas de laminación controlada a nivel de laboratorio, lo cual normalmente se realiza mediante pruebas de torsión. El equipo de laboratorio que se usó fueron una máquina de impacto Tinius Olsen, con capacidad de 408 joules (300 lb-pie), equipada con aditamento para pruebas de bajo impacto lo cual tiene por finalidad determinar la energía necesaria para iniciar la microgrieta. (EAI). Se usó también una máquina universal para pruebas de tensión con capacidad de 60 tons y para metalografía se usaron un analizador de imágenes Neophot cuyas características se darán más adelante. Todo éste equipo se encuentra en el Laboratorio de AHMSA en Monclova, Coah.

Los resultados indican que efectivamente se tiene en los aceros microaleados fabricados en AHMSA una gran mejoría en las propiedades mecánicas sobre todo en las propiedades a impacto. Con estos resultados se demuestra que la calidad de los aceros microaleados fabricados en AHMSA es igual o mejor que la calidad de aceros fabricados en otros países como Japón, E. U. A., etc.

A pesar de que se estudiaron las microestructuras a nivel de microscopio óptico, se tiene todavía mucho que investigar para caracterizar los aceros microaleados fabricados en AHMSA-Monclova, buscando con ello mejorar aún más su calidad.

## CAPITULO 2

### INTRODUCCION



Los aceros microaleados se han venido desarrollando desde alrededor de 1970, aunque los primeros aceros microaleados comenzaron a utilizarse desde alrededor de 1950 y eran más que nada los grados X52, X55 y X60 para gasoductos. Pero a partir de 1970 comenzaron a desarrollarse los grados X70 en adelante hasta llegar al grado X110 que se empleó en el gasoducto transiberiano y por lo mismo este grado de acero fue fabricado en Rusia.

Los grados de aceros microaleados mencionados se diseñaron para ser usados en gasoductos y en oleoductos, considerando que debían tener un alto límite elástico pero a la vez soportar bajísimas temperaturas (de hasta  $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), sin que se fragilizarán, es decir que continuarán siendo dúctiles aún a éstas bajas temperaturas.

También se buscó mantener una alta soldabilidad para poder fabricar los tubos de gran diámetro así como unir un tubo con otro, en tramos de alrededor de 12 m cada tubo. Para poder mantener una alta soldabilidad fue necesario disminuir el carbono hasta porcentajes menores de 0.08%. Pero esto significaba

disminuir el límite elástico y para contrarrestarlo e inclusive aumentarlo hasta niveles nunca antes vistos, fue necesario recurrir a las teorías metalúrgicas relativas a los mecanismos de reforzamiento de metales.

En un principio los aceros se clasificaban únicamente por su contenido de carbono, en aceros de alto carbono, de medio carbono y de bajo carbono, pero esto cambió al comenzar a usar aleantes como el cromo y el níquel, con lo cual comenzaron a emplearse términos como aceros de alta aleación, de media aleación y de baja aleación. Los aceros inoxidable pertenecen a ésta nueva clasificación, así como los aceros para herramientas, etc. Los aceros microaleados se desarrollaron a partir de aceros de bajo carbono. Existen muchos grados de aceros de bajo carbono que se usan en una gran variedad de aplicaciones industriales, por ejemplo, los aceros de alta maquinabilidad grado 12L14 conocido como acero al plomo refosforado y resulturado, el cual fabrica AHMSA como barra hexagonal para bujías.

---

Los aceros microaleados se fabrican en AHMSA en una variedad de espesores, tanto en aceros planos como aceros en barras o perfiles. Los aceros microaleados planos con espesores delgados se fabrican por la llamada línea de tira, la cual se entrega en rollos, pero antes de enrollar pasan por la mesa de enfriamiento en la cual se trata de darle un enfriamiento controlado para refinar la microestructura, la cual dará las propiedades mecánicas finales.

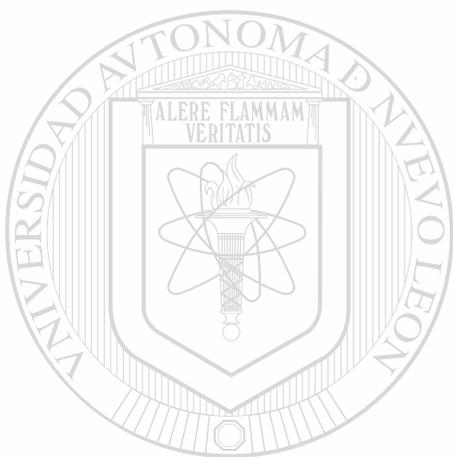
Los aceros microaleados planos con calibres gruesos, (mayores de 12 mm), se laminan por la línea de placa y se entregan en forma de placa. La descripción de los molinos de laminación tanto de la línea de tira como los de la línea de placa se describirán más adelante en el Capítulo Laminación controlada de aceros microaleados.

Los aceros microaleados destinados a la conducción de gas amargo son aceros con bajo carbono (menor de 0.08%) y con bajo azufre (menor de 0.008%), que contienen muy bajos niveles de microaleantes como el niobio, vanadio, titanio, etc., los contenidos son menores a 0.05%. Los aceros microaleados que se fabrican en calibres gruesos en forma de placa tienen un enfriamiento más lento que los calibres delgados y por ello es a veces necesario aumentar un poco la microaleación para poder alcanzar las propiedades mecánicas deseadas.

Los mecanismos de reforzamiento que operan en los aceros microaleados para poder aumentar su límite elástico hasta valores de 770 Mpa (110 ksi), son el refinamiento de grano y la precipitación muy fina de partículas de carburos y de nitruros tanto de vanadio como de niobio y de titanio. Estas partículas ayudan a evitar el crecimiento de grano impidiendo el movimiento de los límites de grano, pero la refinación final se obtiene con el enfriamiento controlado que se le aplica al acero después del último pase de laminación. El gran efecto de la velocidad de enfriamiento puede deberse a la formación de subestructuras, las cuales son detectables con microscopía electrónica de transmisión.

Las pruebas de tensión y de impacto que se aplican a estos aceros al terminar de ser laminados, debe diferenciarse de las pruebas que se realizan a la soldadura de los tubos ya fabricados. Los métodos de soldadura más usuales son los de resistencia eléctrica para gasoductos de baja presión y los de arco sumergido (SAW), que se aplican a los tubos que se usarán a altas presiones, por ejemplo los tubos de gran diámetro, que pueden ser de hasta 2 metros de diámetro. Las pruebas que se aplican a los tubos ya fabricados son el ultrasonido, prueba hidrostática y prueba de doblez que se realiza en una máquina universal. Además el fabricante de los tubos realiza metalografía a 100X para determinar el tamaño de grano del acero base así como determinación de las inclusiones no-metálicas. De estas inclusiones las más dañinas son las de los sulfuros pues por

Las condiciones de laminación dichas inclusiones se alargan y se aplastan representando así sitios propensos al desarrollo de grietas muy peligrosas, que si son de magnitud e intensidad suficientemente grandes pueden provocar la fractura llamada de mil hojas.



# UANL

---

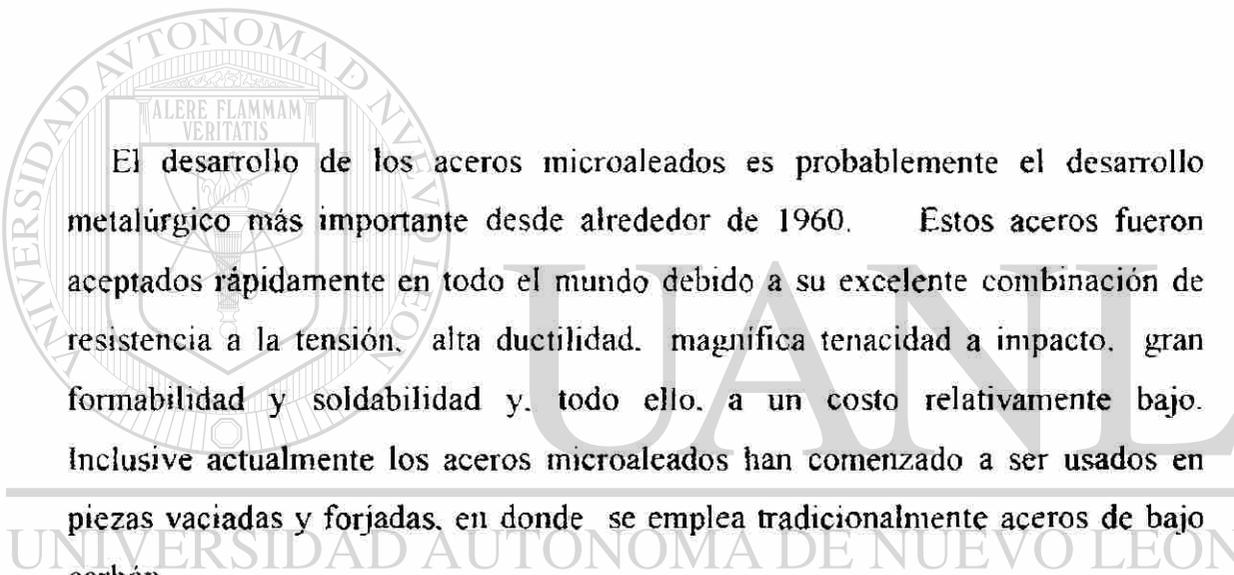
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

## CAPITULO 3

### ANTECEDENTES HISTORICOS



El desarrollo de los aceros microaleados es probablemente el desarrollo metalúrgico más importante desde alrededor de 1960. Estos aceros fueron aceptados rápidamente en todo el mundo debido a su excelente combinación de resistencia a la tensión, alta ductilidad, magnífica tenacidad a impacto, gran formabilidad y soldabilidad y, todo ello, a un costo relativamente bajo. Inclusive actualmente los aceros microaleados han comenzado a ser usados en piezas vaciadas y forjadas, en donde se emplea tradicionalmente aceros de bajo carbón.

Es necesario hacer la distinción que existe entre lo que son los aceros microaleados y los de alta resistencia baja aleación (aceros HSLA), ya que ambos son más resistentes que los aceros llamados dulces y además ambos contienen pequeñas adiciones de los elementos niobio, vanadio y titanio, los cuales forman carburos y nitruros.

**Aceros dulces,** son aquellos que no contienen elementos de aleación más que el carbono pero que además contienen manganeso como desoxidante y para estabilizar el azufre mediante la formación de MnS. Los aceros dulces normalmente contienen de 0.1 a 0.25% C, 0.4 a 0.7% Mn, 0.1 a 0.5% Si, e impurezas como azufre y fósforo.

La opinión generalizada entre los metalurgistas es que un acero dulce es un acero suave, de baja dureza, que se puede trabajar fácilmente, es decir se puede cortar y soldar con facilidad. Profundizando un poco en el aspecto metalúrgico se puede decir que un acero dulce es un acero con carbono menor a 0.20% aproximadamente, con un límite elástico de aproximadamente 200 MPa (30 ksi), con un porcentaje de elongación en fractura entre 0.30 y 0.35 con una tenacidad a impacto de alrededor de 95 joules (70 lbs-pie) y una temperatura de transición de alrededor de  $-10^{\circ}\text{C}$ . Estos datos son los que ha dictado la experiencia con los aceros dulces fabricados en AHMSA.

**Aceros aleados.** La Federación Británica del hierro y el acero (British Iron and Steel Federation), definió a los aceros al carbón como aquellos que contienen no más de 1.5% Mn y 0.5% Si, todos los demás aceros se consideran aceros aleados (6)

**Aceros de baja aleación.** Fueron definidos por Dulieu en su Historia de aceros aleados 1900-1950 (6), como “aquellos aceros que contengan menos de aproximadamente 6% de aleantes” y que incluyen aceros estructurales de alta resistencia, aceros para tratamientos térmicos, aceros especiales para usos eléctricos, etc. Muchos de los aceros para herramientas también caen en esta categoría (7).

### 3.1. Aceros de alta resistencia y baja aleación (ARBA).

Porter y Repas (9) definieron a los aceros HSLA como aquellos con límites elásticos mayores de 275 MPa. Desafortunadamente no hay un acuerdo generalizado sobre lo que significa baja aleación, pero el término HSLA se ha empleado por muchos años para definir un amplio intervalo de composiciones de aceros con un total de aleantes menor del 4%.

El Instituto Americano del Hierro y el Acero, (American Iron and Steel Institute), define los aceros HSLA como sigue ( 4):

“ Los aceros HSLA conforman un grupo específico de aceros con composición química especialmente diseñada para impartir altas propiedades mecánicas y en algunos de estos aceros tienen una resistencia a la corrosión atmosférica mayor que en los aceros convencionales al carbono. Los aceros HSLA se diseñan pensando más que nada en las propiedades mecánicas, sin importar los límites en composición química. Los aceros HSLA no se consideran como aceros aleados, aún cuando la composición química pudiera ser alta.”.

La referencia a la resistencia a la corrosión atmosférica se debe a que algunos aceros HSLA pueden contener cobre el cual proporciona un aumento en las propiedades mecánicas mediante endurecimiento por precipitación (1)

### 3.2 Aceros microaleados.

Este término fue introducido por primera vez por Noren (6) en 1962, dando la siguiente definición, “Un acero microaleado es aquel cuya composición química básica es la de un acero estructural sin aleación, o bien que contenga manganeso, o bien un acero de baja aleación, al cual se le ha agregado una pequeña cantidad de un elemento aleante, el cual deberá tener un gran efecto sobre las propiedades del acero. La cantidad de los elementos microaleantes deberá ser mucho menor que los aleantes normales, por ejemplo cada elemento microaleante puede ser agregado en cantidades menores de 0.05%.

Noren agrega “los aceros microaleados se han usado por largo tiempo, por ejemplo los aceros al aluminio, en los cuales el aluminio actúa como un elemento microaleante. Otros elementos microaleantes son el vanadio, boro, titanio y niobio. Como consecuencia de lo que he llamado aceros microaleados, uno

puede hablar de aceros microaleados al carbono, de aceros microaleados al manganeso, aceros microaleados al molibdeno, etc.”

De la definición dada por Noren se puede ver que existen diferencias entre aceros HSLA y aceros microaleados. Los aceros HSLA son aquellos que tienen un límite elástico mayor que el de los aceros dulces (aproximadamente 250 MPa), pero que pueden tener una gran variedad de composiciones y microestructuras. Por su parte, los aceros microaleados que en su forma más sencilla contienen una microestructura ferrita/perlita y una composición parecida a la de los aceros dulces (pero que normalmente contienen un mayor contenido de manganeso, entre 1.4 y 1.7%), con adiciones de microaleantes de aproximadamente 0.1% en total, de niobio, titanio o vanadio, lo cual les dá a los aceros microaleados propiedades mecánicas muy superiores a las de los aceros dulces.

Sin embargo, tanto el término de aceros microaleados, cómo el de aceros HSLA son el resultado de nuevos desarrollos en la química del acero, en su proceso de manufactura, en su tratamiento térmico, todo lo cual se ha logrado desde aproximadamente 1970 en adelante. Los términos nuevos que son afines a los 2 tipos de aceros (microaleados y HSLA), son refinamiento de grano, perlita reducida, libre de perlita, perlita acicular, bainítico, laminación controlada, procesos termomecánicos, enfriamiento controlado, bajo azufre, control de forma, etc.

### **3.3. Los primeros desarrollos.**

Sin duda el primer empleo de microaleantes para aumentar las propiedades mecánicas de los aceros dulces, se realizó en los E.U.A. Desde 1916, Bullens (7) menciona a aceros dulces con adiciones de 0.12 a 0.20% de vanadio. Por su parte Cone (8), en 1934, describe un acero con 0.2%C, 0.10-0.18%V, y 0.45-0.75%Mn el cual después de laminado en caliente dio un límite elástico entre 275

y 345 MPa. Este acero presentó un grano ferrítico más fino y más uniforme que lo normal en un acero dulce. En esos años aún no se determinaba la tenacidad a impacto.

Cone también describe lo que él llamó aceros al manganeso-vanadio, laminados en caliente como placa y cinta. La composición era 0.18%C, 1.45%Mn, y 0.080-0.10%V. Este acero fue desarrollado por la compañía Vanadium Corporation of America y tenía un límite elástico mínimo de 345 MPa, y, a la vez, tenía altos valores de tenacidad a impacto y de endurecimiento.

Los aceros al vanadio también fueron desarrollados en Alemania (1). En 1945 Neumeister and Wiester (9) reportaron que la adición de 0.1% de vanadio a un acero con 0.18%C y 1.5%Mn podría dar límites elásticos mayores de 390 MPa. Los autores atribuyeron esta mejoría en resistencia a la influencia de los carburos y nitruros de vanadio para refinar el grano ferrítico.

La importancia del nitrógeno como refinador de grano parece que fue detectada en Alemania, mucho antes que en los E. U. A., ya que hasta 1962, Frame y Melloy (10) de la acería Bethlehem Steel Company describieron el efecto combinado del vanadio y del nitrógeno para producir aceros laminados en caliente con límites elásticos en el rango de 310 a 450 MPa.

La práctica de matar los aceros Bessemer básicos mediante desoxidación con aluminio condujo al importante descubrimiento de que la precipitación de AlN en aceros con alto contenido de nitrógeno producía un grano ferrítico muy fino y a la vez un aumento considerable en límite elástico. Por ejemplo, el efecto de los AlN como limitante del crecimiento del grano austenítico fue detectado desde 1936 por Houdremont y Schrader (11), mientras que la utilización del aluminio

para desoxidar, como un método para mejorar las propiedades de los aceros Bessemer básicos, fue investigado por Hauttmann (12), entre 1940 y 1945.

Un estudio de la metalurgia física de los aceros dulces calmados con aluminio fue presentado en 1957 por Wiester y coautores (13). Estos autores consideraron la importancia de los productos de solubilidad y la influencia del nitrógeno, tanto soluble como combinado, sobre las propiedades mecánicas. Ellos demostraron la relación entre el tamaño de grano ferrítico y el límite elástico. La curva correspondiente se muestra en la figura 3.1.

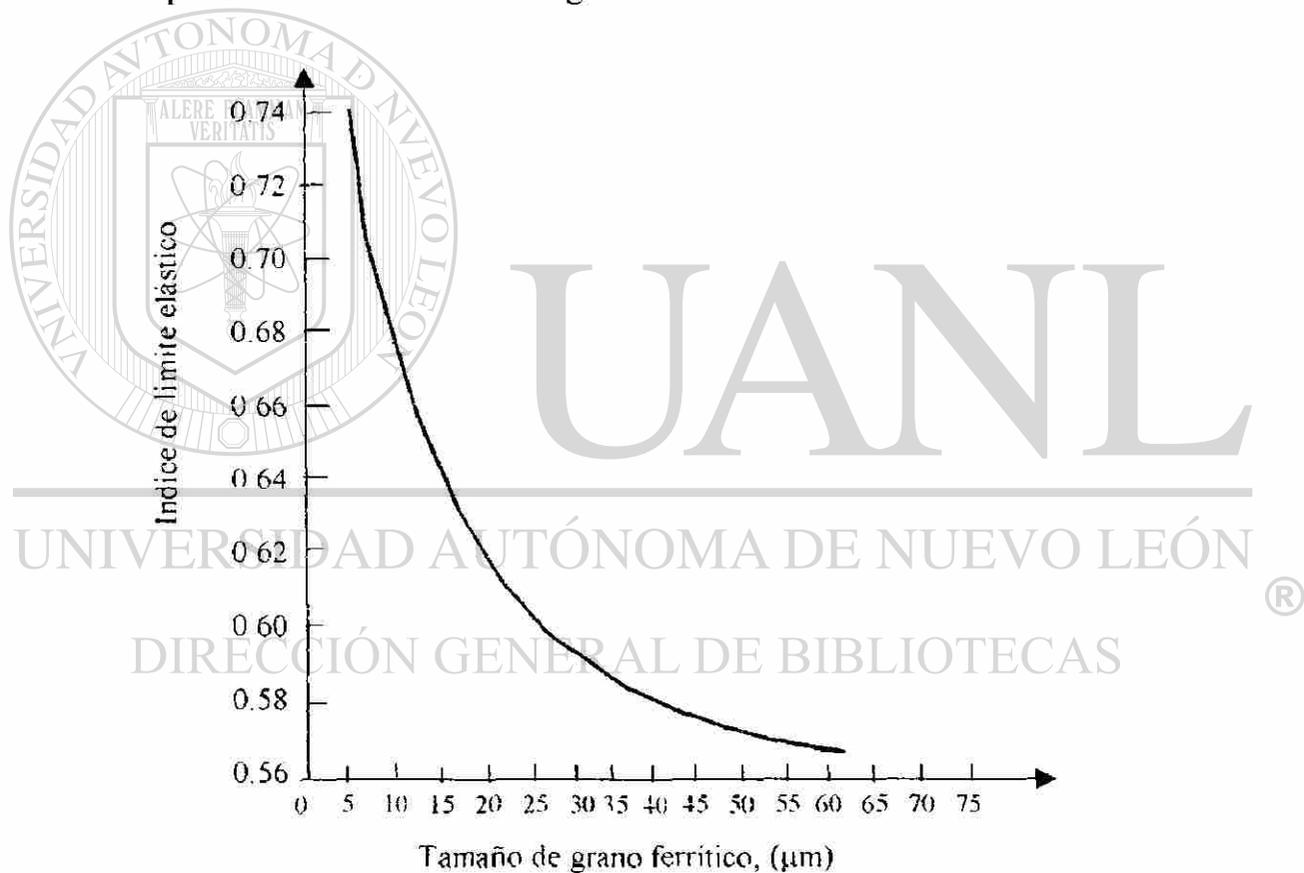


Fig. 3.1. Relación entre tamaño de grano ferrítico y el límite elástico en aceros que contengan aproximadamente 0.17%C, 0.03%Mn, 0.07%Al, y 0.028‰N. (13)

### 3.4. Empleo del niobio.

El uso del niobio en los aceros dulces fue un desarrollo posterior al del vanadio. No fue sino hasta cerca de 1960 cuando el niobio estuvo disponible para la industria siderúrgica y, con ello, se inició una gran actividad sobre el uso de este elemento tanto en E. U. A., como en Europa y Japón. La compañía The Great Lakes Steel Corporation fue la primera en colocar en el mercado aceros con niobio.

Lo anterior fue reportado por Starratt (14). La serie GLX-W de estos aceros tenían límites elásticos entre 325 y 445 MPa, una elongación entre 34 y 43%, una resistencia al impacto entre 27 y 40 J a 29 °C, y de 4 a 9 J a 51 °C, para placa laminada en caliente. La compañía Great Lakes Steel mencionaba que: “El aumento en límite elástico de estos aceros se obtiene sin aumentar su fragilidad debido a que el tratamiento con niobio produce un grano ferrítico más fino”. Estos aceros se vaciaron semicalmados y se les agregaron entre 0.02 y 0.03% Nb a un acero dulce con 0.16%C y 0.7%Mn. Además de sus buenas propiedades a tensión, se decía que tenían buena formabilidad y soldabilidad.

El desarrollo de los aceros al niobio fue rápido en los E. U. A. De acuerdo con Stuart and Jones (15), para 1960 muchas compañías siderúrgicas publicitaban los aceros al columbio. Se tuvo poca información al respecto de Europa.

Como resultado de la investigación en la industria, Para 1960 ya se tenían los siguientes resultados acerca de los aceros al niobio (1):

1. La adición de 0.01 a 0.05% Nb a aceros dulces aumenta el límite elástico en aceros laminados en caliente.

2. La temperatura de transición de aceros al niobio laminados en caliente es afectada poco por las microadiciones de niobio.
3. Un normalizado después del laminado en caliente proporciona una mejora en la temperatura de transición y un ligero aumento en límite elástico en aceros dulces con microadición de niobio.
4. Las microadiciones de niobio son más efectivas en aceros con altos niveles de manganeso (mayores del 1%).
5. Se obtiene una refinación de grano ferrítico en aceros con niobio, laminados en caliente, normalizados o no.

Se consideraba para 1960 que las mejoras tanto en límite elástico como en tenacidad a impacto se debían al refinamiento de grano. Ya se consideraban los posibles efectos de la precipitación de carburos de niobio. Por ejemplo Beiser (16), indica que la precipitación de NbC en los límites de grano, producía un aumento en límite elástico, pero también en la fragilidad de aceros laminados en caliente.

### 3.5. Empleo del titanio.

Hasta 1960 el titanio se estudió poco como aleante en aceros dulces. Boudremont (17) menciona que el titanio produce un aumento en el límite elástico y en la tensión última (UTS), lo cual atribuía a efectos de precipitación de partículas y concedía a Mathesius (18) el primer empleo del titanio por el año de 1921. Datos sobre las propiedades de aceros al titanio laminados en caliente, normalizados o no son proporcionados por Neumeister y coautores (13). Sin embargo estos reportes no hacen referencia a los efectos de tamaño de grano ferrítico, ni a la influencia del nitrógeno y, por lo tanto, estos datos pueden considerarse como erráticos.

### 3.6. Primeras correlaciones.

En el período de 1951 a 1958 se realizaron investigaciones básicas sobre la relación entre propiedades mecánicas y el tamaño de grano ferrítico. Dichas correlaciones se deben a Hall y Petch quienes trabajaban en la Universidad de Cambridge y en un principio pasaron desapercibidas por los investigadores de la industria. No fue sino hasta iniciando la década de 1960 cuando las relaciones propuestas por Hall y Petch fueron aplicadas a los nuevos aceros, siendo entonces cuando los metalurgistas comenzaron a comprender el papel del tamaño de grano y de las partículas precipitadas sobre las propiedades mecánicas.

En forma independiente Hall, en el Laboratorio Cavendish, y Petch, en el Departamento de Metalurgia, ambos de la Universidad de Cambridge, obtuvieron la relación del tamaño de grano con el límite elástico. Hall (19) en 1951 demostró que la relación entre el punto de cedencia inferior,  $\sigma_{lyp}$ , de aceros con muy bajo carbono y su tamaño de grano ferrítico,  $d$ , podría ser expresado como:

$$\sigma_{lyp} - \sigma' \propto d^{-1/2} \quad (3.1)$$

donde  $\sigma'$  es el límite elástico para un monocristal.

Petch (20) trabajó en 1953 con aceros dulces produciendo una amplia gama de tamaños de grano ferríticos y realizó pruebas a tensión en nitrógeno líquido, encontrando que el esfuerzo de fractura seguía una relación con el tamaño de grano similar a la relación del esfuerzo de cedencia. Petch expresó la relación del esfuerzo de cedencia como sigue:

$$\sigma_{lyp} = \sigma_0 + k^*(d)^{-1/2} \quad (3.2)$$

en donde  $\sigma_0$  y  $k^*$  son coeficientes que dependen del tipo de acero.

Los resultados de Hall y Petch se muestran en las figuras 3.2 y 3.3.

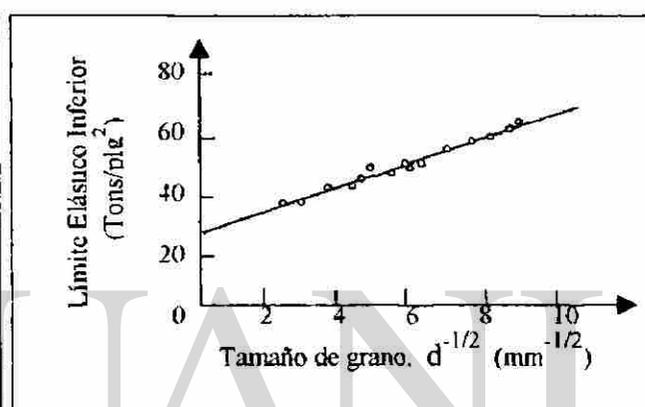
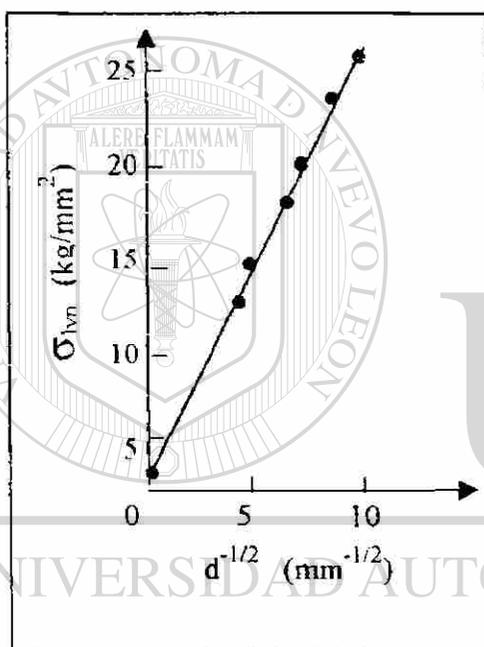


Fig. 3.3. Gráfica de Petch para la correlación entre el límite elástico y el tamaño de grano (20).

Fig. 3.2. Relación entre el límite elástico inferior y el tamaño de grano (19).

### 3.6.1. Correlación entre temperatura de transición y microestructura.

Petch (21) en 1958 trató de establecer una relación entre la temperatura de transición dúctil-frágil y el tamaño de grano de aceros dulces. En su forma más simple ésta relación es:

$$TT = A - B \ln(d)^{-1/2} \quad (3.3)$$

En donde TT es la temperatura de transición a impacto y A y B son constantes.

La relación anterior también puede expresarse como:

$$TT = a - b(d)^{-1/2} \quad (3.4)$$

Donde a y b son coeficientes diferentes a A y B. El signo menos indica que la temperatura de transición disminuye al disminuir el tamaño de grano de la ferrita,

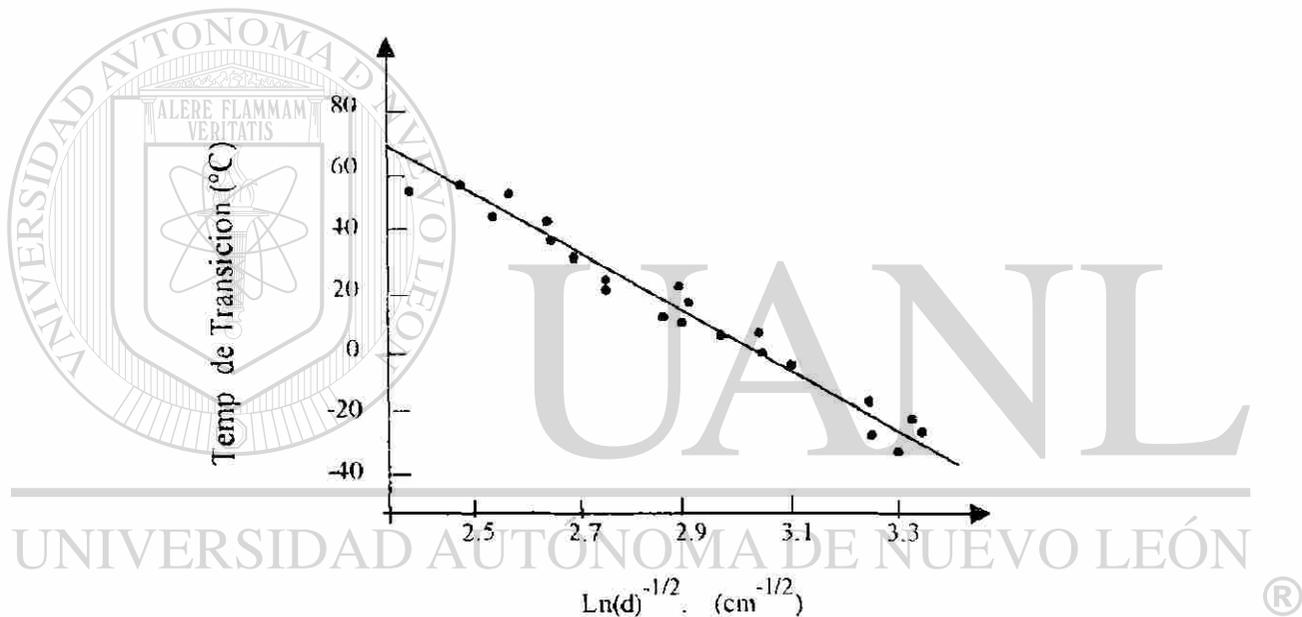


Fig. 3.4. Relación entre la temperatura de transición a impacto y el tamaño De grano (21)

como se puede apreciar en la figura 3.4.

En resumen, el gran mérito del trabajo de Hall y Petch fue demostrar que el refinamiento del grano de la ferrita es una forma de aumentar la resistencia y la tenacidad a impacto de los aceros.

### 3.7. Metalurgia física de los aceros microaleados.

Woodhead (22) inició la siguiente etapa importante en el desarrollo de los aceros microaleados y consistió en entender, desde el punto de vista de la metalurgia física, el papel del niobio y otros elementos en la microestructura y propiedades mecánicas de los nuevos aceros. Su trabajo fue continuado por Leslie (22) en la compañía United States Steel Corporation, por Irvine and Pickering (23) de la acería United Steel Corp., por Economopoulos y Greday (24) en Bélgica, por Brozzo (25) y Michelucci (26) en Italia, por Mandry y coautores (27) en Francia, por Kazinczy (28) en Suecia y por Meyer (29) en Alemania. Todos estos trabajos se desarrollaron alrededor de 1965.

En 1961 Morrison fue enviado por la acería Scottish Steel Company, a la Universidad de Sheffield a investigar la metalurgia física de sus propios aceros bajo la asesoría de Woodhead (1). Al revisar la información disponible sobre aceros al niobio, Morrison y Woodhead (30) pensaron que el aumento en resistencia podría deberse no sólo al refinamiento de grano. Además algunos de los aceros comerciales mostraron un aumento en temperatura de transición aún cuando el refinamiento de grano debiera reducir tal temperatura. Decidieron investigar más al respecto y usaron acero de dos coladas cada una de las cuales había sido dividida y se le agregó niobio a una de las mitades, posteriormente aplicaron tratamientos termomecánicos para producir una amplia gama de tamaños de grano ferrítico.

Morrison y Woodhead (30) graficaron los datos de resistencias y tamaño de grano de acuerdo a como lo hicieron Hall-Petch y demostraron que los aceros al niobio con iguales tamaños de grano ferrítico tenían mejores resistencias, pero menor tenacidad que los aceros libres de este elemento como se muestra en la figura 3.5.

De las gráficas puede verse que para granos grandes los aceros al niobio se desvían de la relación lineal entre límite elástico y tamaño de grano ferrítico. Estos granos grandes se obtuvieron al aplicar altas temperaturas de normalizado o de recocido. Morrison and Woodhead concluyeron que este efecto está asociado

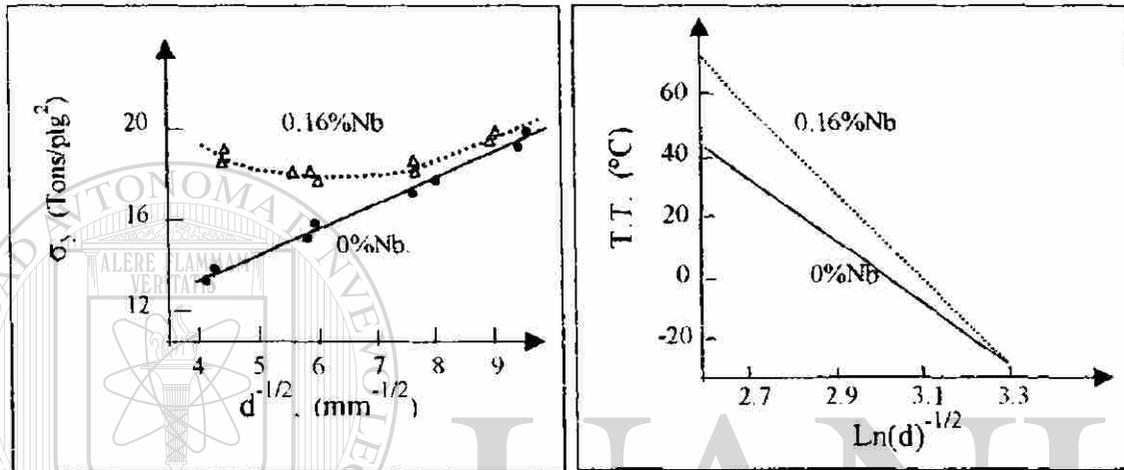


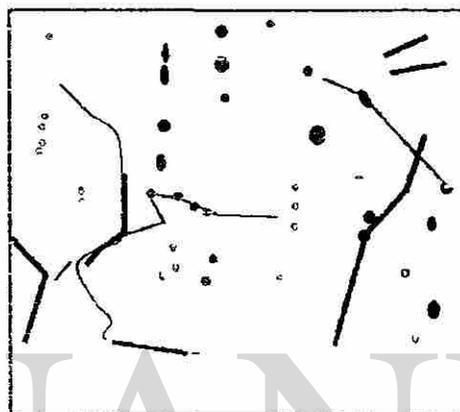
Fig. 3.5. Efecto del tamaño de grano sobre el límite elástico y sobre la temperatura de transición en aceros con 0.15% C, 1.2% Mn, 0.0% Nb, y 0.15% C, 2% Mn y 0.16 % Nb (30).

principalmente a un aumento en el esfuerzo de fricción,  $\sigma_i$ , el cual se opone al movimiento de las dislocaciones libres y sugirieron que ésto era probablemente el resultado de la precipitación en la ferrita de carburos, nitruros o de un compuesto mixto de niobio.

La precipitación que se presenta después de calentar a altas temperaturas austeníticas de manera que todo el niobio pueda pasar a solución sólida en la austenita.

En Abril de 1963 Morrison publicó (31) que claramente había observado pequeños precipitados de Nb(CN), en aceros normalizados. Estas observaciones se hicieron sobre micrografías electrónicas de transmisión. El acero contenía 0.15%C, 1.11% Mn y 0.02%Nb. Las muestras se observaron a 75,000 aumentos, como se muestra en la figura 3.6.

Fig 3.6. Micrografías electrónicas de transmisión de laminillas delgadas. Acero con 0.15%C, 1.11%Mn, 0.02%Nb 75,000X (31)



Morrison concluyó que “el refinamiento de grano parece ser la principal fuente de endurecimiento por niobio en aceros austenitizados a temperaturas de aproximadamente 1050 °C, mientras que en aceros austenitizados a mayores temperaturas ( $\approx 1250$  °C), son endurecidos mucho mediante una adición de niobio, aún en ausencia de refinamiento de grano de consideración”. Las micrografías electrónicas de laminillas delgadas de Morrison, fueron obtenidas de muestras tratadas a 1200 °C y muestran el ahora familiar tipo de precipitado en hilera o fila.

Mientras tanto en los Laboratorios Swinden de la acería United Steel, Irvine, Pickering y Gladman (32), comenzaron a cuantificar la relación entre las propiedades mecánicas y la composición química y la microestructura de los

aceros de bajo carbono. Ellos propusieron modificaciones a las relaciones tipo Hall-Petch. Los modelos, convertidos a unidades SI, son los siguientes:

$$\text{UTS (J)} = 295.0 + 27.5(\% \text{Mn}) + 82.6(\% \text{Si}) + 3.9(\% \text{Perlita}) + 7.8(d^{-1/2}) \quad (3.5)$$

$$\text{L.E. (J)} = 104.1 + 32.6(\% \text{Mn}) + 84.0(\% \text{Si}) + 11.6(d^{-1/2}) \quad (3.6)$$

$$\text{T.T. (°C)} = 63 + 44(\% \text{Si}) + 2.2(\% \text{Perlita}) - 258(\% \text{Al}) - 11.6(d^{-1/2}) \quad (3.7)$$

$$\% \text{R.A.} = 78.5 - 5.39(\% \text{Mn}) - 0.53(\% \text{Perlita}) - 328d \quad (3.8)$$

Este trabajo fue revolucionario y muy útil. Por ejemplo al graficar las ecuaciones de resistencia se obtienen diagramas como el mostrado en la Fig. 3.7, los cuales hacen más claras las contribuciones de la composición química y de la microestructura sobre la resistencia de los aceros ( $\sigma_u$ ) con diferentes contenidos de carbono y manganeso.

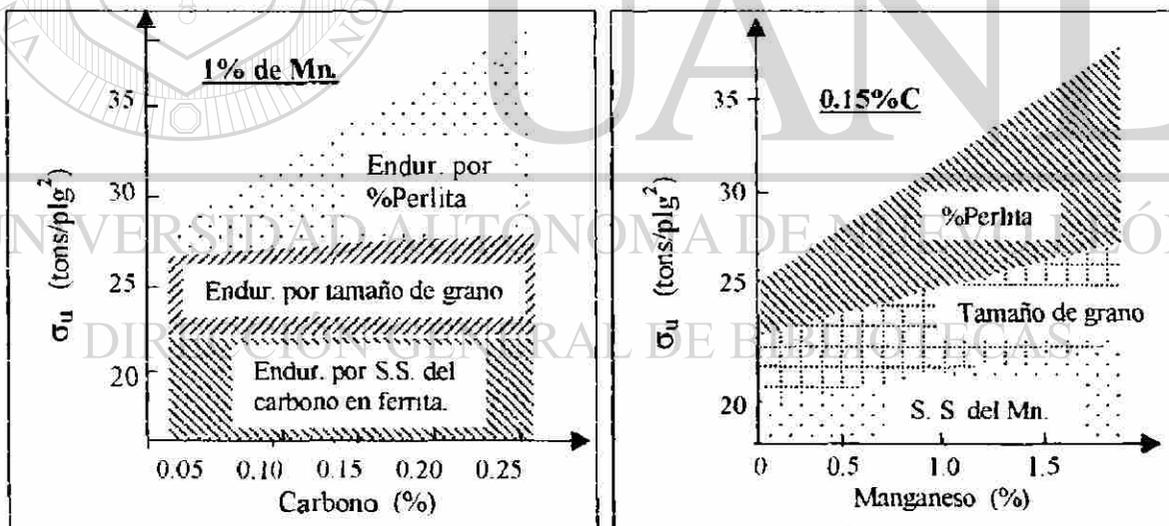


Fig. 3.7. Efecto sobre la tensión última de (a) carbono y (b) manganeso.

Se muestran las contribuciones del tamaño de grano, % de perlita, y de la solución sólida del C y del Mn en la ferrita (32).

Irvine, Pirckering y Gladman (33) continuaron investigando sobre los factores que controlan el tamaño de grano y las propiedades de los aceros que contienen niobio, vanadio, titanio y aluminio y en febrero de 1967 publicaron sus conclusiones aportando diagramas cuantitativos como los de la fig. 3.8 y 3.9. Estos valores de resistencia a la cedencia fueron calculados con relaciones tipo Hall-Petch.

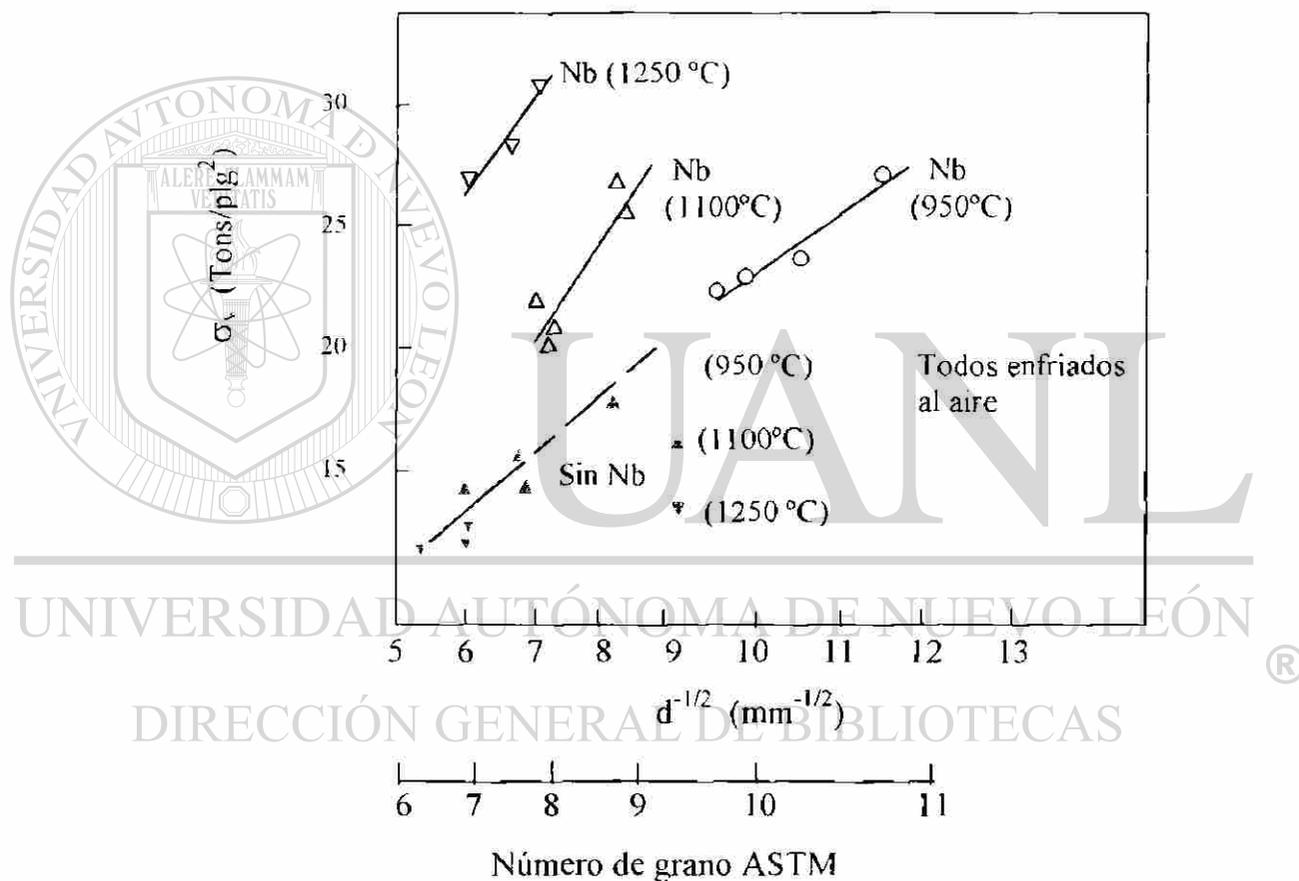


Fig. 3.8. Efecto de la temperatura de austenización sobre el tamaño de grano y sobre el límite elástico de aceros con 0.10%C, 0.60%Mn. con y sin niobio (34),

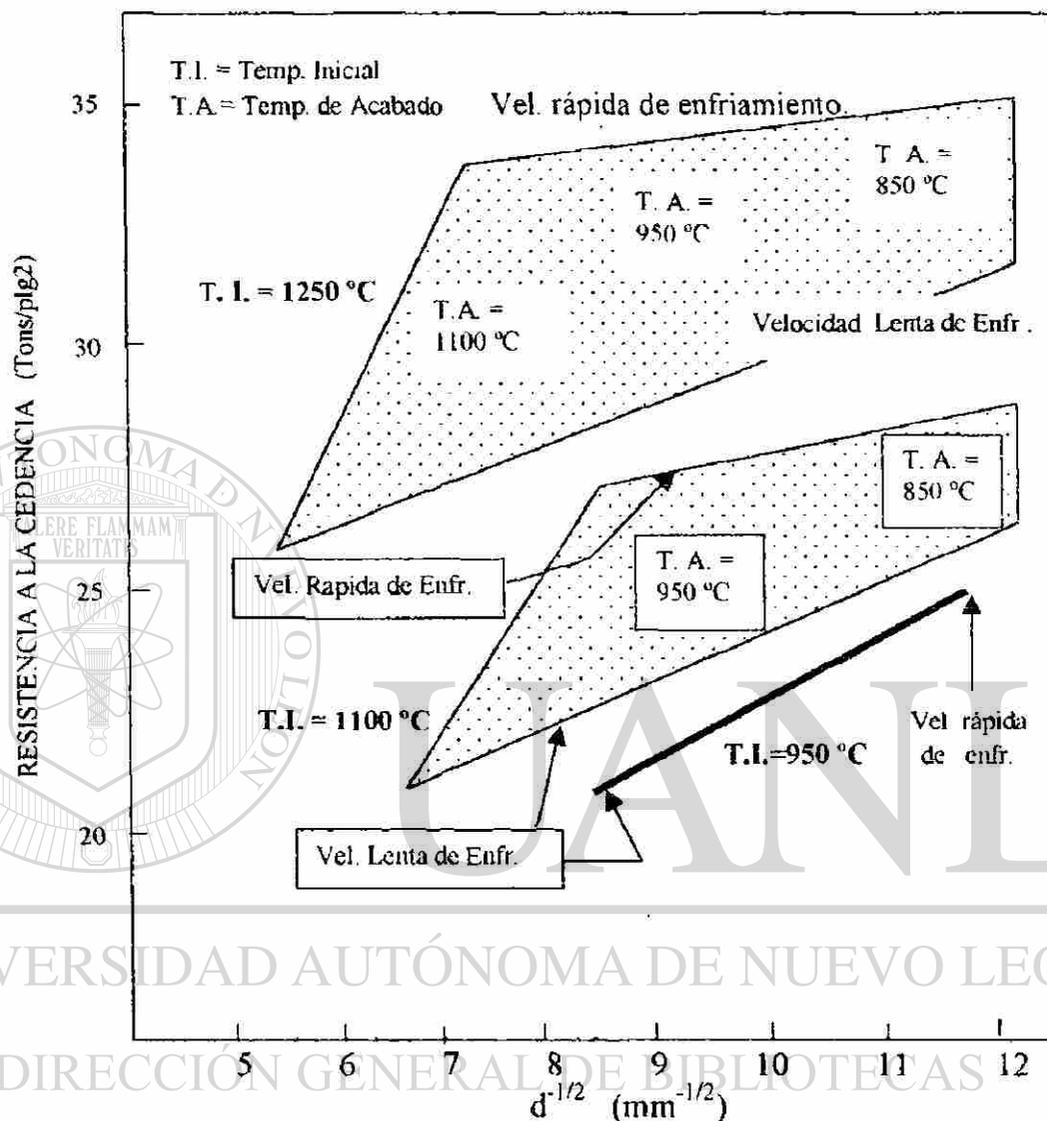


Fig. 3.9. Efecto de las variables de laminación sobre la resistencia a la cedencia y el tamaño de grano en aceros con 0.10%C, 0.60%Mn, y 0.08%Nb (34).

La importancia de todos estos trabajos es que en un lapso de 10 años, la tecnología de los aceros microaleados avanzó desde el empiricismo a una etapa avanzada de desarrollo metalúrgico y producción de miles de toneladas de aceros cuidadosamente especificados por una industria apoyada por laboratorios científicos y tecnológicos.

### 3.8. Naturaleza de los precipitados.

Se ha realizado una gran cantidad de trabajo para determinar la composición química de los precipitados de nitruros y carburos en los aceros microaleados, sin embargo debe mencionarse que ésto no ha sido determinante para el desarrollo de los aceros microaleados. Las interacciones complejas entre el carbono, el nitrógeno, el azufre y el oxígeno, lógicamente influencia la estabilidad de los varios posibles compuestos que pueden precipitar ya sea en la austenita o en la ferrita y, sobre ésto, es en lo que se ha estado trabajando en muchos laboratorios y centros de investigación,

Los precipitados se presentan alineados frecuentemente dado que las partículas se forman sobre o cercanas a la interfase entre un grano de ferrita en crecimiento y un grano de austenita, es decir en la frontera entre dos fases. Este tipo de precipitados alineados comenzó a ser estudiados por Davenport y Honeycombe (35) en 1972, en la Universidad de Cambridge. A ellos se les reconoce como los principales investigadores en la metalurgia física de los aceros microaleados, así como de los precipitados y de las transformaciones austenita-ferrita.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

### 3.9. Laminación controlada.

El requerimiento de obtener el grano ferrítico más fino posible con el objeto de aumentar la resistencia promovía también el aumento indeseable en la temperatura de transición en la prueba de impacto. La necesidad de evitar este aumento llevó a cabo el desarrollo de la laminación controlada. Por muchos años se había conocido que el terminar de laminar a bajas temperaturas producía un aumento en las propiedades mecánicas (36) incluyendo una disminución en

la temperatura de transición. Sin embargo este conocimiento no se había aplicado en la industria debido sobre todo a que el terminar de laminar a bajas temperaturas propicia mayores fuerzas de separación, es decir mayor capacidad de los molinos, lo cual no se tenía en muchas plantas.

Vanderbeck (37) hizo un reporte sobre el laminado a bajas temperaturas en 1958, indicando que con esto se obtenían disminuciones importantes en la temperatura de transición. Wiester y colaboradores (38) describieron en 1962 los efectos de las condiciones de laminación sobre las propiedades de aceros calmados con aluminio, con diferentes contenidos de nitrógeno y, en algunos casos, con adiciones de vanadio.

Se ha estado realizando mucho trabajo acerca de las complejas interacciones entre deformación, precipitación de partículas y recristalización. La conclusión es que la recristalización puede ser retardada tanto por los elementos en solución sólida pero en particular por partículas muy pequeñas de precipitados que se forman durante la deformación. Entre los grupos de investigadores avocados a la investigación sobre laminación controlada se encuentran el grupo encabezado por J. J. Jonas en la Universidad de McGill en Canada, y por C. M. Sellars en la Universidad de Sheffield, en Inglaterra (39).

### **3.10. Aceros con perlita reducida**

Pickering y Gladman (40) han estudiado el efecto de la perlita en las propiedades mecánicas y uno de sus desarrollos se refiere a los aceros con perlita reducida. Estos autores observaron el hecho de que a los bajos niveles de carbono encontrados en los aceros dulces, los cambios en el contenido de

perlita tenían poco efecto en la resistencia a la cedencia, pero sí afectaban mucho a la temperatura de transición. Con esto en mente se pensó en trabajar con aceros con ex trabajo carbono con el fin de disminuir lo más posible la temperatura de transición. Al mismo tiempo la resistencia del acero se aumentaría mediante tres mecanismos, solución sólida de microaleantes, refinamiento de grano y precipitación de carburos y nitruros. Una ventaja más de los aceros con ex trabajo carbono es que aumenta mucho la soldabilidad.

### 3.11. Inclusiones no-metálicas.

Las inclusiones no-metálicas, tales como sulfuros, aluminatos, silicatos y otros óxidos, son el producto de las reacciones de desoxidación y desulfuración en los aceros. Estas inclusiones pueden propiciar fracturas por fatiga o fracturas frágiles. En 1960 Plateau (41), observó que el contenido de inclusiones afectaba la ductilidad de los aceros y realizó experimentos usando dispersión de alúmina en hierro. Se encontró que la ductilidad, tanto a tensión como a impacto, disminuía al aumentar la cantidad de alúmina.

Gladman (42) en 1971 cuantificó este efecto considerando la nucleación y crecimiento de vacíos en inclusiones de sulfuros de manganeso en aceros dulces, con diversos contenidos de azufre. Actualmente los aceros microaleados contienen azufres menores de 0.01% y se obtienen altas ductilidades a pesar de los altos niveles de resistencia de estos aceros. De la misma manera el desarrollo de aceros con perlita reducida han contribuido a mejorar aún más la ductilidad ya que las partículas de cementita (42), actúan de la misma manera que los sulfuros y óxidos para reducir la ductilidad al aumentar estas inclusiones o al aumentar la proporción de perlita.

### 3.12. Modificación de Inclusiones (Globulización)

Durante la década de 1970 (43) al desarrollarse los procesos de desulfuración, se observó que algunas de las sustancias desulfurantes modificaban favorablemente las pocas inclusiones que aún quedaban en el acero. Por ejemplo el calcio, las tierras raras, el zirconio, el titanio y el telurio, modificaban las inclusiones de sulfuros para producir inclusiones globulares más duras que ni se alargaban, ni se aplanaban durante la laminación en caliente. Esta globulización proporcionaba una gran mejoría en la ductilidad transversal del acero, por lo que el control de forma de sulfuros es actualmente una práctica normal en la producción de aceros microaleados.

Wilson y McLean (43) citan al periodo 1973 a 1978, como el periodo en el cual se desarrollaron las técnicas de control de forma, sobre todo en los E. U. A. y en Alemania.

---

### 3.13. Aceros de doble fase.

Los aceros de doble fase (por ejemplo ferrita y martensita) se desarrollaron por la necesidad de reducir el peso en la industria automotriz (1). El principal requerimiento que se busca en estos aceros es una alta resistencia combinada con una alta formabilidad, mayor que las encontradas en los aceros microaleados convencionales. Esto se logra produciendo microestructuras que consistan de ferrita poligonal en la cual precipiten pequeñas islas de martensita, la cual siempre contiene algo de austenita retenida y, algunas veces, pueden contener algo de bainita.

### 3.14. Microestructuras bainíticas.

Aceros con estructuras bainíticas son muy importantes dado que estas estructuras imparten mayores resistencias y a la vez mayores ductilidades. Desde 1949 Bardgett y Reeve (44) de los Laboratorios Swinden comenzaron a estudiar los efectos del molibdeno y del boro para obtener microestructuras bainíticas en vez de ferrita poligonal, usando estos dos elementos en cantidades de 0.5%Mo y 0.003%B se retarda la formación de ferrita poligonal, mientras que la cinética de formación de la bainita no varía. Con esto se logra obtener bainitas en vez de ferritas poligonales. Pero para obtener aceros bainíticos es necesario respetar los siguientes requerimientos básicos (1):

- (a) Que el carbono sea menor de 0.05% para tener una buena soldabilidad de los aceros.
- (b) Adicionar una combinación adecuada de aleantes para evitar la formación de ferrita poligonal y favorecer la formación de bainita.
- (c) Adicionar un microaleante, normalmente niobio, para impartir endurecimiento por precipitación, lograr un grano fino y sobre todo facilitar la laminación controlada.

Los aceros que cumplen con estos requisitos son llamados aceros de ferrita acicular, cuya microestructura consiste de una matriz de ferrita acicular con pequeñas islas de martensita y austenita retenida. La ferrita acicular es altamente irregular en su forma, tiene una alta densidad de dislocaciones y por lo tanto contiene gran cantidad de subestructuras.

McEvily y coautores (45) fueron los que primero investigaron aceros de ultra bajo carbono para la Ford Motor Co en 1967. Se encontró que un acero con 0.04%C, 3%Ni, 3%Mo, y 0.05%Nb, presentaba un límite elástico de 700

MPa y una temperatura de transición de aproximadamente 75 °C. Pero el Ni y el Mo son aleantes caros y se buscó un acero más barato pero con las mismas características. Blom (46) desarrolló aceros al manganeso en 1969. Uno de éstos contenía 0.03%C, 4.5%Mn y 0.1%Nb. con un límite elástico de 730 MPa. y temperatura de transición de -40 °C en la condición de laminado en caliente.

Uno de los aceros más usados (47), el que contiene 0.06%C, 1.6%Mn, 0.25-0.40%Mo, y 0.04-0.10%Nb. Algunas acerías le agregan cantidades pequeñas de Ni, Ti y B, y se le procesa con laminación controlada. El límite elástico es de aproximadamente 500 MPa con temperaturas de transición de alrededor de -40 °C.

Desde la década de 1980 se ha tenido un continuo refinamiento de los aceros microaleados los cuales actualmente presentan un límite elástico de hasta 650 MPa, valores de 80 J como energía absorbida a impacto a una temperatura de 60 °C, y ductilidades a tensión de 40% de elongación.

La investigación científica se centra actualmente en la metalurgia física de los aceros microaleados incluyendo los aceros bainíticos para comprender mejor la relación entre la microestructura y las propiedades mecánicas de estos aceros. Actualmente se cuenta con una amplia gama de microscopios electrónicos y equipos de microanálisis tales como microscopía de campo iónico etc. Se busca entender mejor la naturaleza de las estructuras aciculares, la identidad y composición química de los precipitados y la distribución de los elementos en la matriz. También se busca comprender mejor la cristalografía de los límites de grano y las configuraciones de las dislocaciones. Con todo esto se logrará optimizar las propiedades mecánicas de los aceros microaleados, lo cual es el objetivo último que se desea.

## CAPITULO 4

# NATURALEZA DE LOS ACEROS MICROALEADOS.

Desde 1970 grandes cantidades de tubería de grandes diámetros, desde 60 hasta 142 cm, han sido fabricadas para la industria petrolera en todo el mundo y han sido usados para construir sistemas de gasoductos, que tuvieron el objetivo de aumentar la capacidad productiva de los campos petroleros existentes. Simultáneamente, las compañías petroleras se dedicaron a investigar las posibilidades técnicas y económicas para desarrollar nuevos campos petroleros retirados de los mercados existentes.

Los últimos cambios en el patrón de suministro de petróleo en el mundo ha repercutido dramáticamente en elevar los precios del petróleo en todo el mundo. Esto hizo aún más imperativo la explotación de las inmensas reservas de gas y petróleo que se encuentran bajo los océanos y en las regiones árticas de Alaska y Rusia.

Tecnológicamente, la construcción y operación de gasoductos de grandes diámetros en condiciones severas de bajísimas temperaturas requiere de profundos estudios sobre ingeniería y diseño. Por ejemplo la operación de gasoductos de gran rendimiento requiere de presiones superiores a 11 MPa, por lo que es necesario que el acero tenga una alta resistencia a tensión, tenacidad a impacto y soldabilidad.

El diseño metalúrgico de aceros de alta resistencia para servicio ártico a bajas temperaturas debe considerar tanto la práctica de laminación en caliente como la composición química. Los aceros para gasoductos son endurecidos por precipitación de pequeñísimas partículas de carburos y nitruros por lo que se les llama también aceros al Nb V de perlita reducida. El término perlita reducida se refiere al bajo contenido de carbono, con lo cual contienen tan sólo una pequeña cantidad de perlita; con esto se logra mejorar mucho la tenacidad a impacto, pero tienen la desventaja de que por el bajo contenido de carbono, menor del 0.05% C, tienen un bajo límite elástico, que puede ser incrementado por el endurecimiento por precipitación y refinamiento de grano con lo cual se obtienen límites elásticos de hasta 680 MPa (100 ksi).

En algunos casos las acerías agregan pequeñas cantidades de otros elementos tales como cromo o cobre con el fin de reducir el contenido de manganeso y para ayudar a mejorar las propiedades a tensión. (49). Esto es muy importante sobre todo para placas gruesas en los casos en que los molinos de laminación no son capaces de producir una laminación controlada aceptable.

Para espesores de placa superiores a 3.75 cms es necesario obtener una ferrita acicular superfina para producir un acero microaleado con alta tenacidad y límite elástico superior a 480 MPa (70 ksi).

Entre los diferentes tipos de aceros microaleados se tienen los de alto niobio, los cuales contienen alrededor de 0.15% Nb, o bien los de alto manganeso (2.20% Mn) y bajo Niobio. Estos dos tipos de acero microaleado contienen desde luego bajo carbono, menor de 0.05% C. Para lograr un acero con ferrita acicular debe contener aproximadamente la siguiente composición química:

0.06% C, 1.40-2.0% Mn, 0.20-0.40% Mo, y 0.03-0.06 Nb.

Con esta composición química se satisfacen totalmente los requerimientos de un acero microaleado X70 para usos árticos.

Sin embargo debe tenerse en cuenta el espesor de la placa, ya que si excede de 25.4 mm su enfriamiento inmediatamente después del último pase de laminación será lento con lo cual disminuye su límite elástico. Para compensar esta disminución usualmente se agrega entre 0.20 y 0.30 % Ni, con lo cual se mantienen altas energías absorbidas a impacto, así como una baja temperatura de transición, requisitos de los aceros que se usarán a las bajas temperaturas de las regiones árticas.

Las propiedades mecánicas de éstos aceros ferríticos, sobre todo límite elástico y tenacidad a impacto, son mejorados aún más mediante prácticas de laminación controlada de la placa. La temperatura de planchón, las cédulas de deformación en caliente y las temperaturas de laminación son críticas para asegurar el resultado deseado: una microestructura ferrítica superfina y, por lo tanto, de tenacidad y límite elástico altos.

Normalmente se prefiere una composición de bajo carbono con Mn, Mo y Nb, como se muestra en la composición química arriba dada para proporcionar la combinación deseada de tenacidad y resistencia. La combinación de molibdeno

y manganeso asegura la transformación de la austenita, bajo el enfriamiento natural de la placa, hacia una ferrita acicular de grano muy fino. Esta estructura superfina, menor de  $3\ \mu\text{m}$  (ASTM no. 14), mantiene una buena tenacidad hasta  $85\ ^\circ\text{C}$ , mientras que al mismo tiempo su límite elástico excede los  $518\ \text{MPa}$  ( $75\ \text{ksi}$ ) (49).

Sin embargo, la experiencia industrial con aceros microaleados destinados a gasoductos presenta la dispersión mostrada en la figura 4.1 (49).

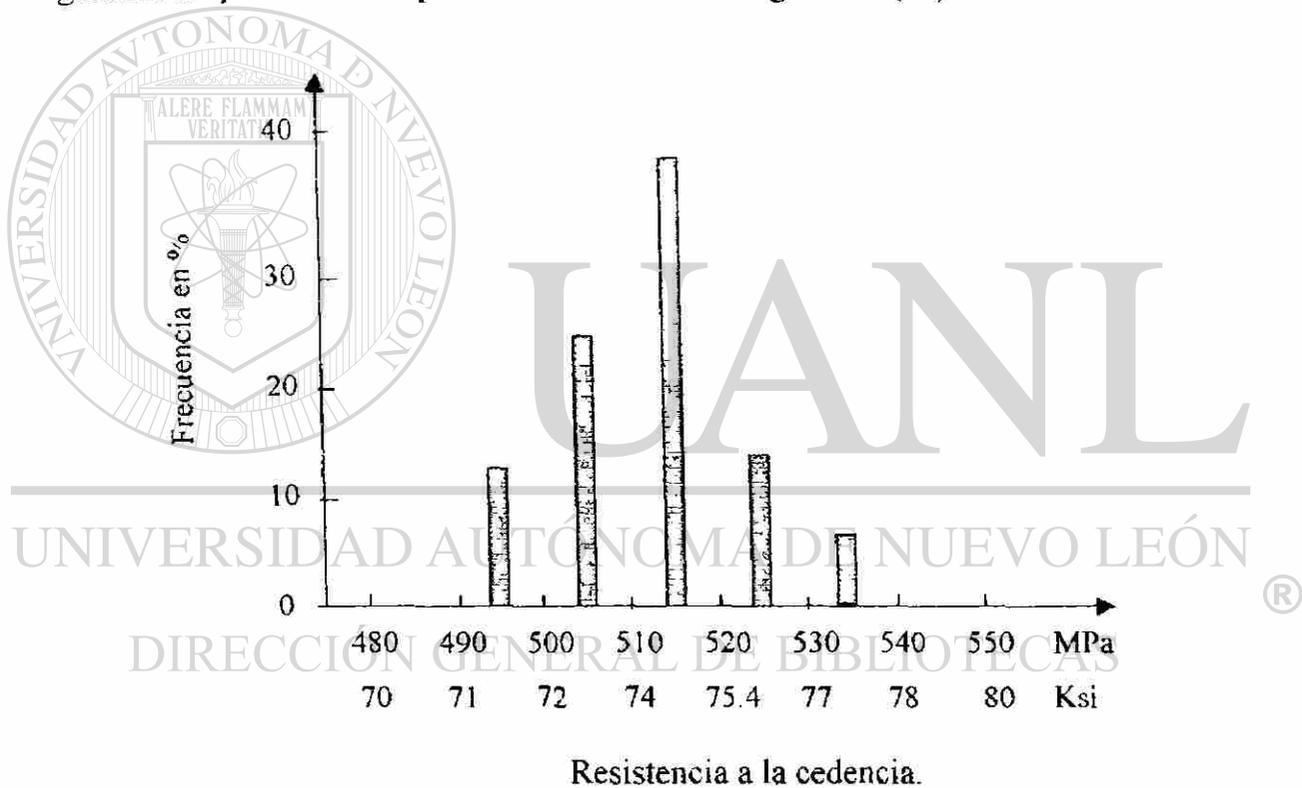


Fig. 4.1. Acero X70 para usos árticos. Muestra la dispersión que normalmente se encuentra en la resistencia a la cedencia a al muestrear y probar diferentes placas o rollos.

Una propiedad muy importante de estos aceros microaleados, también conocidos como aceros Mn-Mo-Nb, es su habilidad para eliminar el efecto Bauschinger, que normalmente se presenta después de formar el tubo. Con estos aceros es posible incrementar el límite elástico de placa a tubo expandido en un 15 a 20%, mientras que se retiene una relación favorable de resistencia a la cedencia a resistencia a la tensión de aproximadamente 0.80.

En la figura 4.2. se presentan las propiedades a impacto para un tubo de 140 cm de diámetro, fabricado con placa de 19 mm de espesor con un acero X70 (49). Los resultados se obtuvieron con probetas a impacto CVN de tamaño normal.

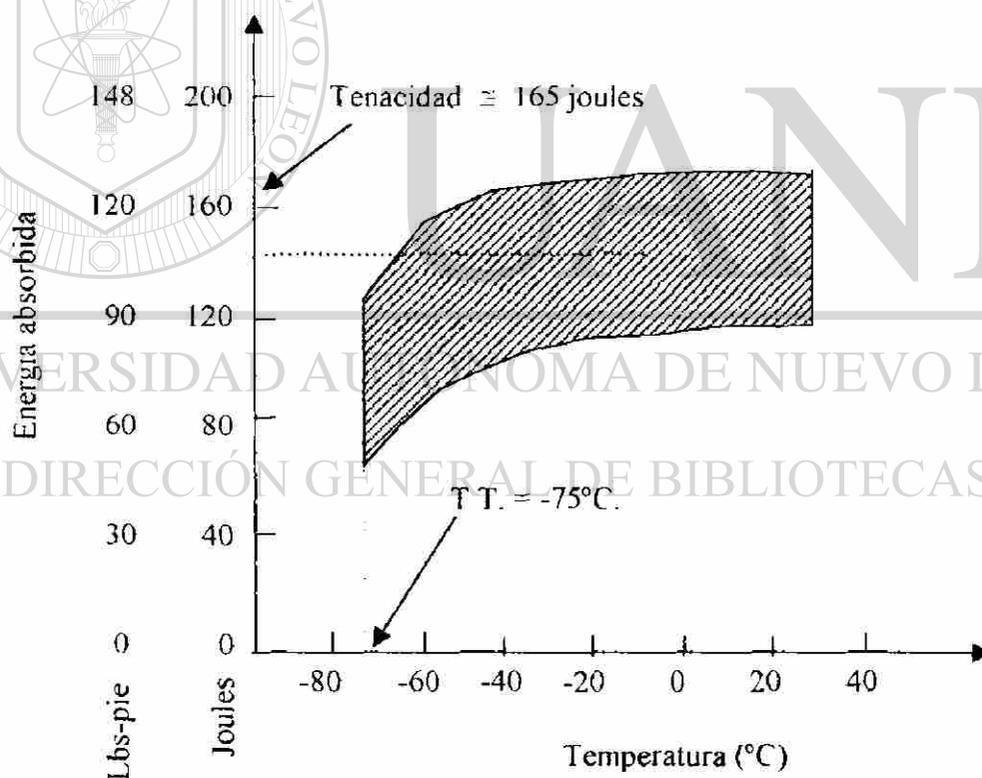


Fig 4.2. Gráfica de impacto para un acero X70, mostrando que este acero Mn-Mo-Nb posee excelente tenacidad a impacto a temperaturas de  $-80^{\circ}\text{C}$ . (49)

#### 4.1. Soldabilidad de los aceros microaleados.

Cuando los tubos de pared gruesa para gasoductos son soldados mediante el sistema de arco sumergido es común aplicar hasta 40 KJ/cm, lo cual es muy alto y puede producir fragilidad ya sea en la zona del metal de aporte (cordón), o bien en la zona afectada por el calor (ZAC). Sin embargo, se ha encontrado que para el acero X70 la tenacidad de estas dos zonas es satisfactoria, ya que se han logrado hasta 100 Joules (75 lb-pie) de energía absorbida a 10 °C para la ZAC (49)

El bajo contenido de carbón, menor de 0.06%C, de los aceros X70 minimiza la dureza en la ZAC con lo cual se reduce marcadamente la tendencia para que aparezcan agrietamientos inducidos por hidrógeno (HIC) (49)

#### 4.2. Control de inclusiones no-metálicas.

Las inclusiones no-metálicas contribuyen a que se presenten grietas en los aceros, pues actúan como microgrietas que al crecer van uniéndose entre sí hasta el grado de producir la fractura total de la pieza. La fractura llamada de mil hojas se presenta en los gasoductos y se debe a la presencia de una alta cantidad de inclusiones de sulfuro.

Las inclusiones no-metálicas se clasifican bajo la norma ASTM-E.45 de la siguiente forma.

Inclusiones tipo A- sulfuros, ( FeS, MnS, etc).

Inclusiones Tipo B- alúmina, (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)

Inclusiones Tipo C- silicatos, ( MxOy\*SiO<sub>2</sub>)

Inclusiones Tipo D- otros óxidos globulares

De estos cuatro tipos de inclusiones no-metálicas las más peligrosas son los

silicatos luego siguen los sulfuros, después la alúmina y al final los óxidos globulares que son considerados como los menos peligrosos. Esto se debe a que los silicatos son los más alargados de los cuatro tipos. Desde luego esta clasificación de inclusiones es de acuerdo a la manera como se presentan después de la laminación. Antes del desbaste, todas las inclusiones son globulares.

Las inclusiones no-metálicas se califican de acuerdo con la norma ASTM-E.45, considerando 3 características;

1. Tipo de la inclusión, A, B, C o D.
2. Grosor de la inclusión; Delgadas o gruesas.
3. Intensidad; 1, 2, 3, 4, o 5. 1 cuando son pocas y 5 cuando son muchas.

En la figura 4.3. se presenta un ejemplo con intensidad 3.



Fig. 4.3. Tipos de inclusiones no-metálicas en sus series delgadas con intensidad 3, para fines de mostrar su peligrosidad relativa respecto a la a la formación de microgrietas.

De la figura 4.3 se puede ver que los silicatos son las inclusiones más peligrosas, seguidas de los sulfuros, después las inclusiones de alúmina y en cuarto lugar se tendrían óxidos globulares los cuales son los menos peligrosos.

Dado que las inclusiones de silicatos son las más peligrosas las acerías tienden a desoxidar el acero líquido usando aluminio metálico en vez de ferrosilicio, buscando reducir los silicatos al mínimo en el acero. Con esto se eliminan los silicatos, pero quedan aún los sulfuros que como se ve de la figura 4.3, también son peligrosos pues por ser alargados, aunque menos que los silicatos, disminuyen la ductilidad del acero, es decir que producen fácilmente fracturas en las piezas fabricadas, sean gasoductos, piezas troqueladas, etc.

Para evitar la formación de sulfuros alargados y con alta intensidad, se disminuye el contenido de azufre, el cual se ha logrado reducir hasta un 0.002% (43) mediante técnicas de metalurgia de olla o metalurgia secundaria, las cuales incluyen inyección de argón y de carburo de calcio u óxido de calcio. También se emplean para este mismo fin el uso de escorias sintéticas desulfurantes, las cuales son ricas en óxido de calcio.

En el caso de aceros para gasoductos que vayan a conducir gas amargo, se busca disminuir el problema de aparición de grietas inducidas por hidrógeno (HIC, por hydrogen induced cracking). Esto se logra no sólo disminuyendo el contenido de azufre hasta 0.002%, sino también globulizando las inclusiones de sulfuro que aparezcan, las cuales normalmente son de intensidad 1 lo cual significa que son muy pocas y de muy poca longitud (menos de 1  $\mu\text{m}$ ).

Durante los años de 1970 se desarrollaron los procesos de refinación para desulfurar y se observó que algunas de las adiciones desulfurantes modificaban convenientemente las pocas inclusiones de sulfuros remanentes en el acero. (1) Por ejemplo el calcio, las tierras raras, el zirconio, el titanio, y el telurio modificaban las inclusiones de sulfuros para hacerlas más duras y globulares ya

que no se alargaban o aplastaban durante la laminación en caliente. Esto producía una gran mejoría en la ductilidad transversal de los aceros y debido a ello el control de forma de sulfuros se convirtió en una práctica común en la producción de los aceros microaleados. (43).

Las fallas debidas a grietas inducidas por hidrógeno (GIH) son un problema grave en las tuberías que conducen gas natural húmedo o petróleo crudo y contienen trazas de ácido sulfídrico. Las GIH se inician en inclusiones de MnS alargadas y aplastadas, para luego propagarse a lo largo de la perlita o bandas de bainita gruesa, propagación que lleva a la formación de grietas escalonadas, para finalmente provocar que la grieta pase de lado a lado de la pared del tubo. Las siguientes medidas han sido adoptadas para evitar la formación de GIH (50):

1. Bajar el contenido de azufre lo más posible, para eliminar los sitios de iniciación de las grietas GIH.
2. Globulizar las pocas inclusiones de azufre que aún queden, mediante la adición de pequeñas cantidades de calcio o tierras raras.
3. Evitar la segregación de elementos aleantes e impurezas, lo cual se logra mediante las técnicas de acero limpio y se disminuye las segregaciones en el centro del material.
4. Mantener bajos contenidos de manganeso y de carbono equivalente.

Sin bandas de perlita ni bandas de bainita gruesa, los aceros tienen alta resistencia a la iniciación y propagación de grietas GIH y, por ello, estos nuevos tipos de aceros están siendo muy usados en gasoductos y oleoductos.

Los nuevos aceros con alta resistencia a las grietas GIH incorporan nuevos conceptos metalúrgicos tales como aceros con laminado TMCP, acero limpio y

control de forma o globulización de inclusiones, a continuación se explica brevemente en que consiste cada uno de estos términos (50)

#### 4.3. Aceros TMCP.

Los aceros TMCP son aceros procesados o laminados en caliente y con control termomecánico, lo cual significa que se procesaron bajo técnicas de laminación controlada para luego ser enfriados en forma acelerada. Con esto se controla la microestructura y el modo de transformación de la austenita, lo cual produce una gran mejora en las propiedades en términos de resistencia, tenacidad, soldabilidad y resistencia al agrietamiento. Sin embargo, para optimizar los efectos del control termomecánico debe optimizarse también la composición química así como los procesos de aceración y de colada continua. Al controlarse estos cuatro pasos, aceración, colada continua, laminación y enfriamiento, entonces puede hablarse de un control total del proceso (50).

#### 4.4. Acero limpio.

Actualmente la tecnología de aceración y metalurgia de olla puede producir aceros con contenidos de nitrógeno, oxígeno, azufre y fósforo menores de 50 ppm. A estos aceros se les conoce ahora como aceros limpios (50). Con las técnicas de aceros limpios se obtienen aceros con muy altas tenacidades a impacto y en las soldaduras, siendo esto último de vital importancia para gasoductos y oleoductos. La ductilidad y la tenacidad en la dirección Z o del espesor, mejoran mucho con los bajos contenidos de azufre de los aceros limpios.

Bajas temperaturas de transición (menores de 50 °C), en el metal base pueden lograrse con tan sólo controlar termomecánicamente la laminación, pero para

mejorar la tenacidad de la Zona Afectada por el Calor en las soldaduras se requiere de laminación controlada termomecánicamente combinada con técnicas de acero limpio (50). Por ejemplo, la temperatura de transición de la zona afectada por el calor disminuye en una manera lineal al disminuir el contenido de nitrógeno como se muestra en la figura 4.4.

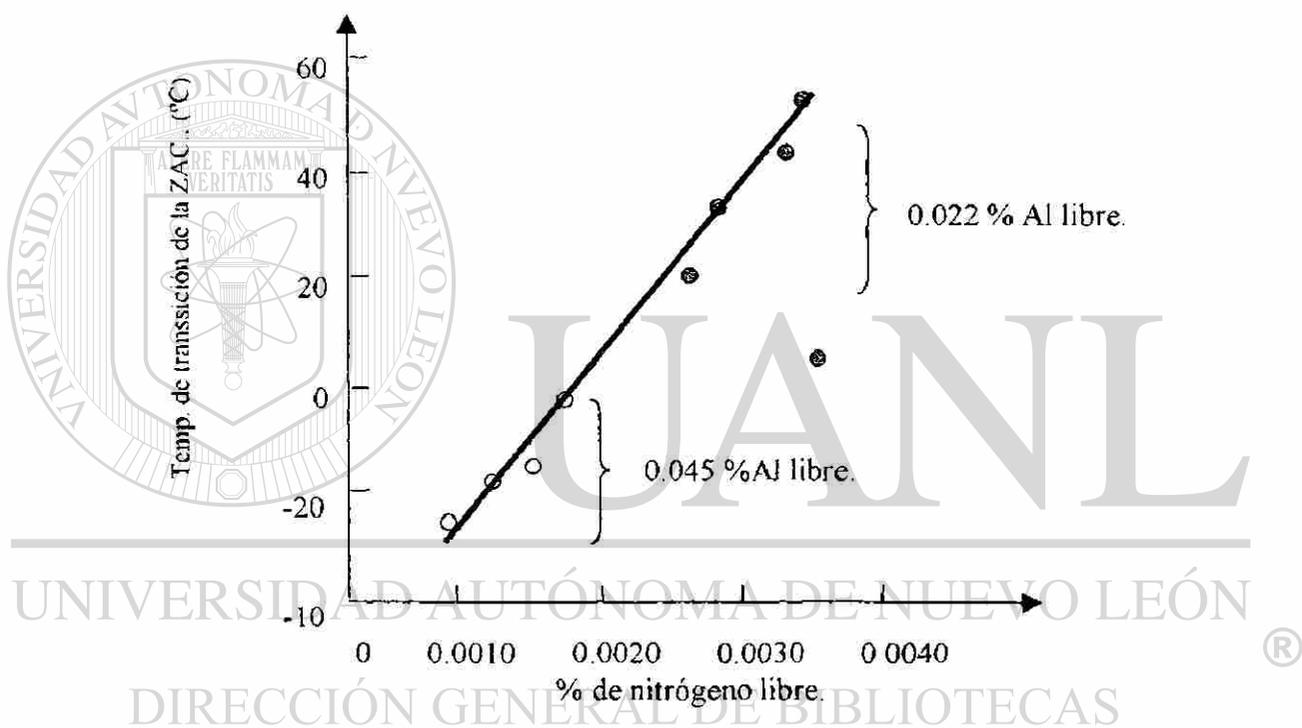


Fig. 4.4. Relación entre la tenacidad a impacto de la zona afectada por el calor y el contenido de nitrógeno libre en acero calmado con aluminio. (50)

Cuando tanto el nitrógeno como el azufre son menores de 15 ppm y 10 ppm respectivamente, la mejoría en tenacidad es muy alta (50).

#### 4.5. Globulización de las inclusiones.

Aún cuando el contenido de azufre sea reducido en los aceros hasta 10 ppm, no puede evitarse la formación de MnS en la zona de segregación central. Las inclusiones MnS tienden a aplastarse durante la laminación en caliente. Las inclusiones aplastadas perjudican la ductilidad y la tenacidad en la dirección Z (espesor) y además se comportan como sitios de nucleación de grietas inducidas por hidrógeno. Las técnicas de control de forma de las inclusiones son un medio para transformar los MnS en una forma geométrica (globular) menos perjudicial. Para la globulización deben convertirse los MnS en oxisulfuros de metales de las tierras raras, o de calcio, los cuales son muy duros y permanecen globulares durante la laminación.

Un problema frecuente que se tuvo en las plataformas marinas fueron las fracturas mil-hojas también conocidas como fracturas laminares, las cuales son provocadas por las inclusiones MnS aplastadas. Con la globulización de estas inclusiones se disminuyó mucho este problema (51).

Las inclusiones no-metálicas tienen muy poco efecto sobre la resistencia de los aceros, pero sí afectan mucho su ductilidad y la tenacidad a impacto. Sin embargo, mediante la globulización se disminuye el efecto perjudicial de dichas inclusiones no-metálicas. Los desgarres laminares o fracturas milhojas ocurren en estructuras soldadas en las cuales los esfuerzos actúan normales al plano de laminación del acero. Esta situación de esfuerzos es la que se presenta en los gasoductos y oleoductos. La disminución de estos desgarres laminares requiere que el azufre sea disminuido hasta menos de 0.008%, con lo cual casi desaparecen los desgarres laminares y no se requiere globulización de las pocas inclusiones remanentes (51).

De acuerdo con lo anterior las normas para fabricación de plataformas marinas especifican un máximo de azufre de 0.008% y, en casos especiales, de hasta 0.005%.

#### 4.6. Efecto del azufre, fósforo, oxígeno y nitrógeno.

Ya se mencionó que las inclusiones no-metálicas en bajos niveles no afectan a las propiedades mecánicas pero sí afectan a la ductilidad, sobre todo en la dirección Z, y también afectan a la tenacidad a impacto. Algo parecido sucede con el azufre, fósforo, oxígeno y nitrógeno (AFON). En un estudio al respecto (51) se estudiaron 2 aceros con diferentes niveles de AFON, tabla 4.1, y se encontró que mientras que las resistencias a la tensión y a la cedencia no variaron, la temperatura de transición si tuvo variación como se muestra en la Tabla 4.2 (51)

**Tabla 4.1. Composición química de 2 aceros con diferentes AFON ( 51).**

Acero	Composición Química, %										AFON (ppm)
	C	Si	Mn	Ni	Al	Nb	S	O	P	N	
1	0.078	0.20	1.39	0.49	0.034	0.017	0.0015	0.0018	0.003	0.0025	88
2	0.081	0.21	1.45	0.51	0.030	0.018	0.0060	0.0012	0.009	0.0044	206

**Tabla 4.2. Propiedades mecánicas de aceros con diferentes niveles de impurezas medidos como ppm de AFON (51).**

Acero	%S	AFON (ppm)	L.E. (MPa)	Resistencia última (MPa)	TT(-54J) (°C)	T.T.(-50%F.D.) (°C)
1	0.0015	88	378	494	-105	-98
2	0.0060	206	351	485	-77	-65

De las tablas 4.1 y 4.2 anteriores se puede ver que el azufre es la impureza residual que más afecta a la temperatura de transición. Ninguno de los elementos en los niveles mostrados tiene efecto alguno sobre las resistencias a la cedencia y resistencia última.

#### 4.7. Efecto del fósforo.

Es bien sabido que el fósforo en solución sólida en la ferrita puede tener un efecto perjudicial sobre la resistencia y la tenacidad. La segregación en límites de grano por el fósforo es la causa principal de la disminución de la resistencia y la tenacidad. (51). Además la presencia de ciertos aleantes como el níquel, el cromo o el manganeso en cantidades mayores del 1% aumentan la segregación en los límites de grano con lo cual aumentan la fragilización. Por ésta razón es que el fósforo debe mantenerse a niveles menores del 0.025%, aunque para ciertos casos como por ejemplo para el sector Noruego del Mar del Norte, se requiere el uso de aceros con contenidos de fósforo menores de 0.010% (51).

En una investigación al respecto (51), se emplearon 3 aceros vaciados al vacío con la composición química dada en la Tabla 4.3;

Tabla 4.3. Composición química de los aceros usados para investigar el efecto del fósforo en la resistencia a la cedencia y última (51)

Acero	Composición Química, %										AFON (ppm)
	C	Si	Mn	Ni	Al	Nb	S	O	P	N	
1	0.078	0.20	1.39	0.49	0.034	0.017	0.0015	0.0018	0.003	0.0025	88
2	0.061	0.21	1.45	0.52	0.032	0.014	0.0017	0.0015	0.007	0.0021	123
3	0.074	0.21	1.44	0.52	0.032	0.014	0.0017	0.0013	0.017	0.0015	215

En la Figura 4.5 (51) se muestra el efecto del fósforo en las resistencias a la cedencia y última para los aceros microaleados dados en la Tabla 4.1.

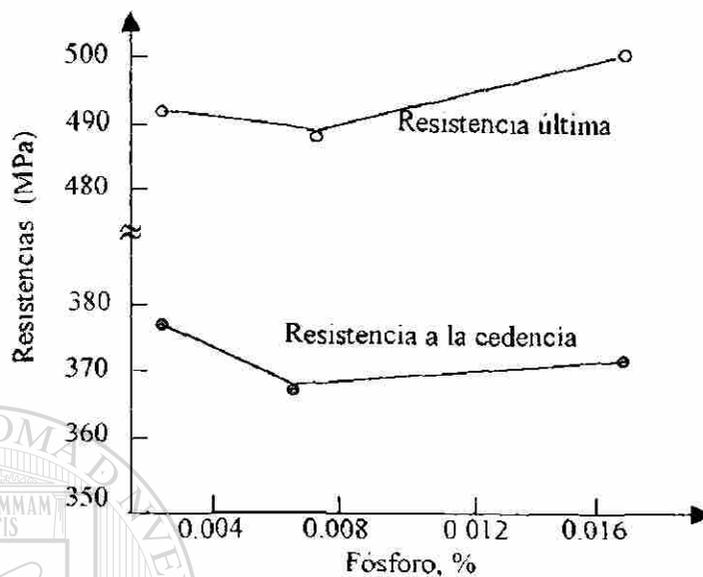


Figura 4.5. Efecto del fósforo en las resistencias de aceros microaleados con composición química dada en la Tabla 4.1. (51)

De la Figura 4.5 se ve que el fósforo, en los niveles estudiados, tiene poca influencia sobre las resistencias del acero. Esto es de esperarse ya que un contenido de fósforo de 0.017% equivale a un endurecimiento por solución sólida de 10 MPa (52). Sin embargo, estos bajos niveles de fósforo si tienen mucha influencia sobre las propiedades a impacto como se muestra en la gráfica 4.6. para los aceros 1, 2 y 3 dados en la Tabla 4.1. De estas gráficas se ve que a menor contenido de fósforo las temperaturas de transición disminuyen considerablemente.

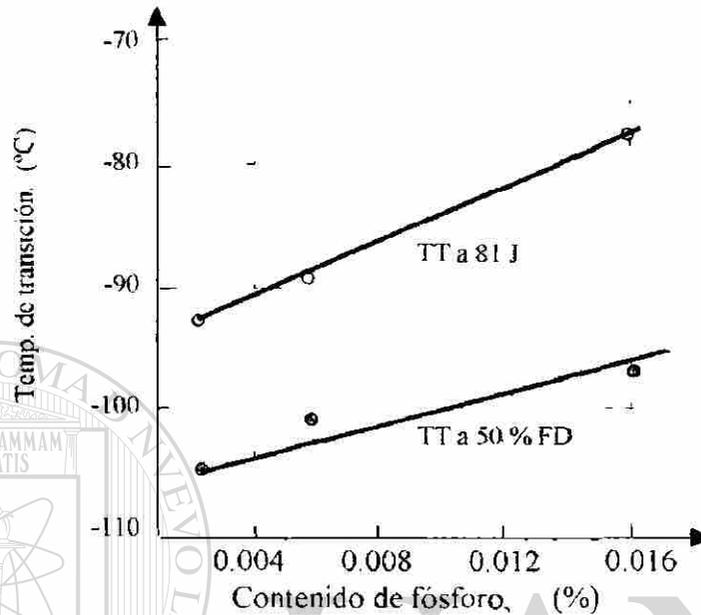


Figura 4.6. Efecto del contenido de fósforo sobre la temperatura de transición (51).

De la gráfica 4.6. se observa que al disminuir el contenido de fósforo de 0.016 a 0.004%, la temperatura de transición disminuye en más de 20 °C, lo cual es muy importante para los casos de gasoductos trabajando bajo condiciones de temperaturas muy bajas como en las regiones árticas y siberianas.

#### 4.8. Efecto del nitrógeno.

El nitrógeno se considera normalmente como un elemento indeseable. El efecto perjudicial del nitrógeno sobre las propiedades a impacto es un reflejo de su efecto endurecedor. Normalmente se requiere que el nitrógeno sea menor del

0.01%, sobre todo en los aceros para plataformas marinas, el endurecimiento máximo de este nivel de nitrógeno es menor de 50 MPa (51). La mayoría de los aceros para plataformas marinas requieren de una razón mínima de Al/N de 2, con lo cual casi todo el nitrógeno se encuentra como nitruros y con ello contribuye al endurecimiento del acero sólo indirectamente, sobre todo por su habilidad para refinar el grano (51).

En aceros microaleados con laminación controlada termomecánicamente (LCTM), conteniendo Al, Nb, o V, sólo parte del aluminio precipita como nitruros, y la mayor parte permanece libre o soluble y así influye directamente en la resistencia, tenacidad a impacto y envejecimiento por deformación del acero (51). Sin embargo, si se agrega una pequeña cantidad de titanio (0.01%) al acero, la mayor parte del nitrógeno será eliminado de solución sólida para precipitar como nitruros de titanio, con lo cual se reduce mucho el efecto del nitrógeno sobre las propiedades mencionadas.

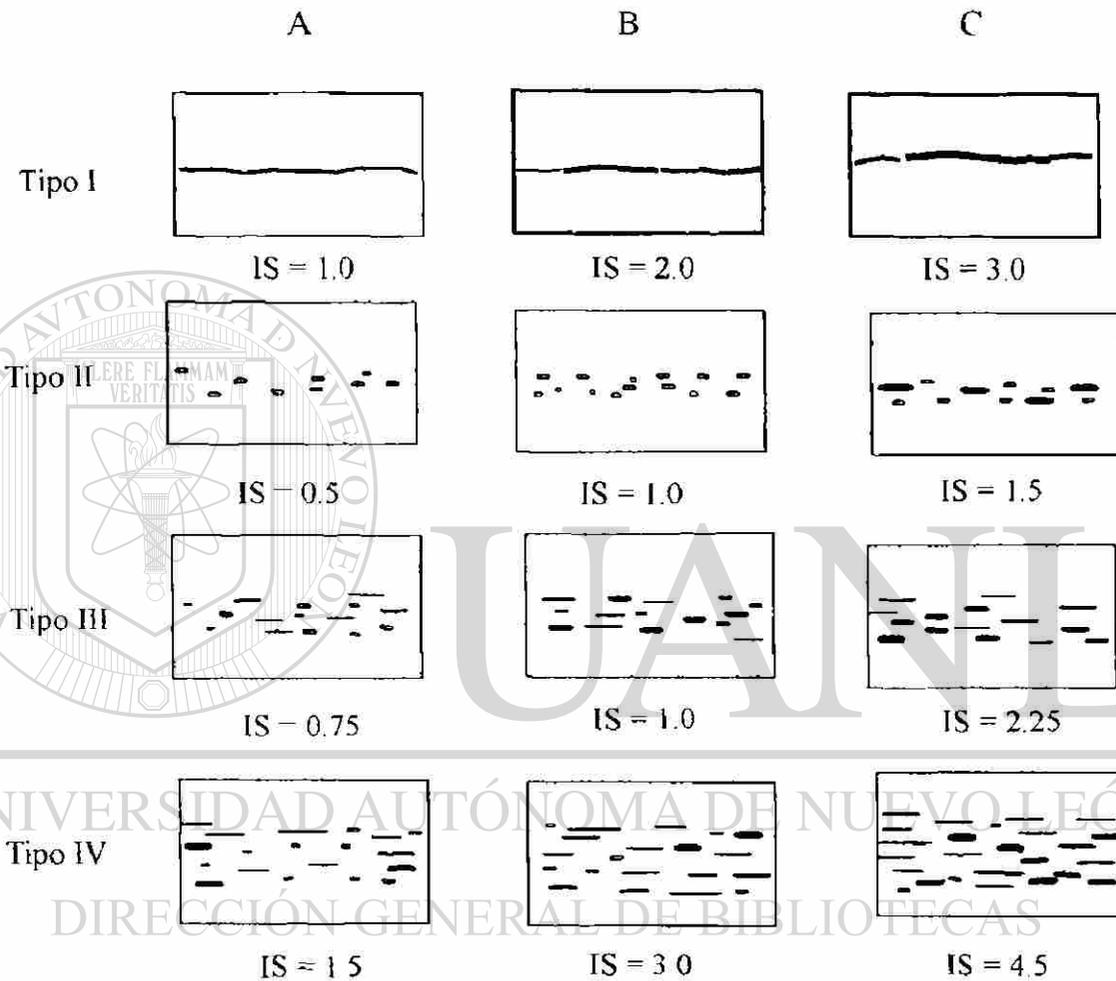
La habilidad del nitrógeno para precipitar partículas finas de nitruros ya sea de aluminio, niobio, vanadio o titanio, hace del nitrógeno un elemento aleante beneficioso para las propiedades mecánicas, resistencias y tenacidad, de los aceros microaleados. Para ello es necesario tener un mínimo de 0.004% de nitrógeno para lograr el nivel correcto de refinamiento de grano en el acero. Asimismo la presencia de partículas finas de TiN contribuye al refinamiento de grano en la zona afectada por el calor en las soldaduras, contribuyendo así a mejorar la tenacidad a la fractura con lo cual disminuye la probabilidad de fracturas frágiles.

#### 4.9. Segregaciones.

Las segregaciones son el resultado natural de la solidificación del acero durante su fabricación. Son perjudiciales por que cuando las segregaciones son de gran magnitud producen regiones localizadas de alta fragilidad, lo cual es agravado por la presencia de elementos fragilizantes de límites de grano tales como el azufre y el fósforo. Por esta razón se requiere que se pruebe a impacto la zona central de los aceros sobre todo en aquellos que se van a usar en plataformas marinas. Las segregaciones producen bandas de inclusiones no metálicas en el centro del material. Estas segregaciones pueden ser del tipo sulfuros, aluminatos, silicatos u otros óxidos, con diferentes intensidades tal y como ya se presentaron en este trabajo.

Sin embargo para determinar el efecto total de las inclusiones no metálicas con las propiedades a impacto se ha diseñado un método de sumar las intensidades para cada tipo de inclusión (51). En este método a las inclusiones se les reconoce como del tipo I a los sulfuros y silicatos, y del tipo II III y IV a la alúmina y a otros óxidos globulares. Además a la intensidad se le identifica con números como 1.0 para baja severidad o intensidad, y con 4.5 cuando la intensidad es muy alta. Esto se muestra en la Figura 4.7 (51). De esta imagen se ve, como ya se había dicho, que los sulfuros y silicatos o inclusiones tipo I, son las más peligrosas, Sin embargo las inclusiones del tipo IV con índice de severidad de 4.5 también representan alta peligrosidad en cuanto a la aparición de fracturas frágiles.

Figura 4.7. Sistema para indicar el tipo y la severidad de las inclusiones no metálicas, el índice de segregación se identifica como IS (51).



En la figura 4.7 el máximo índice de severidad es de 4.5 y corresponde a las inclusiones del tipo IV con nivel C. Como sucede comúnmente, los aceros contienen más de un tipo de inclusiones, en cuyo caso el índice de severidad total se calcula sumando los índices de severidad correspondientes a las inclusiones presentes, por ejemplo,  $IB + IVA = 2.0 + 1.5 = 3.5$ .

#### 4.10. Efecto de las segregaciones sobre las propiedades a impacto.

Como es de esperarse a mayor índice de segregación, las propiedades a impacto disminuyen como se muestra en la Figura 4.8 para el acero 1 dado en la Tabla 4.3.

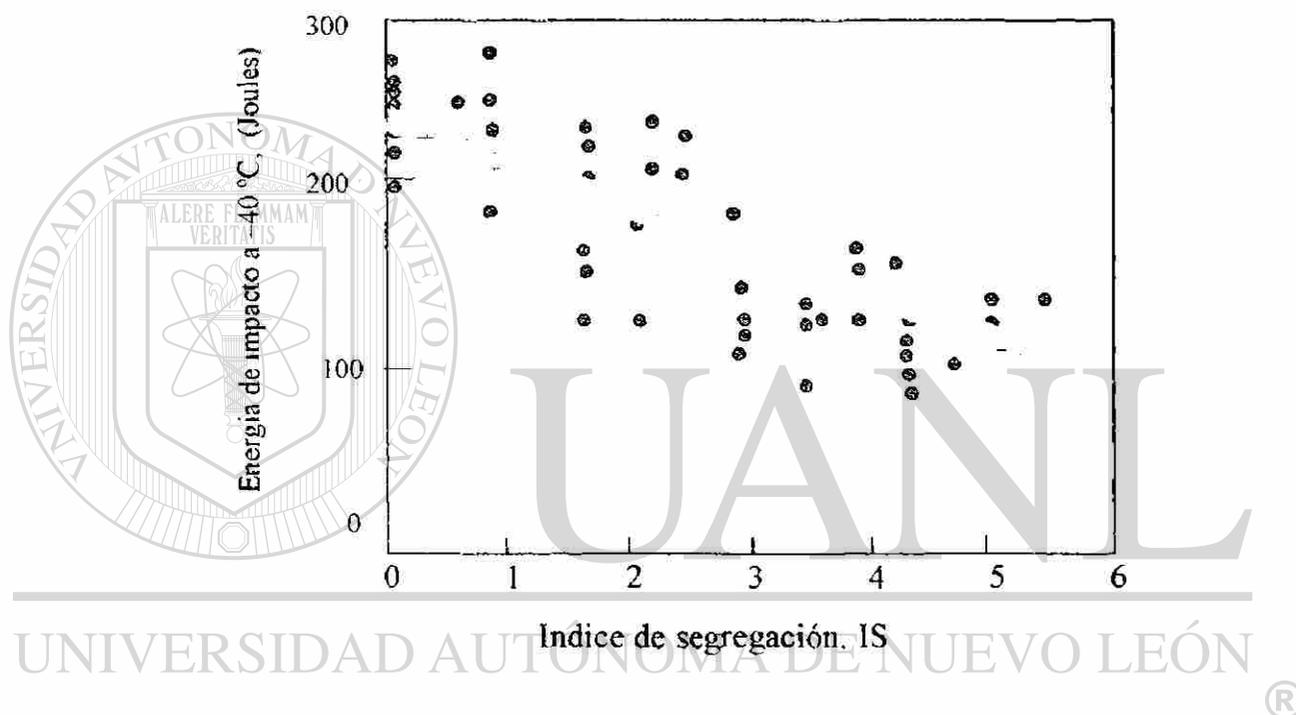


Figura 4.8. Efecto de las segregaciones sobre la energía a impacto (51)

Para construir la Figura 4.8 se quebraron cerca de 50 probetas de impacto y el resultado indica la alta dispersión que se encuentra en las pruebas de impacto.

#### 4.11. Resumen del Capítulo 4.

En este capítulo se ha presentado brevemente las características químico metalúrgicas de los aceros microaleados. Repasando brevemente se dirá que los

aceros microaleados contienen carbono en cantidades inferiores a 0.02% o menores, se les conoce como aceros de ultrabajo carbono (ubc). Los aceros microaleados necesitan ser aceros extralimpios, es decir contener muy bajos contenidos de azufre, fósforo, oxígeno, hidrógeno para obtener máxima tenacidad. El nitrógeno sin embargo juega un papel importante en la formación de nitruros y, por lo tanto, su contenido en el acero se controla de acuerdo con el contenido de aluminio para formar nitruros de aluminio que ayudan al reforzamiento por precipitación y refinación del tamaño de grano.

Tanto el carbono ultrabajo como el bajo azufre y fósforo ayudan a mejorar la tenacidad de los aceros lo cual a su vez se refleja en una gran mejoría en las propiedades a impacto, tanto en una disminución de la temperatura de transición, como en un aumento en la energía absorbida máxima.

En la década de 1950 comenzaron a usarse los microaleantes niobio, vanadio, etc., para mejorar las propiedades mecánicas de aceros para gasoductos, pero actualmente los aceros microaleados se utilizan no sólo en recipientes a presión, sino también en aceros estructurales, automotrices, etc.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

## CAPITULO 5.

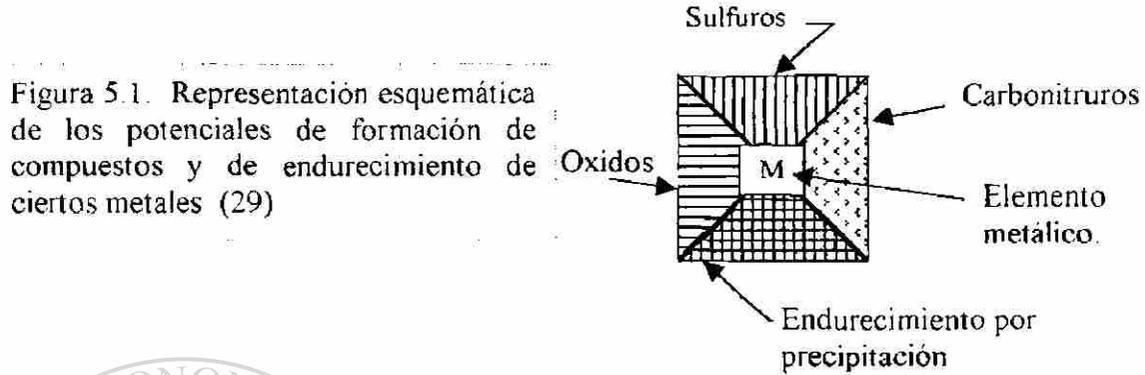
### FISICOQUIMICA DE LOS ACEROS MICROALEADOS

Los aceros microaleados han sido estudiados ampliamente en todos sus aspectos incluyendo la termodinámica de la precipitación de los nitruros y carburos de los microaleantes niobio, vanadio, aluminio, etc. En este capítulo se revisarán brevemente los mecanismos responsables de mejorar las propiedades en los aceros microaleados.

#### DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

El primer paso en el estudio de la metalurgia de los aceros microaleados es la determinación de los compuestos que pueden formarse a partir de los microaleantes niobio, vanadio, titanio, zirconio y boro. Los compuestos son nitruros, sulfuros, carburos y óxidos; algunos microaleantes pueden formar los 4 compuestos. Además debe tomarse en cuenta la capacidad de endurecimiento (CE) de cada microaleante. puesto que esta capacidad es el objetivo último para el uso de microaleantes, desde luego sin menospreciar el aumento en ductilidad.

En la figura 5.1 se muestra la manera ya clásica de representar los potenciales de cada microaleante (29)



Empleando la nomenclatura dada en la Figura 5.1, las posibilidades de los diferentes metales microaleantes y sus vecinos en la tabla periódica, quedaría como se muestra en la Figura 5.2 (29)

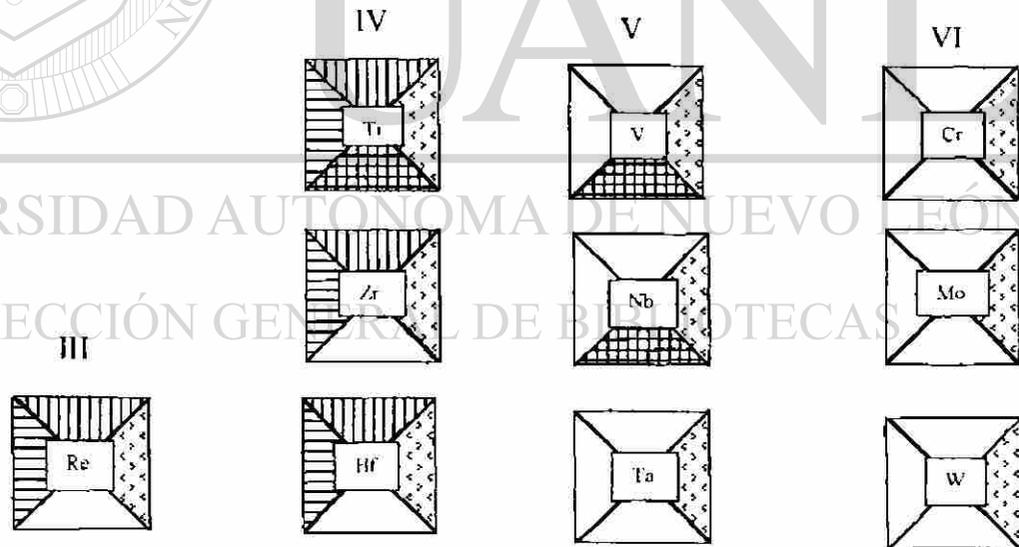


Fig. 5.2. Diferentes posibilidades de formación de compuestos y de endurecimiento por precipitación para varios metales de transición

De acuerdo con la Fig. 5.2 únicamente el titanio, el vanadio y el niobio son capaces de producir endurecimiento por precipitación. Por lo tanto el resto de los elementos mostrados no se considerarán en este trabajo. Un elemento muy importante como formador de nitruros es el aluminio y que sin embargo no es mostrado en la figura 5.2. El aluminio no forma sulfuros pero sí forma óxidos y nitruros y sirve tanto como refinador de grano así como endurecedor por precipitación de nitruros y óxidos. Lo que no indica la figura 5.2 es la cinética de precipitación de carburos y nitruros, ni tampoco si ésta precipitación sucede en la austenita o en la ferrita o en ambas. Tampoco indica el grado de endurecimiento de cada uno de los microaleantes vanadio, niobio o titanio.

Dos aspectos principales de los aceros microaleados, refinamiento de grano y precipitación de partículas duras, son el resultado de reacciones de precipitación de compuestos de los microaleantes, ya sea en la austenita o en la ferrita. La efectividad de cualquier precipitado aumenta ya sea reduciendo el tamaño de partícula o aumentando la fracción de volumen. Por razones técnicas y económicas, el reducir el tamaño de partículas lo más posible es la ruta preferida

(53)

Al comparar las solubilidades de los carburos y nitruros, se encuentra que los nitruros tienen una menor solubilidad, lo cuál es ventajoso. Para una cantidad dada de elemento microaleante, la precipitación de nitruros producirá una mayor fracción en volumen y una mayor estabilidad de partículas (menor tendencia a coalescer) que la producida por carburos. Esto es cierto sobre todo para el titanio y el vanadio. (53). Para el columbio, la diferencia en solubilidades entre los carburos y los nitruros es pequeña.

Por lo tanto, en aceros microaleados con titanio o con vanadio, el nitrógeno puede ser considerable como un valioso elemento de aleación. Las partículas de TiN son muy estables y precipitan en forma muy fina y uniformemente dispersas con lo cual evitan que crezca la austenita (53). Por otra parte las partículas de VN son más pequeñas y, por lo tanto más efectivas, que las de VC. Por consecuencia, el endurecimiento deseado por precipitación puede ser logrado con una menor adición de vanadio que de titanio.

En el caso de adiciones de varios microaleantes, pueden precipitar partículas de composición compleja, y encapsuladas, es decir que el centro de un compuesto con alta estabilidad térmica puede ser enriquecido superficialmente con otros compuestos que precipitan a una menor temperatura.

### **5.1. Segregación de los microaleantes.**

Al estudiar la cinética de la precipitación de partículas se ha encontrado que la distribución de elementos microaleantes no es uniforme en los granos (53). Algunos elementos tienen la tendencia a segregarse hacia los límites. Esta segregación puede ser responsable en parte por un retardo en la recristalización ocasionado por presencia de solutos. Pero aún más importante la segregación hacia los límites de grano puede afectar la templeabilidad del acero, al afectar la velocidad de nucleación de la nueva fase.

### **5.2. Acondicionamiento de la austenita.**

Durante el recalentamiento que antecede a la laminación, las fases producidas por los microaleantes se disuelven en la austenita, pero posteriormente durante la laminación y el enfriamiento vuelven a precipitar dichas fases. El control de la

cinética de dichas precipitaciones es necesario para obtener las partículas más pequeñas posibles así como con una distribución lo más uniforme posible en toda la matriz ya sea austenítica o ferrítica. La recuperación y la recristalización de la microestructura así como el crecimiento de grano son retardadas tanto por los átomos solutos residuales como por los precipitados recién formados (54)

La templabilidad, o más correctamente las características de transformación de los aceros microaleados, es por lo tanto afectada por el grado de deformación ya que ésta provoca la disminución de solutos y a la vez produce un refinamiento simultáneo del grano. La resistencia final del acero está gobernada por el tamaño de grano de la ferrita, el endurecimiento por solución sólida, el endurecimiento por precipitación, el endurecimiento por densidad de dislocaciones y el endurecimiento por textura de los granos de la ferrita.

Una descripción metalúrgica completa del estado de la austenita anterior a su transformación involucra a la microestructura, la composición y la textura de la austenita. La microestructura puede ser descrita comenzando con la estructura de grano, la cual es de máxima importancia ya que ésta proporciona la densidad de sitios para la nucleación de la ferrita u otra nueva fase. La austenita puede existir en una variedad de condiciones que pueden ir desde no recristalizada hasta totalmente recristalizada pasando por una amplia gama de estados intermedios.

Cuando la austenita está totalmente recristalizada, su tamaño de grano puede tomarse como el diámetro de grano dado por el promedio de intersección. Sin embargo, un parámetro más general  $S_v$ , el cual relaciona el área superficial a volumen de grano, fue introducido en la década de los 70s para poder cuantificar los granos no esféricos, así como considerar la presencia de heterogeneidades

planares intragranulares tales como las bandas de deformación y las maclas. Por lo tanto una austenita con un valor  $S_v$  grande, tiene una capacidad alta para nucleación. lo que se traduce en granos finos de ferrita, mientras que un valor  $S_v$  pequeño favorece bajas tasas de nucleación y. por lo tanto. produce granos más grandes de ferrita (54). Valores grandes de  $S_v$  pueden lograrse al producir pequeños granos recristalizados de austenita o bien producir granos de austenita altamente deformados o alargados.

### 5.3. Composición química de la austenita.

Con respecto a la composición química de la austenita es necesario diferenciar entre la composición inicial y la composición que tiene al momento de comenzar su transformación a la microestructura final. La composición inicial de la austenita es la que determina los niveles de solutos al inicio de la laminación, mientras que la composición final determina el nivel de solutos al comenzar la transformación y que es afectada por cualquier precipitación que pudiera haber ocurrido en la austenita durante el proceso.

La precipitación durante la laminación puede incluir principalmente compuestos de niobio, vanadio y titanio, mientras que los demás solutos sustitucionales permanecen esencialmente constantes. Estos solutos sustitucionales pueden afectar la solubilidad de los elementos microaleantes y con ello afectan las velocidades de precipitación en la austenita. También afectan a las temperaturas de transformación  $A_{r3}$  o la  $B_s$  las cuales controlan las características de precipitación en la ferrita, y por último también imparten endurecimiento por solución sólida en la ferrita.

La cantidad de los solutos intersticiales y de elementos microaleantes en solución en la austenita antes de su transformación es también muy importante ya

que tales cantidades determinarán la fracción volumétrica de precipitados disponible para endurecer la ferrita. Por lo tanto, entre mayor sea la cantidad de elementos microaleantes que queden en solución en la austenita, mayor será la fracción en volumen disponible para precipitación en la ferrita.

#### 5.4. Importancia de la precipitación.

La precipitación es una de las principales herramientas disponibles para controlar la microestructura y la textura en la austenita. La precipitación es el resultado tanto de la reducción en solubilidad en sólido al disminuir la temperatura, como del tiempo disponible para que los solutos tengan una difusión adecuada. Los precipitados que se formen en la austenita sirven para controlar el crecimiento de grano de la austenita tanto durante la laminación como durante los recalentamientos subsiguientes. Los precipitados también sirven para controlar el comportamiento de la austenita durante la deformación en caliente mediante un control de la temperatura de recrystalización. (54)

---

En resumen, las propiedades del producto final dependen directamente de la condición metalúrgica de la austenita antes de su transformación. Las principales propiedades de interés en la austenita son (54):

1. El valor de  $S_v$ . Debe ser lo más grande posible.
2. La composición final de la austenita.
3. La presencia o ausencia y el tamaño de los precipitados.
4. La textura cristalográfica.

La principal característica de la austenita es su habilidad para proporcionar sitios de nucleación para la ferrita durante la transformación subsiguiente. Los principales sitios de nucleación son (1) los límites de grano, (2) las bandas de

deformación y (3) los límites de maclas incoherentes. El acondicionamiento de la austenita durante la laminación en caliente consiste en generar y retener un número grande de estos defectos cristalinos planares en la austenita.

### 5.5. Importancia de $S_v$ en el refinamiento del grano de la ferrita.

La comprensión de la deformación en caliente de la austenita y de su influencia sobre el tamaño final de grano de la ferrita se logró principalmente a mediados de la década de 1970 (55). Se demostró que la clave para entender la manera como la austenita se relaciona con los aleantes y la laminación en caliente para dar el tamaño final de grano de la ferrita era cuantificar el número de heterogeneidades inducidas por deformación introducidas en la austenita durante la laminación, que pudieran actuar como sitios para la nucleación de la ferrita.

Underwood (56) definió el parámetro  $S_v$  como área interfacial efectiva, el cual trata de cuantificar todos los defectos cristalinos planares que pudieran existir en un agregado policristalino. El parámetro  $S_v$  tiene las unidades de  $\text{mm}^{-1}$ , que equivalen a área por unidad de volumen ( $\text{mm}^2/\text{mm}^3$ ). Kozasu y colaboradores (57) aplicaron el parámetro  $S_v$  al problema de cuantificar el número de sitios en austenita procesada termomecánicamente, que pudieran servir de nucleación a la ferrita y obtuvieron la correlación mostrada en la Figura 5.3.

De la figura 5.3 se ve que al aumentar la cantidad de deformación a una temperatura menor que la de recristalización aumenta  $S_v$  y, con ello, aumenta la tasa de nucleación de la ferrita (56). Por lo tanto desde el punto de vista de refinación de grano de la ferrita, una austenita bien acondicionada es aquella que tiene un  $S_v$  grande.

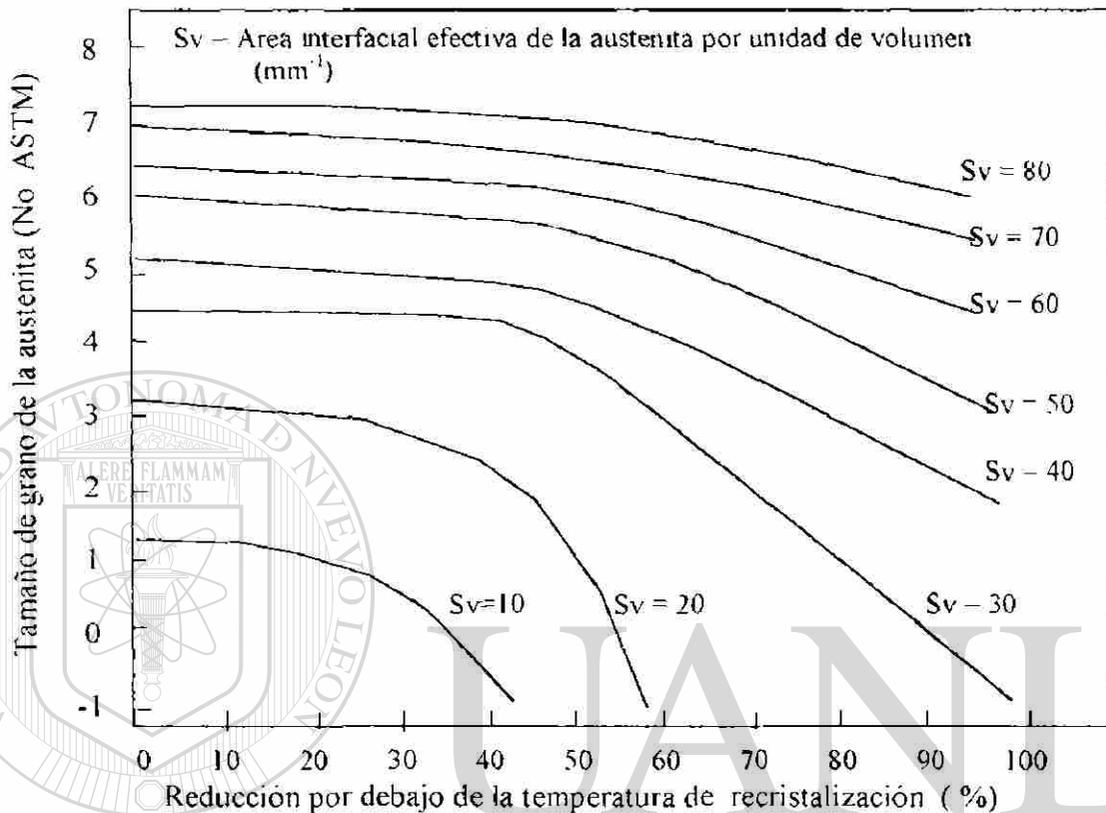


Figura 5.3. Variación del parámetro  $S_v$ , área interfacial efectiva, con el porcentaje de laminación, a una temperatura menor de la de recrystalización, para un acero con 0.03%Nb. (54)

En investigaciones al respecto se ha visto que el grano de la ferrita disminuye en forma continua al aumentar  $S_v$ , como se muestra en la siguiente Figura 5.4 (58)

### 5.6. Procedimientos para obtener $S_v$ grandes.

Para obtener un mayor refinamiento del grano de la ferrita es necesario lograr un alto  $S_v$  en la austenita antes de su transformación. Esto puede obtenerse durante la laminación en caliente mediante 2 procedimientos (54):

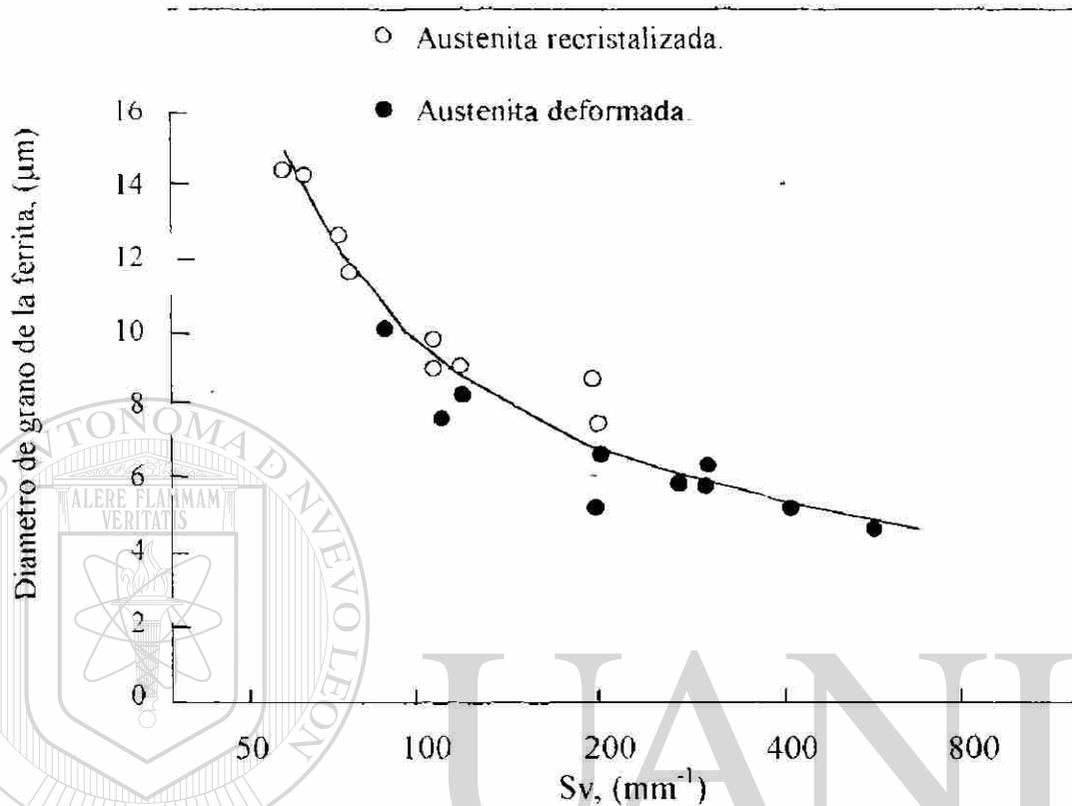


Figura 5.4. Tamaño de grano ferrítico producido de austenita recrystalizada y sin recrystalizar a varios valores de Sv (58)

- (a) Laminando por arriba de la temperatura de recrystalización de la austenita.  
 (b) Laminando por debajo de dicha temperatura de recrystalización.

(a) Si se lamina a temperaturas superiores a la de recrystalización, entonces los granos de la austenita original, equiaxial y recrystalizada, son reemplazados por granos diferentes de los originales sobre todo en su tamaño. Dado que para granos equiaxiales  $Sv = 3/D_A$ , donde  $D_A$  es el diámetro de los granos de la austenita entonces una reducción del tamaño de grano por laminación en

caliente. producirá un aumento en el área de límites de grano y por consecuencia un aumento en  $S_v$ .

El proceso de laminación en caliente que produce directamente granos finos y equiaxiales se le conoce como laminación controlada por recrystalización (LCR). Para lograr la laminación LCR, la temperatura de recrystalización deberá mantenerse lo más baja posible, para que se puedan lograr repetidas recrystalizaciones durante los varios pasos de laminación en caliente, con el resultado final de tener una austenita equiaxial de grano fino, con un alto valor  $S_v$ .

Para lograr una laminación LCR lo más efectiva posible, deberá evitarse el crecimiento de los granos recrystalizados de la austenita. El elemento más efectivo para lograrlo es el titanio en concentraciones entre 0.008 y 0.022% como se muestra en la Figura 5.5 (59).

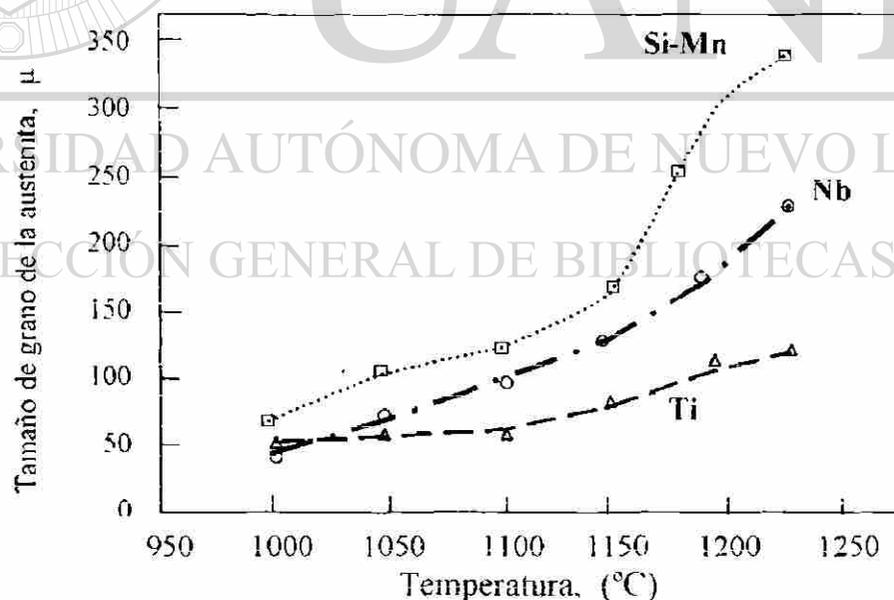


Figura 5.5 Crecimiento de grano de la austenita durante el recalentamiento por 30 minutos (59).

Debe mencionarse que niveles de nitrógeno mayores de 0.008% reducen la utilidad de este procedimiento (LCR), al igual que los múltiples recalentamientos del material a temperaturas altas, pues con ambos factores crecen los precipitados, tales como los TiN. (59). Con el procedimiento LCR pueden obtenerse aceros hasta con 690 MPa (100 Ksi) de límite elástico, con estructura bainítica. (60)

Si la laminación en caliente se realiza por debajo de la temperatura de recristalización, laminación controlada, los granos de la austenita se alargan y, con una deformación suficientemente grande, se llenan con defectos intragranulares, tales como bandas de deformación y maclas. En este caso, el valor de Sv final contiene 2 conceptos: uno que corresponde al área por unidad de volumen de superficie de límites de grano y otro que corresponde al área superficial de las bandas de deformación y maclas contenidas dentro de los granos alargados. Por lo tanto la expresión de Sv sería la siguiente (54):

$$Sv = Sv_{(G)} + Sv_{(DP)} = \underbrace{(0.43N_l + 2.57N_z - N_t)}_{Sv_{(G)}} + N_{DP}/(\text{Sen}\theta). \quad (5.1).$$

En donde:

Sv área total efectiva por unidad de volumen,  $\text{mm}^2/\text{mm}^3$

$Sv_{(G)}$  - contribución de los límites de grano a Sv.  $\text{mm}^2/\text{mm}^3$

$Sv_{(DP)}$  - contribución de los defectos planares intragranulares a Sv.  $\text{mm}^2/\text{mm}^3$

$N_l$ ,  $N_z$ , y  $N_t$ , son el número de intercepciones de límites de grano por unidad de longitud, en las direcciones de laminación, espesor y ancho, respectivamente.

$N_{DP}$  número de defectos planares intragranulares por unidad de área,  $\text{mm}/\text{mm}^2$

$\theta$  ángulo entre los DPI y la dirección del espesor de la placa.

$S_v$  depende tanto de la aleación como del proceso de laminación, pero los parámetros más importantes son el grado de deformación por debajo de la temperatura de recrystalización, como se muestra en la Figura 5.6 y del tamaño de grano de la austenita antes de dicha deformación (58)

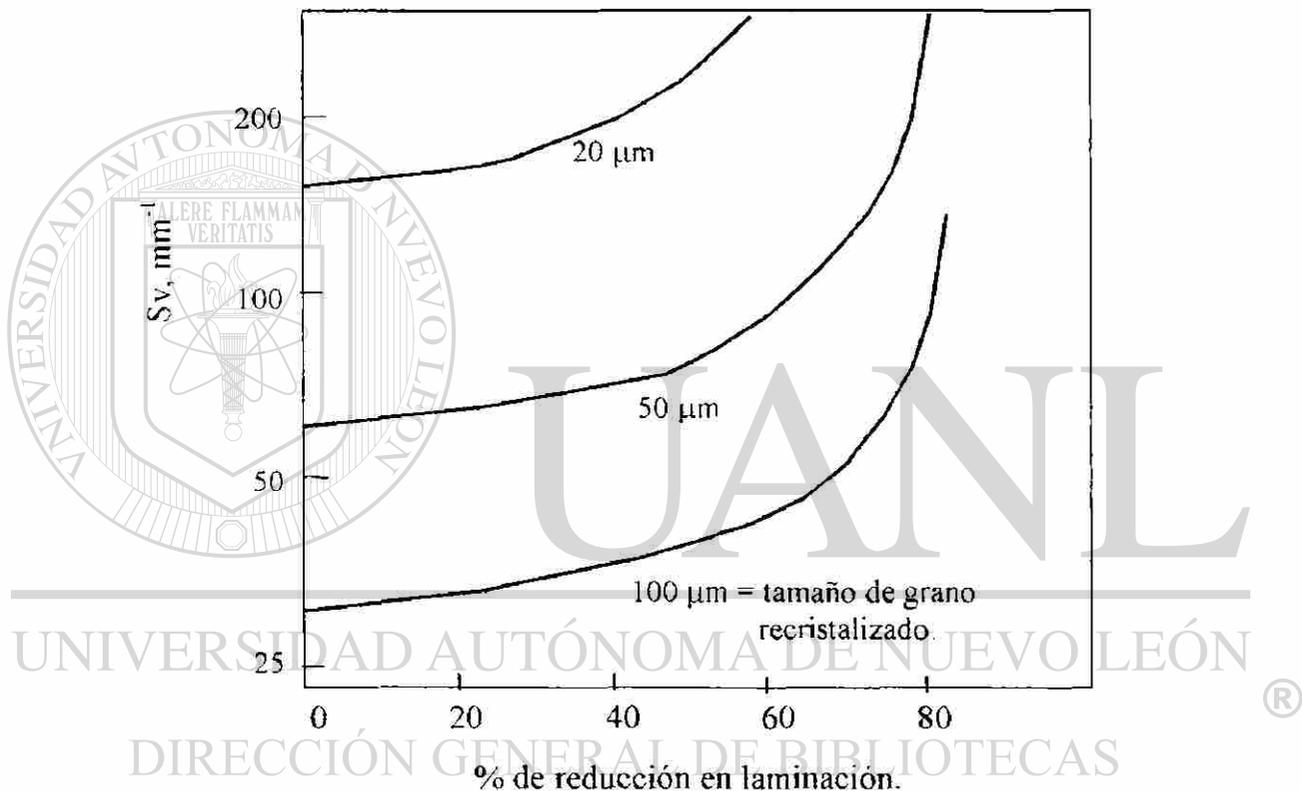


Figura 5.6. Efecto de la reducción de laminación sobre  $S_v$  en granos aplastados de austenita (58)

Ouchi y colaboradores (61) han demostrado que los defectos intragranulares, tales como las bandas de deformación, contribuyen al valor de  $S_v$  de la siguiente forma:

$$S_{vDB} = 0.63(\%Red - 30) \text{ mm}^{-1} \quad (5.2)$$

La ecuación (5.2) indica que las bandas de deformación no se forman durante la laminación controlada hasta que una reducción mínima de 30% ha sido alcanzada, pero de allí en adelante la densidad de tales bandas aumenta linealmente con cualquier deformación adicional.

El otro factor de importancia que afecta a  $S_v$  es el área de los límites de grano por unidad de volumen. Si se supone que los granos están alargados, y que además se tiene deformación plana, la contribución del área de los límites de grano al valor total de  $S_v$  varía con respecto a la reducción absoluta de acuerdo con (54)

$$S_{vLG} = (1/D)(1 + R^{-1} + R) \quad (5.3).$$

En donde  $D$  es la longitud de la arista del cubo y  $R$  es la razón de reducción de laminación (espesor original sobre espesor final,  $R = h_0/h_f$ ).

En la figura 5.6 se presentan el comportamiento de la suma  $S_{vDB} + S_{vLG}$  con respecto a la deformación a temperaturas inferiores a la de recristalización. En esta gráfica se ve que tanto el tamaño de grano de la austenita antes de alargarse, como la cantidad de reducción por debajo de la temperatura de recristalización juegan un papel importante en la magnitud de  $S_v$ .

### 5.7. Influencia de los elementos microaleantes.

La influencia de los elementos microaleantes sobre la respuesta de la austenita bajo los procesos termomecánicos puede entenderse por la manera en la cual los elementos microaleantes (EMA) influyen sobre la temperatura de crecimiento de grano, la de recristalización y la de descomposición (54).

La temperatura de crecimiento del grano se define como la temperatura por arriba de la cual comienza el crecimiento de grano debido a recristalización secundaria y se relaciona con la temperatura por arriba de la cual los precipitados no disueltos ya no pueden suprimir o evitar el crecimiento de grano. La influencia de varios EMA sobre el tamaño de grano de la austenita se muestra en las Figuras 5.5 y 5.7, las cuales son muy similares entre sí.

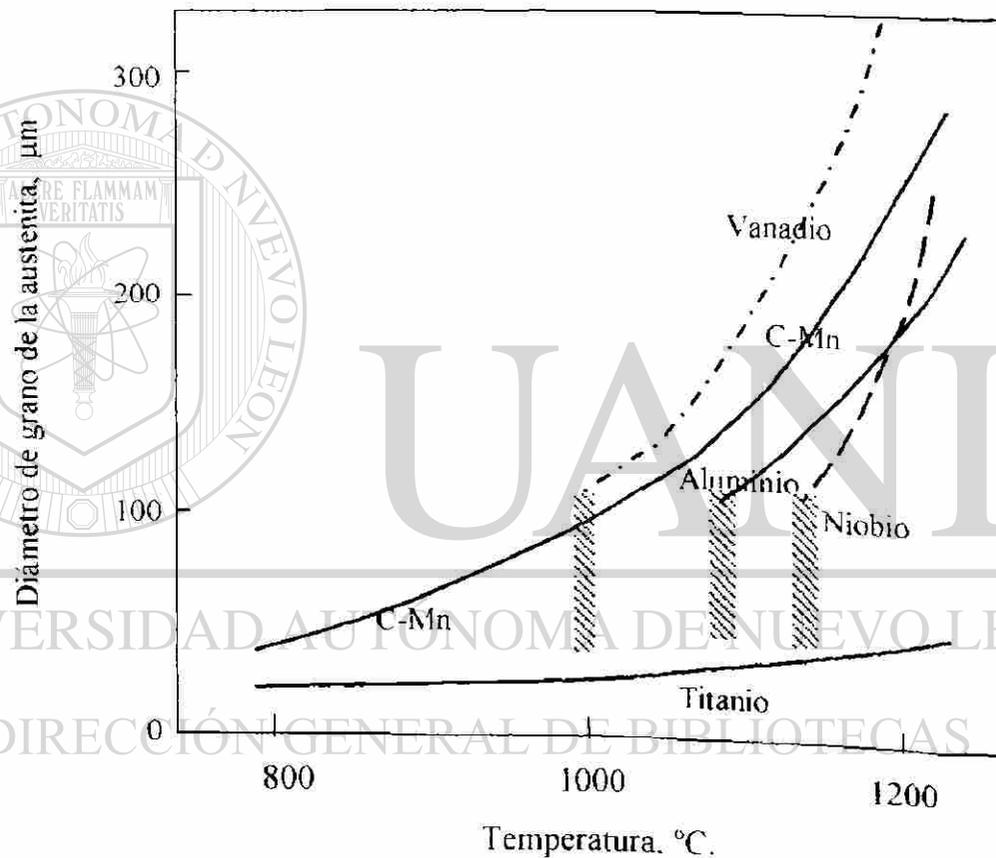


Figura 5.7: Crecimiento de grano de la austenita en aceros que contienen diferentes microaleantes (58).

Tal vez el efecto más importante de los elementos microaleantes es el controlar la temperatura de no recristalización ( $T_{NR}$ ) de la austenita. Normalmente se busca tener una temperatura de no recristalización lo más alta

posible para permitir la mayor acumulación posible de deformación (el mayor número de pases de laminación posible) por debajo de la temperatura de no recristalización.

En la Figura 5.8 se presenta el efecto de varios elementos microaleantes sobre la temperatura de no recristalización de la austenita. (62)

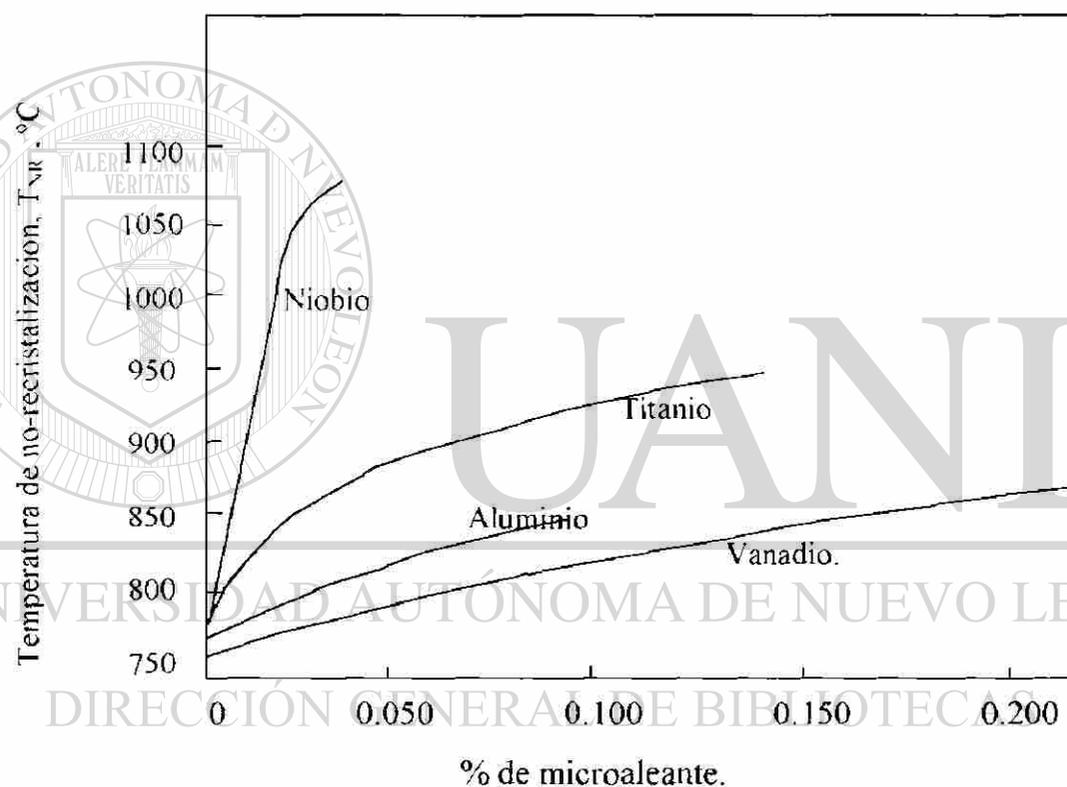


Figura 5.8. Aumento en la temperatura de no recristalización,  $T_{NR}$ , por efecto de los microaleantes en un acero con; 0.07C, 1.4Mn, 0.25Si. (62)

De la Figura 5.8. se ve que el niobio tiene el mayor efecto en elevar la  $T_{NR}$  por lo cual es el elemento más usado en aceros microaleados.

De acuerdo con la Figura 5.8 el vanadio casi no eleva la temperatura de no-recristalización, pero se usa para fines de endurecimiento por precipitación de carburos de vanadio en la ferrita, para lo cual se requiere que el contenido de carbono sea superior a 0.12%. Algo parecido sucede con el molibdeno, (54). El titanio tampoco es muy útil para retardar la recristalización de la austenita, pero es muy efectivo para prevenir el crecimiento de grano de acuerdo con las Figuras 5.5 y 5.7.

### 5.8. Composición de la austenita.

Los elementos de aleación en los aceros pueden dividirse en 2 categorías:

- a) Aquellos aleantes que permanecen en solución durante todo el proceso termomecánico, es decir aleantes que no participan en reacciones de precipitación.
- b) Aleantes que si precipitan durante la laminación.

Los aleantes que no precipitan durante la laminación pueden a su vez subdividirse en 4 tipos:

- a) Aleantes que pueden controlar o retardar la precipitación en la austenita durante la laminación en caliente.
- b) Aleantes que disminuyen la temperatura de transformación de la austenita.
- c) Aleantes que producen endurecimiento de la ferrita por solución sólida.
- d) Aleantes que permiten optimizar las propiedades finales.

Mientras que la precipitación de EMA es de vital importancia para un correcto acondicionamiento de la austenita durante el procesamiento termomecánico, suficiente cantidad de EMA debe agregarse para que quede en solución en la austenita para que pueda ocurrir endurecimiento por precipitación en la ferrita. Idealmente, la cantidad de precipitados formados en la austenita

debería ser el mínimo requerido para producir el efecto metalúrgico deseado. Las interacciones entre las temperaturas de laminación, recristalización y precipitación se muestran en la Figura 5.9 (61).

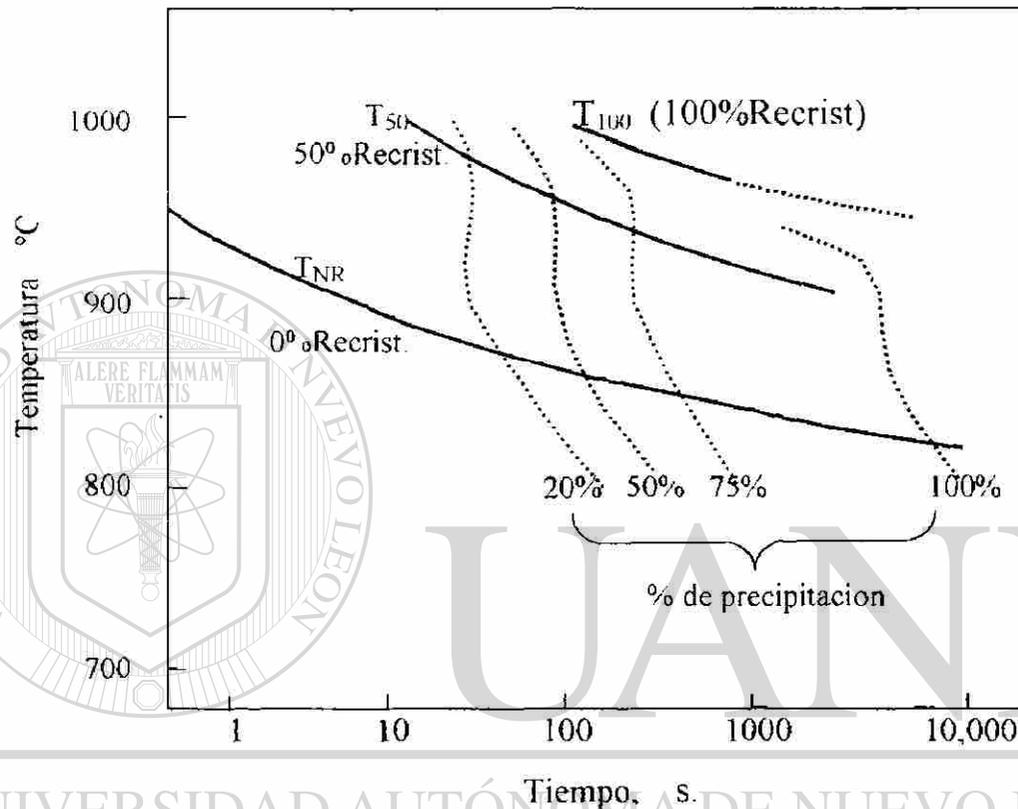


Figura 5.9. Porcentaje de recristalización y precipitación en un acero al niobio después de 50% de deformación. Acero con 0.10%C, 0.99%Mn, 0.040%Nb, y 0.08%N (61).

En la Figura 5.9 se presentan los porcentajes de precipitación en la austenita para un acero con 0.99%Mn y 0.040%Nb. El porcentaje de precipitación en la austenita, para cualquier proceso, puede disminuirse agregando elementos tales como manganeso (64) y molibdeno debido a su influencia sobre la solubilidad de NbC en la austenita. Otra manera de reducir la intensidad de precipitación en la

austenita es mediante una disminución del contenido de nitrógeno (actividad del nitrógeno). Los nitruros y los carbonitruros de varios elementos microaleantes precipitan a altas temperaturas durante la laminación en caliente (65) y, con ello, bajos contenidos de nitrógeno o adiciones de titanio favorecen la retención máxima de microaleantes en la austenita al final del proceso de laminación.

### 5.9. Temperaturas de transformación de la austenita, $A_{r3}$ y $B_s$

El grado de refinación de la estructura final a la que se transforma la austenita, ya sea ferrita, perlita o bainita, es en realidad lo que se desea controlar para optimizar las propiedades mecánicas. Entre más finas sean estas microestructuras finales más fuerte y tenaz será el acero producido. Este refinamiento es favorecido por una austenita bien acondicionada lo cual proporcionará una alta tasa de nucleación de ferrita y, por lo tanto, una baja velocidad de crecimiento de la misma. Por lo tanto la situación ideal involucraría la transformación de una austenita con un alto valor  $S_v$ , y que ocurriera a una muy baja temperatura de transformación, ya sea  $A_{r3}$  para ferrita proeutectoide o  $B_s$  para bainita. Esta combinación de alta  $S_v$  en la austenita y bajas temperaturas de transformación producirán una microestructura final muy fina.

La influencia de diversos elementos de aleación sobre las temperaturas  $A_{r3}$  y  $B_s$  en aceros de baja aleación con enfriamiento continuo ha sido estudiada extensamente. Por ejemplo, se han encontrado las siguientes ecuaciones en función de la composición química y del espesor de la placa:

$$A_{r3} = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo + 0.35(t-8) \quad (5.4)$$

En esta ecuación  $A_{r3}$  está en °C, los elementos están en por ciento en peso y el

espesor de la placa está en mm (61)

$$Bs (^{\circ}C) = 830 - 270C - 90Mn - 37Ni - 70Cr - 83Mo \quad (5.5)$$

(66)

En las ecuaciones (5.4) y (5.5) no se incorporan los efectos ni del niobio ni del vanadio, ni del titanio. De todos los elementos microaleantes el niobio tiene el efecto mayor en la reducción de la temperatura  $Ar_3$ , como se muestra en la Figura 5.10 (65).

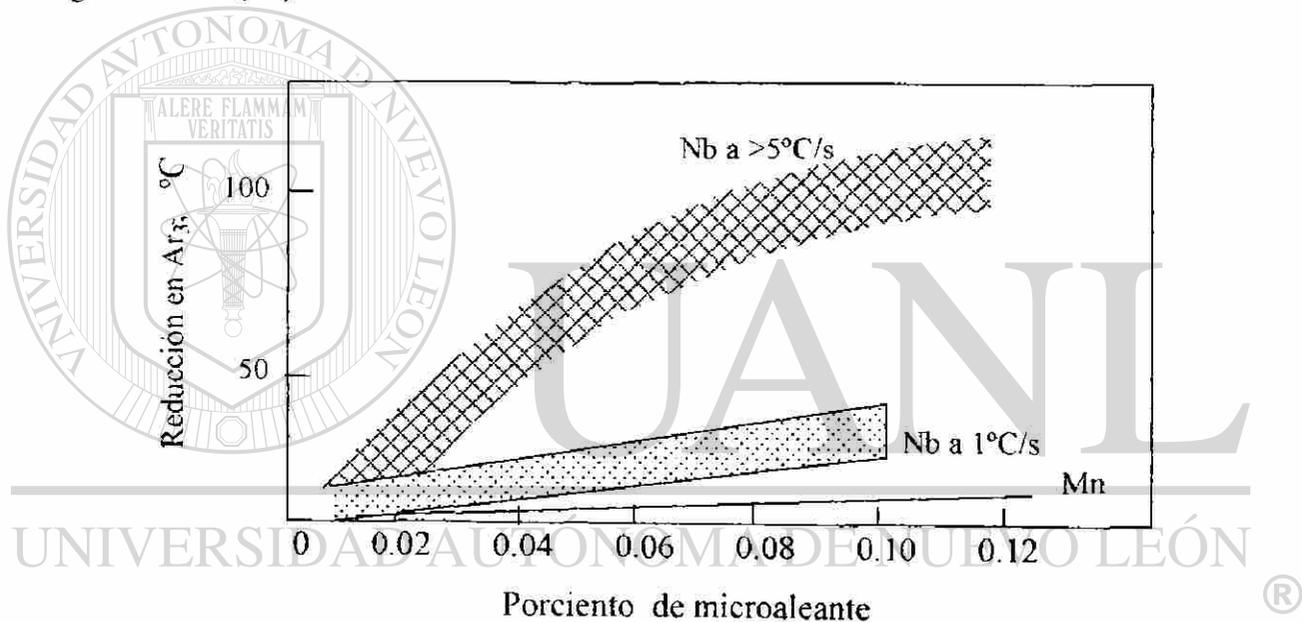


Figura 5.10. Efecto del manganeso y del niobio en la temperatura de descomposición de la austenita.

Si la deformación induce la precipitación de NbC durante la laminación, esto tenderá a aumentar la temperatura de inicio de la ferrita,  $Ar_3$ . En aceros sujetos a enfriamiento acelerado, la correcta combinación de niobio en solución, tamaño de grano de la austenita (o refinación) y la velocidad de enfriamiento debe ser balanceada para asegurar la transformación a ferrita en el intervalo óptimo de temperatura. El efecto del niobio disuelto es a menudo combinado con boro o

molibdeno para producir ferrita acicular o bainita en placa enfriada lentamente al aire (54).

### 5.10. Precipitación en la austenita.

El control de la precipitación de carburos y nitruros en la austenita es un aspecto importante del correcto diseño de la aleación y del tratamiento termomecánico. Esto se debe a que la precipitación de partículas puede ser usada para lograr varias funciones metalúrgicas críticas durante el procesamiento del acero (54). Por ejemplo, la precipitación en la austenita puede ser usada para controlar tanto la temperatura de crecimiento de grano como la temperatura de recrystalización de la austenita

El control de la cantidad de precipitación en la austenita es también muy importante ya que como se dijo la cantidad de microaleante en solución puede contribuir a disminuir la temperatura de transformación, así como al eventual endurecimiento por precipitación de la ferrita.

Además, la precipitación tanto en la austenita como en la ferrita puede ser usada para lograr un acero libre de intersticiales (aceros LI o IF), lo cual es muy necesario para producir aceros de alta troquelabilidad, así como para evitar el defecto de bandeado asociado con la discontinuidad en el límite elástico.

### 5.11. Descripción de los precipitados.

Cualquier arreglo de precipitados pueden ser definidos con tres parámetros:

- La fracción en volumen precipitada,  $f_v$ ,
- El radio medio de las partículas precipitadas,  $\bar{r}$
- El espaciamiento interpartícula,  $L$

$$\text{Según Gladman (57); } L = 2\bar{r} (\pi / 4f_v)^{1/2} \quad (5.6)$$

Dado que la fracción en volumen,  $f_v$ , está fijada por la composición química total, entonces la efectividad metalúrgica de un arreglo de precipitados variará con el tamaño de los precipitados (54)

Por lo tanto, para obtener el mayor beneficio de un arreglo de precipitados es necesario controlar  $f_v$  y  $\bar{r}$ . La magnitud de  $f_v$  está determinada por la diferencia en los productos de solubilidad, mientras que el tamaño de las partículas es determinado por su temperatura de formación.

### 5.12. Productos de solubilidad (K).

Los productos de solubilidad relativos a la precipitación de microaleantes se refieren a la constante de equilibrio. El enfoque de los productos de solubilidad se puede explicar mediante el ejemplo de la disolución de los carburos de niobio (NbC)

Durante el recalentamiento del acero en planchón, la temperatura de empape inicial es alrededor de 1300 °C. A esta temperatura y dando el tiempo suficiente, los carburos de niobio se disuelven en la austenita de acuerdo con la siguiente reacción química:

$$\text{NbC}_{(s)} \longrightarrow \text{Nb}_{(s)} + \text{C}_{(gr)}$$

Para la reacción anterior el cambio de energía libre de Gibbs es:

$$\Delta G \text{ (joules/mole)} = 130.122 - 1.67T \quad (67)$$

$T$  está en °K; NbC, Nb<sub>(s)</sub> y C<sub>(gr)</sub> se consideran como componentes puros en estado estable a cierta temperatura, lo cual se conoce como estado estándar Raoultiano. Sin embargo también se puede usar el estado estándar Henriano cuyo concepto se da a continuación.

El estado estándar Henriano se obtiene de la Ley de Henry, en la cual se considera que los solutos, Nb y C en este caso, se encuentran en la austenita en una cantidad muy pequeña, es decir se tiene la Ley de Henry para soluciones muy diluidas, para las cuales se ha encontrado que las actividades termodinámicas de los solutos son iguales a su porcentaje en peso. Para propósitos prácticos se consideran soluciones diluidas aquellas en que los solutos se encuentran en cantidades menores de 0.2%. Por lo tanto para los aceros microaleados en los cuales los solutos se encuentran en cantidades menores de 0.05%, es perfectamente correcto considerar que por ejemplo:

$$a_{\text{Nb}} = \% \text{Nb}, \quad \text{y} \quad a_{\text{C}} = \% \text{C}, \quad \text{etc.}$$

Sin embargo la ecuación general para calcular actividades en el estado líquido es como sigue, para el caso del carbono disuelto en el hierro:

$$\text{Log}(a_{\text{C}}) = \text{Log}(\% \text{C}) + e_{\text{C}}^{\text{S}} (\% \text{S}) + e_{\text{C}}^{\text{C}} (\% \text{C}) + e_{\text{C}}^{\text{P}} (\% \text{P}) + e_{\text{C}}^{\text{Mn}} (\% \text{Mn}) + e_{\text{C}}^{\text{O}} (\% \text{O}) + \text{etc.} \quad (5.7)$$

Como es bien sabido, la actividad de todo gas es igual a su presión parcial, es decir:  $a_{\text{g}} = p_{\text{g}}$ , pero para soluciones líquidas se usa la ecuación (5.7)

Para soluciones sólidas las ecuaciones para calcular actividades de solutos son todavía más complejas.

Los coeficientes de interacción son factores que se usan para modificar las actividades de los elementos que están en aleación en un cierto metal líquido. Estas actividades normalmente se determinan para un cierto soluto cuando está solo en el metal, pero cuando hay otros aleantes presentes entonces es necesario modificar las actividades simples, pues cada aleante se comporta de manera diferente cuando están solos en la aleación que cuando están en presencia de otros aleantes.

Los coeficientes de interacción se representan por el siguiente símbolo;

$e_x^y$  – coeficiente de interacción entre el elemento “x” y el elemento “y”.

En la Tabla 5.1. se presentan algunos valores de coeficientes de interacción.

**Tabla 5.1. Coeficientes de interacción**

X	Y →									
	C	Si	Mn	P	N	Cr	Ni	O <sub>2</sub>	S	Al
N	0.25	0.05	-0.02	0.05	0.0	-0.45	¿	0.05	0.013	0.003
Si	0.20	0.32	0.0	0.095	0.093	¿	0.005	-0.25	0.057	0.003
O <sub>2</sub>	-0.32	-0.10	0.00	-0.32	0.057	-0.005	0.008	-0.20	0.0	0.04
C	0.23	0.10	-0.002	0.047	0.111	-0.024	0.012	-0.24	0.00	0.48
Cr	-5.1	¿	¿	¿	-0.045	0.0	¿	-0.041	-0.028	¿
H	0.045	0.027	-0.14	¿	¿	0.04	0.001	¿	0.008	0.013
P	0.12	0.095	-0.012	0.0	0.113	¿	¿	-0.062	0.043	¿
S	0.24	0.066	-0.025	¿	0.03	-0.022	¿	-0.18	-0.023	0.058

Para el caso de disolución de los nitruros de niobio, la Ley de Henry para soluciones diluidas quedaría:

$$a_{Nb} = f_{Nb}(X_{Nb}), \quad \text{sólo para cuando } X_{Nb} \rightarrow 0$$

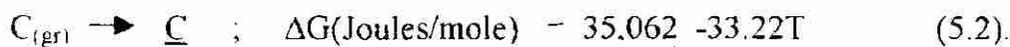
donde  $a_{Nb}$  es la actividad del niobio en la austenita,  $X_{Nb}$  es la fracción molar del niobio en solución y  $f_{Nb}$  es la fugacidad o coeficiente de actividad del niobio.

Pero para soluciones altamente diluidas ( $X_{Nb} \rightarrow 0$ ),  $f_{Nb} \rightarrow 1$ .

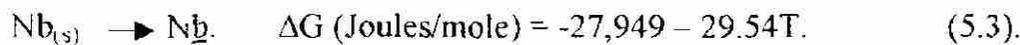
Además, para problemas industriales en vez de fracciones molares se emplean porcentos en peso y por lo tanto, la actividad para microaleantes en general es:

$$a_{Nb} = \%Nb \quad \text{Sólo cuando } \%Nb < 0.2$$

Regresando a la reacción de disolución del NbC en la austenita a altas temperaturas, el cambio en energía libre (Joules/mole) al disolverse el carbono y el niobio en la austenita es: (68)



A su vez el niobio se disuelve según la reacción:



La reacción total de disolución del carburo de niobio es:

$NbC_{(s)} \rightarrow \underline{Nb} + \underline{C}$ , y el cambio de energía está dado por la suma de las dos reacciones:

$$\Delta G = 137,235 - 64,43T = -2,303RT \log [ a_{\underline{Nb}} * a_{\underline{C}} / a_{NbC(s)} ]$$

Pero  $a_{NbC(s)} = 1$  y  $a_{\underline{Nb}} = \%Nb$ , y  $a_{\underline{C}} = \%C$ , por lo tanto:

$$\Delta G = 137,235 - 64,43T = -2,303RT \log \{ (\%Nb)(\%C) \}$$

Por lo tanto, el producto de solubilidad según éstos cálculos es:

$$\log(\%Nb)(\%C) = 3,36 - 7167/T$$

### 5.13. Métodos para determinar K.

En la práctica se han usado varias técnicas para determinar experimentalmente los productos de solubilidad para precipitados de microaleantes. Estos métodos son los siguientes:

- A. Cálculos termodinámicos.
- B. Separación química y aislamiento de precipitados.
- C. Equilibración de una serie de aceros con concentraciones diferentes de Nb, bajo atmósfera de  $H_2-CH_4$ , después de lo cual se determinan las concentraciones de carbono.
- D. Mediciones de dureza.

- E. Análisis estadístico de productos de solubilidad publicados previamente.
- F. Análisis de pruebas microquímicas/átomo.

En la Tabla 5.2 se muestran algunos de estos productos de solubilidad para el Niobio:

Tabla 5.2. Productos de solubilidad para carburos y nitruros de Niobio en austenita.

Sistema	Producto de solubilidad.	Método
Carburos	$\text{Log}(\% \text{Nb})(\% \text{C}) = 2.9 - 7500/T$	D (68)
“	“ $= 4.37 - 9290/T$	C (69)
Nitruros	$\text{Log}(\% \text{Nb})(\% \text{N}) = 4.04 - 10230/T$	C (70)
“	“ $= 2.8 - 8500/T$	B (71)
Carbonitruros	$\text{Log}(\% \text{Nb})(\% \text{C})(\% \text{N}) = 4.09 - 10500/T$	B (68)
“	$\text{Log}(\% \text{Nb})(\% \text{C} + \% \text{N}) = 1.54 - 5860/T$	B (68)

#### 5.14 Gráfica de productos de solubilidad.

Los productos de solubilidad pueden ser graficados de 2 maneras. Una manera es graficar el niobio disuelto (Nb), contra el carbono disuelto (C), es decir en una escala lineal. Luego dar un valor a la temperatura y graficar una isoterma la cual dará una curva en forma de hipérbola. La otra manera es graficar sobre ejes con escalas logarítmicas, con lo cual la isoterma será una línea recta, tal y como se muestra en la figura 5.11.

De la Figura 5.11 se puede apreciar que a una temperatura de 1300 °C (temperatura de recalentamiento del planchón antes de entrar a la laminación) alrededor de 0.05%Nb se disuelve en la austenita, si se le permite el tiempo suficiente para ello. Además dado que en aceros microaleados se trabaja con menos de 0.05%Nb, entonces se puede suponer que prácticamente todo el Nb se

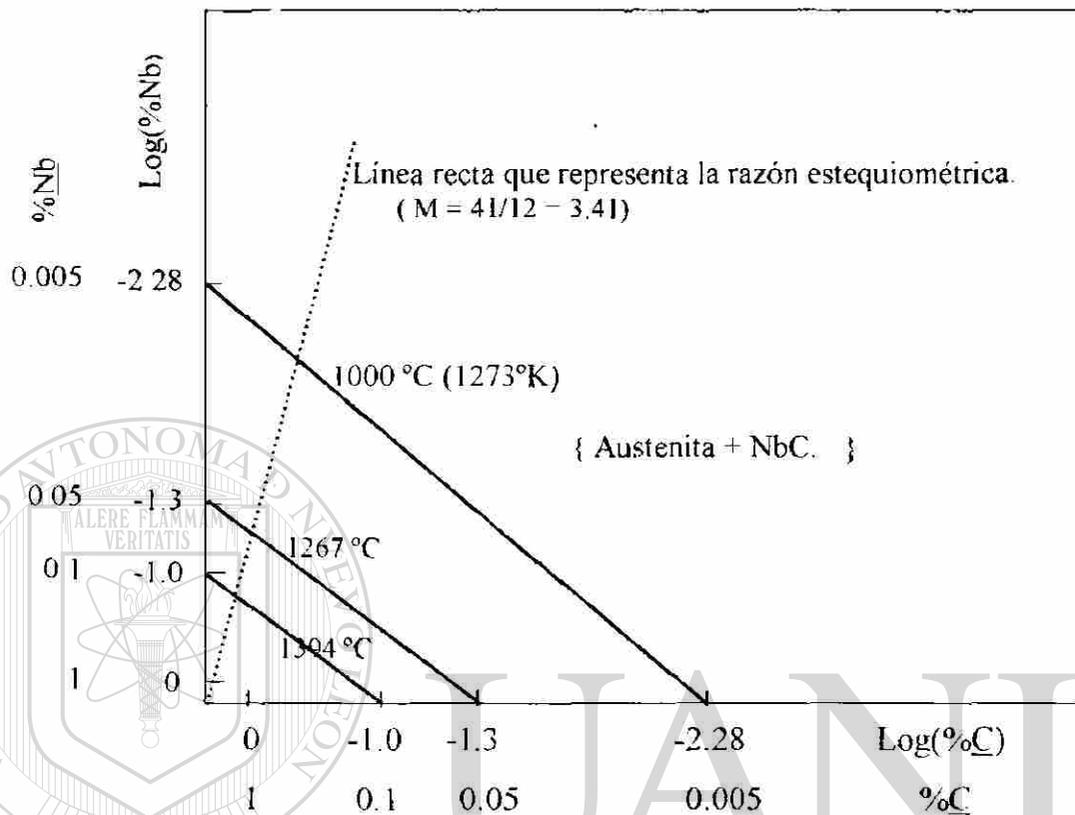


Fig. 5.11: Diagrama de solubilidad hipotética, que describe el equilibrio entre NbC y la austenita a varias temperaturas (72).

Posteriormente durante la laminación y enfriamiento comienzan a precipitar los carburos de niobio. Esta precipitación puede ser de dos tipos (67); aquella que sucede debido al enfriamiento y la que sucede durante o después de la laminación. La precipitación debida al enfriamiento antes de la laminación es muy poca dado que es muy lenta. Al segundo tipo de precipitación se le conoce como precipitación inducida por deformación. También hay que considerar que se tendrían los precipitados que no lograron disolverse durante el calentamiento a 1300 °C.

### 5.15. Efecto de otros elementos en la precipitación.

Koyama y colaboradores (73 a 75) han estudiado la influencia de varios elementos sobre la solubilidad de NbC en la austenita. Tales elementos pueden afectar la solubilidad de los NbC en la austenita alterando los coeficientes de actividad tanto del niobio como del carbono. Por ejemplo, el producto de solubilidad para el NbC en austenita sin otros aleantes, a 1150 °C, es de aproximadamente 0.005. Pero al agregar Mn aumenta  $\log K$  en aproximadamente 5% por cada 1% de Mn agregado, mientras que la adición de Si reduce  $\log K$  por aproximadamente 45% por cada 1% de Si agregado. El producto de solubilidad a 1150 °C para un acero que contenga 1.5% Mn y 0.4% Si se calcula en 0.004. Por lo tanto la adición tanto de Mn como de Si redujo el producto de solubilidad en aproximadamente 20%.

### 5.16. Efecto del tamaño de partícula sobre K.

Normalmente las partículas más pequeñas tienden a ser menos estables termodinámicamente que las partículas grandes. Se ha visto que el tamaño de partícula tiene un efecto importante sobre la solubilidad de los precipitados, sobre todo cuando el radio de la partícula es menor de 5 nm (76, 77 y 78). Precipitados de este tamaño son lo que normalmente se encuentran en aceros microaleados.

La precipitación ocurre debido a que la solubilidad disminuye al reducirse la temperatura, con lo que la solución sólida se vuelve supersaturada a menores temperaturas. Si se da tiempo suficiente para difusión, esta supersaturación produce precipitación.

La cantidad de precipitación inducida por deformación que se produce al disminuir la temperatura depende de varios factores, aún para un único EMA. El

factor principal es la composición del precipitado que se forma (54). Los estudios han demostrado que la naturaleza del precipitado es una función tanto de la razón carbono/nitrógeno presentes en el acero, así como de la temperatura de formación de los precipitados, como se muestra en la Figura 5.12 (65)

Por ejemplo, los resultados presentados en la Figura 5.12 indican que los carbonitruros de niobio ricos en carbono son favorecidos en aceros con carbonos altos ( $\%C \approx 0.15$ ) y por bajas temperaturas de precipitación. Por su parte los carbonitruros de niobio ricos en nitrógeno son favorecidos por contenidos altos de nitrógeno o por altas temperaturas de precipitación. Si se desea evitar la precipitación de altas temperaturas, ya sea por razones de calidad superficial en aceros de colada continua, o para reducir la cantidad de precipitación que pueda ocurrir en la austenita durante la laminación en caliente, entonces es necesario agregar un tercer elemento que tenga una alta afinidad por el nitrógeno tales como el aluminio o el titanio. La adición de aluminio o titanio a un acero con niobio puede llevar a una drástica reducción en la cantidad de nitrógeno en los carbonitruros de niobio (65). Esto significa que los carbonitruros que se formen serán ricos en carbono se formarán en un intervalo menor de temperaturas y se formarán a temperaturas más bajas. El efecto total de esta división del nitrógeno es que menos carbonitruros de niobio precipitarán durante la laminación en caliente de lámina delgada, cuando por ejemplo se agregue titanio al acero. Dado que más niobio estará disponible para precipitación en la ferrita se tendrán resistencias mecánicas mucho mayores (79).

### **5.17. Grietas en planchones de colada continua.**

Otro beneficio resultante de controlar el nitrógeno a través de terceros elementos como el titanio, se refiere a los defectos superficiales que se forman en planchones de colada continua. La precipitación a alta temperatura de

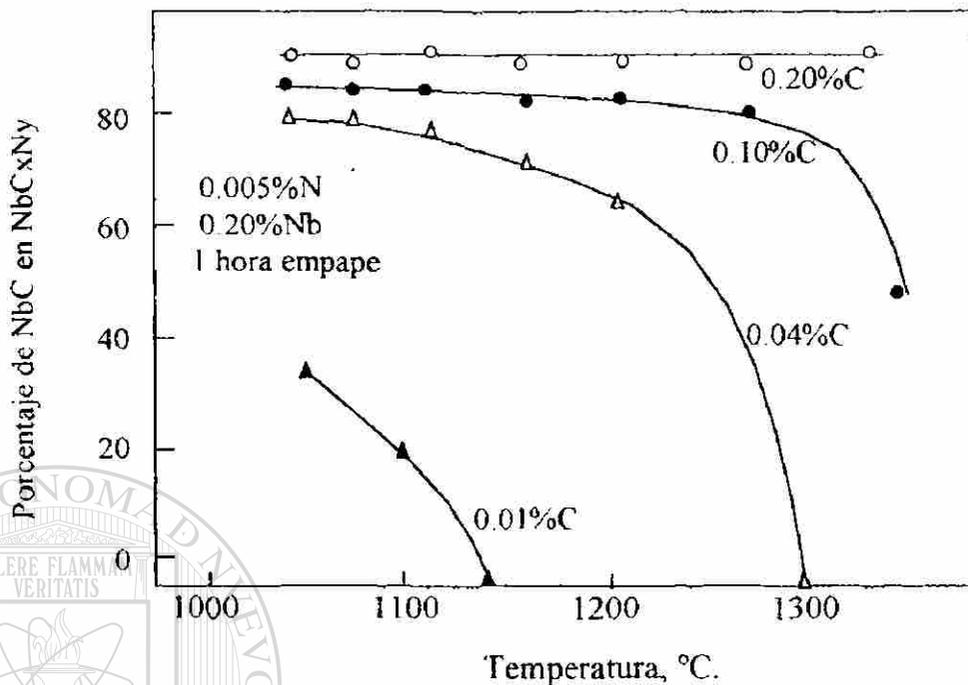


Fig. 5.12: Cambios en la composición de NbCxNy en función del contenido de carbono y de la temperatura de precipitación (65).

— compuestos de niobio ricos en nitrógeno se ha visto como responsable de la caída en ductilidad en caliente de la austenita, lo cual puede producir grietas superficiales (54). Sin embargo cuando el nivel de nitrógeno en la austenita es reducido, ya sea por metalurgia de olla o por combinación con titanio, la calidad superficial muestra una gran mejoría.

### 5.18. Efecto de la cédula de laminación sobre la precipitación.

La velocidad con que se alcance la concentración de equilibrio del soluto mediante la precipitación depende mucho de las cédulas de laminación, como se muestra en la Figura 5.9 (61) La velocidad de deformación y los ciclos temperatura-reducción varían mucho para diferentes molinos y para diferentes

tipos de producto. El efecto neto de estas diferencias sobre la composición de la austenita se ilustran esquemáticamente en la Figura 5.13. (54).

De la Figura 5.13 se ve que un aumento en la temperatura de acabado produce un aumento en el endurecimiento por precipitación, sobre todo para un molino steckel y esto puede llevar a un aumento en la resistencia si se mantienen los tamaños finos de grano, como se muestra en la Figura 5.14.

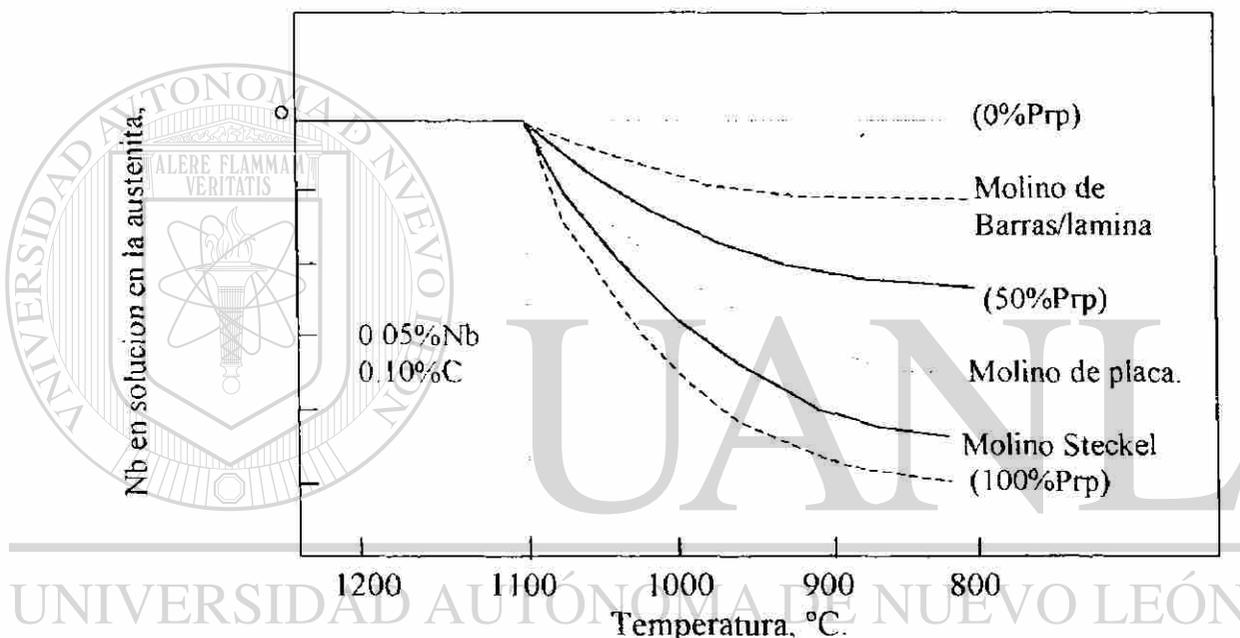


Figura 5.13: Efecto del proceso de laminación sobre el grado de precipitación de carburos de Niobio durante la laminación. (54)

Hulka (80) estudió el efecto de la temperatura de acabado en un molino de placa sobre el grado de precipitación y sus resultados se dan en la figura 5.15.

### 5.19. Efecto del carbono.

El niobio que permanece en solución justo antes de la transformación normalmente endurece por precipitación en la ferrita. Para un cierto porcentaje

de niobio o de vanadio residual en la austenita, el aumento en resistencia a la cedencia es una función del contenido de carbono como se muestra en la figura

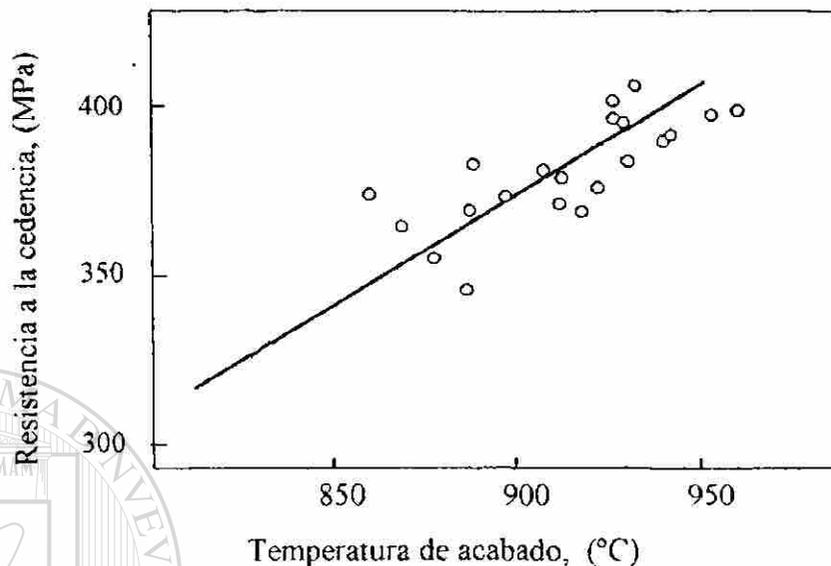


Figura 5.14: Efecto de la temperatura de acabado sobre la resistencia a la cedencia de un acero al niobio (0.05%Nb) (54)

5.16 (81). De esta gráfica se aprecia que para contenidos muy bajos de carbono se reduce mucho la efectividad de endurecimiento por precipitación de los carburos de vanadio, lo cual ha llevado a un rediseño de los aceros microaleados ya que actualmente se busca el menor contenido de carbono en los llamados aceros con ultrabajo carbono (54).

## 5.20. Efecto del manganeso y del silicio.

Otro factor que puede afectar la cantidad de precipitación de microaleantes en la austenita es la presencia de solutos tales como el manganeso y el silicio. La influencia de estos elementos en la solubilidad de NbC en la austenita ha sido estudiada por Paljiere y coautores (78). El manganeso aumenta el límite de solubilidad del NbC en la austenita por aproximadamente 8% por cada 1% de

manganeso, mientras que el silicio reduce tal solubilidad por aproximadamente 50% por cada 1% de silicio agregado. El manganeso también afecta a la cinética de precipitación en la austenita (64). La nariz de la curva C para la precipitación de NbC en la austenita ocurre a aproximadamente 0.5 segundos para 0.42% Mn y a aproximadamente 17 segundos para 1.25% de manganeso en la austenita.

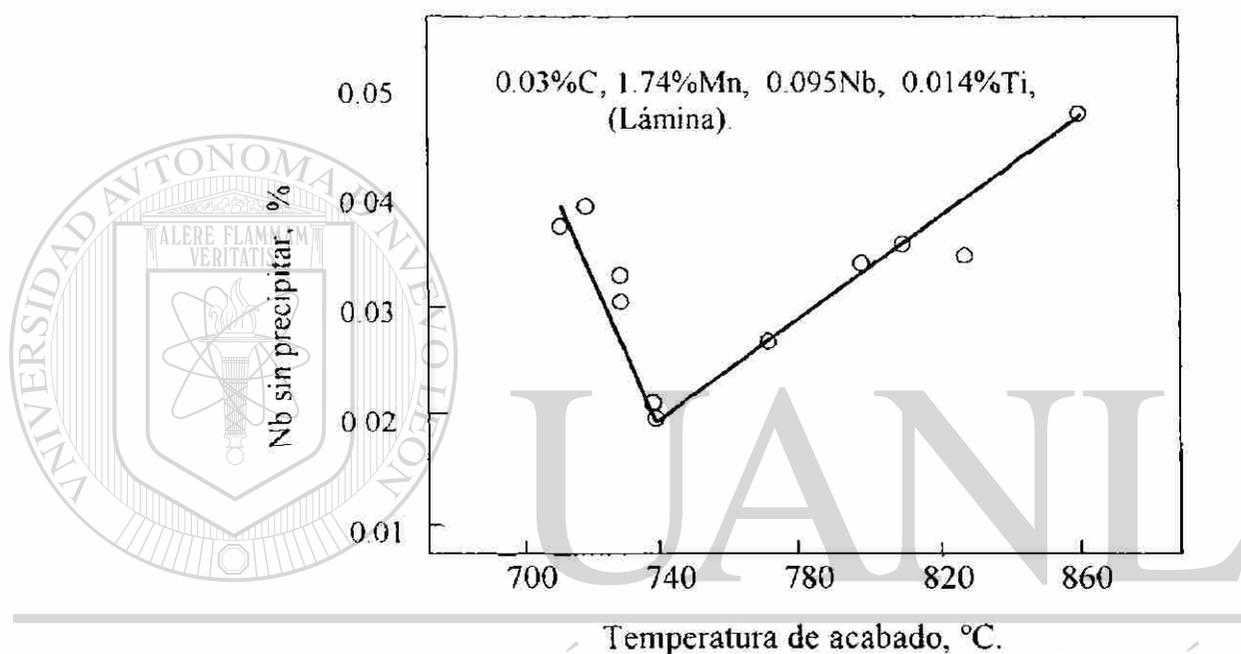


Figura 5.15: Efecto de la temperatura de acabado sobre el niobio residual en la austenita al tiempo de la transformación (80)

### 5.21. Precipitados y reacciones metalúrgicas.

Algunas reacciones metalúrgicas tales como la recristalización y el crecimiento de grano tienden a ocurrir cuando se tienen las siguientes condiciones: (1) la fuerza motriz para la reacción es mayor que la fuerza retardatoria, (2) la velocidad de difusión es lo suficientemente alta (67).

Dado que la mayoría de los procesos metalúrgicos ocurren a temperaturas elevadas, la condición de movilidad atómica es normalmente satisfactoria. Por lo tanto la presencia o ausencia de una reacción metalúrgica es a menudo gobernada

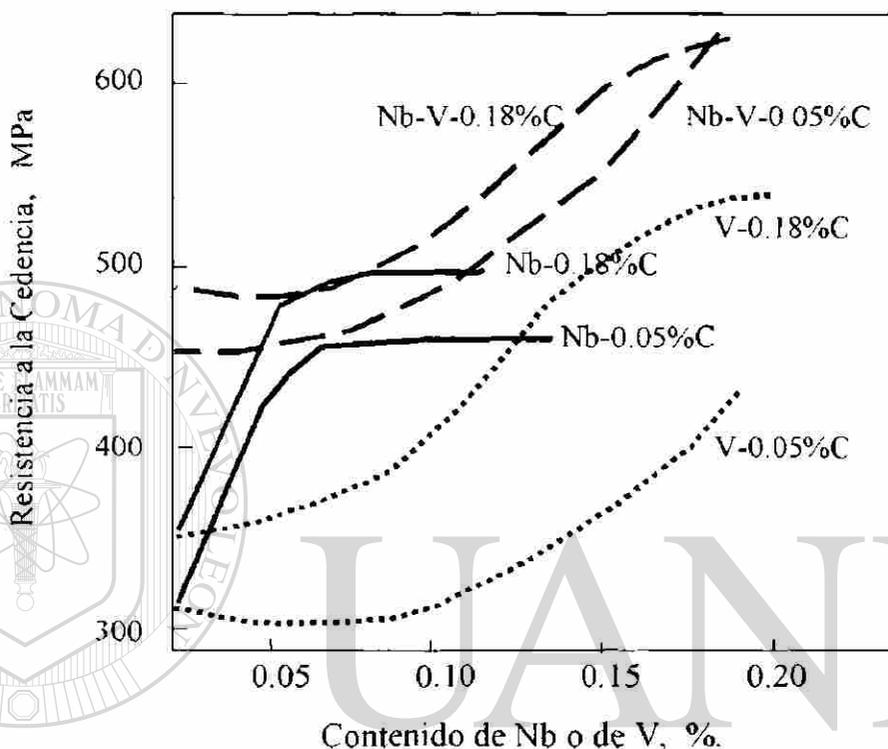


Figura 5.16: Efecto del niobio, del vanadio y del carbono en la resistencia a la cedencia de aceros laminados en caliente. (54)

por el balance entre las fuerzas motrices y las fuerzas retardatorias. Uno de los papeles importantes de los precipitados es a través de las fuerzas de anclaje que dichos precipitados pueden generar sobre el movimiento de las dislocaciones. Dependiendo de la reacción metalúrgica en particular, una cierta dispersión de precipitados puede o no ser efectiva (67). Por ejemplo se sabe que la fuerza motriz para crecimiento de grano es muy pequeña, siendo sólo del 1% de la necesaria para recristalización (82). Por lo tanto, las dispersiones de partículas que pueden retardar la recristalización pueden también retardar el crecimiento de grano, pero lo inverso no es cierto. Por ello es que es importante reconocer que

cada reacción metalúrgica tiene su propia fuerza motriz crítica, la cual debe de ser mayor que la fuerza de anclaje de los precipitados para que pueda ocurrir tal reacción.

### 5.22. Temperatura de crecimiento de grano.

Una microestructura de grano fino contiene una gran cantidad de límites de grano por unidad de volumen. El área de límites de grano representa un exceso de energía libre que el sistema desearía eliminar mediante un crecimiento de grano. Los granos pueden crecer por uno de dos mecanismos (1) crecimiento de grano normal o primario (83) y (2) crecimiento de grano anormal o recristalización secundaria. (84). Gladman (85) igualó la fuerza motriz para crecimiento de grano (la reducción de área de límites de grano por unidad de volumen), con la fuerza de anclaje ejercida por las partículas sobre el límite de grano y obtuvo la siguiente ecuación:

$$r_c = (6R_0 f / \pi) \left( \frac{3}{2} - \frac{2}{Z} \right)^{-1} \quad (5.8).$$

donde;  $r_c$  es el tamaño crítico del precipitado,

$f$  es la fracción en volumen de las partículas precipitadas

$R_0$  es el tamaño medio de grano.

$Z$  es una constante que representa la razón de los radios de los granos en crecimiento al radio medio de grano.

La ecuación (5.8) indica que para una dispersión dada de partículas, cuando el tamaño de partícula excede a  $r_c$ , los granos de la austenita primaria ya no pueden ser anclados y comenzará un crecimiento anormal de grano.

La temperatura de crecimiento de grano  $T_{cg}$  se define como aquella por arriba de la cual el grano crecerá mediante recristalización secundaria y se relaciona con

la temperatura por arriba de la cual los precipitados no disueltos ya no pueden suprimir el crecimiento de grano. El efecto de diversos microaleantes sobre el crecimiento de grano durante el recalentamiento se muestra en la Figura 5.7.

Parece que el grano final promedio de la austenita no depende mucho del tamaño de grano recalentado antes de la laminación (86), si parece que la distribución de tamaños de grano alrededor de la media es mucho más pequeña cuando las temperaturas de recalentamiento se mantienen por debajo de la temperatura de crecimiento de grano (78)

### 5.23. Temperatura de no-recristalización. ( $T_{nr}$ )

Se entiende en general que cuando aleaciones con dos fases se deforman y luego se recocen, la recristalización es retardada por partículas con diámetros menores de 300 nm y con distancias interpartículas menores de 1000 nm (87). Así mismo, la recristalización puede ser acelerada por partículas con diámetros mayores de 300 nm y con distancias interpartículas mayores de 1000 nm (87). Este comportamiento sin embargo se vuelve más complejo cuando se consideran a la vez la deformación y el recocido de una solución sólida sobresaturada. En general la recristalización de la austenita será suprimida cuando la fuerza de anclaje ( $F_{anc}$ ) ejercida por las partículas sobre los límites de grano de la austenita, o sobre los límites de los subgranos, excede a la fuerza motriz para recristalización ( $F_{Tn0}$ ) (67).

La investigación relativa a los efectos retardatorios de las partículas de segundas fases sobre la migración de los límites de grano se inició desde los 1940' s, con el trabajo original de Zener (88). Zener postuló que cuando hay partículas presentes en la vecindad de un límite de grano, la energía efectiva del

límite de grano disminuye. Esta reducción en la energía del límite de grano ocurre debido a que el área superficial de las partículas de segundas fases reemplaza una porción del límite de grano. Por lo tanto el movimiento de un límite de grano alejándose de las partículas requeriría de trabajo o energía debido a un aumento en el área del límite de grano (82). Este trabajo fue después ampliado (85) para considerar el movimiento de los límites de grano a través de un arreglo regular de partículas por unidad de área ( $N_s$ ). Por lo tanto la fuerza total de anclamiento ( $F_{anc}$ ) de las partículas, correspondiente a un arreglo de partículas con radio  $r$ , que se ejerce sobre un límite en movimiento se expresó como sigue:

$$F_{anc} = 4r\sigma N_s \quad (5.9)$$

donde  $\sigma$  es la energía interfacial por unidad de área de límite de grano.

A partir de éstos primeros trabajos, se postularon tres modelos para explicar como las partículas de microaleantes podrían suprimir la recrystalización de la austenita (85, 89 y 90). Las ecuaciones resultantes se presentan en la Tabla 5.3.

Tabla 5.3. Comparación de las ecuaciones para  $N_s$  y  $F_{anc}$  para cada modelo de fuerza de anclaje por precipitados.

Modelo	$N_s$	$F_{anc}$	Ref.
Límite rígido (R)	$3f_v / 2\pi r^2$	$6\sigma f_v / \pi r$	85
Límite flexible (F)	$3f_v^{2/3} / 4\pi r^2$	$3\sigma f_v^{2/3} / \pi r$	89
Límite de subgrano (S)	$3f_v L / 8\pi r^3$	$3\sigma f_v L / 2\pi r^2$	90

$F_v$  Fracción de volumen precipitado.  
 $L$  Distancia media de intercepción de límites de subgranos.

Aún cuando cada modelo presentado en la Tabla 5.3 está basado en la ecuación general (5.9), difieren uno del otro por el método como se calcula  $N_s$ .

El modelo de límite rígido define  $N_s$  suponiendo que el movimiento de un límite de grano rígido es capaz de interactuar solamente con aquellas partículas que se encuentran dentro de  $\pm r$  del plano del límite. (85). Por su parte el modelo de límite flexible define  $N_s$  suponiendo que un límite infinitamente flexible es capaz de interactuar con cada partícula de radio  $r$  dentro de un solo plano de un arreglo tridimensional hasta que esté totalmente anclado (89). El modelo de límite de subgrano considera el efecto de una distribución de precipitados que pudieran existir en los límites de subgranos de la austenita antes del inicio de la recrystalización.

La recrystalización en la austenita será suprimida por los precipitados de los microaleantes cuando  $F_{anc} > F_{rni}$ . En general los cálculos de  $F_{rni}$  y de  $F_{anc}$  según las ecuaciones de la Tabla 5.3 han mostrado que la diferencia entre  $F_{anc}$  y  $F_{rni}$  no es grande (90). Por lo tanto, los tres modelos de  $F_{anc}$  indican que la

recrystalización no puede ser suprimida totalmente, mientras que los estudios con microscopía de alta resolución (91 y 92), ha mostrado lo contrario, es decir que

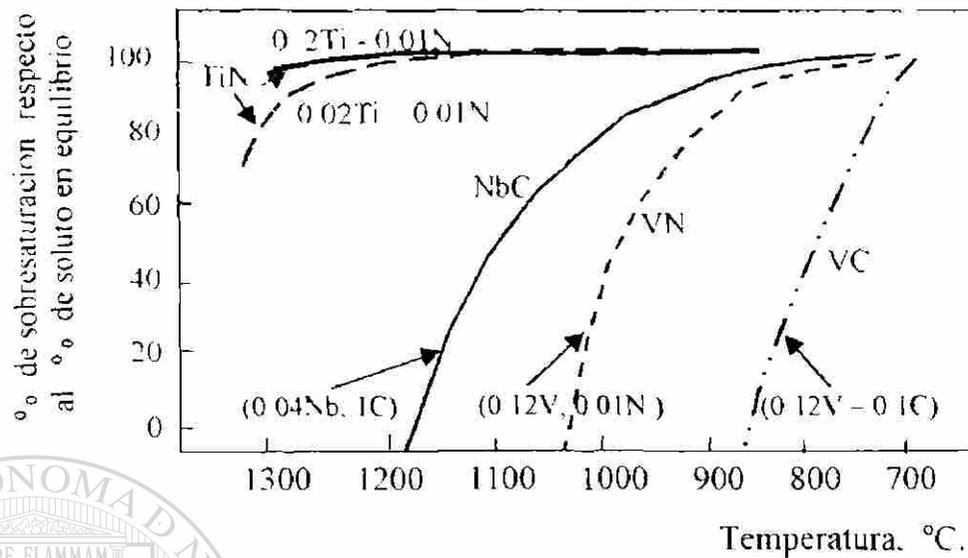
$$F_{anc} > F_{rni}$$

No fue sino hasta inicios de 1980's cuando una serie de investigaciones (86, 89, y 90), mostraron directamente el efecto de los elementos microaleantes sobre la temperatura de no recrystalización ( $T_{nr}$ ) de la austenita. En cada uno de estos estudios, los aceros fueron sometidos a deformación plana por laminación a varias temperaturas. La  $T_{nr}$  se determinó usando técnicas de metalografía óptica para cada temperatura de deformación. Los resultados de uno de tales estudios (89) se muestran en la Figura 5.8, en la cual se relaciona la  $T_{nr}$  con la cantidad inicial de microaleante ya sea Cb, Ti, Al o V, en solución en la austenita.

Los niveles iniciales de solutos de la figura 5.8 fueron calculados usando los productos de solubilidad para los sistemas Nb(CN), TiN, AlN, y VN, para determinar la cantidad de microaleante en solución a varias temperaturas de recalentamiento, despreciando cualquier precipitación durante el enfriamiento a las temperaturas respectivas de deformación. Estos niveles de soluto fueron considerados constantes hasta antes de dicha deformación.

Los resultados de la Figura 5.8 muestran dos aspectos importantes. Primero, al aumentar la cantidad de adición de microaleante, se observa un aumento correspondiente en  $T_{nr}$ . Esto puede entenderse por el hecho de que un aumento en la cantidad de microaleante dará lugar a precipitados más estables. Si se considera recalentamientos y temperaturas de deformación idénticas para un mismo nivel de soluto que produce un precipitado de cierta estabilidad en la austenita, una mayor sobresaturación de soluto y, por lo tanto, una mayor fuerza motriz para precipitación producirán en el sistema un precipitado de más alta estabilidad. Esto se traduce en una mayor fracción en volumen de partículas de segundas fases que actúan para retardar la recristalización de la austenita, lo cual a su vez produce una mayor  $T_{nr}$ .

El segundo punto de interés se refiere a la efectividad de cada elemento microaleante para aumentar  $T_{nr}$ . De la figura 5.8 se ve claramente que para cualquier nivel de soluto, el niobio tiene el efecto más grande sobre  $T_{nr}$ . Este comportamiento puede entenderse en términos de la termodinámica de las especies precipitantes en conjunto con las condiciones de procesamiento del acero, como se muestra en la Figura 5.17 la cual presenta la sobresaturación como un porcentaje del total de elemento microaleante (medido usando las relaciones de solubilidad o productos de solubilidad dados en la literatura), contra la temperatura de deformación.



Intervalo de temperaturas de deformación.

Figura 5.17 Potenciales de precipitación de varios sistemas de microaleantes. (93)

También se muestra en la Figura 5.17 el intervalo de temperaturas de deformación ( $T_e$ ) que se usan en la práctica industrial para la laminación o el forjado. En esta gráfica se muestran cuatro sistemas de precipitados diferentes, cada uno mostrando además las composiciones representativas usadas en las aleaciones comerciales. La intersección de cada curva con 0% de sobresaturación debe reflejar la temperatura de disolución para ese precipitado. Los datos de la Figura 5.18 muestran que los sistemas del titanio exhiben altas sobresaturaciones a temperaturas mayores que la temperatura normal de deformación ( $T_e$ ), mientras que los precipitados del vanadio exhiben altas sobresaturaciones pero a temperaturas menores que  $T_e$  (67).

Por su parte, el sistema basado en el niobio exhibiría altas sobresaturaciones dentro del intervalo de  $T_e$  usado en la práctica industrial. El significado importante de este comportamiento es que los precipitados de titanio pueden ser usados para control a alta temperatura, es decir, control de la temperatura de

crecimiento de grano ( $T_{cg}$ ) durante el recalentamiento, según la Figura 5.7. Los sistemas basados en el niobio pueden ser usados para control de temperaturas intermedias ( $T_{nr}$ ). Con respecto a los sistemas basados en el vanadio, una gran parte del vanadio puede mantenerse en solución en la austenita para un eventual endurecimiento por precipitación de los productos de transformación a bajas temperaturas. (93).

Otros estudios (90 y 94), han demostrado que la precipitación en la austenita es acelerada aún más por la presencia de una alta densidad de defectos dentro de la estructura deformada en caliente. Se ha encontrado que la precipitación de Nb(CN) inducida por deformación dentro de la austenita deformada ocurre en dos etapas: Inicialmente la precipitación se observa a lo largo de los límites de grano originales de la austenita y a lo largo de bandas de deformación. Pero después comienza la precipitación general en la matriz de la austenita no- recristalizada. (94, 95 y 96).

Prosiguiendo con el trabajo inicial de Köster y Hombogen (97), la compleja interacción entre precipitación y recristalización fue estudiada con la ayuda del diagrama generalizado de Recristalización-Precipitación-Temperatura-Tiempo, o diagrama RPTT, mostrado en la Figura 5.18. En este diagrama  $T_{sol}$  se refiere a la temperatura de solución por arriba de la cual los precipitados ricos en niobio se disuelven totalmente en la austenita.

En la figura 5.18  $T'$  es la temperatura por debajo de la cual tanto la recristalización como la precipitación compiten entre sí y  $T_R$  es la temperatura por debajo de la cual la precipitación ocurre antes que la recristalización. La región 1 en la figura 5.18 corresponde al caso en que las probetas fueron inicialmente austenizadas por arriba de  $T_{sol}$ , seguido de una deformación y mantenimiento isotérmico entre  $T_{sol}$  y  $T'$ .

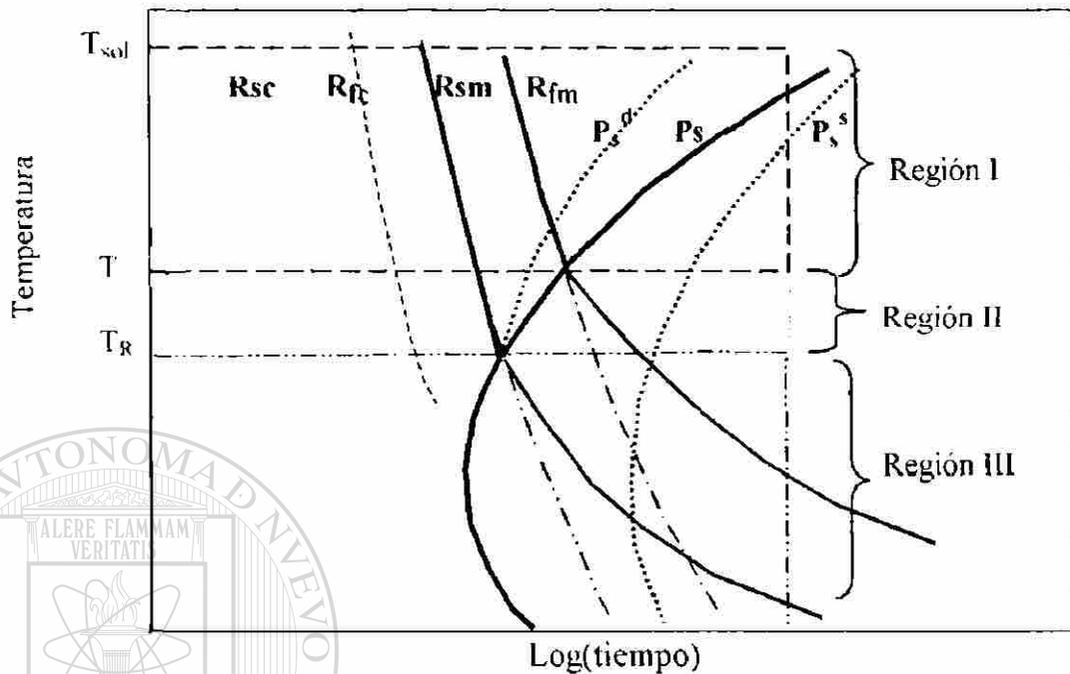


Figura 5.18: Diagrama RPTT que muestra la interacción entre la precipitación y la recristalización.  $R_{sm}$  y  $R_{fm}$  se refieren al inicio y fin de la recristalización, respectivamente en aceros microaleados;  $R_{sc}$  y  $R_{fc}$  se refieren al inicio y fin de la recristalización, respectivamente, en aceros al carbono.  $P_s^d$  y  $P_s^s$  se refieren a los tiempos hipotéticos de inicio de la precipitación en austenita deformada y sin deformar, respectivamente.  $P_s$  es el tiempo real de inicio de la precipitación. (94).

En la región I la recristalización es terminada ( $R_f$ ), antes de que suceda el inicio real de la precipitación ( $P_s$ ). Sin embargo dado que la precipitación ocurre en la austenita completamente recristalizada, el inicio de la precipitación puede ser acelerada. Este cambio se nota en las curvas hipotéticas  $P_s^d$  y  $P_s^s$  la primera representa el inicio de la precipitación en la austenita deformada y la segunda representa el inicio de la precipitación en la austenita gruesa in deformar (94). Este cambio se ha atribuido a la refinación de la microestructura de la austenita al disminuir la temperatura de deformación.

La precipitación en la región II ocurre después de la recristalización parcial (durante el intervalo de tiempo entre  $R_s$  y  $R_f$ ). Por lo tanto una aceleración de la cinética de la precipitación se observó en esta región debido a la presencia de heterogeneidades en la austenita parcialmente recristalizada. Deberán evitarse las deformaciones que pudieran realizarse en esta región debido a las propiedades indeseables asociadas con una microestructura duplex (mezcla de granos gruesos y finos). (86, 95, 96 y 98).

Se ha visto que durante las deformaciones que se realizan bajo las condiciones de la región III, la precipitación comienza antes que la recristalización (90). Se pensó que la fuerza de anclaje por los precipitados,  $F_{anc}$ , que resultara bajo estas condiciones sería lo suficientemente grande como para impedir el desarrollo de la recristalización, como realmente se observó.

Las ecuaciones dadas en la Tabla 5.3 fallaron en predecir una  $F_{anc}$  mayor de lo calculado, lo cual ha sido explicado de la siguiente manera por algunos investigadores, (99): “Una mayor fracción en volumen de precipitados pueden estar presentes en tamaños demasiado pequeños como para que puedan ser detectados por las técnicas de microscopía electrónica de transmisión.”. Por lo tanto, un alto número de los precipitados distribuidos uniformemente por toda la microestructura, combinados con pequeñas distancias interpartículas, producirían una mayor fuerza de anclaje. Esto parece ser una explicación válida dado el hecho de que cada modelo de  $F_{anc}$  supone una distribución uniforme de partículas en toda la matriz y en los límites de los subgranos. Las consecuencias de estos razonamientos pueden entenderse mejor con ayuda de la figura 5.19, la cual muestra un límite de subgrano (LSG) de austenita y se considera que está a una temperatura inferior a la de inicio de la precipitación. Inicialmente, ( $t=0$ ), los átomos de Nb, C y N están formando una solución sólida con la austenita. Pero

un poco después, y a una temperatura un poco inferior durante el proceso de deformación, puede ocurrir la precipitación de Nb(CN). Si se supone una distribución uniforme de microaleantes y de sus precipitados, la fracción volumétrica de precipitados en los límites de subgrano de la austenita (en donde serían más efectivos para retardar la recrystalización), sería idéntica a la fracción volumétrica en toda la matriz (67).

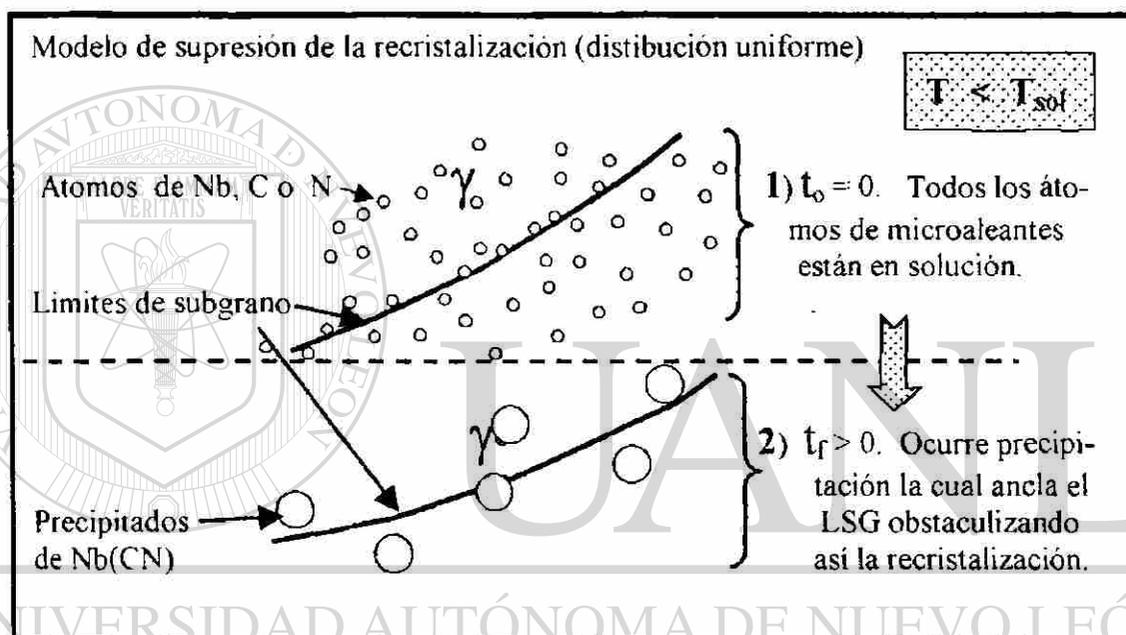


Figura 5.19. Representación esquemática de la posible distribución de los precipitados de Nb(CN), a lo largo de los límites de subgrano dentro de la austenita, para el caso de una distribución uniforme de los microaleantes. (92).

Sin embargo, algunos investigadores (72, 92, 94, 99 y 100) han encontrado que la distribución de los precipitados de Nb(CN) pareciera que está localizada o segregada, mostrando un mayor número de partículas en lo que parece que eran

los anteriores límites de granos, límites de subgranos y bandas de deformación. Este caso se muestra en la figura 5.20. Este diagrama difiere del mostrado en la figura 5.19 en que antes de la precipitación de los Nb(CN), puede ocurrir una segregación de microaleantes hacia dichas heterogeneidades microestructurales. Por lo tanto, después de la precipitación, una mayor fracción de volumen de Nb(CN) se encuentra localizada en los límites de grano y de subgranos de la austenita, lo cual a su vez produce una mayor fuerza de anclaje,  $F_{anc}$ , que aquella que se calculó suponiendo una distribución uniforme de solutos y de precipitados, (92 y 100).

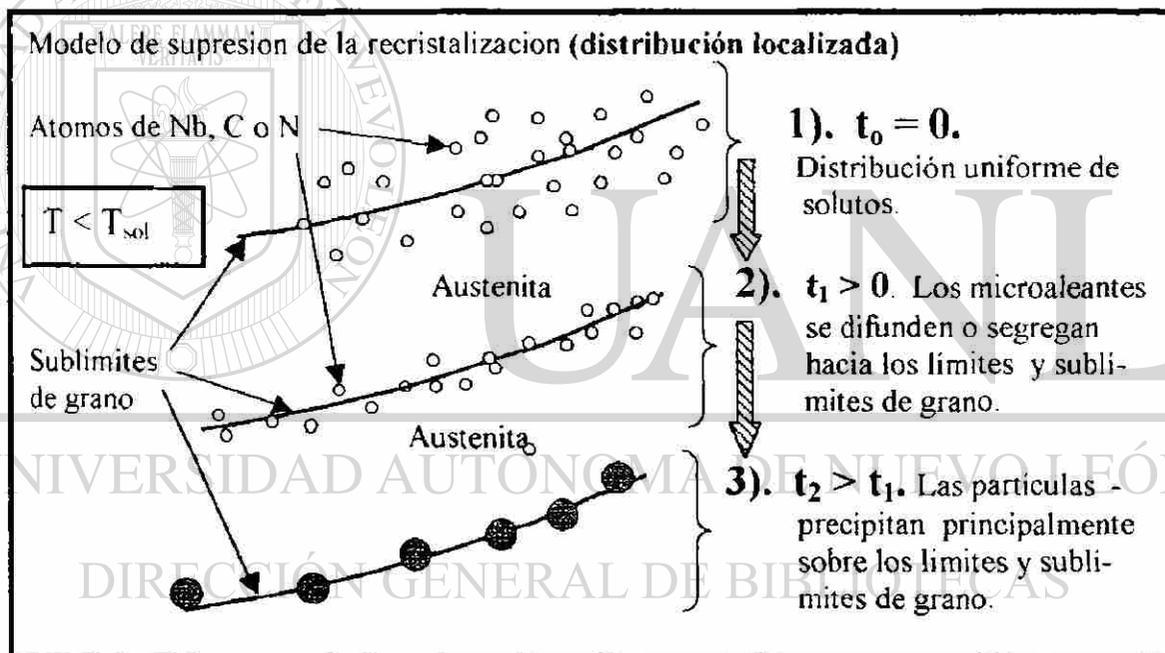


Figura 5.20: Representación esquemática de la posible distribución de los precipitados de Nb(CN) a lo largo de los límites de subgranos dentro de la austenita, para el caso de una distribución no-uniforme, o segregación de los microaleantes. (92)

## CAPITULO 6.

### MECANISMOS DE REFORZAMIENTO EN ACEROS MICROALEADOS.

La combinación de tres elementos, adición de microaleantes, laminación controlada y enfriamiento controlado, producen las mejores propiedades mecánicas tanto en cuanto a un límite elástico máximo (prueba a tensión) como máxima energía absorbida (prueba de impacto), así como una tenacidad máxima reflejada en la prueba de impacto como una disminución máxima de la temperatura de transición de dúctil a frágil de la fractura de impacto, la cual ha llegado a valores tan bajos como  $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$  o menores en aceros microaleados como el E110L fabricado por AHMSA para fabricación de chasis para camiones que se fabrican en México para exportación. Este acero microaleado tiene un límite elástico de 760 MPa (110 ksi).

La explicación metalúrgica a estos grandes progresos en las propiedades mecánicas de los aceros (resistencia a tensión e impacto y alta ductilidad a impacto), se encuentra en la microestructura óptima que se ha logrado obtener mediante el control de los tres factores mencionados en el párrafo anterior.

Los micromecanismos responsables por los altos valores de resistencia mecánica y ductilidad de los aceros microaleados, también llamados mecanismos de reforzamiento pueden agruparse de la siguiente forma (101);

#### 6.1. Mecanismos de reforzamiento de metales;

1. Reforzamiento por solución sólida.
2. Reforzamiento por precipitados.
3. Reforzamiento por refinamiento de grano.
4. Reforzamiento por subestructuras.
5. Reforzamiento por dislocaciones.
6. Reforzamiento por desarrollo de textura.
7. Reforzamiento por desarrollo de microsubestructura.
8. Reforzamiento por transformación bainítica, martensítica, etc.

De estos micromecanismos los que más influyen en las propiedades de los aceros microaleados son los 2, 3, 4 y 8, mientras que el que menos efecto tiene es el de solución sólida, ya que los microaleantes están presentes en cantidades demasiado pequeñas, menores de 0.1%.

El aumento en tenacidad se manifiesta en la disminución de la temperatura de transición de dúctil a frágil en la fractura de la prueba de impacto, que en la prueba de tensión en la cual la ductilidad se mide mediante el porcentaje de elongación o alargamiento en el punto de fractura. El aumento en tenacidad en los aceros microaleados se debe en parte al refinamiento de grano y a la precipitación de partículas de carburos y nitruros, pero también se debe en mucho a la eliminación de microgrietas representadas por los sulfuros alargados y por la perlita, cuyas laminillas de cementita son en realidad microgrietas.

La disminución en microgrietas, representadas por los sulfuros y las laminillas de cementita, se debe a la disminución del contenido de carbono y de azufre, hasta valores menores de 0.02%C y de 0.002%S. Estos bajísimos valores de carbono y de azufre se han logrado gracias a las técnicas de metalurgia de olla tales como el uso de escorias sintéticas desulfuradoras, la agitación del baño con argón, la desgacificación al vacío, etc. AHMSA además cuenta con una estación desulfuradora de arrabio, la cual se usa sólo con ciertos productos especiales, tales como los aceros microaleados.

Otras técnicas empleadas por AHMSA para aumentar aún más la ductilidad de aceros especiales tales como los aceros calidad troquelado extra-profundo, son la esferoidización de la perlita y, para el caso de aceros para gasoductos de gas amargo, la globulización de los sulfuros. Estas técnicas se emplean en aceros con carbonos menores de 0.10% y con azufres menores de 0.005%. La esferoidización de la perlita consiste en transformar las laminillas de cementita y hacerlas esféricas. El aumento en ductilidad tanto en el caso de la esferoidización de la cementita como en la globulización de los sulfuros se debe al hecho de que una microgrieta globular es mucho menos peligrosa que una alargada, debido a que la concentración de esfuerzos es mayor en la grieta alargada que en la globular. (102).

## **6.2. Soluciones sólidas.**

Las soluciones sólidas pueden ser intersticiales o sustitucionales. En los aceros las soluciones sólidas intersticiales las forman los átomos de carbono, nitrógeno y boro. Todos los demás elementos forman soluciones sólidas sustitucionales en las cuales los átomos de soluto substituyen a los átomos de hierro en sus posiciones cristalinas de equilibrio (103).

Tanto los átomos intersticiales como los sustitucionales distorsionan la red cristalina del hierro con lo cual éste sufre un aumento en sus propiedades mecánicas. Los átomos más pequeños que los del hierro forman soluciones intersticiales. En la Tabla 6.1 se dan los tamaños atómicos de algunos solutos sustitucionales y los de los intersticiales.

Tabla 6.1. Radios atómicos de algunos elementos. en Å. (104)

Elemento	Simbolo	Radio Atómico (Å)	Solución Sólida
Calcio	Ca	2.0	Sustitucional
Magnesio	Mg	1.60	"
Niobio	Nb	1.47	"
Titanio	Ti	1.47	"
Aluminio	Al	1.43	"
Molibdeno	Mo	1.40	"
Cromo	V	1.36	"
Vanadio	Cr	1.35	"
Manganeso	Mn	1.35	"
Silicio	Si	1.31	"
Niquel	Ni	1.25	"
Cobalto	Co	1.25	"
Cobre	Cu	1.28	"
Hierro alfa	Fe	1.241	Solvente
Hierro gama	Fe	1.27	"
Fósforo	P	1.09	Sustitucional
Azufre	S	1.04	Insoluble
Hidrógeno	H	0.46	Intersticial
Oxígeno	O	0.60	Insoluble
Boro	B	0.98	Intersticial
Nitrógeno	N	0.92	"
Carbono	C	0.91	"

El endurecimiento o reforzamiento por solución sólida producido por cada aleante depende de la presencia de otros aleantes. Las investigaciones al respecto pueden resumirse en la Tabla 6.2.(105) :

Tabla 6.2. Endurecimiento por solución sólida de algunos solutos en aceros (105)

Elemento	Endurecimiento (°o / 0.1°aa/o)	Elemento	Endurecimiento (% / 0.1°a/o)
<b>1. Molibdeno en;</b>		<b>3. Vanadio en;</b>	
a) Aceros al Mo	5 a 9	a) Aceros al V.	7 a 8
b) Aceros al Mo-Nb	6 a 10	b) Aceros al V-Mo	11 a 12
c) Aceros al Mo-V	8 a 14	c) Aceros al Nb-V	8 a 9
d) Aceros al Mo-Nb-V	8 a 14	d) Aceros al Mo-Nb-V	9 a 10
<b>2. Niobio en;</b>		<b>4. Manganeso en;</b>	
a) aceros al Nb.	44 a 70	a) Aceros al Nb.	1.3
b) Aceros al Nb-Mo	63 a 100	b) Aceros al Ti	2.1
c) Aceros al Nb-V	50 a 80	c) Aceros al Nb-V	8 a 9
d) Aceros al Mo-Nb-V	56 a 90	<b>5. Ti en aceros al Mn</b>	38 a 44

### 6.3. Endurecimiento por refinación de grano.

Entre más chico sea el grano de cualquier metal mayores son sus propiedades a tensión y a impacto. La soldabilidad de los aceros también mejora al disminuir el tamaño de grano debido a que se mejora la ductilidad de los aceros y a mayor ductilidad mejor soldabilidad se tiene en los aceros.

La ecuación de Hall-Petch fue la primera relación entre el límite elástico y el tamaño de grano. Una relación más generalizada que incluya el efecto de solutos se dan a continuación

La relación original de Hall-Petch es (1):

$$\sigma_y = \sigma_0 + kd^{1/2} \quad (6.1)$$

$\sigma_0$  y  $k$  son constantes.  $\sigma_y$  es el límite elástico y  $d$  es el tamaño de grano de la ferrita.

Las figuras 6.1 y 6.2 dan las gráficas originales usadas por Hall y Petch para derivar la ecuación (6.1) (1). Las 2 figuras son esencialmente iguales.

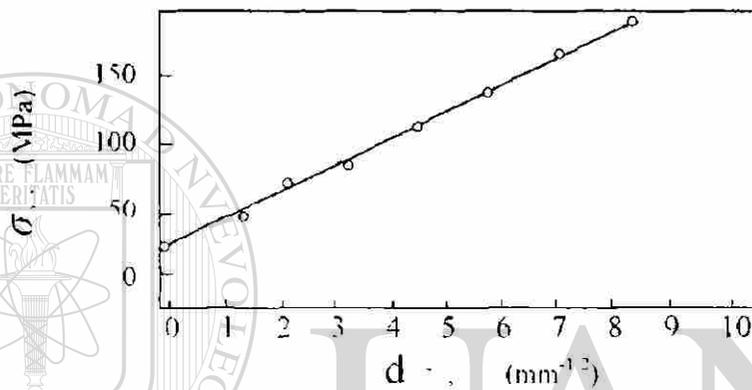


Figura 6.1 Relación entre el límite elástico y el tamaño de grano, según Hall (106)

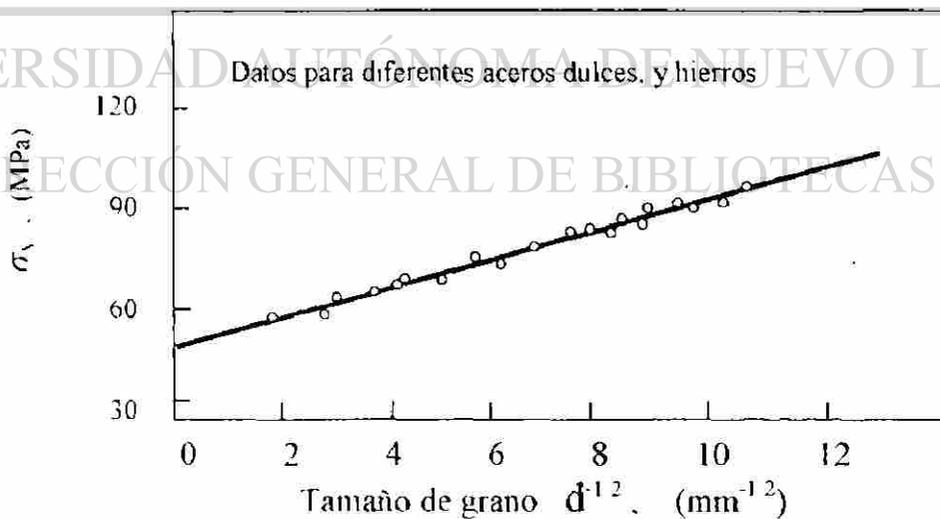


Fig. 6.2. Datos de Petch para la ecuación (6.1), (107).

Petch (108), estableció en 1958 una fórmula para la temperatura de transición de dúctil a frágil de aceros dulces. En su forma más simple esta relación es

$$T.T. = A - B \ln(d^{-1/2}) \quad (6.2)$$

Donde  $A$  y  $B$  son constantes, la expresión (6.2) puede modificarse para dar:

$$T.T. = a - b \ln(d^{-1/2}) \quad (6.3)$$

Donde  $a$  y  $b$  son constantes diferentes de  $A$  y  $B$ .

Las ecuaciones (6.2) y (6.3) indican que la temperatura de transición disminuye al disminuir el tamaño de grano. La figura 6.3 presenta los resultados experimentales en que se basaron Heslop y Petch para establecer la ecuación (6.2).

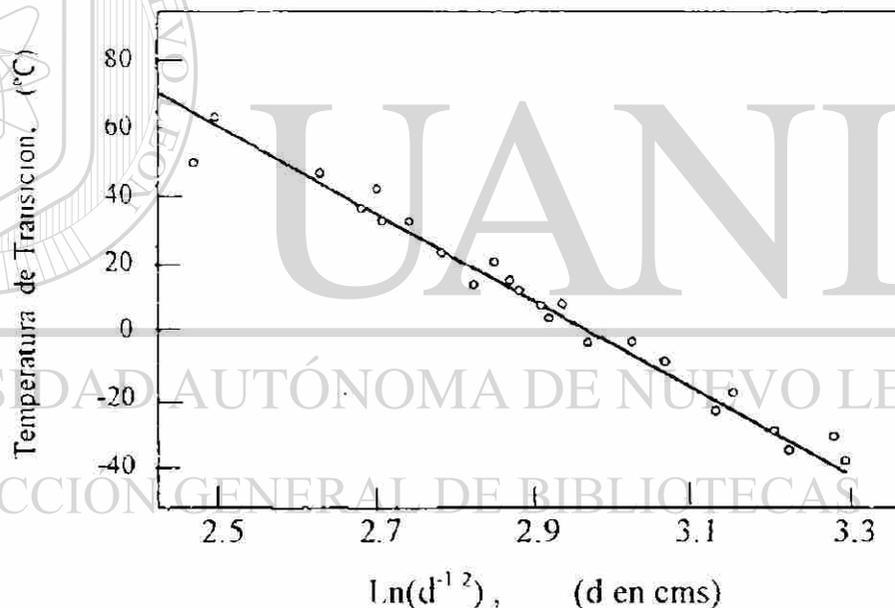


Figura 6.3. Relación entre temperatura de transición a impacto y el tamaño de grano (108).

Los trabajos de Hall y Petch fueron la base para que los metalurgistas comprendieran que el refinamiento de grano de los metales es una gran herramienta para mejorar las propiedades a tensión y tenacidad al mismo tiempo.

#### 6.4. Efecto de otros aleantes.

Las ecuaciones (6.1) y (6.3) han sido desarrolladas empíricamente para incluir el efecto de la composición química y del porcentaje de perlita como se muestra a continuación en las ecuaciones 3.5, 3.6, 3.7, 3.8. (1 y 109):

Estas ecuaciones sirvieron de base a otros investigadores para desarrollar diagramas mostrando el efecto endurecedor del contenido de perlita y tamaño de grano combinados con el efecto endurecedor de solución sólida como se muestra en la Fig. 3.7 (110).

El tamaño de grano de la ferrita  $d_f$ , depende de dos factores, el tamaño de grano de la austenita inicial  $d_a$  y de la temperatura de transformación de la austenita a ferrita, expresada esta por la velocidad de enfriamiento  $dT/dt$ , como se muestra a continuación (109)

$$d_f = Ad_a + B(dT/dt)^{10.5} + C \quad (6.8)$$

donde A, B y C son constantes.

De la ecuación (6.8) se deduce que para disminuir el tamaño de grano de la ferrita  $d_f$ , es necesario primero producir una austenita de grano fino  $d_a$ , y a la vez aumentar la velocidad de enfriamiento  $dT/dt$  en la mesa de enfriamiento

En los aceros microaleados el tamaño de grano de la austenita se controla mediante los carburos nitruros que no se disolvieron, los cuales limitan el crecimiento de grano de la austenita mediante un efecto de anclaje de los límites de grano. Este efecto de las partículas de precipitados, carburos y nitruros, sobre el tamaño de grano se describe mediante la ecuación de Smith-Zener (111).

$$R_f = 4r / 3V_p \quad (6.9)$$

donde:  $R_f$  es el radio del grano de la ferrita,  
 $r$  es el radio medio de los precipitados,  
 $V_v$  es la fracción de volumen de los precipitados

Un aspecto importante de los precipitados es su crecimiento a temperaturas elevadas. Este crecimiento está definido por la siguiente ecuación: (112)

$$r^3 - r_0^3 = [(8\gamma^2 D c_0 V_m^2) / 9RT] * t \quad (6.10)$$

donde:  $r_t$  es el radio medio del precipitado después de un tiempo  $t_0$  y  $r$  es el radio a un tiempo  $t$ .

$D$  es la difusividad de los componentes de las partículas en la matriz,

$C_0$  es la concentración de los componentes de las partículas, disueltas en la matriz,

$\gamma^2$  es la energía superficial en la interfase,

$R$  es la constante de los gases ideales.

$T$  es la temperatura en °K

En la figura 6.4 se muestra el efecto de los nitruros de titanio sobre el tamaño de grano de la austenita (113)

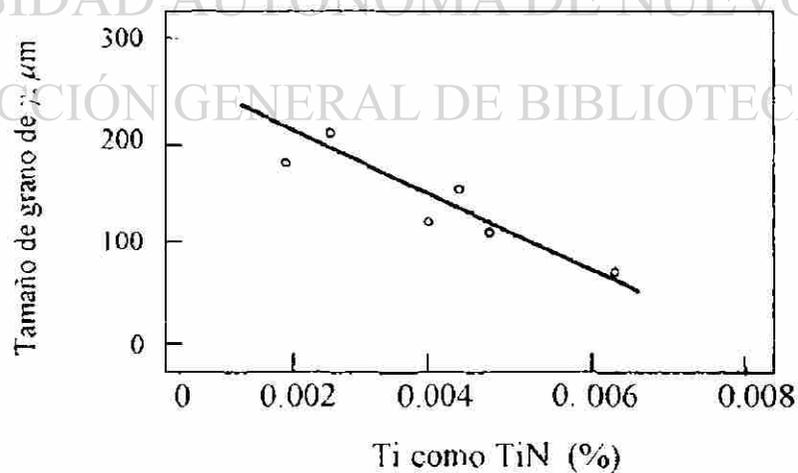


Fig. 6.4. Efecto de partículas de TiN sobre el tamaño de grano de la austenita en una zona afectada por el calor (ZAC) simulada, con temperatura máxima de 1350 °C (113)

En la figura 6.5. se muestra el efecto final del Nb, Ti y V sobre el tamaño de grano de la ferrita en aceros con tratamiento termomecánico y en aceros normalizados (114). En ambos casos el niobio es el que tiene el mayor efecto en disminuir el tamaño final del grano de la ferrita, mientras que el vanadio es el de menor efecto.

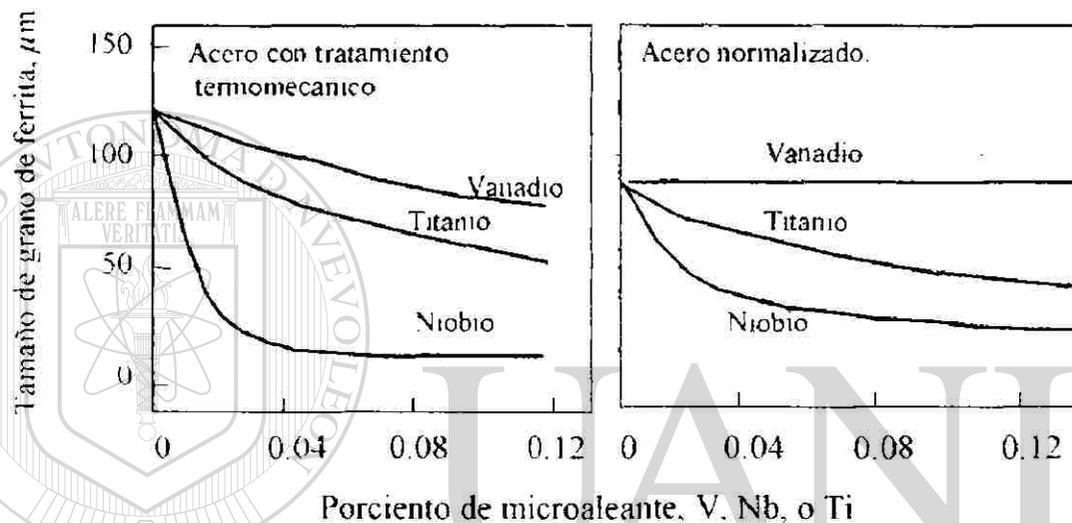


Fig. 6.5: El Vanadio, niobio y titanio tienen un efecto refinador sobre la ferrita (114)

El grano final de la ferrita será más fino entre más fino sea el grano inicial de la austenita. Además, entre mayor sea la reducción por debajo de  $T_{nr}$ , menor será el grano final de la ferrita. El efecto refinador de estos dos parámetros se muestra en la figura 6.6 (115).

Cuando se tiene una austenita con grano alargado, el espesor de este grano es el parámetro microestructural que afecta al tamaño de grano de la ferrita. En la figura 6.6 el grano equiaxial de la austenita anterior a su transformación a grano alargado fue de aproximadamente  $30\ \mu\text{m}$ . El espesor del grano alargado fue cambiado mediante la cantidad de deformación por debajo de la temperatura

$T_{nr}$ . El grano ferrítico más fino se obtiene logrando primero un tamaño de grano austenítico lo más pequeño posible al final de los pases iniciales de desbaste, para luego aplicar la máxima reducción posible a temperaturas por debajo de  $T_{nr}$ . De esta manera se han logrado granos ferríticos tan pequeños como 2 ó 3  $\mu\text{m}$  (116).

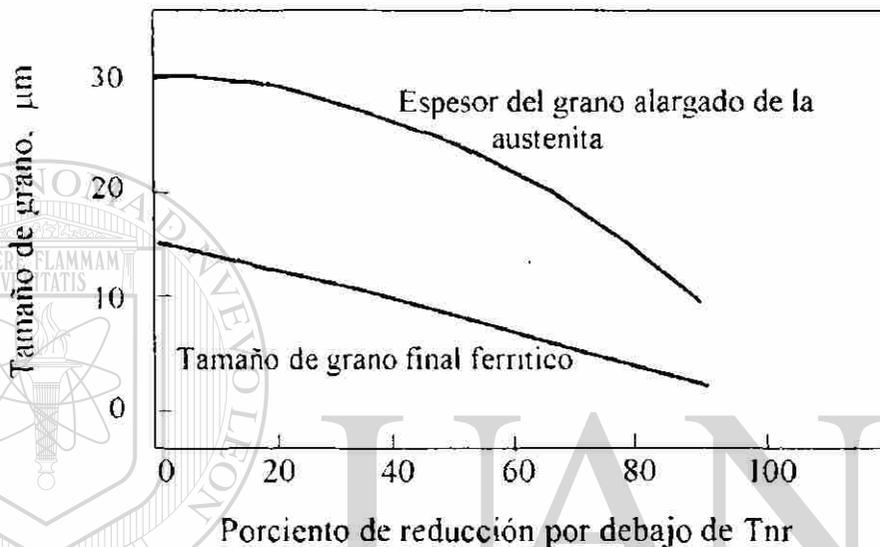


Figura 6.6. El refinamiento del grano de la ferrita depende del espesor del grano inicial de la austenita y del porcentaje de reducción por debajo de la temperatura de no- recristalización, (115)

Pero aún después de lograr el mínimo espesor de grano austenítico, todavía se puede controlar el intervalo de temperatura de transformación de la austenita a ferrita,  $A_{r3}$ , con el fin de refinar aún más la ferrita. Si se aumenta la velocidad de nucleación de la ferrita y se disminuye su velocidad de crecimiento se tendrá la ferrita más fina posible. Este control de la cinética de formación de la ferrita se logra generalmente mediante aleación o enfriamiento controlado. En la figura 6.7 se muestra el efecto de aumentar el contenido de manganeso, con lo cual se disminuye la temperatura  $A_{r3}$ , sobre el tamaño de grano de la ferrita a partir de austenita laminada 75% por debajo de  $T_{nr}$ . Ouchi y coautores (61) desarrollaron una ecuación para calcular la temperatura  $A_{r3}$  en función de la

composición química y del espesor de placa en austenita que ha sido laminada por lo menos 50% por debajo de la temperatura  $T_{nr}$ ;

$$A_{r3} (^{\circ}\text{C}) = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo + 0.35(t-8) \quad (6.11)$$

donde  $t$  = espesor de placa en mm, para espesores entre 8 y 30 mm.

La ecuación (6.11) indica que el carbono tiene el mayor efecto sobre la temperatura de transformación  $A_{r3}$ . Sin embargo, dado que un alto nivel de carbono es indeseable desde el punto de vista de tenacidad/soldabilidad, el manganeso y el molibdeno son los elementos que pueden ser usados para disminuir la temperatura  $A_{r3}$  para máximo refinamiento del grano ferrítico.

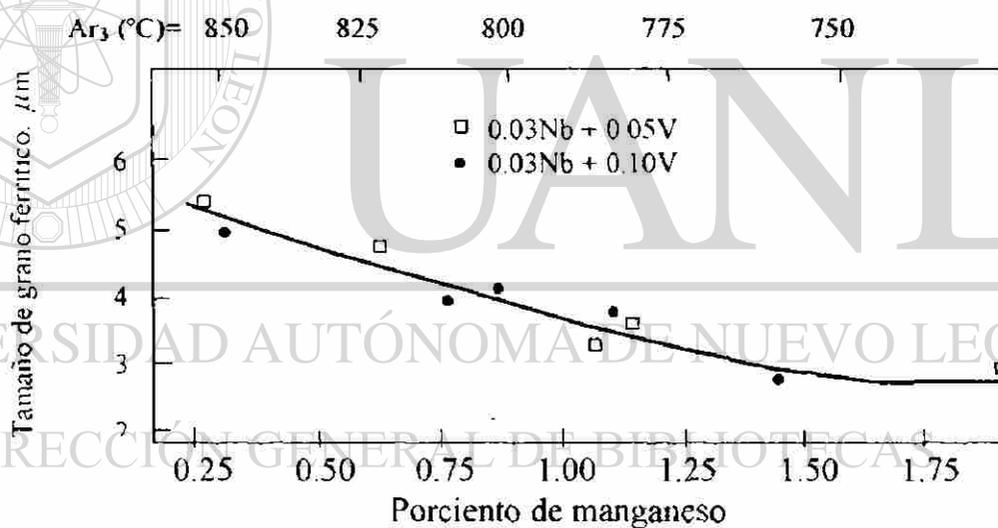


Figura 6. 7: Efecto del manganeso sobre el tamaño de grano de la ferrita en aceros microaleados al Nb-V; Los aceros fueron reducidos un 75% a una temperatura inferior a  $T_{nr}$ , (116)

De la Fig. 6.7 se puede ver que es conveniente agregar manganeso en cantidad de 1.5% ( $A_{r3} \cong 760^{\circ}\text{C}$ ), con el fin de dar la máxima refinación posible al grano de la ferrita. En la Fig. 6.7 se muestra además la disminución en la temperatura de transformación  $A_{r3}$  que se logra al aumentar el contenido de manganeso.

Como un último ejemplo del mejoramiento que se obtiene en las propiedades mecánicas al obtener granos más pequeños de la ferrita, se citará la investigación que al respecto realizaron Hulka y colaboradores (117). Los resultados de estos trabajos se dan en la figura 6.8, donde se presentan tanto la resistencia a la cedencia,  $\sigma_y$ , como la resistencia a la tensión,  $\sigma_u$ , y la temperatura de transición a impacto.

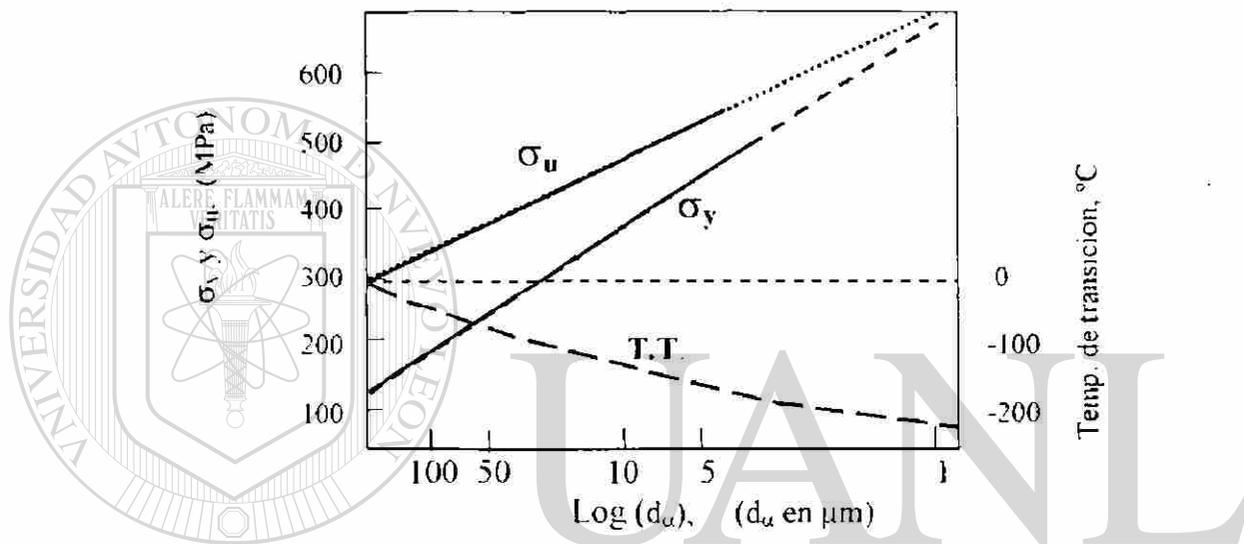


Figura 6.8. Efecto del tamaño de grano sobre las propiedades a tensión y sobre la temperatura de transición para un acero bajo carbono (117).

### 6.5. Reforzamiento por precipitación.

Los aspectos microestructurales claves en los aceros microaleados son el reforzamiento mediante la refinación de grano de la ferrita y mediante la precipitación. Esto se logra mediante la precipitación de carburos o nitruros de los microaleantes tanto en la austenita como durante o después de la transformación a ferrita. La efectividad en el aumento en las propiedades mecánicas depende en el grado de dispersión y del tamaño de dichos compuestos (118).

Los nitruros de los microaleantes son más estables y muestran menor tendencia a crecer que los carburos y por ello es necesario lograr un cierto contenido de nitrógeno en los aceros para optimizar la razón entre fracción en volumen de partícula y el radio de las mismas, con lo cual se logrará un máximo de aumento en las propiedades mecánicas tanto por refinamiento de grano como por precipitación (118). Aún cuando el refinamiento de grano produce la mejor combinación de resistencia y tenacidad, hay un límite al nivel de resistencia a la cedencia que puede obtenerse mediante refinamiento de grano y que para un grano de  $3\ \mu\text{m}$  es de alrededor de 450 MPa (116). Si se desean mayores niveles de resistencia mecánica debe recurrirse a otros mecanismos de reforzamiento.

Por ejemplo si se agrega vanadio a un acero microaleado con Nb, la resistencia a la cedencia aumenta aproximadamente 7 MPa por cada 0.01%V (119). Este endurecimiento se debe a la precipitación de carbonitruros de vanadio en la ferrita durante el enfriamiento al aire de placa después de la laminación. Para un contenido normal de vanadio de 0.10%, este endurecimiento por precipitación puede elevar la resistencia a la cedencia hasta aproximadamente 525 MPa, como se muestra en la figura 6.9.

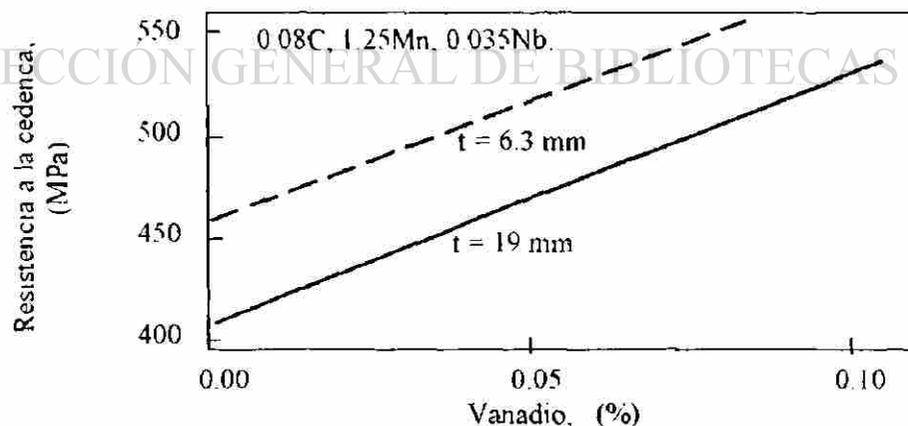


Fig. 6.9: Resistencia a la cedencia en función del contenido de vanadio para un acero microaleado con laminación controlada, debido a la precipitación de carbonitruros de vanadio (116).

Si se desea incrementar el endurecimiento del acero por arriba de los 525 MPa mencionados, puede lograrse disminuyendo la temperatura de acabado de la laminación para incluir deformación por abajo la temperatura  $A_{r3}$ . Esto da como resultado una deformación de una mezcla de ferrita y austenita y el desarrollo de una subestructura ferrítica con trabajo en tibio. En la figura 6.10 se muestra el resultado de los trabajos de Little, Chapman y colaboradores (120) y se ve que al continuar disminuyendo la temperatura de laminación, la resistencia final del acero va aumentando progresivamente. Pero, desafortunadamente, al mismo tiempo la tenacidad disminuye progresivamente y por ello este mecanismo de endurecimiento es usado en aceros microaleados con el único fin de alcanzar el último incremento necesario de resistencia.

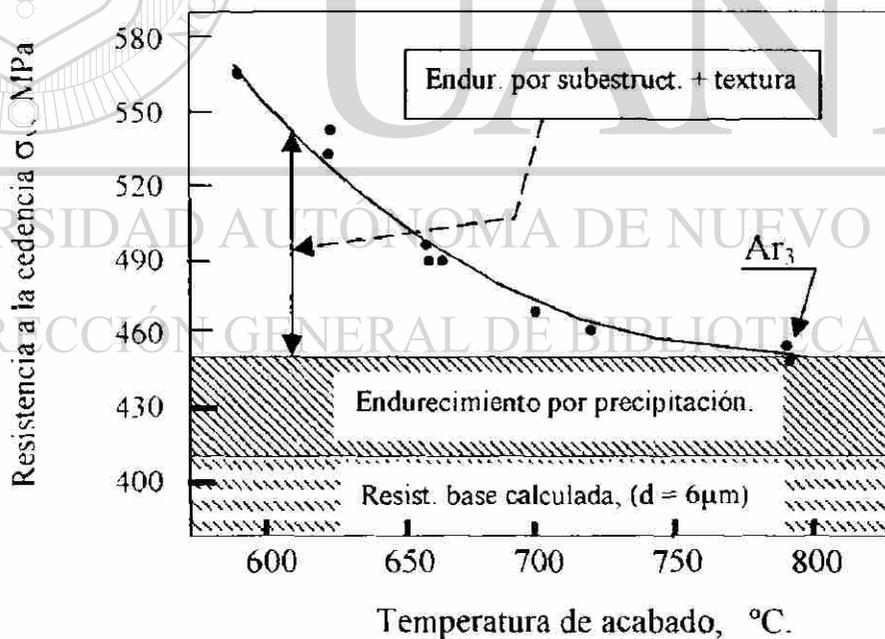


Fig. 6.10: Resistencia a la cedencia de un acero microaleado en función de la temperatura de acabado (120).

## 6.6. Cinética de la precipitación.

Los tres microaleantes, niobio, titanio y vanadio, pueden precipitar ya sea en la austenita o en la ferrita. La precipitación en la austenita es más lenta comparada con la precipitación en la ferrita, debido a la mayor solubilidad y menores velocidades de difusión de los microaleantes en la austenita (53). La deformación acelera la precipitación y los precipitados inducidos por deformación pueden suprimir la recristalización al anclar los límites de grano. En general ha habido una tendencia hacia la minimización de precipitación en la austenita con el fin de retener más aleación en solución para una subsecuente precipitación en la ferrita. Esto se logra aumentando la solubilidad de los microaleantes en la austenita agregando o aumentando el contenido de manganeso o de molibdeno en aceros al niobio (53).

Con el propósito de endurecimiento por precipitación, el titanio pareciera ser el mejor por su mayor solubilidad en la austenita. Varios aceros han sido desarrollados usando precipitación de TiC para endurecimiento (53). Pero los resultados no han sido muy buenos debido a dificultades para lograr propiedades consistentes. Esto se debe a la alta reactividad del titanio, el cual al agregarse al acero se combina con el oxígeno, con el nitrógeno y con el azufre, y sólo el restante titanio efectivo está disponible para precipitar como TiC. Pero este titanio efectivo es muy variable produciéndose así propiedades inconsistentes (53)

Por su parte el niobio ha resultado ser un endurecedor por precipitación muy efectivo en aceros con bajo carbono ( $\%C < 0.12$ ) (53). Para minimizar la precipitación en la austenita, se mantiene el nitrógeno a un nivel mínimo ya que debido a su reducida solubilidad la austenita, los Nb(CN) muestran una gran tendencia para precipitar en la austenita, más que como NbC. Por esta razón en

los aceros al niobio, el nitrógeno ha sido considerado como veneno.

El vanadio puede precipitar en la ferrita como carburo, carbonitruro o nitruro. Los nitruros de vanadio son los más efectivos para el endurecimiento por precipitación. Sin embargo, es necesario mantener el nitrógeno a niveles bajos ya que puede contribuir a la fragilización de los aceros lo cual a su vez produce una baja soldabilidad (53).

### 6.7. Características de los nitruros y carburos microaleados.

Los carburos y nitruros de metales son muy duros, con durezas que van de 2500 a 3000 DPH (29). La presencia de carburos y nitruros en una matriz significa que pueden ser cortados por las dislocaciones en movimiento, solamente cuando dichas partículas son extremadamente pequeñas. El máximo endurecimiento por precipitación, lo cual es el resultado de dos mecanismos competitivos, el de Orowan y el de corte, es por lo tanto alcanzado en los sistemas de ferrita con precipitados de microaleantes tan pronto como ocurran precipitados mucho muy pequeños, con diámetros de sólo unas pocas constantes reticulares  $a$ . La figura 6.11 muestra la relación entre dureza de partícula, tamaño de precipitado y endurecimiento por precipitación (29).

Otra característica de los carburos y nitruros de niobio, titanio y vanadio ( $MeX$ ), es la posible coherencia parcial entre la matriz ferrítica y los precipitados, como se demuestra por los datos de orientación (29).

$$\{100\}_{MeX} \parallel \{100\}_{Fe-\alpha}, \quad \text{y} \quad \langle 010 \rangle_{MeX} \parallel \langle 011 \rangle_{Fe-\alpha}$$

Por lo tanto, una nucleación más favorable puede ocurrir con sub-

enfriamiento lo cual resulta en una dispersión más fina. Los esfuerzos de coherencia alrededor de estos precipitados extremadamente finos contribuyen altamente al endurecimiento de los aceros microaleados.

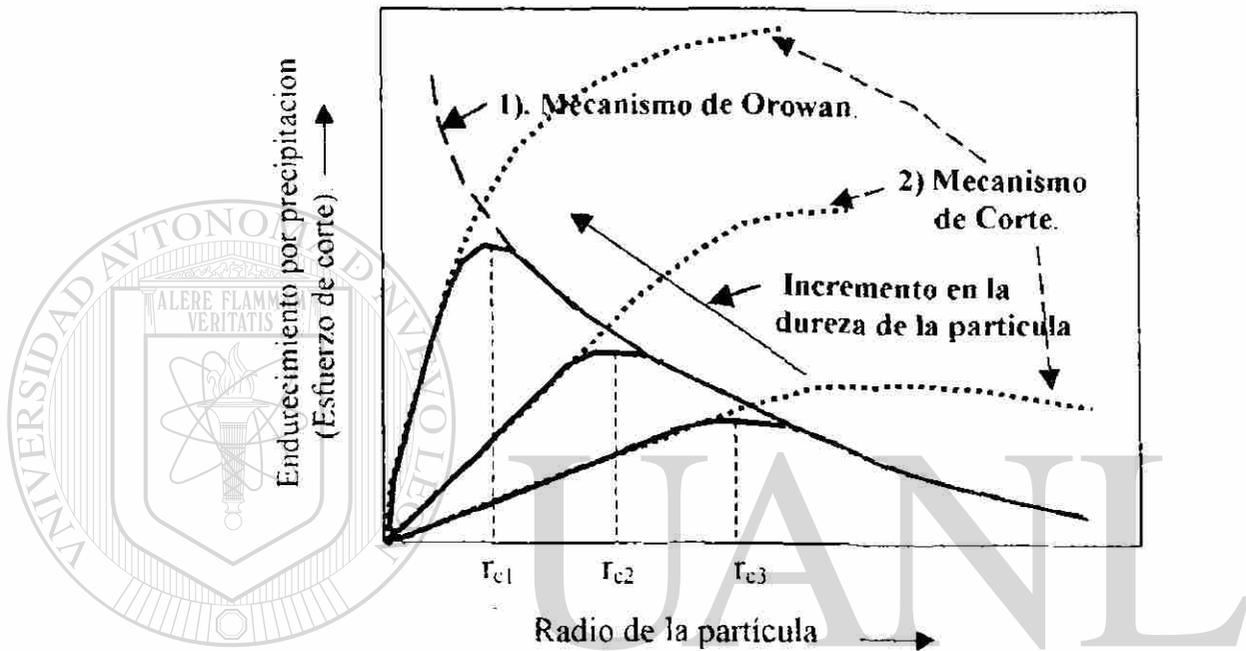


Fig. 6.11: Representación esquemática del endurecimiento por precipitación por partículas de diferente radio y diferente dureza.  $r_{c1}$ ,  $r_{c2}$ , y  $r_{c3}$  son radios críticos.

En la figura 6.12 se muestra el efecto sobre la resistencia a la cedencia de la dispersión de partículas y de la cantidad de precipitado en aceros microaleados con niobio, titanio, y vanadio, los cuales fueron recocidos a diferentes temperaturas de precipitación después de un tratamiento térmico de solubilización. Para cada uno de los tres microaleantes hay una relación inversa entre la cantidad de precipitado y la resistencia a la cedencia. La resistencia más baja ocurrió a 900 °C, lo cual corresponde al punto máximo de la curva de precipitación.

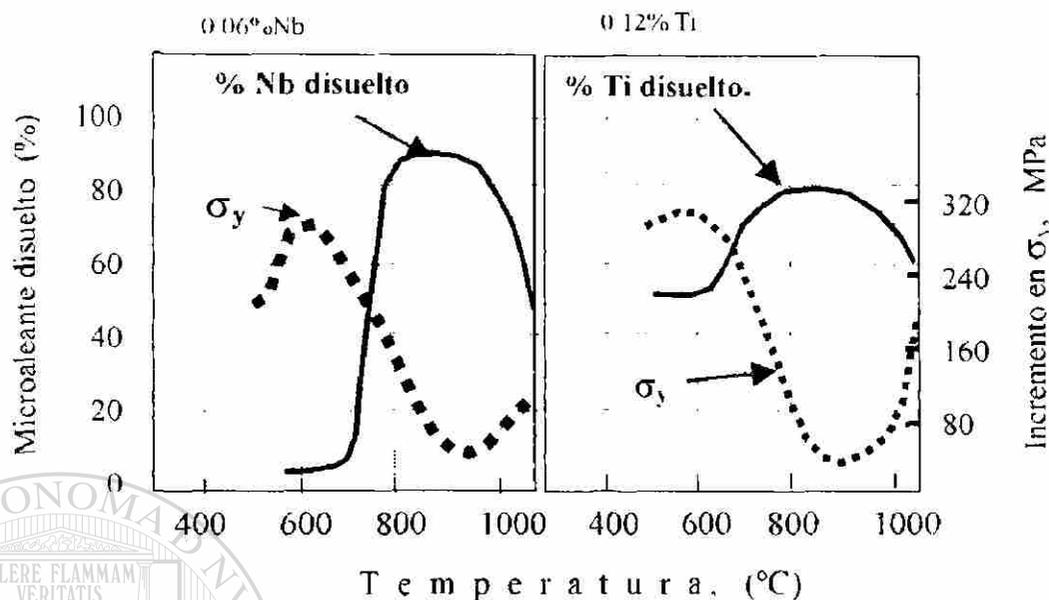


Fig. 6.12. Efecto de los carbonitruros de niobio y de titanio sobre la resistencia a la cedencia de aceros microaleados (29)

En la figura 6.12 se aprecia que a menor microaleante disuelto, mayor es la cantidad de microaleante precipitado como carbonitruro con lo cual aumenta la resistencia a la cedencia,  $\sigma_y$ , de aceros microaleados. El vanadio muestra un comportamiento muy similar pero con menores aumentos en la resistencia a la cedencia.

### 6.8. Secuencia de precipitación de los compuestos de Nb y Ti.

Los mecanismos por los cuales los microaleantes afectan las propiedades de los aceros a través de sus propiedades químicas y metalúrgicas se presentan en la Tabla 6.3. Dado que cada microaleante afecta de diferente manera a las propiedades de los aceros, a veces es deseable emplear varios microaleantes en combinación en un cierto acero. De esta manera se mejoran aún más las propiedades mecánicas (121).

Tabla 6.3. Efectos primarios y secundarios de los microaleantes (121)

**Efectos Primarios:**

1. Efectos de solución sólida
2. Efectos de segregación.
3. Interacción con carbono, nitrógeno, azufre y fósforo.

**Efectos Secundarios:**

1. Control de forma de los sulfuros.
2. Refinamiento de grano.
3. Endurecimiento por precipitación.
4. Control de la tenacidad de la zona afectada por el calor.
5. Aumento de la templabilidad.
6. Aceros libres de intersticiales.
7. Control de la recristalización.
8. Desarrollo de texturas.
9. Fortalecimiento de los límites de grano (B).

La figura 6.13 muestra la secuencia con la temperatura de la precipitación de nitruros y carburos para un acero microaleado con niobio y titanio. De esta figura puede verse que gran precipitación de TiN ocurre durante el estado líquido, es decir antes de la solidificación, mientras que la dispersión de los precipitados se va haciendo cada vez más fina al ir disminuyendo la temperatura.

Los precipitados que se forman durante la transformación  $\gamma/\alpha$ , o los que se forman de ferrita sobresaturada y que son precipitados con tamaños menores de

10 nm, tienen efectos muy altos de endurecimiento debido a los esfuerzos de coherencia y al anclaje de dislocaciones. La termodinámica y la cinética de los procesos de precipitación pueden ser controlados y acelerados mucho mediante la composición básica del acero y mediante el diseño de deformaciones y temperaturas de la laminación en caliente (121)

Por ejemplo, mientras que mayores contenidos de carbono y nitrógeno producen una precipitación más rápida debido a una mayor sobresaturación de la solución sólida, otros elementos tales como el manganeso y el molibdeno tienen un efecto inverso, es decir retardatorio, debido a que estos elementos reducen la actividad termodinámica del carbono y del nitrógeno. Además la

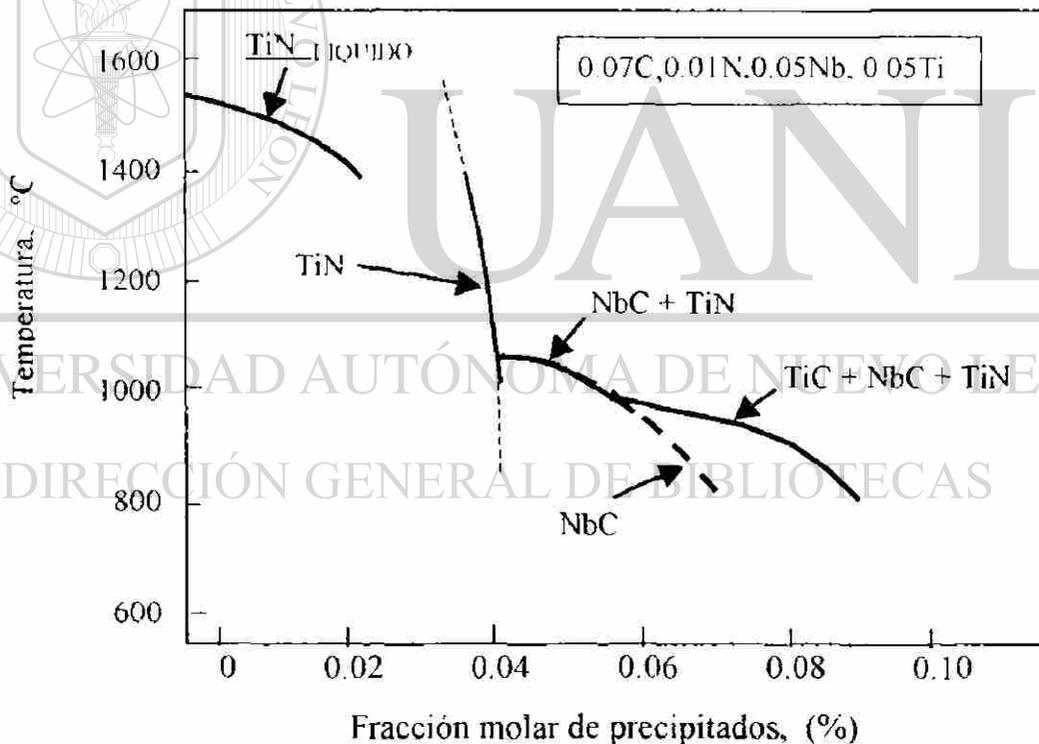


Fig. 6.13; Secuencia de precipitación de compuestos de titanio y de niobio para un acero microaleado (121)

precipitación es acelerada mediante el mismo proceso de Jeformación. Sobre todo en el intervalo de temperaturas bajas de la austenita dado la sobresaturación que se presenta de los microaleantes la precipitación inducida por deformación puede realizarse a una velocidad muy alta (121). Por otra parte los microaleantes en estado de disolución en la austenita, afectan la velocidad de recuperación y recristalización de la austenita, fenómeno que es aún más pronunciado después de la precipitación inducida por deformación. En este caso la efectividad de los microaleantes disminuye mucho en la secuencia de niobio-titanio-vanadio (122).

#### 6.9. Datos pertinentes a la precipitación.

En las Tablas 6.4 a 6.7 se presentan datos relativos a la precipitación de nitruros y carburos de microaleantes, tomados de la Ref. 111.

Tabla 6.4. Datos de productos de solubilidad de carburos y nitruros en austenita. ( $\text{Log}_{10}[\text{M}][\text{X}] = \text{B} - \text{A}/t$ ) (111)

Compuesto	A	B
AlN	7184	1.79
VC	9500	6.72
VN	7840	3.02
TiC	10745	5.33
TiN	8000	0.32
NbC	7290	3.04
NbN	8500	2.8
ZrC	8464	4.26
ZrN	13968	3.08
TiN(liq)	16586	5.9

Tabla 6.5: Pesos atómicos de ciertos elementos pertenientes (111).

Elemento	Fe	C	N	Al	V	Ti	Nb	Zr
Peso atómico	55.9	12	14	27	50.9	47.9	92.9	91.2

Tabla 6.6: Densidades de varios carburos y nitruros.  $10^3 \text{ kg/m}^3$  (111).

Compuesto	Fe	AlN	VC	VN	TiC	TiN	NbC	NbN	ZrC	ZrN
Densidad	7.85	3.26	5.65	6.1	4.94	5.43	7.8	7.3	6.6	7.3

Tabla 6.7: Parámetros de interacción de Wagner (111).

Parámetro	Parámetro
$E_c^C = 8892/T$	$e_c^N = 5790/T$
$E_c^{Ti} = -79150/T$	$e_c^{Nb} = -66257/T$
$E_c^N = -17781/T$	$e_c^{Mn} = -5070/T$
$E_c^{Si} = 7370/T + 4.84$	$e_c^{Cr} = -21880/T + 7.02$
$E_c^{Mo} = -17870/T + 3.86$	$e_c^{Ni} = 4600/T + 0.69$
$E_N^{H} = 13588/T$	$e_N^N = 6294/T$
$E_N^{H} = -1.13 \cdot 10^6/T + 483.86$	$e_N^{Mn} = -8336/(T-27.8) + 3.652 \ln T$
$E_N^{Si} = 57700/T - 35$	$e_N^{Cr} = 65150/T + 24.1$
$E_{Nb}^{Nb} = 2$	$e_N^{Ni} = 5776/T$
$E_N^{Mo} = 2888/T - 33.1$	$e_N^{Ni} = 5776/T$

Dado que las partículas de TiN formadas en acero líquido son más grandes que las formadas en el acero sólido, su efecto en el tamaño de grano de la austenita es menor comparado con el efecto de las partículas de TiN más pequeñas que precipitan en el sólido y, por lo tanto, parece razonable escoger composiciones de acero tales que eviten la precipitación en fase líquida antes de o durante la solidificación. Otra manera de evitar la precipitación de TiN en fase líquida es mediante el uso de la colada continua, en la cual la velocidad de enfriamiento y solidificación es mayor y, con ello, se disminuye la precipitación en estado líquido.

El control de la composición química para evitar precipitación de fase líquida de TiN se refiere a mantener los contenidos de titanio y nitrógeno por debajo de los necesarios para dicha precipitación. El titanio crítico  $Ti_{cr}$ , es aquel por abajo del cual no sucederá tal precipitación y se muestra en la figura 6.14:

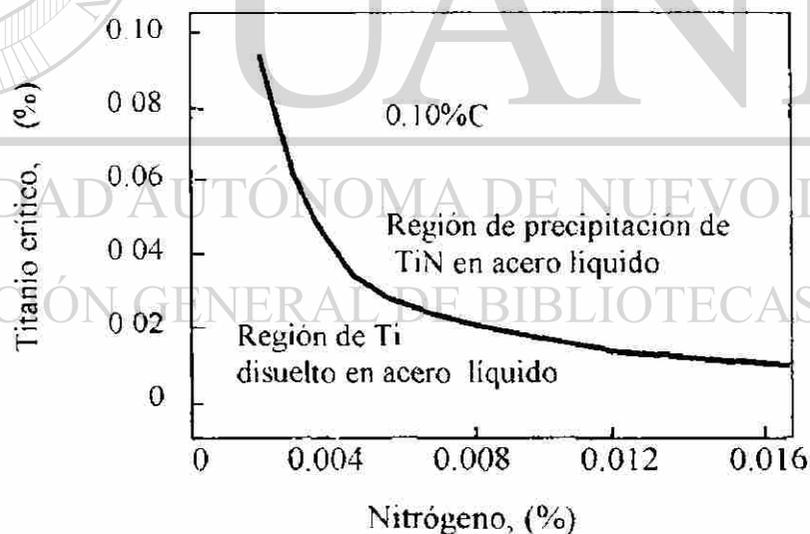


Fig. 6.14. Valores de titanio crítico,  $Ti_{cr}$  en función del contenido de nitrógeno. No deberán usarse contenidos de titanio superiores a  $Ti_{cr}$  para evitar precipitación de TiN en fase líquida.

Rodríguez y Colás (123). reportan la formación de nitruros de hierro para aceros sin otros microaleantes más que el nitrógeno. En la Fig. 6.15 se presentan las líneas de solubilidad de estos nitruros de hierro que pudieran también formarse en los aceros microaleados, aunque la reacción de formación de TiN pudiera ser más rápida y no permitir la formación de los nitruros de hierro; sin embargo debe tomarse en cuenta que hay aceros microaleados que no contienen titanio.

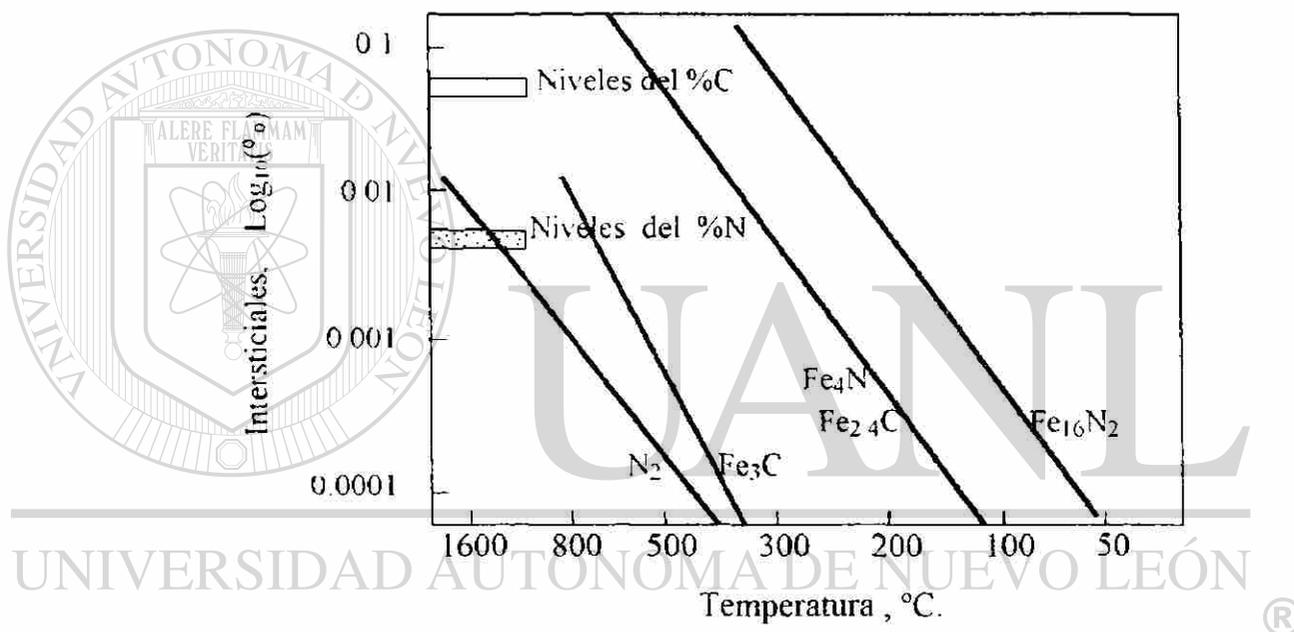


Fig. 6.15. Diagramas de solubilidad de diversos carburos y nitruros. (124)

### 6.10. Ecuación de endurecimiento por precipitación.

El endurecimiento debido a la precipitación que ocurre en la ferrita, considerado como cambio en la resistencia a la cedencia, se da en la ecuación:

$$\Delta\sigma_p = 5.9V_v^{0.5} * \ln \{(r/2.5)*10^{-4}\} \quad (6.12)$$

Donde  $V_v$  es la fracción en volumen, y  $r$  es el diámetro medio de las partículas en  $\mu\text{m}$  (125)

### 6.11. Endurecimiento por transformación de fase.

La resistencia a la cedencia, o límite elástico, de aceros microaleados con matriz ferrítica tiene un valor máximo de 550 a 600 MPa. Para mayores resistencias es necesario recurrir al endurecimiento por transformación, el cual consiste en que la austenita se transforme ya sea a bainita o a martensita en vez de ferrita. Para lograr estas estructuras más duras que la ferrita, es necesario reducir la temperatura de transformación hasta el intervalo de la bainita o martensita, lo cual puede lograrse ya sea mediante la aleación adecuada o mediante enfriamiento acelerado (53)

El endurecimiento por transformación ha resultado en la fabricación de aceros de doble fase, los cuales consisten en islas de martensita dispersadas en una matriz ferrítica. Los aceros de doble fase tienen una alta ductilidad y un alto endurecimiento por trabajo mecánico y por ello han sido propuestos para su uso en componentes automotrices (53).

Los elementos de aleación en los aceros pueden dividirse en dos categorías; aquellos que permanecen en solución a través de todo el proceso termomecánico, o sea aquellos solutos que no participan en reacciones de precipitación, y aquellos aleantes que forman precipitados durante la laminación (54).

Los elementos que no forman precipitados pueden a su vez subdividirse dependiendo del papel que desempeñen posteriormente. Estos aleantes pueden agregarse con los siguientes propósitos;

- a). Para retardar la precipitación en la austenita durante la laminación en caliente.

- b). Disminuir la temperatura de transformación.
- c). Producir endurecimiento por solución sólida de la ferrita.
- d). Optimizar las propiedades finales.

La precipitación de microaleantes es importante para el acondicionamiento óptimo de la austenita durante el procesamiento termomecánico, pero es necesario que suficientes microaleantes se dejen en solución en la austenita para proporcionar el endurecimiento por precipitación de la ferrita.

La cantidad de precipitados formados en la austenita debiera ser el mínimo requerido para producir el efecto metalúrgico deseado. En la figura 5.9 se presentan las secuencias de deformación, recristalización y precipitación en función de la temperatura de laminación y el tiempo. La cantidad de precipitación puede ser disminuida mediante la adición de elementos tales como el manganeso y el molibdeno (64) dada su influencia sobre la solubilidad de los carburos de niobio en la austenita. Otra manera de reducir la intensidad de precipitación en la austenita es a través de disminuir el contenido de nitrógeno

Los nitruros y carbonitruros de varios microaleantes precipitan a altas temperaturas durante la laminación en caliente (65) y, por lo tanto, bajos contenidos de nitrógeno y un tratamiento con titanio, favorece la retención máxima de niveles de solutos microaleantes hasta el final de la laminación.

#### **6.12. Templabilidad en aceros microaleados.**

En 1939 Grossmann, Asimow y Urban (126), establecieron el concepto de templabilidad, que se refiere a la transformación de austenita en martensita mediante un enfriamiento brusco, ya sea en agua o en aceite. Con esta transformación se logra un máximo de endurecimiento en los aceros. Sin embargo se requieren altos contenidos de carbono lo cual perjudica a la ductilidad de los aceros así como a su soldabilidad y sus propiedades a impacto.

(128). En su forma más simple, la templabilidad se entiende como la habilidad de un acero para formar martensita al ser enfriado. Esta capacidad para formar martensita depende de la habilidad para controlar la reacción de transformación de la austenita, con el fin de evitar la formación de ferrita, cementita, perlita y bainita. (127).

Se ha aceptado tradicionalmente que la templabilidad es afectada por el tamaño de grano de la austenita, el contenido de carbono y otros aleantes, las inclusiones no-metálicas, y los carburos y nitruros no disueltos. Un aumento en el tamaño de grano de la austenita, en el porcentaje de carbono y en el contenido de aleación producen un aumento en la templabilidad mediante una disminución en la nucleación y crecimiento de aquellos productos de transformación controlados por difusión como la ferrita. Una disminución en el tamaño de grano de la austenita y un aumento en el número de inclusiones no-metálicas o en carburos y nitruros no-disueltos disminuyen la templabilidad del acero (127)

### **6.13. Concepto actual de templabilidad.**

El desarrollo de los aceros microaleados ha producido cambios en el concepto tradicional de templabilidad. Los mecanismos de endurecimiento asociados con los aceros microaleados no encajan en el concepto convencional mencionado. Es decir que antes de la introducción de los aceros microaleados, la resistencia de aceros ferríticos-perlíticos y en aceros templados y revenidos se lograba mediante mecanismos de endurecimiento por solución sólida, es decir mediante aleantes y tratamientos térmicos. El desarrollo de los aceros microaleados introdujo nuevas técnicas de fabricación controlada, es decir, control de aleantes, de la laminación y del enfriamiento para obtener la resistencia requerida sin necesidad de aplicar tratamientos térmicos al final del proceso de fabricación.

La tecnología de los aceros microaleados ha continuado desarrollándose y, actualmente, se cuenta con aceros microaleados de altas propiedades aún para aplicaciones en perfiles gruesos, sin necesidad de usar altos carbonos para obtener tales propiedades, al contrario, disminuyendo el contenido de carbono a niveles de 0.05% o menores, con lo cual se obtienen aceros en placa gruesa con alta soldabilidad y altas propiedades a impacto y a tensión, como el acero E110L que fabrica AHMSA para fabricación de chasis de camiones pesados. Estos nuevos aceros aprovechan el efecto combinado de elementos microaleantes tales como el boro, vanadio y niobio, con lo cual se aumenta mucho la templabilidad de la austenita microaleada. Además, el procesamiento de estos aceros no se realiza bajo el proceso de laminación controlada convencional (LCC), sino bajo lo que se conoce como laminación controlada por recristalización (LCR) (129).

#### **6.14. Efecto de microaleantes sobre la templabilidad de la austenita.**

Los elementos de aleación en base a su efecto sobre la transformación de la austenita a ferrita, y  $\rightarrow \alpha$ , se clasifican como estabilizadores ya sea de la austenita o de la ferrita. Por ejemplo, el níquel, manganeso, cobalto, cobre, carbono y nitrógeno son estabilizadores de la austenita. La estabilizan disminuyendo la temperatura  $A_{r3}$  y retardando la descomposición de la austenita al reducir el subenfriamiento total o fuerza motriz de la transformación de la austenita.

Los estabilizadores de la ferrita son elementos cromo, fósforo, silicio, aluminio, vanadio, molibdeno, titanio, niobio y zirconio. Estos elementos elevan la temperatura  $A_{r3}$ , pero también retardan la descomposición de la austenita. Este efecto parece deberse a una fuerte reducción en la difusividad del carbono en la austenita (130). Es bien sabido que el titanio, vanadio y niobio pueden aumentar la templabilidad de la austenita si se encuentran en

solución sólida. Esto parece deberse a que estos microaleantes se segregan hacia los límites de grano de la austenita, con lo cual disminuyen la nucleación y crecimiento de los productos de transformación de la austenita. Esta segregación del Ti, V y Nb parece que reduce la energía superficial de los límites de grano de la austenita y disminuyen la efectividad de estos límites como sitios de nucleación (131). Este comportamiento es muy parecido al del boro (132). Sin embargo, se piensa que los micromecanismos que explican el aumento de la templabilidad de la austenita necesitan de una mayor investigación al respecto (127)

De lo anterior se concluye que el efecto de los elementos microaleantes sobre la templabilidad de la austenita se debe en gran parte a su habilidad para permanecer en solución sólida. Sin embargo el papel principal de dichos microaleantes ha sido el formar precipitados para (1) ayudar en el refinamiento de la microestructura, y (2) aumentar las propiedades de los productos de transformación mediante endurecimiento por precipitación (133).

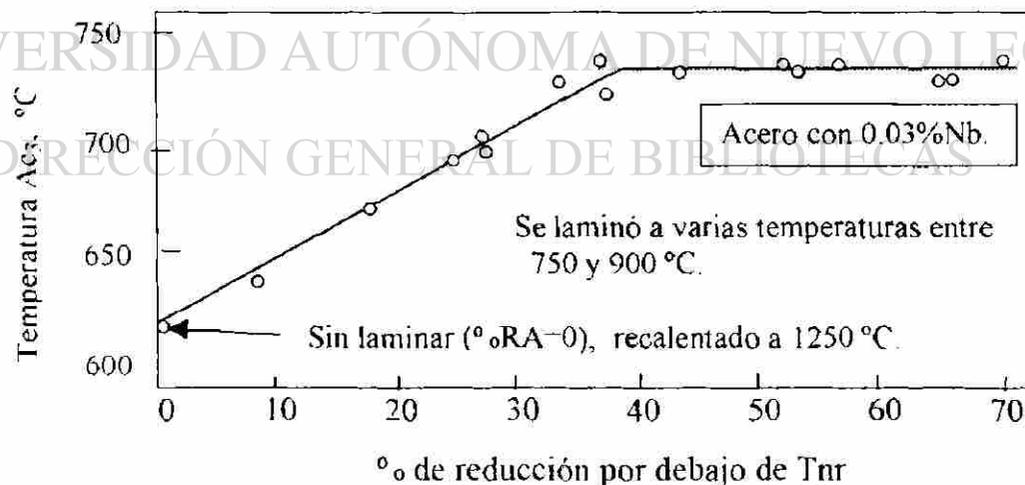


Fig. 6.16. Aumento de la temperatura de transformación  $\gamma \rightarrow \alpha$ ,  $A_{c3}$ , al aumentar el porcentaje de deformación a temperaturas inferiores a la de no-recristalización de la austenita,  $T_{nr}$  (135).

La contribución del niobio en la disminución de la temperatura  $A_{r3}$  es contrarrestado por su reducción en solución como resultado de la precipitación inducida por deformación en la austenita durante la laminación controlada convencional (LCC), lo cual se muestra en la figura 6.16 (135).

En la Fig. 6.17 se muestra la resistencia a tensión de los diferentes productos de transformación de la austenita, ferrita-perlita, bainita y martensita (136).

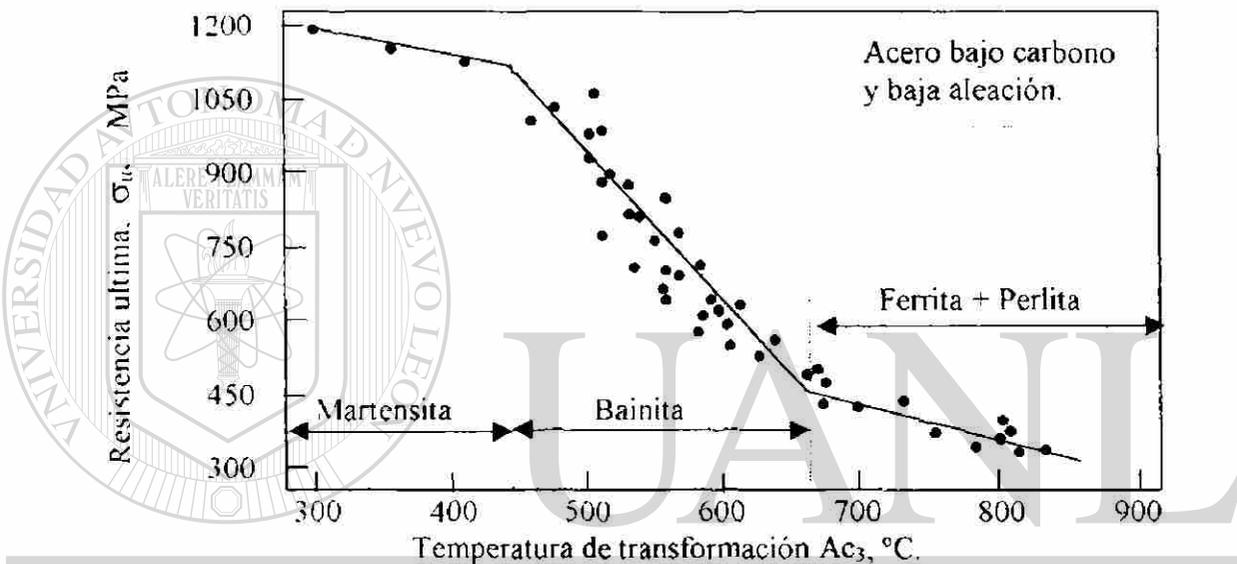


Fig. 6.17. Efecto de la temperatura de transformación sobre la resistencia de las estructuras ferrita-perlita, bainítica y martensítica (136)

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

### 6.15. Nuevo concepto de supertemplabilidad de la austenita.

Recientes investigaciones sobre la templabilidad de aceros microaleados han encontrado el que si se agregan varios elementos microaleantes a la vez, se puede lograr un efecto de supertemplabilidad (134). Parece que hay varias maneras para lograr este efecto de supertemplabilidad. Una manera es mediante una desoxidación total de los aceros usando un exceso de aluminio o titanio (134). Con este método parece que el aluminio o el titanio se combinan con el nitrógeno, protegiendo así al vanadio, niobio y boro para que no formen

nitruros, optimizando su contenido como solutos, con lo cual inducen un efecto supertemplable en la austenita. Adrian (131) encontró que los aceros con V y Ti mostraron un máximo factor multiplicador de la templabilidad cuando se adicionaban cantidades estequiométricas de Ti con respecto al N, y que estos factores multiplicadores decrecieron cuando se aumentó la cantidad de nitrógeno disuelto. Un efecto más de este enfoque protector es que la formación de nitruros de titanio o aluminio disminuye la velocidad de crecimiento de grano de la austenita durante el recalentamiento. Estos estudios (131 y 134) han demostrado que el efecto combinado del anclaje de los límites de grano de la austenita y el aumento en la cantidad de elementos microaleantes disueltos, conllevan a los efectos de supertemplabilidad.

Una segunda manera de lograr la supertemplabilidad en la austenita mediante una maximización de los contenidos de microaleantes solubles y mediante el uso de bajos contenidos de carbono y altas temperaturas de

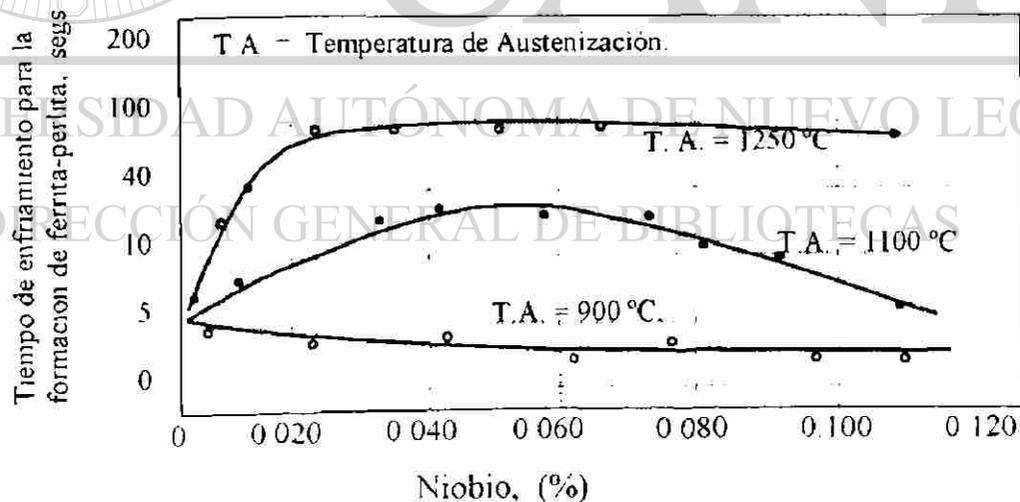


Fig. 6.18; Tiempo de enfriamiento entre 800 y 500 °C para el inicio de la formación de ferrita-perlita, en aceros al niobio después de austenizar a diferentes temperaturas. (132).

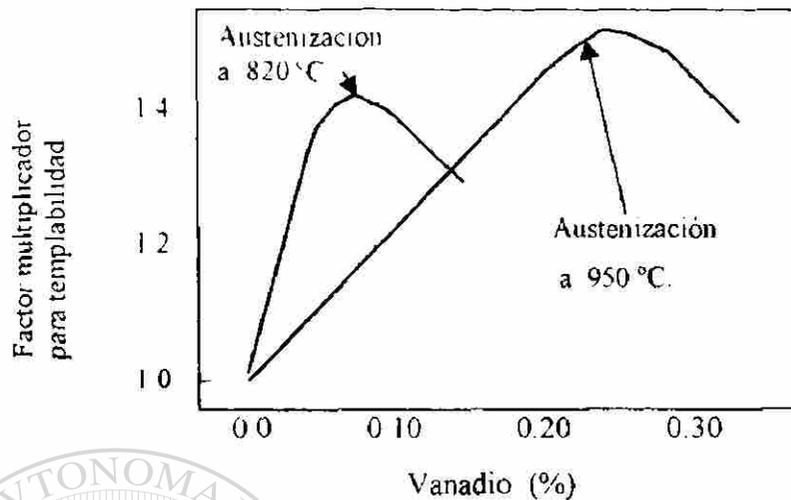


Fig. 6.19. Efecto del contenido de vanadio y de la temperatura de austenización sobre el factor multiplicador de templabilidad (137).

recalentamiento (127). Este procedimiento aseguraría que una cantidad importante de elementos microaleantes sean disueltos durante el recalentamiento, produciendo un aumento en la templabilidad. Los contenidos de niobio y vanadio a los que se observa máxima templabilidad aumentan con la temperatura de austenización, pero el efecto de templabilidad (factores multiplicadores), para el niobio y el vanadio en solución no aumentan en forma continua como se muestra en las figuras 6.18 (132) y 6.19 (137).

De las figuras 6.18 y 6.19 se aprecia que para una temperatura de austenización dada, la templabilidad aumenta hasta un máximo, luego permanece constante o disminuye. Este comportamiento parece que está fuertemente relacionado con los productos de solubilidad de cada elemento microaleante con respecto al carbono y nitrógeno. El comportamiento de solubilización de los elementos microaleantes y su efecto sobre la templabilidad de la austenita se hace más compleja cuando se agregan varios microaleantes lo

cual debe ser considerado cuidadosamente si se desea obtener un comportamiento de supertemplabilidad. (127)

Un tercer método para obtener supertemplabilidad de la austenita es combinar las complejas interacciones entre los elementos microaleantes y el procesamiento termomecánico. Se ha visto que las adiciones de varios microaleantes tienen un claro efecto sinérgico sobre la templabilidad (134 y 137). Pero también es posible diseñar aleaciones que pueden ser procesadas bajo condiciones de laminación controlada por recristalización o LCR (138). Sin embargo, a diferencia de los primeros sistemas microaleantes los cuales dependían de la presencia de partículas estables para proporcionar una fuerza de anclaje con el objeto de suprimir el crecimiento de grano de la austenita después de la recristalización estática (post-deformación), los nuevos sistemas microaleantes incluyen un arrastre de solutos como elemento crítico (139). Se ha visto que altos niveles de molibdeno y niobio disueltos pueden ser muy efectivos en retardar el movimiento de los límites de grano a altas temperaturas de recalentamiento, como se muestra en la figura 6.20 (140). Por lo tanto, estos solutos actúan para retardar el crecimiento de grano tanto durante el recalentamiento como después de la recristalización estática, como se aprecia en la Figura 6.21 (141).

Este mecanismo coincide con otras observaciones experimentales confirmando la validez de la movilidad reducida de los límites de grano de la austenita y el aumento en las cantidades disueltas de vanadio, niobio y molibdeno, estas dos condiciones conllevan a la supertemplabilidad de la austenita (131 y 134).

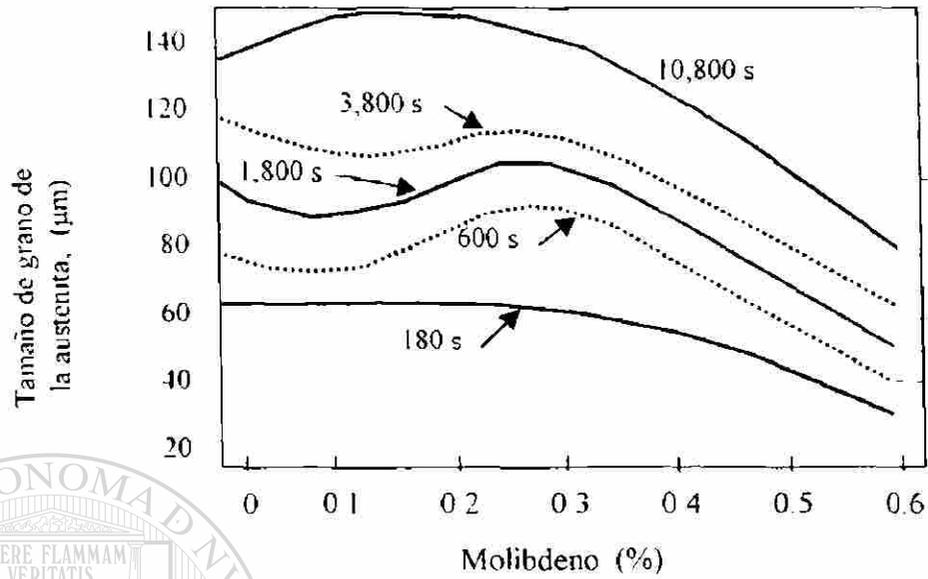


Fig. 6.20

Efecto del molibdeno sobre el tamaño de grano de la austenita después de recalentar a 1150 °C y mantener a esta temperatura por 10,800, 3,800, 1,800, 600 y 180 segundos (140).

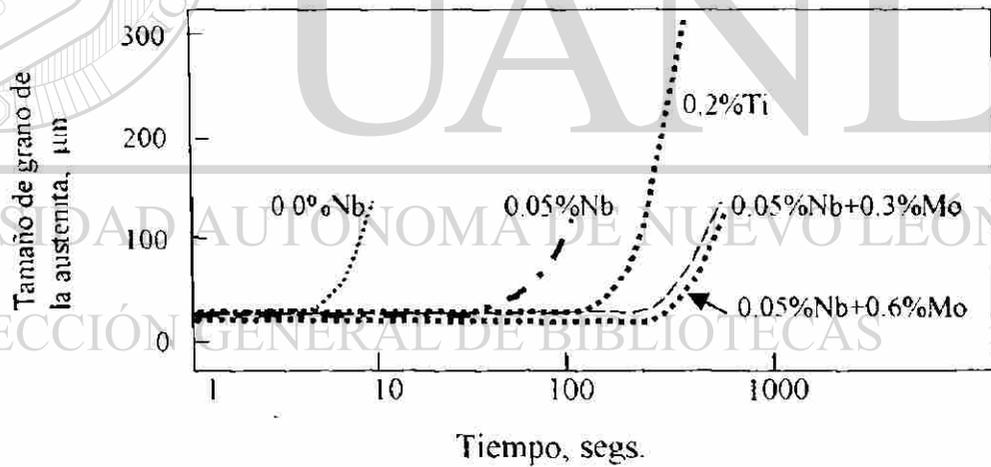


Fig. 6.21 Velocidad de crecimiento de grano de la austenita después de un tratamiento termomecánico para varios microaleantes (141).

## CAPITULO 7

### LAMINACION CONTROLADA DE ACEROS MICROALEADOS.

La industria petrolera demanda cada vez aceros con mayor resistencia mecánica, tanto en su límite elástico como en su tenacidad a impacto, requiriendo una temperatura de transición cada vez más baja, inferior a 20 °C. Por lo tanto las acerías han desarrollado aceros microaleados que van desde la especificación API-5L-X52 hasta la actual API-5L-X80. AHMSA en su planta de Monclova, Coah. ha logrado fabricar hasta el grado API-5L-X70, para la fabricación de gasoductos para transportar tanto gas dulce como amargo. También como acero estructural ha logrado AHMSA la fabricación del acero E110L para fabricar chasis de camiones de carga.

Para lograr tales resistencias mecánicas, altos límites elásticos, alta tenacidad y alta soldabilidad, se requiere de una adecuada composición química en cuanto a microaleantes, así como de una laminación controlada y finalmente de un

enfriamiento adecuado en la mesa de enfriamiento después del último pase del molino acabador y antes de enrollar la cinta, o de enviar la placa a almacén de placa. Todo esto con el fin de obtener una microestructura final muy fina.

Por lo anterior se pueden distinguir 3 etapas en la fabricación de aceros microaleados con laminación controlada:

Etapa 1: Diseño de la composición química del acero microaleado, lo cual va de acuerdo con las propiedades mecánicas deseadas.

Etapa 2: Laminación controlada del acero obtenido. Esta laminación controlada puede ser de varios tipos como se verá más adelante.

Etapa 3: Enfriamiento controlado después del último pase de laminación.

La etapa 1 consiste en decidir cuales microaleantes se van a agregar y en que cantidad, así como el contenido de otras adiciones como por ejemplo el contenido de carbono, manganeso, calcio-silicio, etc. En la fabricación de los aceros microaleados se incluye acciones para disminuir lo más posible el contenido de azufre, por ejemplo desulfuración del arrabio líquido antes de entrar al horno BOF, y después de este proceso de aceración, volver a desulfurar mediante escorias sintéticas en la olla. La metalurgia de olla incluye procesos de desulfuración, así como de desgacificación al vacío, burbujeo con argón para flotar inclusiones y homogenizar la composición química. El final de todo esto y todavía en la olla se inyecta CaSi (aprox. 0.8 kg-ton) (142). El Calcio se requiere para globulizar las inclusiones de MnS, con lo cual se aumenta mucho la tenacidad de los aceros lo cual es muy importante sobre todo para aceros para fabricar tuberías para gasoductos. Normalmente se pide que el contenido de azufre sea menor de 0.005%.

La laminación controlada se le conoce como proceso termomecánico puesto que se controla tanto la temperatura de deformación como la cantidad y velocidad de deformación en cada pase de laminación. La figura 7.1 muestra en forma general el concepto de laminación controlada (116).

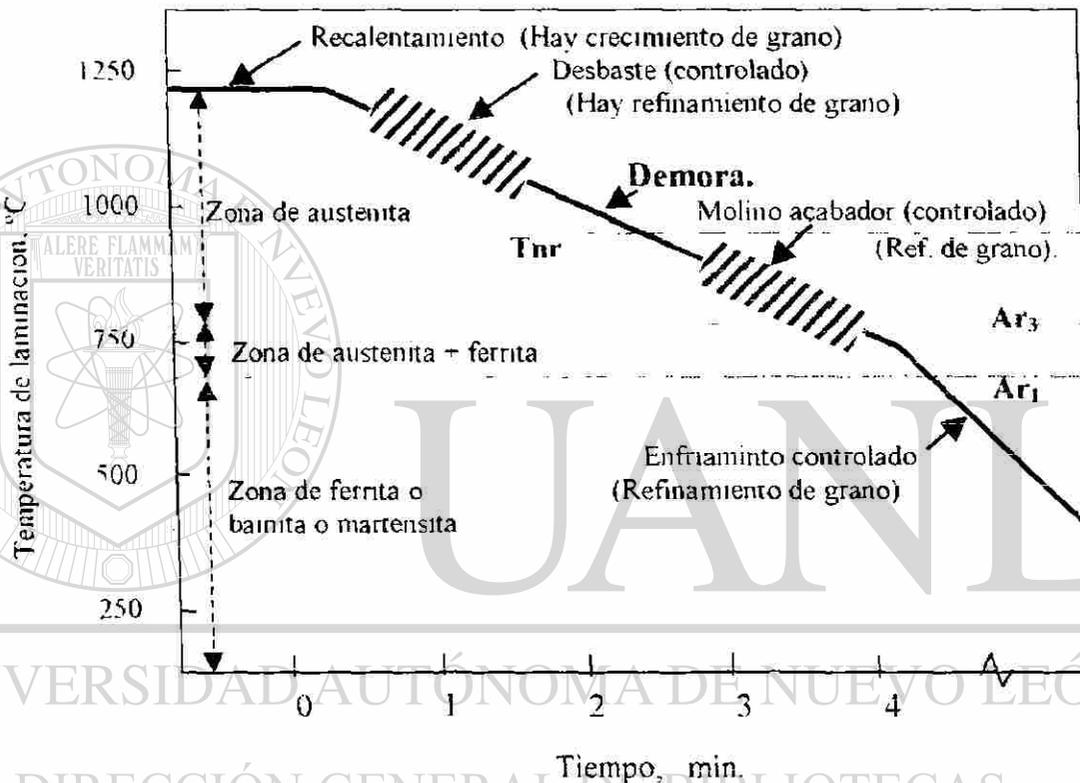
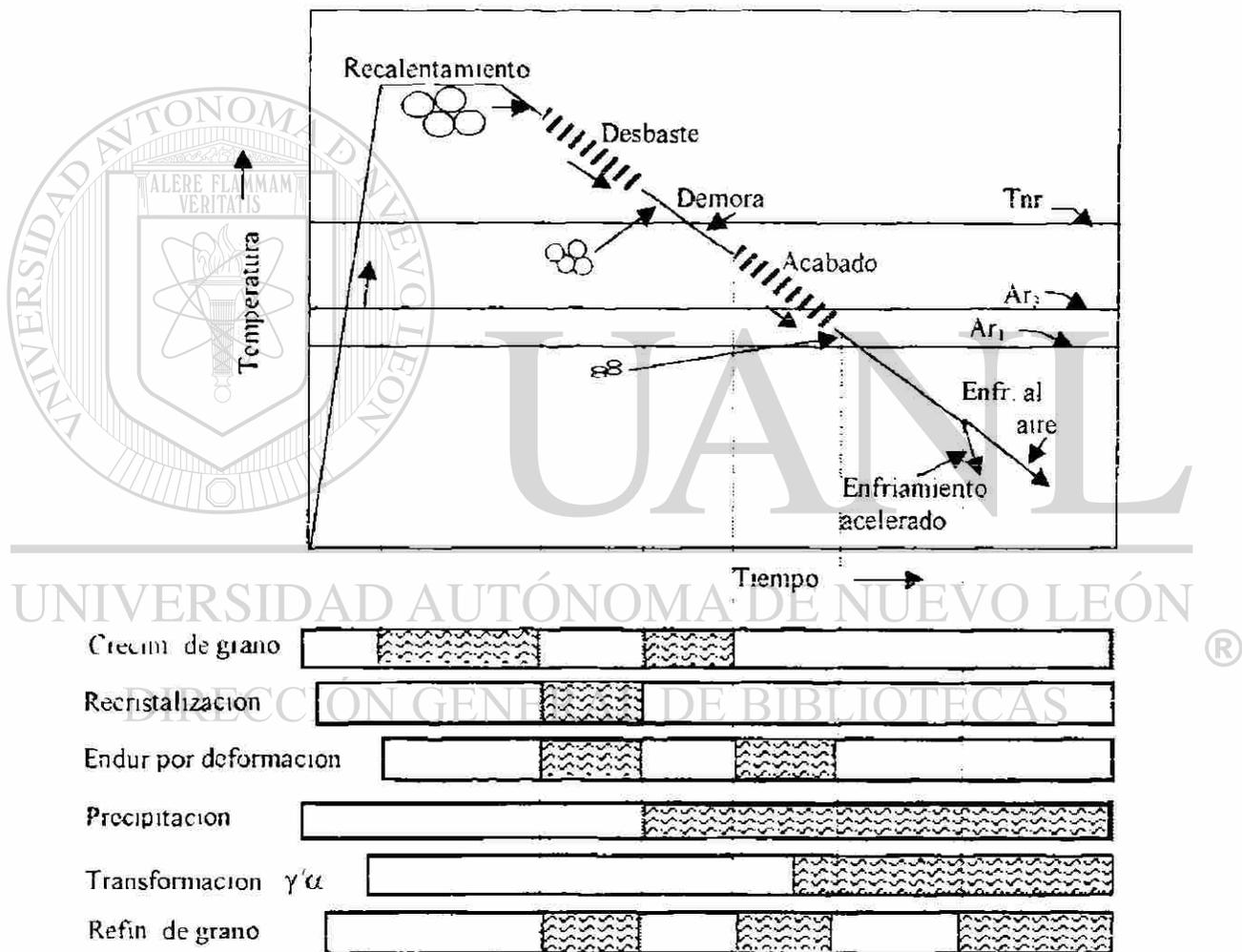


Fig. 7.1: Gráfica simplificada de temperatura contra tiempo para una laminación controlada (116)

Inicialmente los planchones son recalentados hasta temperaturas que varían de 1100 a 1250 °C. Después la operación de laminación comprende dos etapas distintas, una laminación de alta temperatura llamada de desbaste y una serie de pases a menor temperatura que se llaman pases de acabado. Si las operaciones de desbaste y acabado son continuas, sin demora intermedia, el proceso se llama laminación en caliente, pero si se contempla una demora entre las dos etapas, como se muestra en la figura 7.1, el proceso se conoce como laminación

controlada. Aunque esta última comprende el control no sólo de temperaturas sino también la cantidad de deformación en cada pase de laminación (116).

En la figura 7.2 se muestran los mecanismos metalúrgicos que ocurren durante la laminación controlada.



El efecto de los microaleantes es (1) retardar el crecimiento de grano, (2) retardar la recristalización, (3) retardar la transformación de la austenita, (4) aumentar la precipitación de carburos y nitruros, (5) ayudar al refinamiento de grano

Figura 7.2: Mecanismos que ocurren durante la laminación controlada (121)

El efecto de los microaleantes es el de aumentar la temperatura de no-recristalización de la austenita, así como disminuir el intervalo de temperaturas de la transformación de la austenita, lo cual puede representarse como se muestra en la figura 7.3.

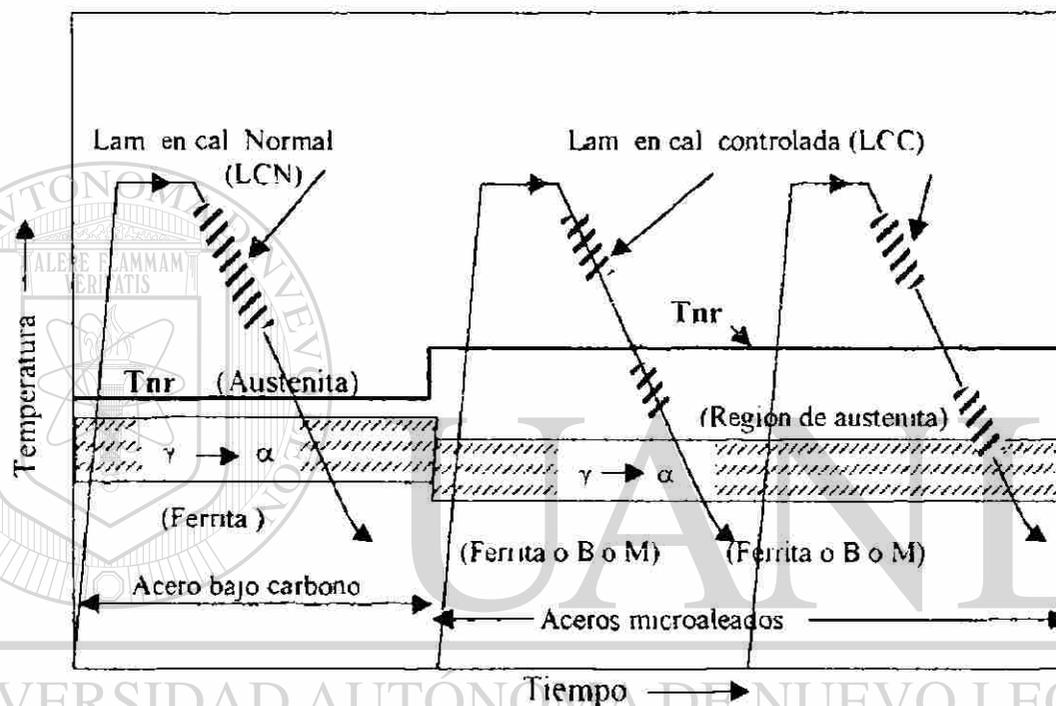


Fig. 7.3; Efecto de los microaleantes. Aumenta  $T_{nr}$  y disminuye la región de Transformación de la austenita (121)

### 7.1. Laminación controlada con recrystalización:

Durante la deformación en caliente a temperaturas superiores a  $T_{nr}$ , el acero recrystaliza. A temperaturas relativamente altas se presenta recrystalización dinámica, que es aquella que se presenta al ocurrir la deformación, mientras que a temperaturas intermedias de trabajo se requiere de cierto tiempo de incubación para iniciar la formación de nuevos granos, a lo que se llama recrystalización estática. La cinética de estos procesos de recrystalización depende del estado de

la austenita, es decir de su tamaño de grano, su composición química, etc., así como de los parámetros de deformación como son la temperatura, la deformación y la velocidad de deformación, todo lo cual determina el tamaño final de grano. Aun cuando el tamaño inicial de grano de la austenita sea muy grande se tendrá un alto refinamiento de dicho grano durante la recristalización que ocurre en cada pase de laminación, como se muestra en la figura 7.4 (143).

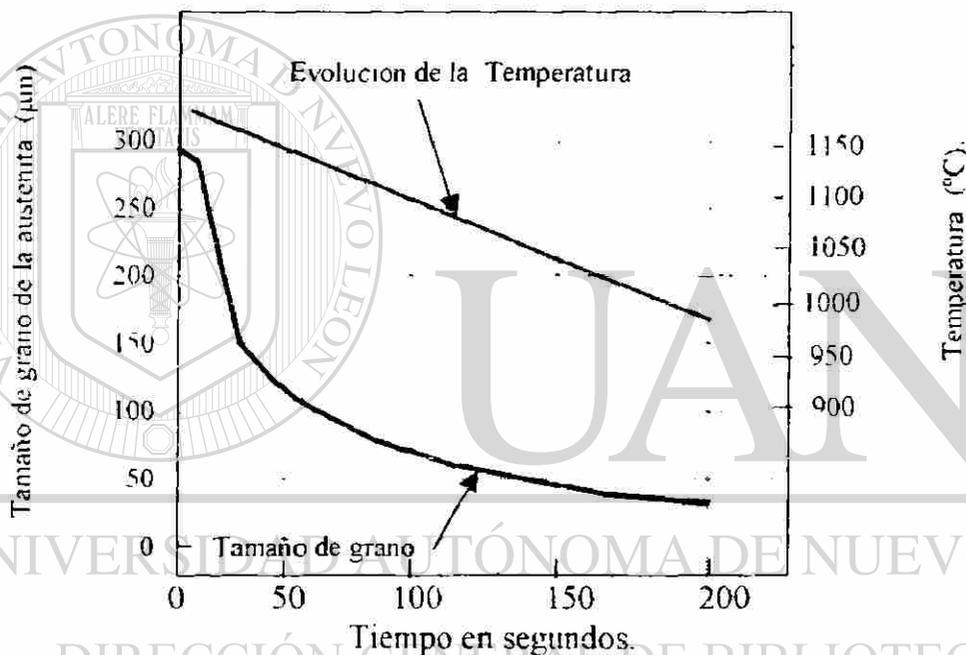


Figura 7.4: Evolución del tamaño de grano de la austenita durante el desbaste consistente en 9 pases de 15% de reducción de área, para una reducción total de planchón de 250 mm a 55 mm (143).

Normalmente los primeros pases de laminación se realizan a temperaturas relativamente altas, apenas inferiores a la temperatura de recalentamiento del planchón. A estas altas temperaturas, cada pase de laminación es seguido de una recristalización y crecimiento de grano pero recientemente se ha usado el sistema de realizar varios pases de deformación con recristalización combinados con la

adición de inhibidores de crecimiento de grano de la austenita, por ejemplo nitruros de titanio, con el fin de dar un máximo refinamiento de grano de la austenita. A este sistema se le conoce como laminación controlado con recristalización, y se le considera como una buena estrategia de laminación controlada de alta temperatura con el fin de evitar la laminación controlada de baja temperatura, la cual necesita de mayores capacidades de los molinos de laminación (144).

Sin embargo, aún con la composición química óptima y con la mejor cédula de reducción, parece que existe un límite al refinamiento de grano de la austenita que puede lograrse mediante repetidas deformaciones y recristalizaciones, y que es de aproximadamente  $15 \mu\text{m}$ . Pero mediante una rápida velocidad de enfriamiento puede lograrse un grano ferrítico de  $6$  a  $8 \mu\text{m}$  (145).

Si se desean granos ferríticos aún más finos pueden obtenerse mediante el uso de mayores cantidades de microaleantes junto con una secuencia adecuada de laminación controlada en la cual la recristalización de la austenita sea retardada durante los últimos pases de laminación, con lo cual se desarrolla un grano austenítico alargado (116). Durante este proceso se producen formaciones subestructurales en la austenita deformada (sin recristalizar), las cuales proporcionan sitios de nucleación para la precipitación de carbonitruros; estos precipitados tienden a anclar las subestructuras inhibiendo así la recristalización (146). De esta forma los granos de la austenita permanecen aplanados.

Con granos austeníticos alargados, el espesor de dichos granos es el parámetro que determina el tamaño de grano de la ferrita como se muestra en la figura 6.2 según datos reportados por Cuddy (115).

El grano austenítico equiaxial inicialmente es de 30  $\mu\text{m}$  y va disminuyendo al aumentar la deformación por debajo de  $T_{nr}$ , produciéndose un grano aplastado. El tamaño de grano ferrítico más fino se obtiene alcanzando primero un tamaño de grano austenítico recristalizado lo más pequeño posible al final de los pases de desbaste y aplicando después la máxima deformación posible por debajo de  $T_{nr}$ . Con esta práctica se pueden lograr tamaños de grano ferrítico tan pequeños como 2  $\mu\text{m}$  (116).

La temperatura  $T_{nr}$  debe aumentarse lo más posible lo cual se logra mediante la cantidad y tipo de microaleantes disueltos durante el recalentamiento, siendo el niobio el elemento más efectivo para aumentar  $T_{nr}$ . La efectividad de los diferentes microaleantes para elevar  $T_{nr}$  depende de sus solubilidades en la austenita. El elemento más eficiente es el niobio por precipitar a las temperaturas de laminación y, por ello, tiene un mayor efecto en elevar  $T_{nr}$  que el titanio y que el vanadio (116). Esta información es importante para diseñar un acero con una temperatura  $T_{nr}$  específica: una vez que se conozca esta temperatura la cedula de laminación de acabado puede ser ajustada para asegurar que la deformación final se realice por debajo de  $T_{nr}$ .

La temperatura  $T_{nr}$  es controlada por precipitación en la austenita deformada. Estos precipitados anclan las subestructuras e inhiben con ello la recristalización. Los precipitados contienen tanto carbono como nitrógeno; los precipitados de niobio y titanio tienen más carbono que nitrógeno mientras que los precipitados de vanadio son nitruros con composición VN. (116).

Se ha encontrado (147) que hay otros factores que tienen un efecto importante sobre la temperatura  $T_{nr}$ . Así por ejemplo, si se adiciona vanadio a aceros con niobio se disminuye aún más la recristalización de la austenita, lo cual significa un mayor aumento en  $T_{nr}$ .

También se ha encontrado que si el contenido de carbono es disminuido mientras se mantiene fijo el porcentaje de niobio se reduce la tendencia para precipitación de Nb(C,N) y por lo tanto se reduce también Tnr. Pero esta disminución en Tnr puede atenuarse o evitarse mediante un incremento adecuado en el contenido de niobio, o bien aumentando el contenido de nitrógeno

Por lo tanto la temperatura de acabado debe ser menor que Tnr. Entre menor sea la temperatura de acabado, mayor será el aumento en límite elástico como se muestra en la figura 6.10.

Se puede decir que los aceros microaleados siguen los siguientes criterios (116)

- 1) El niobio es agregado para aumentar la temperatura Tnr.
- 2) El manganeso se usa para disminuir la temperatura  $A_{r3}$ .
- 3) El vanadio se agrega para endurecimiento por precipitación.
- 4) La laminación final se realiza por debajo de  $A_{r3}$  para endurecimiento por la formación de subestructura.

El titanio se emplea junto con el niobio para refinar el grano de la austenita lo cual se debe a que el titanio previene el crecimiento de grano durante el recalentamiento y durante los pases de desbaste que es cuando ocurre recristalización de la austenita. Se ha encontrado (148) que el titanio en niveles de 0.01 a 0.05% aumenta la resistencia a la cedencia, lo cual se debe en parte a la precipitación de Ti(C,N). También se piensa que al reaccionar con el nitrógeno y con el carbono, el titanio ayuda a retener el niobio en solución durante la laminación en caliente con lo cual se mejora el endurecimiento por precipitación del columbio en la ferrita final.

Sin embargo el titanio puede perjudicar la tenacidad de la zona afectada por el calor de la soldadura como se muestra en la figura 7.5 (148)

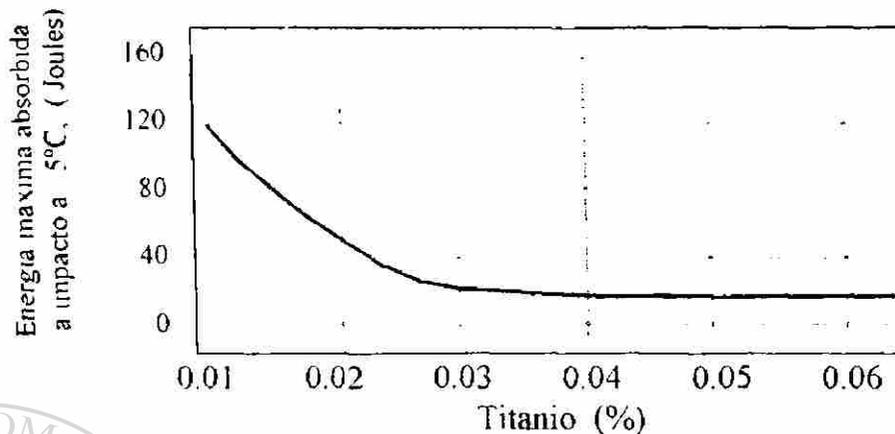


Figura 7.5. Efecto del contenido de titanio sobre la tenacidad a impacto Charpy de la zona afectada por el calor en una soldadura (148)

El porcentaje de laminación por debajo de  $T_{nr}$  también tiene gran influencia sobre la temperatura de transición a impacto como se muestra en la figura 7.6. (149).

En general se dice que el niobio se agrega principalmente para aumentar la temperatura  $T_{nr}$ , pero en realidad el niobio tiene mayores consecuencias sobre la estructura final y sobre las propiedades finales (148)

## 7.2. Efecto del niobio.

La precipitación de  $Nb(C,N)$  inhibe la recrystalización de la austenita durante la laminación final produciendo un grano aplastado. El niobio que se mantiene en solución sólida después de la laminación final, inhibe la transformación de la austenita a ferrita con lo cual se reduce la temperatura de transformación. El máximo beneficio del niobio en solución se logra a contenidos de 0.04 a 0.05% de Nb disuelto y cualquier aumento sobre estos niveles tiene poco efecto sobre la temperatura de transformación.

La precipitación de Nb(C,N) en la microestructura final después del enrollado produce un endurecimiento debido principalmente a las subestructuras que se forman en dicha microestructura, sea ésta ferrita, bainita o martensita, pero principalmente en la ferrita (148)

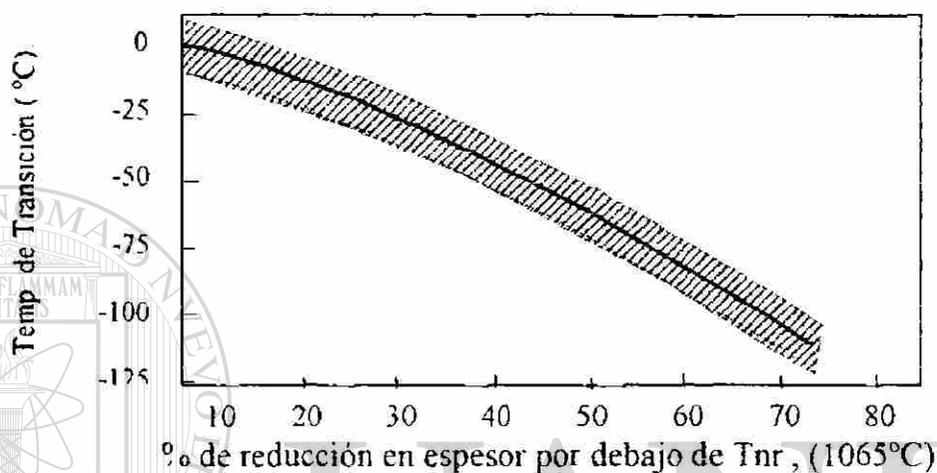


Figura 7.6: Efecto del porcentaje de reducción por debajo de  $T_{nr}$  ( $1065^{\circ}\text{C}$ ) sobre la temperatura de transición de 5 aceros diferentes (149)

### 7.3. Efectos del manganeso y del molibdeno.

El manganeso y el molibdeno endurecen el acero mediante el mecanismo de solución sólida; también tienden disminuir la temperatura de transformación de la austenita con lo cual promueven la formación de microestructuras más finas. El molibdeno además inhibe la formación de perlita favoreciendo así la formación de martensita/austenita (M/A) en las áreas más ricas en carbono presentes en las etapas finales de la transformación de la austenita. (148).

Para aumentar la resistencia desde un X70 hasta un X80, se incrementan los contenidos tanto de Mo como de Mn como se muestra en la siguiente Tabla 7.1.

Tabla 7.1 Composiciones químicas típicas de aceros X70 y X80 para gasoductos (148)

Grado	C	S	Mn	Mo	Nb	Ti	C.E.
X70	0.03	0.004	1.6	0.20	0.07	0.02	0.23
X80	0.03	0.004	1.7	0.25	0.09	0.02	0.25

En la Tabla 7.2 se presentan las propiedades mecánicas correspondientes a los aceros X70 y X80 de la Tabla 7.1

Tabla 7.2: Propiedades mecánicas para aceros X70 y X80 (148)

Grado	$\sigma_s$ (MPa)	$\sigma_u$ (MPa)	%EL	Dureza Vickers (10kg)	Energía Absor- Bida a -5°C (Joules)	T.T. Charpy 85% F.D.	T.T. Caida Libre 85% F.D.
X70	515	655	35	225	265	< -60 °C	< -30 °C
X80	580	740	33	260	215	< -25 °C	< -10 °C

#### 7.4. Cédula de laminación:

Para conseguir las propiedades mecánicas de la Tabla 7.2, los aceros de la Tabla 7.1 fueron sometidos a parámetros muy parecidos a los de la cédula de laminación de la Tabla 7.3 (148)

Tabla 7.3: Parámetros típicos de proceso para aceros microaleados X70 y X80 para gasoductos (148)

Parámetro	Valores óptimos.
Reducción por debajo de $T_{nr}$	Por lo menos 50%
Espesor de entrada a molino acabador	28 mm
Temperatura de entrada	≈ 790 °C
No. De pases	≈ 5 (para espesores menores de 7 mm)
Tiempo en molino acabador	Controlado entre 150 y 400 s
Temp. de salida	≈ 730 °C
Enfriamiento acelerado	Hasta 20 °C/s dependiendo del calibre
Temperatura de enrollado	De 540 a 620 °C

La velocidad de laminación, o sea el tiempo de retención en el molino, tiene un efecto importante en el niobio retenido en solución. Análisis de la recristalización y precipitación durante la laminación ha llevado a la conclusión de que reduciendo tanto la temperatura final de laminación y el tiempo de laminación, se reduce la precipitación de niobio en la austenita, obteniéndose así mejores propiedades mecánicas debido al mayor efecto del niobio disuelto sobre la transformación con lo cual se mejora el endurecimiento por precipitación en la ferrita (148)

### 7.5. Desarrollo de textura durante la laminación controlada.

En resumen la laminación controlada tiene por finalidad acondicionar la austenita para su óptima transformación a las fases finales. El mejor acondicionamiento es producir austenita deformada que contenga el mayor número posible y distribución uniforme de sitios de nucleación para que precipiten las fases finales (142).

En general la laminación controlada se puede dividir en tres etapas (50).

**Etapas:**

**Etapas 1:** Desbaste. Debe producirse un grano de austenita lo más recristalizado y pequeño posible. Se realiza a temperaturas mayores de  $T_{nr}$ .

**Etapas 2:** Laminación final por debajo de  $T_{nr}$ . El objetivo debe ser producir el mayor número de bandas de deformación, límites incoherentes de maclas y marañas de dislocaciones. Esto se logra dando la mayor reducción posible por pase. Es importante controlar el tiempo de espera entre el final de la etapa 1 y el inicio de la etapa 2; si éste tiempo es muy largo se puede tener crecimiento de grano localizado de la austenita recristalizada, lo cual da lugar a granos mixtos en la ferrita final.

**Etapas 3:** Laminación intercrítica al término de la laminación final. Su propósito es aumentar la resistencia final del acero mediante la formación de subestructuras y subgranos y al mismo tiempo disminuir la temperatura de

transición mediante el desarrollo de texturas. La laminación intercrítica produce una estructura consistente de granos de austenita y de ferrita deformados. La austenita deformada se transforma a granos poligonales de ferrita, mientras que los granos de ferrita deformada se transforman a estructura celular o subgranos, dependiendo del grado de recuperación. En los aceros microaleados la recrystalización de ferrita deformada es muy lenta, produciéndose únicamente estructuras celulares y/o subgranos. Esto se debe a la estabilización de la maraña de subgranos debido a la precipitación inducida por deformación de carbonitruros de niobio o de vanadio.

Desde un punto de vista práctico, es deseable una reducción entre 10 y 20% en la etapa 2 para obtener un buen balance entre alta resistencia y buena tenacidad.

Las texturas que se desarrollan mediante la laminación controlada en sus etapas 2 y 3 son muy similares a las texturas que se desarrollan durante la laminación en frío y el recocido de proceso que procede a dicha laminación. Las texturas que se han detectado son las siguientes (50).

$\langle 110 \rangle \parallel$  D.L. : Esta textura causa anisotropía.

$\langle 100 \rangle \parallel$  N.D.L. ; Esta textura deteriora la tenacidad en la dirección del espesor

$\langle 111 \rangle \parallel$  N.D.L. ; No tiene ningún efecto perjudicial a las propiedades mecánicas.

D. L. – dirección de laminación.

N.D.L. – Normal a la dirección de laminación.

#### 7.6. Enfriamiento controlado.

Si se controla tanto la composición química, como las temperaturas de laminación, la velocidad de laminación, la cantidad de reducción en cada pase, así

como la velocidad de enfriamiento del material después del último pase, se tendrá lo que a veces se llama laminación controlada total (50). El enfriamiento controlado es la última etapa en el proceso de laminación y en donde se puede obtener una estructura ferrítica fina y uniforme, con dispersión de islas de productos de la austenita transformada a bajas temperaturas, tales como bainitas, martensitas, etc. Estas segundas fases afectan de diferente manera a las propiedades mecánicas (150). El mayor aumento en resistencia a la cedencia se obtiene mediante islas de bainita en matriz ferrítica muy fina, seguido por bainita acompañada de perlita degenerada y al final por bainita con islas de martensita (150).

La naturaleza de las segundas fases y por lo tanto el comportamiento mecánico, es determinado por las condiciones del enfriamiento acelerado como son la velocidad de enfriamiento y la temperatura de interrupción del enfriamiento como se muestra en la figura 7.7 (142).

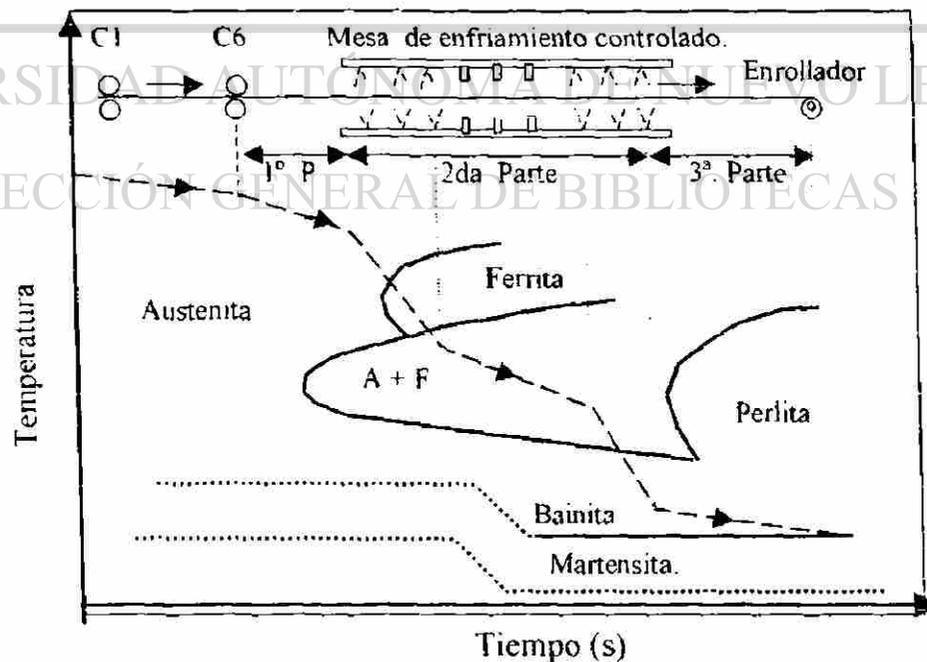


Fig 7.7: Representación esquemática del enfriamiento controlado en la mesa de enfriamiento para un acero al Mo-Nb (142).

Aún cuando se tiene un mayor endurecimiento del acero cuando se termine de laminar en la región intercrítica de austenita y ferrita, debe tenerse en cuenta que la energía máxima absorbida en impacto es reducida por la presencia de ferrita trabajada en frío que resulta de la laminación intercrítica (142)

La lámina entra a la mesa de enfriamiento a la temperatura de acabado, a la cual el acero es todavía austenítico. El acero puede estar parcial o totalmente recristalizado, dependiendo de la temperatura de acabado. El enfriamiento en esta mesa puede ser dividido en las tres partes que pueden verse en la figura 7.7 (151).

En la primera parte se tiene un enfriamiento al aire. Esta sección puede ser usada para homogenizar la temperatura en todo el espesor, así como para medir la temperatura de acabado, el espesor, ancho, planura, etc. de la lámina.

En la segunda parte de la mesa de enfriamiento se tiene el enfriamiento con agua que se realiza mediante flujo laminar usando cabezales superiores e inferiores. La velocidad de enfriamiento se selecciona de antemano y depende del espesor de la lámina, del grado de acero y de la temperatura de enrollado. En la segunda sección de aspersores se termina de controlar la temperatura de enrollado.

En la tercera parte del enfriamiento se tiene un enfriamiento al aire, antes de que la lámina llegue al enrollador. La temperatura de enrollado se considera una de las variables de proceso más importantes para lograr las propiedades mecánicas finales.

Debido al tiempo limitado (segundos) en la mesa de enfriamiento y a la rápida caída de temperatura, la precipitación de microaleantes no es muy importante en esta parte del proceso. Sin embargo se puede reducir la velocidad de enfriamiento

con el fin de lograr una mayor precipitación durante la transformación de la austenita (151).

Como un ejemplo de precipitación durante el enfriamiento se puede considerar la precipitación de nitruros de aluminio, lo cual no tiene tiempo de ocurrir como se muestra en la figura 7.8 (123).

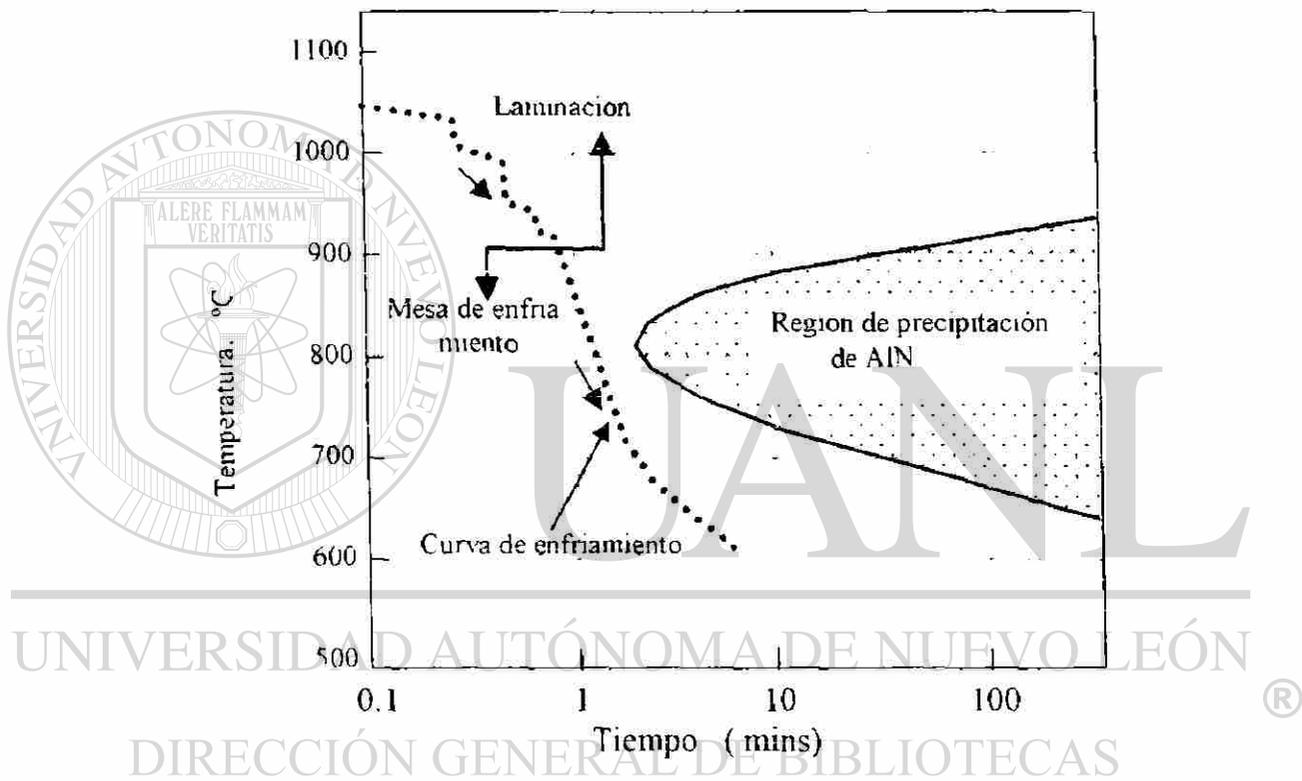


Figura 7.8: Velocidad de enfriamiento de la lámina de acero en comparación con el intervalo de precipitación de AlN (123).

De la figura 7.8 se ve que los nitruros de aluminio no precipitan durante la laminación en caliente ni durante el enfriamiento, lo cual significa que el nitrógeno y el aluminio permanecen en solución. Tal precipitación sin embargo ocurre durante el recocido de proceso que se le aplica a la lámina después de la reducción en frío, provocando que los granos recristalizados de ferrita adquieran la forma aplanada.

### 7.7. Enfriamiento de la lamina enrollada.

La lámina es enrollada, después de dejar la mesa de enfriamiento a una temperatura normalmente entre 550 y 750 °C. Desde esta temperatura el rollo se enfría hasta temperatura ambiente en aire quieto a una velocidad de enfriamiento muy lenta. Durante este enfriamiento la precipitación puede ser un factor importante. Siempre debe procurarse que las propiedades mecánicas sean homogéneas a lo ancho y a lo largo de la lámina, pero el enfriamiento del rollo no es homogéneo y por lo tanto produce heterogeneidad en dichas propiedades.

Los extremos y los laterales del rollo se enfrían más rápido que el interior del mismo, lo cual provoca que la precipitación sea también más fuerte en el interior del rollo que en sus partes externas.

En resumen, el enfriamiento controlado produce un aumento en la resistencia a la cedencia y una mejor tenacidad a impacto mediante una microestructura consistente de granos muy finos de ferrita con precipitados muy finos de productos de transformación a baja temperatura de la austenita. Por su parte la laminación controlada tiene por objetivo aumentar lo más posible los sitios de nucleación de la ferrita en el interior de los granos de la austenita, y a la vez aumentar lo más posible la velocidad de nucleación de ferrita en los límites de grano de la austenita. Cuando se termina de laminar en la región bifásica  $\gamma/\alpha$  se tiene un endurecimiento por formación de subestructuras, endurecimiento que se agrega al de refinamiento de grano (150).

La resistencia a la cedencia de la lámina procesada mediante la técnica de laminación con control total puede expresarse como sigue (50):

$$\sigma_y = \sigma_o + \sigma_{ext} + \sigma_{dd} + \sigma_{sub} + \sigma_{ppt} + k_y (d)^{1/2} \quad (7.1)$$

En la ecuación (7.1) se tienen los siguientes símbolos:

$\sigma_y$  es la resistencia a la cedencia o límite elástico de la lámina totalmente procesada.

$\sigma_0$  y  $K_y$  son constantes.

$\sigma_{\text{text}}$  es el endurecimiento o suavizamiento causado por el desarrollo de la textura  $\langle 110 \rangle \parallel$  D.L. (D.L. dirección de laminación).

$\sigma_{\text{dd}}$  es el endurecimiento debido a las dislocaciones en desorden o al azar que quedaron en la microestructura.

$\sigma_{\text{sub}}$  es el endurecimiento por las subestructuras que se formaron dentro de los granos de la ferrita.

$\sigma_{\text{ppt}}$  es el endurecimiento por precipitación.

$d$  es el tamaño de grano de la ferrita.

La textura  $\langle 110 \rangle \parallel$  D.L. aumenta la resistencia tanto en la dirección longitudinal como en la transversal.

Por su parte la temperatura de transición (T.T.) del acero final, tanto en la dirección longitudinal como en la transversal, para un acero con pase final en la región intercrítica, puede ser expresada como se muestra en (50)

$$T.T. = \alpha' - \beta d^{-1/2} + \Delta T_{\text{text}} - \gamma(n_s) + k_1 [\sigma_{\text{ppt}} + (k_2/k_1)\sigma_{\text{dd}} + (k_3/k_1)\sigma_{\text{sub}}] \quad (7.2)$$

donde  $\alpha'$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$ ,  $k_1$ ,  $k_2$  y  $k_3$  son constantes.

$\Delta T_{\text{text}}$  es el aumento o disminución en temperatura de transición causado por el desarrollo de la textura  $\langle 110 \rangle \parallel$  D.L.

$\sigma_{\text{ppt}}$ ,  $\sigma_{\text{dd}}$ , y  $\sigma_{\text{sub}}$  tienen el mismo significado que en la ecuación (7.1)

$n_s$  es el número de estrías que aparecen en la superficie de la fractura en la prueba de impacto.

El propósito principal de terminar la laminación en la región  $\gamma/\alpha$  es disminuir la temperatura de transición mediante un aumento en el número de estrías en la superficie fracturada de la probeta a impacto mientras que al mismo tiempo se mantiene a un nivel bajo el endurecimiento por subgranos. De la ecuación 7.2 se puede deducir que si el 4º término  $[\gamma(n_s)]$  es mayor que el 5º (o último) entonces T.T. disminuye, y en caso contrario T.T. aumenta. Cuando se lamina un poco debajo de la temperatura  $A_{r3}$ , la estructura celular de las dislocaciones cambia rápidamente a estructura de subgrano, eliminando así gran cantidad de endurecimiento por subestructuras. Sin embargo al laminar muy por debajo de  $A_{r3}$ , se tendrá poca recuperación de la estructura deformada lo cual aumenta  $\sigma_{ad}$  y  $\sigma_{sub}$ , con lo cual puede aumentar la T.T. Por otra parte cuando se termina de laminar por arriba de  $A_{r3}$ , o sea en la región de la austenita, los términos  $\sigma_{ad}$  y  $\sigma_{sub}$  desaparecen de la ecuación (7.1) y los términos  $\Delta T_{ext}$ ,  $n_s$  y  $(k_3/k_1)\sigma_{sub}$  desaparecen de la ecuación (7.2). Debe de tenerse presente que la ecuación 7.2 representa la temperatura de transición en la dirección paralela a la superficie de la placa como lo son las direcciones longitudinal y transversal (50).

La experiencia industrial en la producción de aceros microaleados con Nb, Nb-V y Mo-Nb han demostrado que la temperatura de enrollado afecta a la resistencia a la cedencia de acuerdo con la figura 7.9 (142).

Tabla 7.4: Composición química de los aceros mostrados en la figura 7.9 (142).

Acero	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Mo	Ti	N	Ca
1(X60)	.08	1.25	.12	.017	.003	.025	.040	0	0	.013	.005	.0025
2(X70) <sup>†</sup>	.085	1.5	.32	.015	.001	.03	.045	.05	0	.013	.0045	.0008
3(X70)	.06	1.35	.32	.013	.003	.03	.06	0	.23	.014	.005	.0008

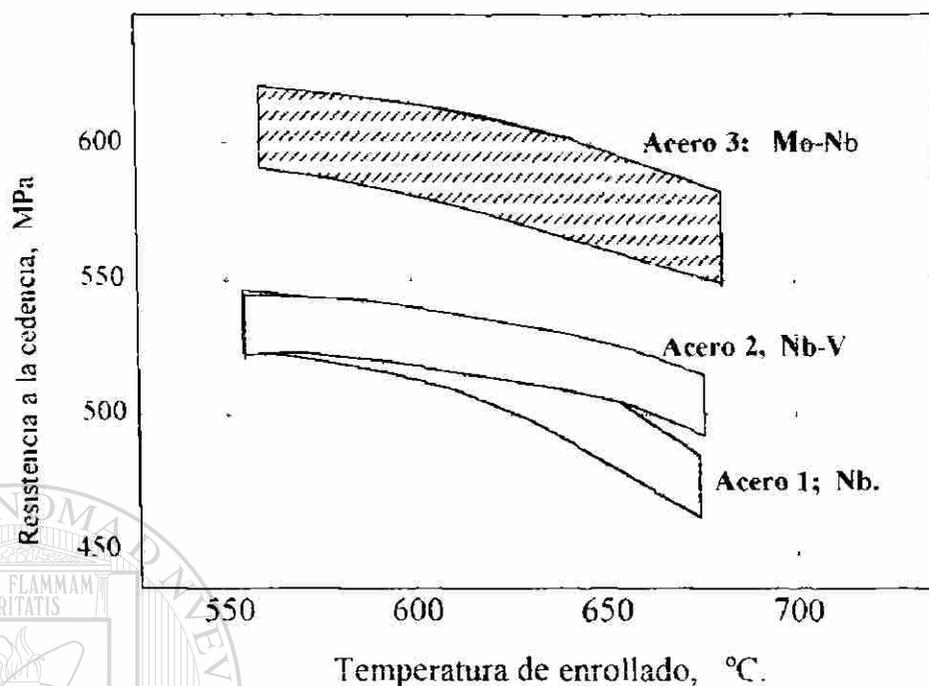


Figura 7.9: Efecto de la temperatura de enrollado sobre la resistencia a la cedencia para varios aceros microaleados (142).

Por su parte, la temperatura de acabado tiene un efecto variable sobre la energía de impacto, como se muestra en la figura 7.10 (142).

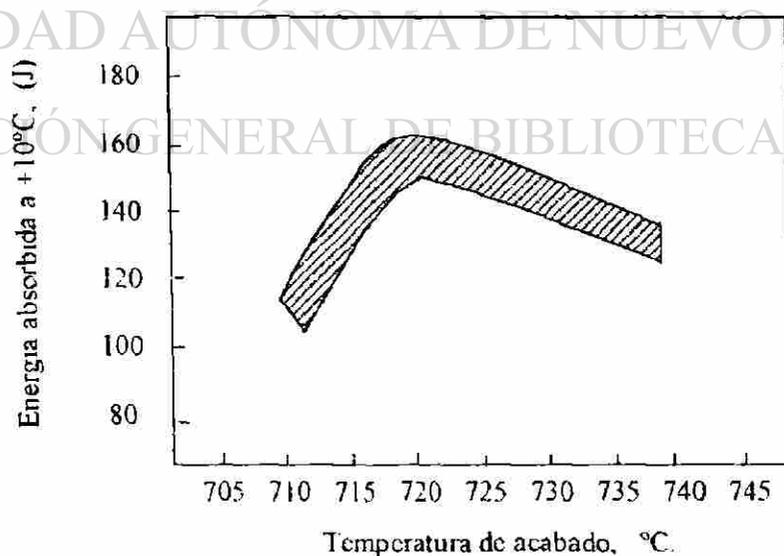


Figura 7.10; Efecto de la temperatura de acabado sobre la energía de impacto para un acero X70 con Nb y V, (Acero 2) (142)

El azufre perjudica a las propiedades a impacto lo cual se muestra en la figura 7.11, para el acero No. 3 de Tabla 7.4 (142).

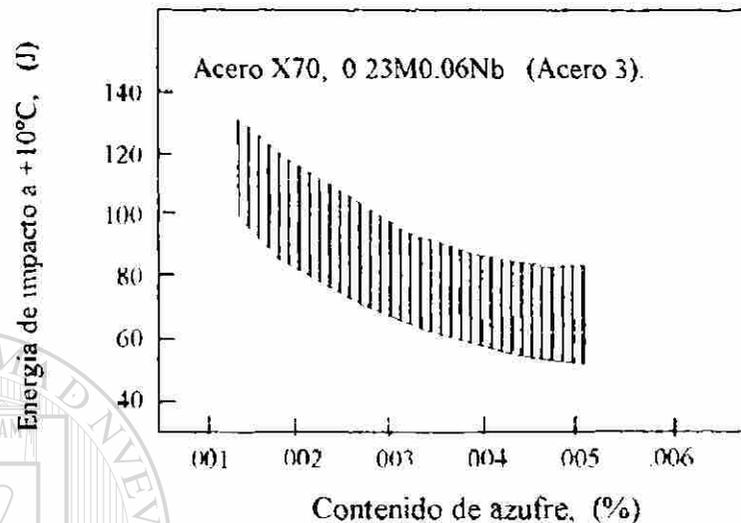


Fig. 7.11: Efecto perjudicial del azufre sobre las propiedades a Impacto (142).

En la figura 7.12 se muestra un resumen gráfico de las contribuciones de diferentes elementos al endurecimiento de un acero microaleados (121).

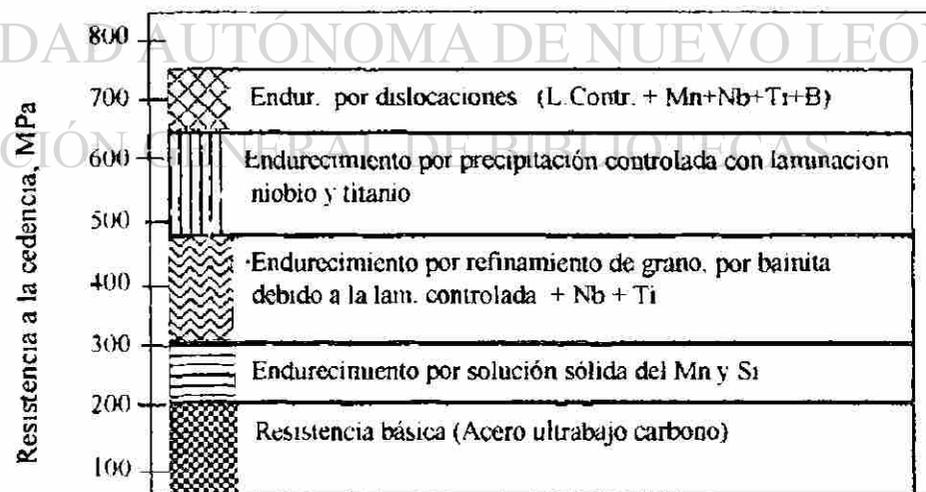


Fig. 7.12; Efecto de los diferentes micromecanismos de endurecimiento sobre la resistencia a la cedencia de aceros microaleados bainíticos con laminación controlada (121)

En la figura 7.12 se muestra el efecto de los diferentes micromecanismos de endurecimiento que actúan en un acero microaleado. En este caso se tiene que la austenita se transformó a bainita lo cual se logra mediante el efecto combinado del Nb, Ti y B, así como un alto contenido de Mn, y un enfriamiento controlado con una temperatura de enrollado que sea inferior a la temperatura de inicio de formación de la bainita (121)

### 7.8. Diseño de un acero microaleado.

La selección de los microaleantes a usar y de su contenido depende de la resistencia a la cedencia que se desee. En la Tabla 7.5 se da una guía para diseñar un acero microaleado, considerando que además debe darse una laminación controlada así como un enfriamiento controlado.

Tabla 7.5; Ejemplos de diseño de aceros microaleados con laminación controlada (121)

$\sigma_y$ (MPa)	%Mn	%Nb	%Ti	%V	%B
400 ( $\approx$ X60)	1.0	0.03	0.02	0	0
550 ( $\approx$ X80)	1.3	0.05	0	0.05	0
750 ( $\approx$ X110)	1.6	0.05	0.10	0	0.002

Las temperaturas óptimas en la laminación controlada son las de acabar la laminación a 850 °C y enrollar a menos de 600 °C, con lo cual un acero microaleado en lámina con espesor de 10 mm tendrá una resistencia a la cedencia de  $\approx$  750 MPa y una temperatura de transición inferior a -40 °C, además de muy buena soldabilidad y formabilidad en frío (121) Estas son las características del acero microaleado E110L fabricado por AHMSA.

### 7.9. Efecto de la refinación de grano sobre la ductilidad.

Normalmente se tiene la idea de que al refinar el grano la ductilidad aumenta. Sin embargo la experiencia en AHMSA con los aceros microaleados indica que sucede lo contrario, es decir que la ductilidad disminuye al refinar el grano, o cuando mucho la ductilidad permanece constante. La figura 7.13 muestra que la ductilidad disminuye al disminuir el grano (152)

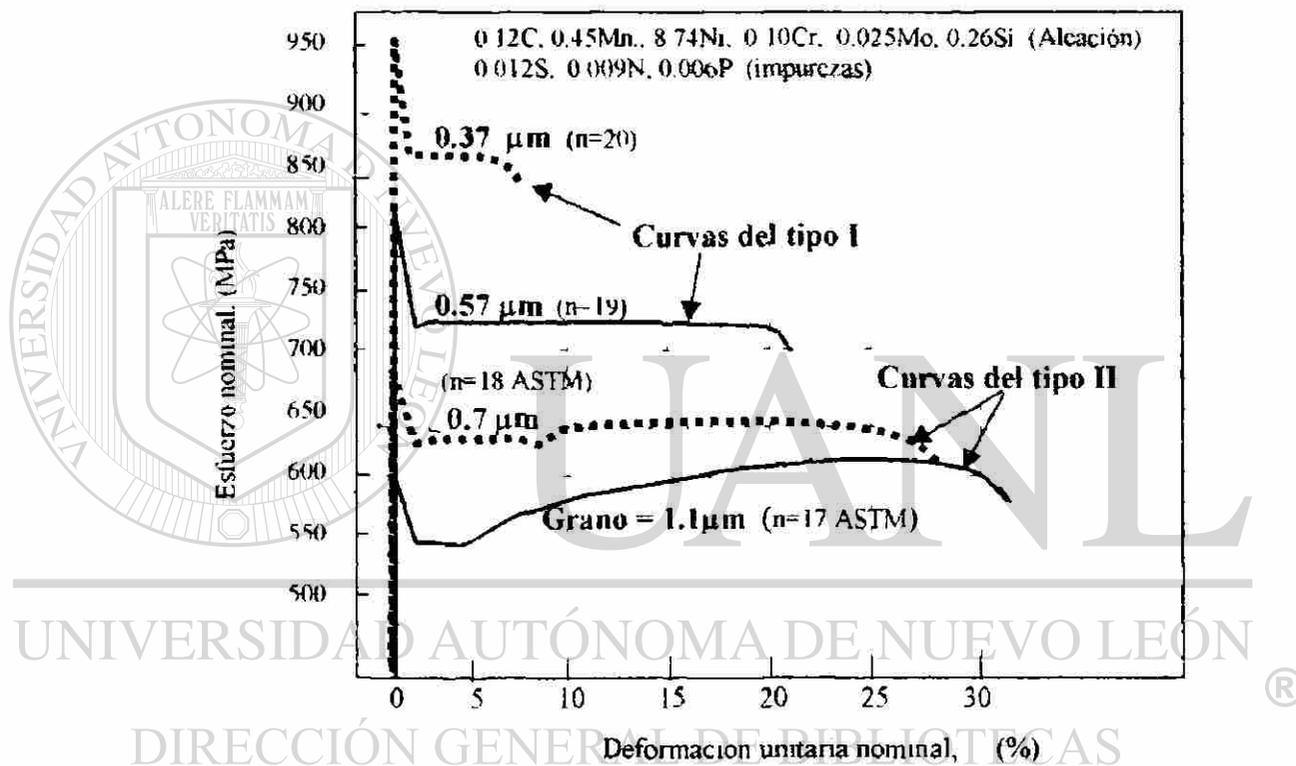


Figura 7.13; Efecto del tamaño de grano sobre las propiedades mecánicas. Al refinar el grano, aumenta la resistencia del acero pero disminuye su ductilidad (152)

Las curvas de tensión mostradas en la figura 7.13, contienen un bien definido punto de cedencia superior, seguido de deformación localizada a esfuerzo constante, similar a la deformación de Lüders. Este tipo de cedencia, que es característico de aceros de bajo carbono, fue observado en los aceros investigados, sin importar las cantidades relativas de ferrita y austenita en la

microestructura. Sin embargo se observó inestabilidad plástica en varios de los aceros (152). Esta inestabilidad consiste en un estrechamiento o adelgazamiento localizado en la banda de deformación antes de que la banda atravesase todo el espesor de la muestra. El resultado es que no hay alargamiento uniforme y además se tiene un alargamiento total muy pequeño (disminución de porcentaje de elongación final, %EL). En la figura 7.13 se muestran estas curvas como del tipo I y del tipo II (152).

En las curvas del tipo II, se tiene deformación a esfuerzo constante (deformación de Lüders), lo cual es seguido por un ligero aumento en el esfuerzo de cedencia, como es lo normal. Deformaciones totales de alrededor de 30% se obtuvieron para estos aceros. Este tipo de curvas (Tipo II) se observaron para tamaños de grano de 0.7  $\mu\text{m}$  o mayores. Sin embargo, cuando el tamaño de grano fue de 0.57  $\mu\text{m}$  o menores, las muestras se entallaron (adelgazamiento localizado) y se fracturaron durante la deformación de Lüders (curvas tipo I) y los valores de elongación total fueron muy bajos, de alrededor de 7%. (152).

Para el caso de aceros microaleados de AHMSA se tienen curvas del Tipo II, en el sentido de que los valores de %EL disminuye ligeramente al aumentar la resistencia de los aceros pero en algunos casos el %EL llega a valores mayores de 40%, lo cual es una ductilidad inusualmente alta, lo cual se puede atribuir no a granos finos sino a valores muy bajos de carbono. (%C < 0.04). A estos aceros con carbonos menores de 0.04 se les llama ahora aceros con ultrabajo carbono, o aceros UBC (132).

Una composición típica de un acero UBC es la siguiente (132)

C: 0.03 a 0.04%	Mn: 1.5 a 2.0%
Si: 0.15 a 0.4%	Mo: 0.2 a 0.4%
Nb: 0.04 a 0.07%	B: 0.001 a 0.003%

y Ti en cantidades menores de 0.04 % para fijar el nitrógeno.

Estos aceros UBC tienen muy alta resistencia a la cedencia y altas resistencias al impacto, debido a que su microestructura es bainita de bajo carbono, compuesta de ferrita extremadamente fina con precipitación de carburos.

El efecto del tamaño de grano sobre la deformación de Lüders se muestra en la figura 7.13. La deformación de Lüders es de 3% de deformación para granos de 1.1  $\mu\text{m}$ ; de 8% para granos de 0.7  $\mu\text{m}$ ; mayor de 20% para granos de 0.57  $\mu\text{m}$ . Sin embargo, para este último caso la muestra se entalló antes de que la deformación de Lüders terminara. Esto indica que entre más fino sea el grano la deformación de Lüders,  $\epsilon_l$ , aumenta.

#### 7.10. Resumen del Capítulo.

En este Capítulo se explicó lo que son los aceros microaleados cuya importancia en la industria es cada día más grande, debido a que tienen magníficas propiedades mecánicas y su uso se está extendiendo a diversas áreas de la ingeniería. En el Capítulo 8 se presentan los aceros microaleados fabricados por AHMSA para fabricación de gasoductos, así como las pruebas mecánicas que se realizan para aseguramiento de calidad de estos aceros.

## CAPITULO 8

### PROCEDIMIENTO GENERAL.

#### 8.1. Aceros microaleados estudiados.

Los aceros microaleados estudiados en este trabajo son fabricados por la empresa AHMSA, S. A. de C. V. en Monclova, Coah. Esta compañía fabrica aceros microaleados desde 1960; los más importantes son los de calidad gasoducto, con los cuales se fabrican tuberías para PEMEX en diferentes diámetros y espesores de pared Tubacero en Monterrey es una de las empresas que se dedica a fabricar dichas tuberías

Se tomaron muestras de aceros microaleados para realizar pruebas de tensión e impacto. También se realizaron análisis químicos y metalográficos sobre estas muestras.

En la Tabla 8.1 se presentan las composiciones químicas de algunos de estos grados de aceros. Dichas composiciones varían ligeramente aún para el mismo grado de acero, dependiendo del espesor o el uso específico que el usuario le vaya a dar a estos aceros.

Tabla 8.1: Aceros microaleados para gasoductos fabricados por AHMSA.

Analysis	S-113 X42	X 52	X-52-GA	X-60	X-60-GA	X-65	X-65-GA	X-70	E110L
C	0.13- 0.15	0.070- 0.10	0.06-08	0.09- 0.13	0.08- 0.10	0.11- 0.13	0.05- 0.07	0.07- 0.10	0.09- 0.11
Mn	0.87- 0.97	1.10- 1.20	0.85-95	1.10- 1.30	1.18- 1.28	1.30- 1.40	1.05- 1.15	1.50- 1.60	1.90- 2.00
P	0.02 Max	0.02 Max	0.02 Max	0.02 Max	0.02 Max	0.018 Max	0.012 Max	0.02 Max	0.02 Max
S	0.01 Max	0.008 Max	0.003 Max	0.008 Max	0.004 Max	0.008 Max	0.004 Max	0.007 Max	0.007 Max
Si	0.13- 0.23	0.17- 0.27	0.15- 0.25	0.20- 0.30	0.15- 0.30	0.17- 0.27	0.25- 0.30	0.17- 0.27	0.35- 0.45
Nb	0.005	0.030	0.025	0.025	0.050	0.017	0.035	0.055	0.098- 0.108
V	0.005	0.060	0.06	0.02- 0.04	0.050	0.057	0.070	0.05- 0.06	0.14- 0.15
Ti	0.005	0.00	0.012	0.00	0.015	0.00	0.005	0.00	0.015- 0.02
Mo	0.030	0.050	0.080	0.05	0.050	0.05	0.08- 0.12	0.05	0.32- 0.38
Cr	0.050	0.050	0.050	0.050	0.050	0.050	0.005	0.050	0.00
Ni	0.050	0.050	0.05	0.05	0.050	0.05	0.005	0.100	0.12- 0.18
Cu	0.05 Max	0.15	0.25-30	0.150	0.25- 0.30	0.15	0.27- 0.33	0.150	0.15
Ca	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005
Al	0.000	0.000	0.025-	0.025-	0.025-	0.025-	0.03-	0.025-	0.03-
Total			0.04	0.04	0.04	0.06	0.055	0.04	0.07
Al	0.025-	0.025-	0.000	0.00	0.00	0.025-	No esp	No esp.	No esp.
Soluble	0.045	0.04				0.055			
N	No esp	0.009	0.009	No esp	0.009	0.009	0.007	0.009	0.006- 0.012

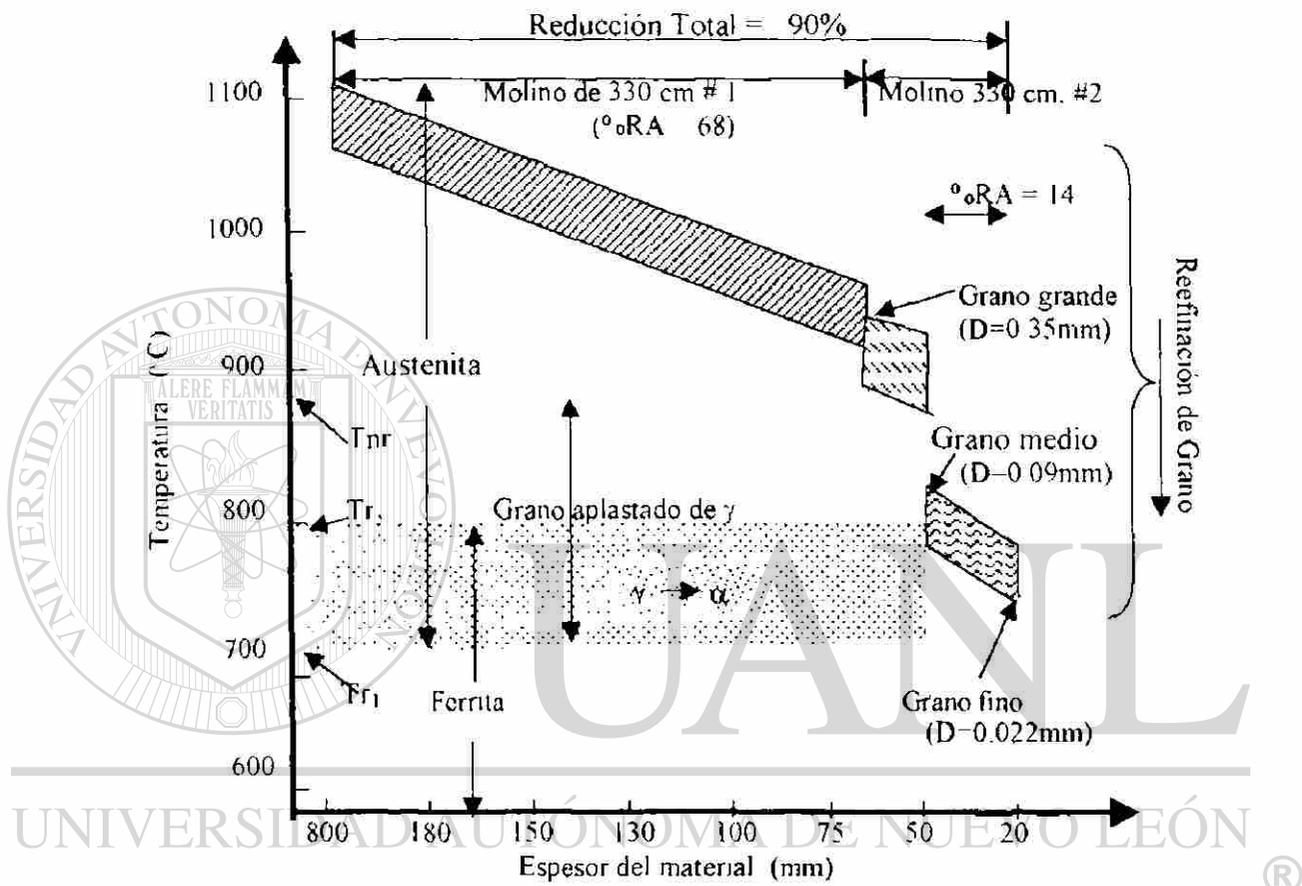
Los aceros microaleados se procesan de acuerdo con ciertos parámetros de laminación controlada, los cuales se muestran en la Tabla 8.2. Estos parámetros fueron los determinados mediante pruebas a escala industrial en AHMSA durante largos periodos de tiempo.

Tabla 8.2. Parámetros de laminación controlada para aceros microaleados.

PARAMETRO	5-1.B-X42	X-52	X-52-GA	X-60	X-60-GA	X-65	X-65-GA	E110L
Espesor (cm)	0.46-1.0	1.0-1.27	0.46-1.0	0.46-1.0	1.0-1.27	0.46-1.0	1.0-0.64	0.46-1.0
Temp empape (°C)	1280	1280-1300	1280-1300	1280-1300	1280-1300	1280-1300	1280-1300	1280-1300
Temp salida Desbastador (°C)	1100	1100	1100	1100	1100	1100	1100	1100
Temp entrada Molino acab (°C)	1080	1080	1080	1080	1080	1080	1080	1080
Temp. acabado (°C)	850-890	840-880	840-880	830-870	830-870	850-890	850-890	810-850
Temp enrollado (°C)	620-660	630-670	650-690	600-640	600-640	620-660	590-630	540-580

De la Tabla 8.2 se puede apreciar que la temperatura de empape, la de salida del desbastador y la de entrada al molino acabador se mantienen constante para todos los aceros microaleados. Lo que realmente afecta a las propiedades mecánicas es la temperatura de acabado y la temperatura de enrollado, debido a que en estas etapas es donde se obtiene la fase final de la transformación de la austenita, así como el tamaño de grano final y las subestructuras que se forman dentro de dicha fase final. Estas tres características metalúrgicas, tipo de fase final, su tamaño de grano y la cantidad de subestructuras, son lo que determinan las propiedades finales del acero.

En la figura 8.1 se muestra el proceso de laminación controlada para un acero X-60-GA procesado por la línea de placa.



## DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Fig 8.1: Cédulas de laminación y temperaturas permisibles de laminación para un planchón de 203 \* 1524 \* 2667 (mm), laminado a placa de 19 \* 2870 \* 15131 (mm). Acero X-60 gas amargo. El molino desbastador es el de 330 cm No. 1 y el acabador es el de 330 cm No. 2. Se puede observar que los últimos pases se dan por debajo de  $T_{nr}$  y el último pase se da en la región intercrítica, es decir por debajo de  $T_{r3}$ .

En la figura 8.1 sólo se muestran las reducciones con respecto a las temperaturas, pero no se muestra el enfriamiento posterior al último pase en el molino acabador. Este enfriamiento es muy importante en el control total de la laminación pues es durante este enfriamiento cuando se le da al material las propiedades finales. En la figura 8.2 se muestra el enfriamiento que se da al acero en la línea de tira.

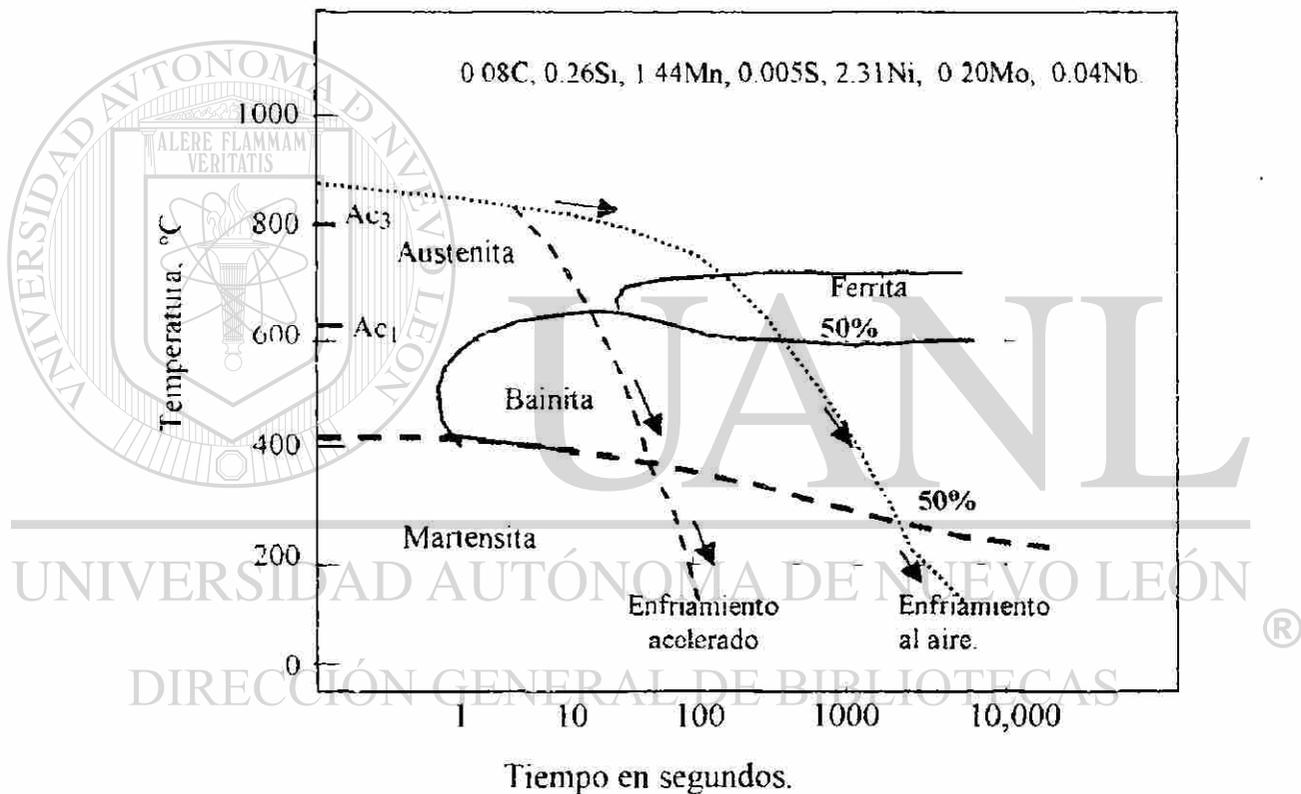


Figura 8.2: Diagrama de Transformación bajo Enfriamiento Continuo (TEC) para un acero microaleado (105). El efecto del níquel es mover la transformación hacia la derecha, de manera que en un acero microaleado sin níquel, como los estudiados en este trabajo, las curvas estarán más hacia la izquierda con el resultado de que aún con enfriamiento acelerado se tendría una mayor proporción de ferrita y poca bainita.

## 8.2 Pruebas de tensión.

Las probetas de tensión que se emplean para determinar las propiedades a tensión de los aceros microaleados son del tamaño definido por la norma ASTM A-370, de acuerdo con las dimensiones dadas en la figura 8.3.

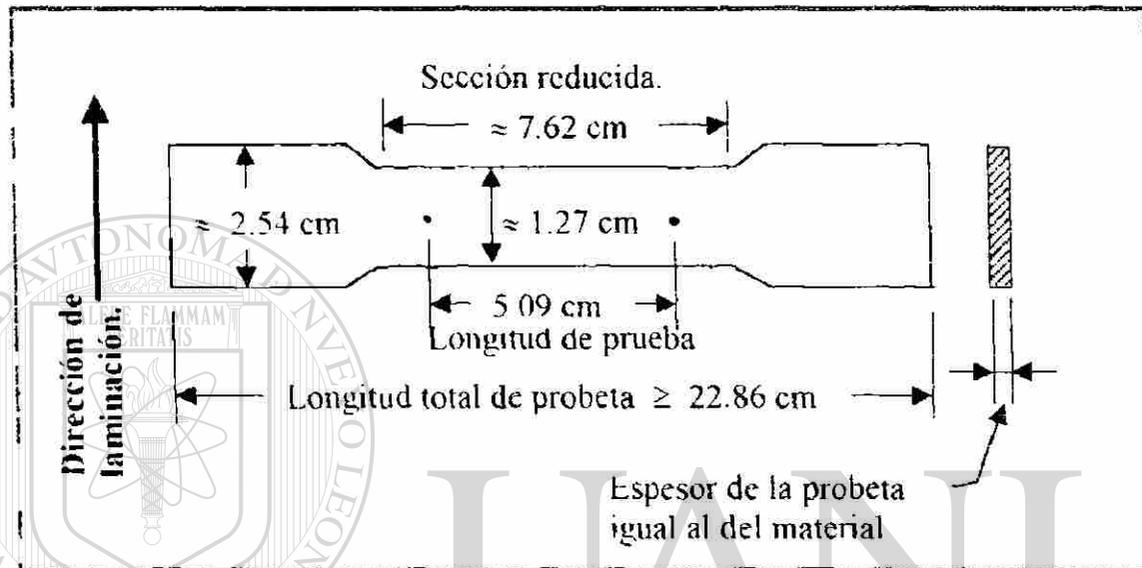


Figura 8.3 Dimensiones de la probeta de tensión usadas en este trabajo de acuerdo con la norma ASTM-A-370.

La máquina de tensión usada es marca Tinius-Olsen con 60 tons de capacidad, como la mostrada en la figura 8.4. La calibración de la máquina se realizó por una compañía especializada y certificada, empleando un anillo elástico de precisión de acuerdo con la norma ASTM E-4. Las probetas se deformaron a temperatura ambiente hasta fractura, manteniendo una velocidad constante de cabezal de 10 mm/min, equivalente a una velocidad de deformación de  $2.8 \times 10^{-3} \text{ seg}^{-1}$ .

### Pruebas de impacto.

Las probetas de impacto empleadas en este trabajo se ajustan a la norma ASTM A-370 (API esp. 5L y PEMEX Esp. gral. TSA-001).

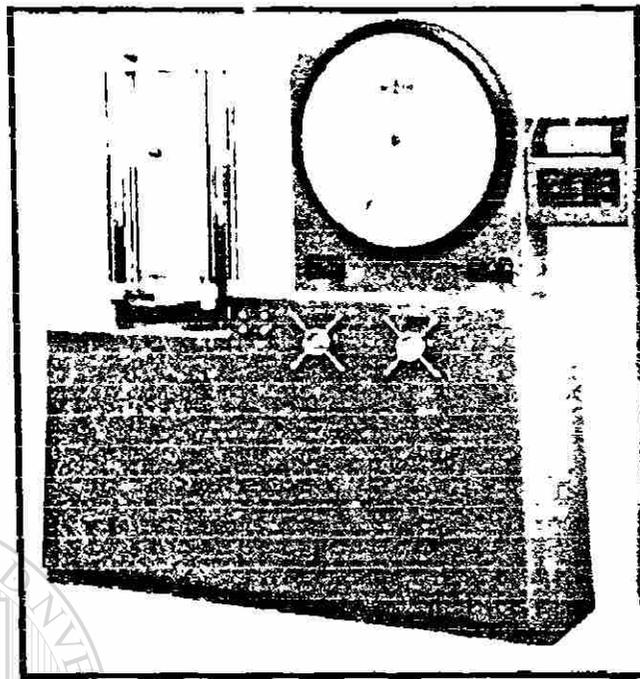


Figura 8.4. Máquina Universal Tinius Olsen usada en las pruebas de tensión realizadas en este trabajo.

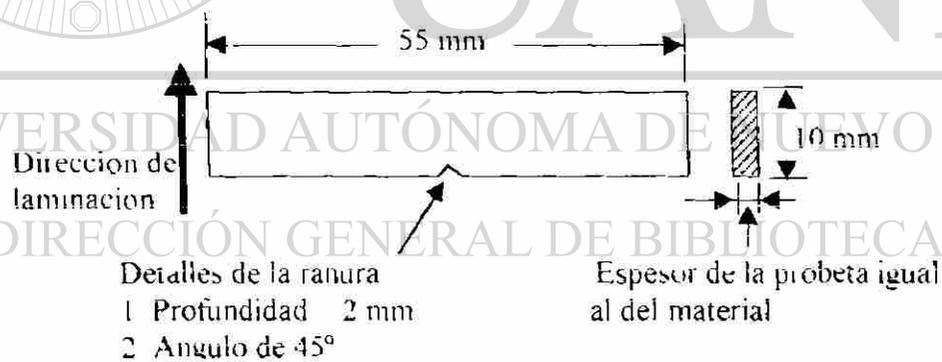


Figura 8.5. Probetas de impacto tipo Charpy, fabricadas de acuerdo con la norma ASTM-A-370

Las probetas de impacto se enfriaron en nitrógeno líquido y acetona manteniendo por 5 minutos a la temperatura deseada antes de quebrarlas. Se usaron tenazas especiales para sacarlas del baño refrigerante y colocarlas en el yunque y quebrarlas en un tiempo máximo de 5 segundos.

#### 8.4. Probetas substandard.

Las probetas charpy deben tener una sección de 10 mm \* 10 mm, pero cuando el espesor del material es menor de 10 mm se fabrican las probetas con el espesor del material fabricado, para lo cual se usan factores para multiplicar el valor de energía absorbida durante la fractura y obtener la que absorbería una probeta de 10 mm \* 10 mm. Estos factores se muestran en la Tabla 8.3.

Tabla 8.3: Factores de extrapolación para calcular la energía absorbida en la prueba de impacto para probetas substandard.

Tipo	Espesor de Probeta	Factor de Extrapolacion
1/1	10 mm (0.394")	1.00
3/4	8.6 mm (0.295")	1.34
2/3	6.7 mm (0.264")	1.49
1/2	5.0 mm (0.197")	2.00
1/3	3.4 mm (0.132")	2.98
1/4	2.5 mm (0.098")	4.02

El factor de extrapolación se calcula con la siguiente fórmula:

$$F. E. = \frac{10 \text{ mm}}{\text{Espesor de probeta en mm}}$$

El factor de extrapolación multiplica a la lectura de la máquina de impacto para obtener la energía real absorbida por una probeta de 10 mm \* 10 mm.

En la figura 8.6 se muestra una máquina de impacto marca Tinius-Olsen como la usada en estas pruebas. Existen varios tipos y modelos de máquinas de impacto

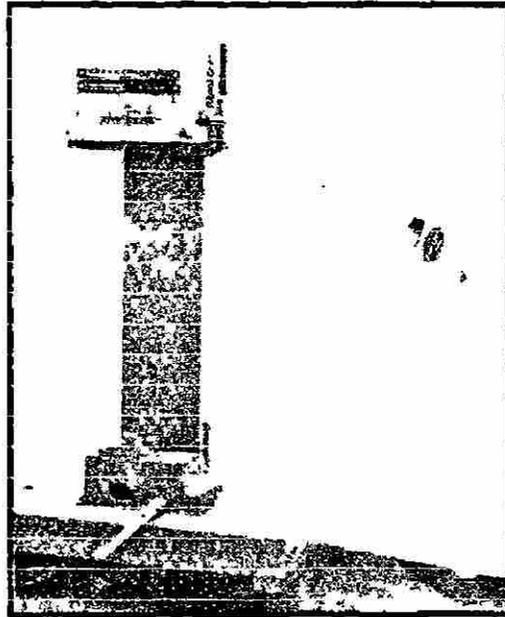


Figura 8.6 Máquina para pruebas de impacto marca Tinius Olsen usada en este trabajo.

### 8.5 Microscopia.

El análisis de las microestructuras se realizó en un analizador de imágenes Marca LFCO. Modelo PMG 3 A3001, con capacidad de 50X a 2.000X. Las muestras para análisis de las microestructuras se tomaron como se muestra en la figura 8.7.

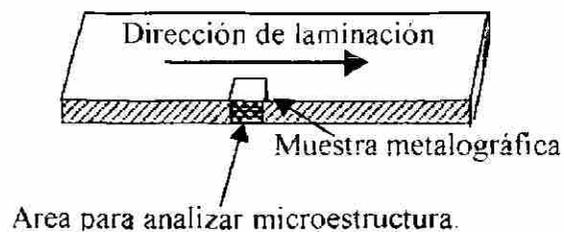


Figura 8.7: Manera como se tomaron las muestras metalográficas y area que se pulió y atacó para observar la microestructura con el reactivo nital al 6%.

El procedimiento normal para tomar muestras para ensayos mecánicos y metalografía, consiste en muestrear cada rollo o placa, tomando muestras tanto del centro del material como a 6.3 mm de la orilla.

En la figura 8.8 se muestra una muestra de impacto fracturada mostrando la zona de inicio de la fractura y la de su propagación.

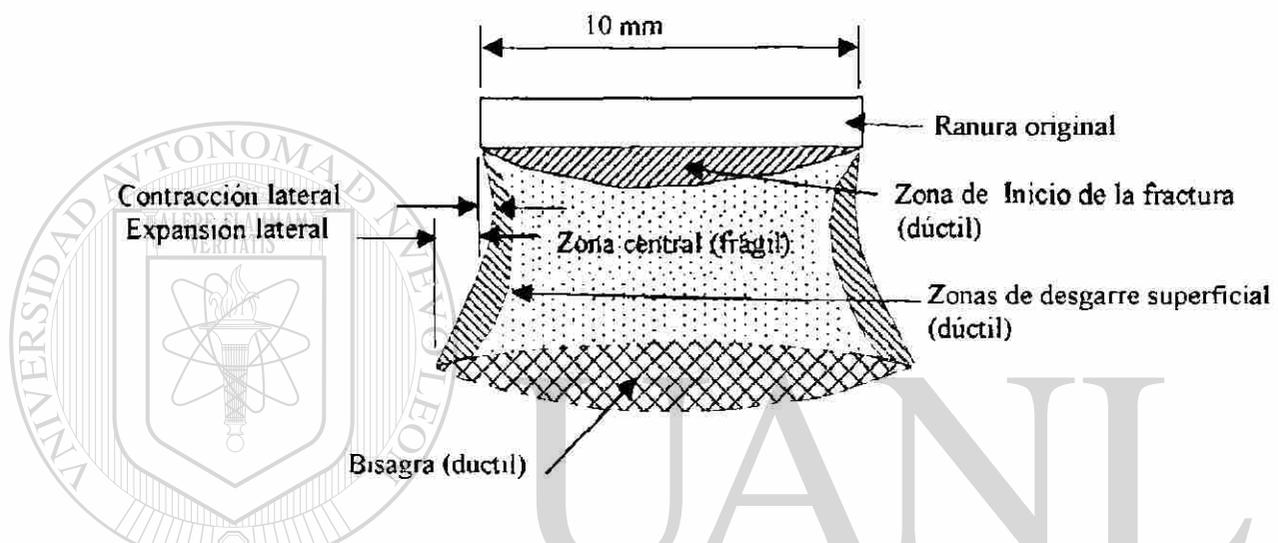


Figura 8.8 Descripción de la fractura en una probeta de impacto quebrada en el intervalo de la temperatura de transición.

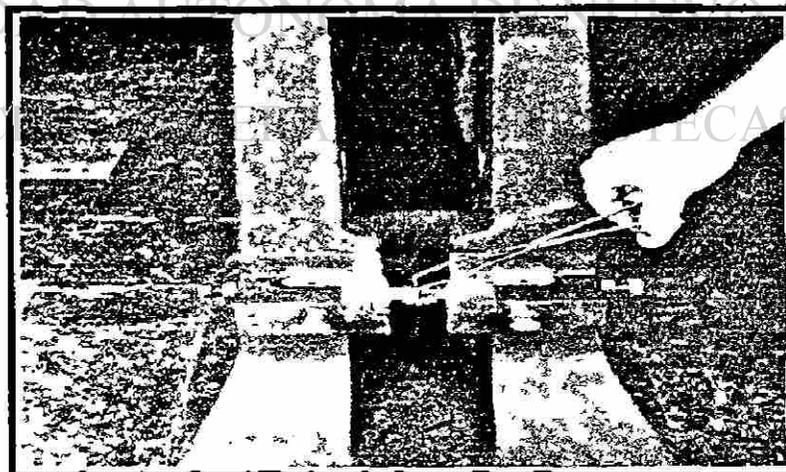


Figura 8.9. Manera como se colocan las probetas de impacto en el yunque de la máquina de impacto usando tenazas especiales según norma ASTM.

## CAPITULO 9

### RESULTADOS.

#### 9.1. Resultados de pruebas de tensión.

Los resultados de las pruebas de tensión que se realizaron en el acero X-60 para gas amargo, en placa de 17.5 mm se presentan en la Tabla 9.1.

Tabla 9.1: Datos de resistencia a la cedencia ( $\sigma_y$ ) y a la tensión ( $\sigma_u$ ), y del porcentaje de elongación (%EL) para acero X-60 gas amargo.

	$\sigma_y$ (455 MPa min.)		$\sigma_u$ (531 MPa min.)		%EL (29% min)	$\sigma_y / \sigma_u$ (0.90 máx)
	MPa	ksi	MPa	Ksi		
Maximo	543	78.7	618	89.5	49	0.90
Mínimo	473	68.6	540	78.2	43	0.82
Promedio	500	72.5	569	82.4	46	0.88
Desviación estd.	17.9		19.3		1.91	0.017
No de muestras	24		24		24	24

En la Tabla 9.2 se presentan los resultados totales de pruebas de tensión realizadas a diferentes coladas de acero X-60 para gas amargo.

Tabla 9.2- Resultados de pruebas de tensión en acero X-60-GA en placa de 17.5 mm de espesor.

COLADA	PLACA	$\sigma_y$ ( L.L ) (455 MPa min )		$\sigma_u$ (531 MPa min )		$\sigma_{EL}$ (29° min)	$\sigma_y/\sigma_u$ (0.90 máx.)
		MPa	Ksi	MPa	Ksi		
100904	5859031	543	78.7	618	89.5	43	0.88
"	5859033	493	71.5	555	80.5	49	0.89
100905	5859058	497	72.1	564	81.7	47	0.88
"	5859067	521	75.5	584	84.6	44	0.89
100906	5859060	497	72.1	568	82.3	45	0.88
"	5859068	595	71.7	565	81.9	46	0.88
100907	5859036	500	72.5	562	81.4	44	0.89
"	5859040	500	72.1	551	79.9	47	0.90
100908	5859020	496	71.9	549	79.5	48	0.90
"	5859026	477	69.1	546	79.2	49	0.87
100909	5859051	480	69.6	547	79.3	47	0.88
"	5859061	473	68.6	540	78.2	49	0.88
100910	5859240	522	75.6	586	84.9	46	0.89
"	5859252	475	68.9	553	80.1	49	0.86
100911	5859200	537	77.8	594	86.1	45	0.90
"	5859210	511	74.0	566	82.1	49	0.90
100912	5860026	489	70.8	547	79.3	47	0.89
"	5860047	482	69.8	562	81.4	46	0.86
100913	5859232	487	70.6	591	85.7	45	0.82
"	5859253	500	72.5	571	82.7	47	0.88
100914	5859229	509	73.8	570	82.6	48	0.89
"	5859234	495	71.8	572	82.9	43	0.87
200866	5859208	524	75.9	596	86.4	46	0.88
"	5859254	511	74.1	585	84.8	46	0.87
<b>Máximo</b>		543	78.7	618	89.5	49	0.90
<b>Promedio</b>		500	72.5	569	82.4	46	0.88
<b>Mínimo</b>		473	68.6	540	78.2	43	0.82
<b>Desviación estándar</b>		17.9		19.39		1.91	0.017
<b>No. de muestras</b>		24		24		24	24

En las figuras 9.1 a 9.4 se presentan los histogramas correspondientes a la Tabla 9.2

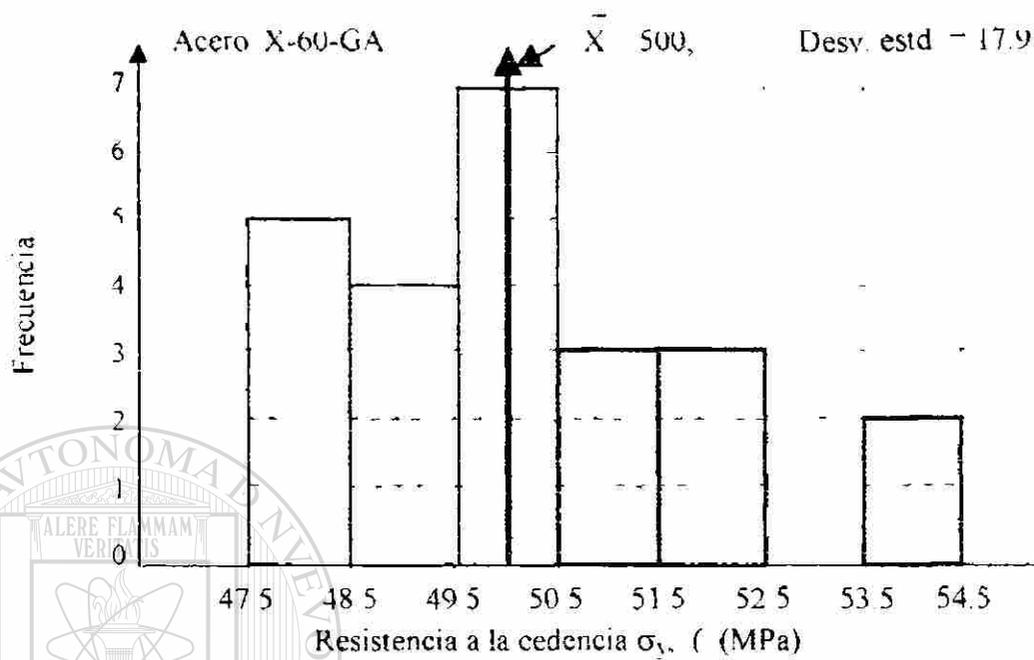


Figura 9-1 Histograma para los datos de resistencia a la cedencia de la Tabla 9.2.

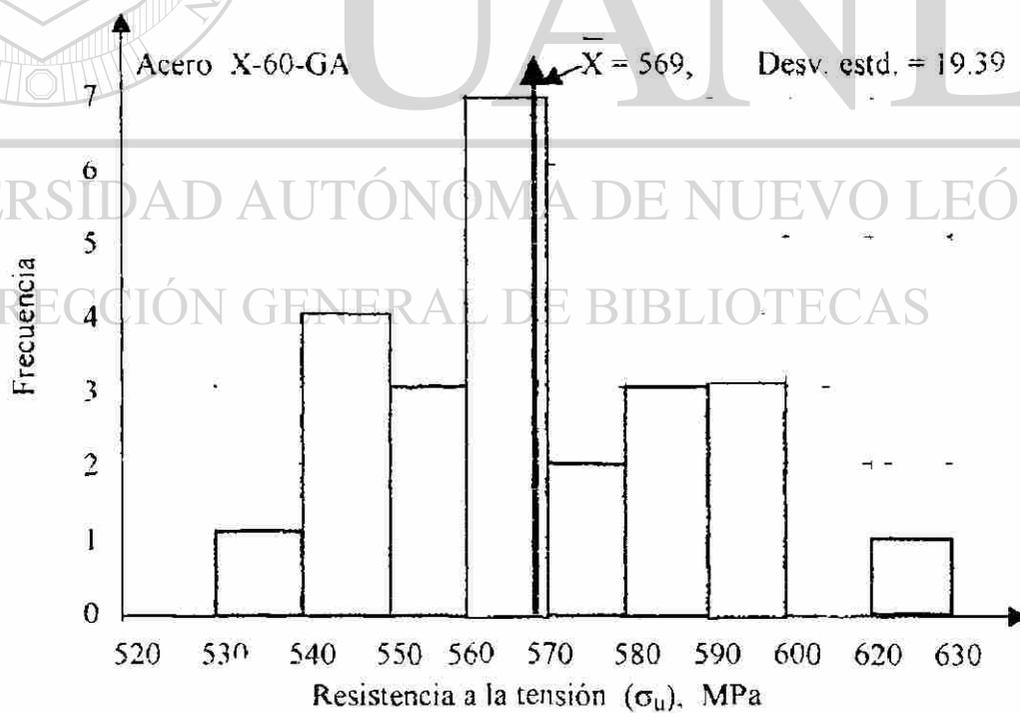


Figura 9-2 Histograma para los datos de resistencia a la tensión de la Tabla 9.2.

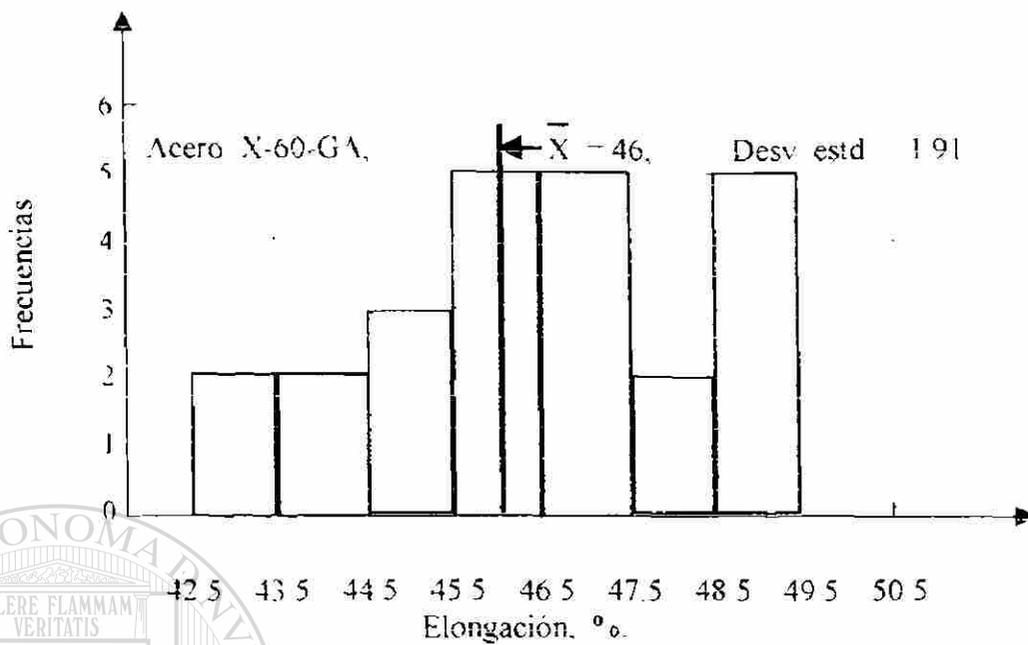


Figura 9.3 Histograma correspondiente a los datos de elongación de la Tabla 9.2.

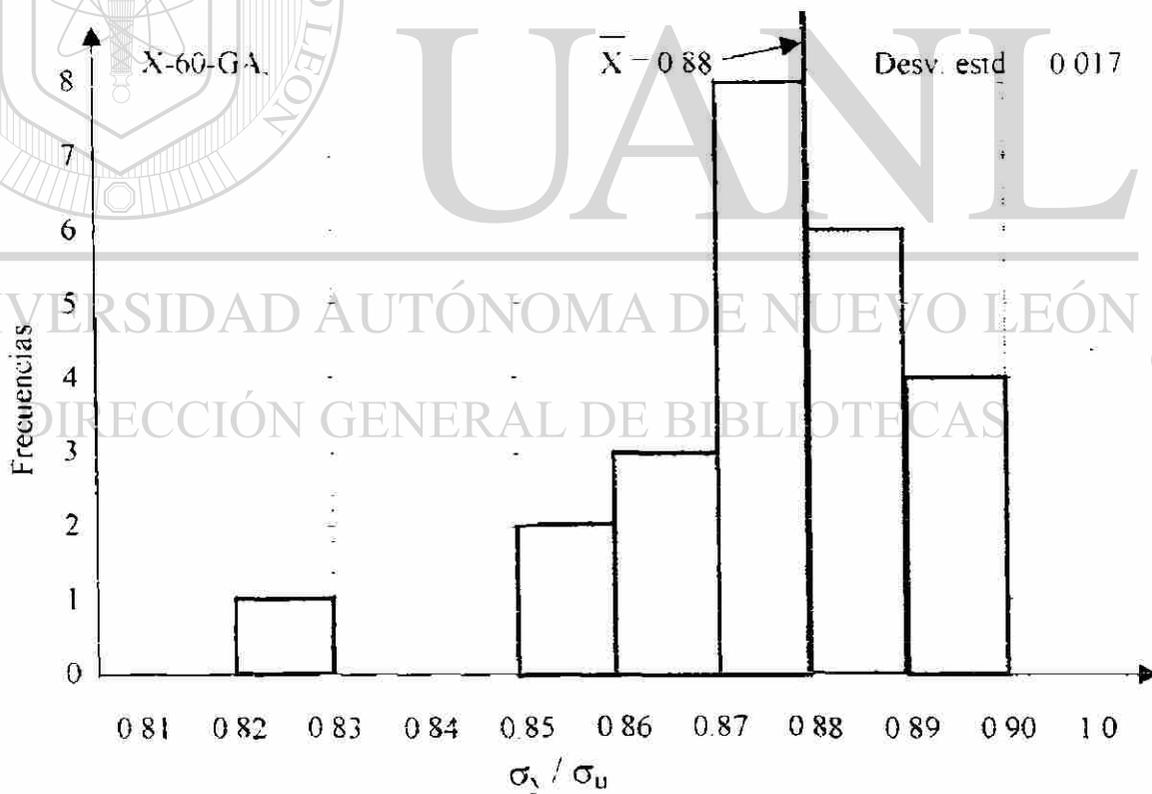


Figura 9.4 Histograma correspondiente a los datos de  $\sigma_y/\sigma_u$  de la Tabla 9.2

Para el acero X-52-GA se obtuvieron los resultados que se dan en la tabla 9.3

Tabla 9.3: Resultados de pruebas a tensión para acero X-52-GA

COLADA	PLACA	$\sigma_y$ ( L.E.) (370-450 MPa)		$\sigma_u$ (455-545 MPa)		%EL (35% min)	$\sigma_y / \sigma_u$ (0.91 max)
		MPa	Ksi	MPa	Ksi		
109191	6555182	464	67.3	504	73.1	42	0.92
"	6555183	423	61.3	486	70.5	43	0.87
"	6555184	446	64.6	503	72.9	42	0.89
"	6555185	432	62.6	500	72.4	43	0.86
119190	6555070	412	59.7	473	68.5	49	0.87
"	6555083	423	61.3	478	69.3	49	0.88
"	6555084	404	58.5	475	68.9	50	0.85
"	6555085	424	61.4	490	71.0	46	0.86
209138	6555089	431	62.4	484	70.2	47	0.89
"	6555090	431	62.5	486	70.5	45	0.89
"	6555093	413	59.9	491	71.1	46	0.84
"	6555098	446	64.6	500	72.4	47	0.89
	Máximo	464	67.3	504	73.1	50	0.92
	Mínimo	404	58.5	473	68.5	42	0.84
	<b>Promedio</b>	<b>429</b>	<b>62.2</b>	<b>489</b>	<b>70.9</b>	<b>45.8</b>	<b>0.88</b>
	Desv estd	16.0		10.4		2.7	0.07

En las figuras 9.5 a 9.8 se dan los histogramas correspondientes a la Tabla 9.3.

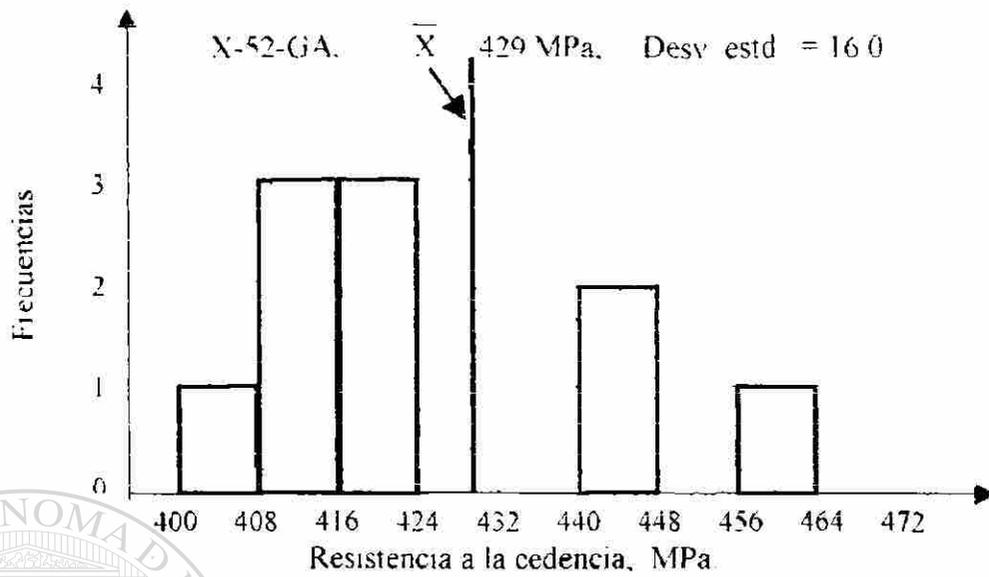


Figura 9.5 Histograma de resistencia a la cedencia de Tabla 9.3 Acero X-52-GA.

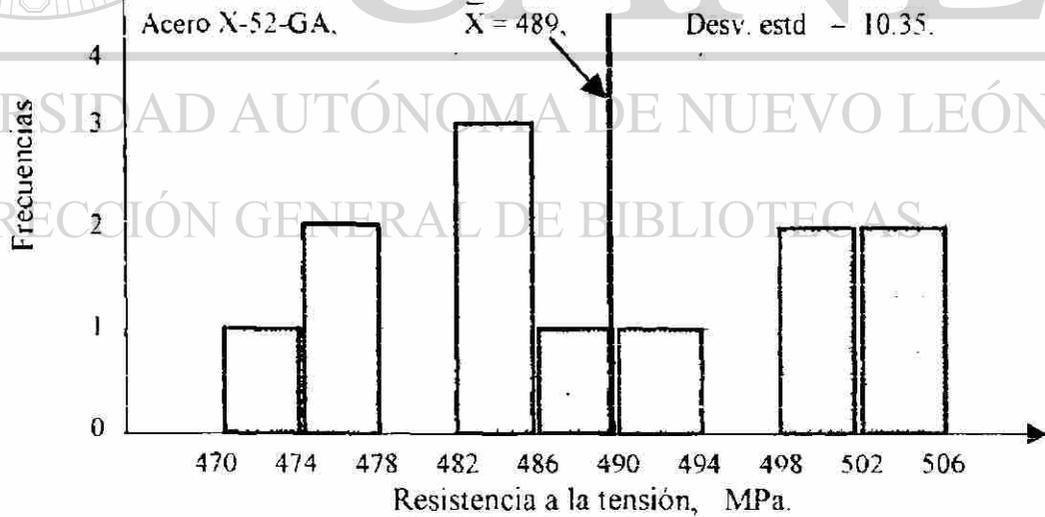


Figura 9.6 Histograma de los datos de resistencia a la tensión, según datos de la Tabla 9.3 Acero X-52-GA.

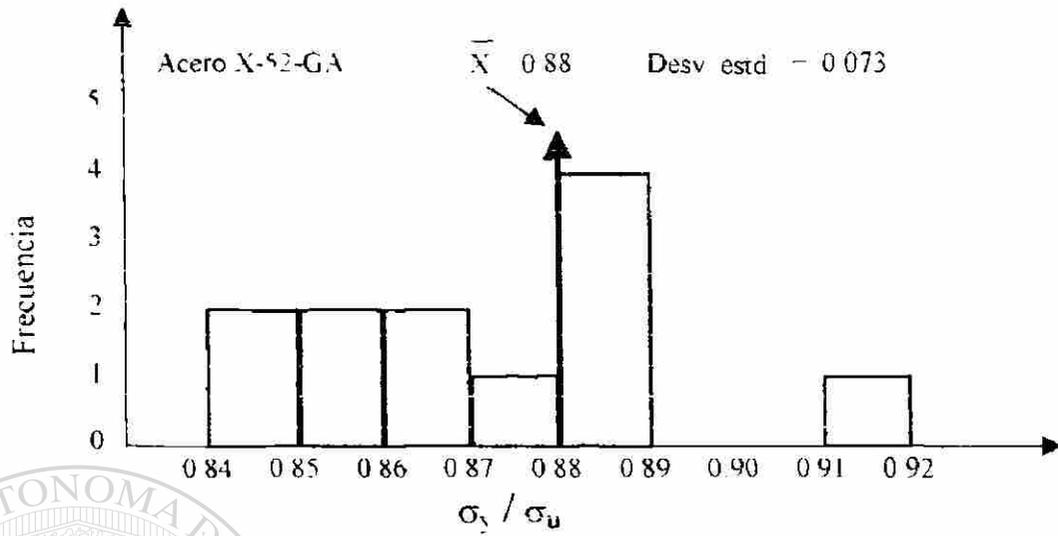


Figura 9.7 Histograma de la relacion de resistencias correspondiente a la Tabla 9.3

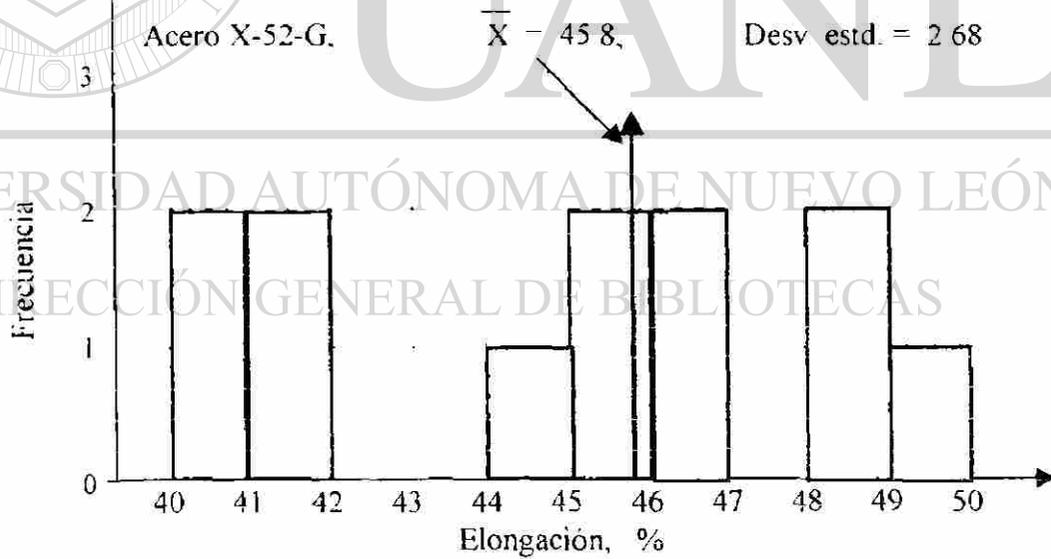


Figura 9.8 Histograma del porciento de elongación de la Tabla 9.3

En las figuras 9.9 y 9.10 se dan las curvas de tensión para dos probetas de acero X-52-GA.

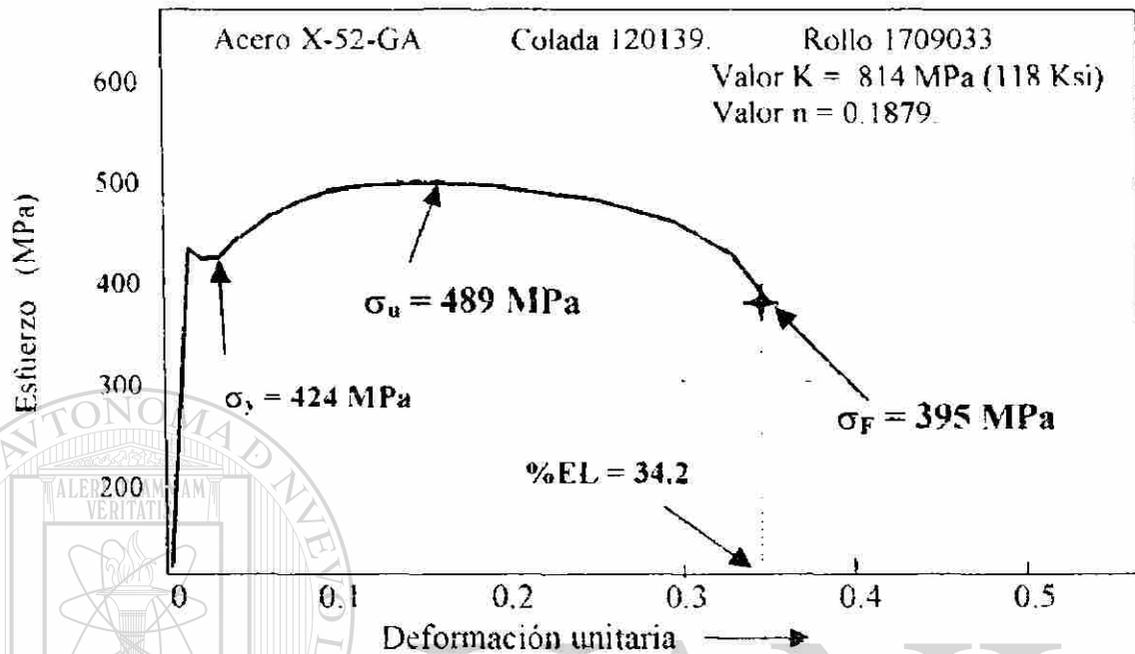


Figura 9 9 Curva de tensión para un acero X-52-GA, colada 120139, rollo 1709033

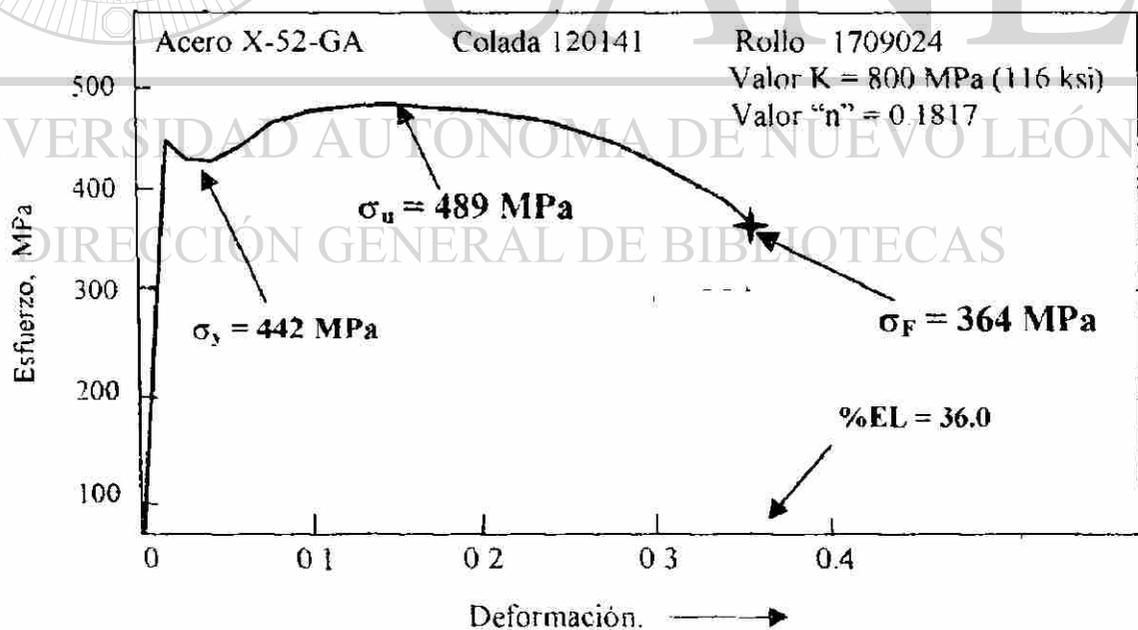


Figura 9 10: Curva de tensión para un acero X-52-GA, colada 120141, rollo 1709024.

De las figuras 9.9 y 9.10 se puede ver que el acero X-52-GA fabricado por AHMSA cumple con los requerimientos en propiedades mecánicas para este grado de acero.

## 9.2. Resultados de pruebas de impacto.

Los resultados de las pruebas de impacto se muestran en la tabla 9.4

Tabla 9.4: Resultados de Pruebas de Impacto a diferentes temperaturas para un acero X-52-GA

Energías Absorbidas en Joules.

Temperaturas, °C		-10	-20	-40	-60	-70	-80	-95	-100	-105
Colada 109190 Planchón 070		252	334	216	264	216	248	216	118	68
" " " " " 083		200	210	186	168	154	118	148	11	8
" " " " " 084		226	216	216	226	210	170	100	8	11
" " " " " 085		210	202	194	206	156	162	100	11	90
" " " " " 109191 089		222	216	206	170	170	190	144	5	11
" " " " " 090		248	226	272	270	206	216	94	5	11
" " " " " 093		200	208	224	132	140	124	92	5	8
" " " " " 098		186	208	178	126	140	130	14	5	5
" " " " " 209138		182	170	176	138	126	126	86	8	8
" " " " " 183		194	184	168	156	130	102	13	11	9
" " " " " 184		172	186	136	102	146	130	118	11	16
" " " " " 185		178	190	172	108	126	124	102	11	11
<b>Máximo</b>	→	252	334	272	270	216	248	216	118	90
<b>Mínimo</b>	→	170	176	136	102	116	102	13	5	5
<b>Promedio</b>	→	205	213	192	171	159	153	102	17	21
<b>Desv. estandar</b>	→	26.4	39.4	36.6	52.7	32.8	42.9	52.6	30.4	26.3

De los resultados dados en la tabla 9.4 se observa que la transición final sucede a 95 °C, sin embargo al hacer las gráficas se determinará con mayor exactitud la transición de dúctil a frágil. Debe observarse una doble transición, una correspondiente a la transición de la propagación de la fractura, y la segunda

a temperatura inferior es la transición correspondiente al inicio de dicha fractura. En la figura 9.11 se presentan algunas de las gráficas de impacto correspondientes a la Tabla 9.4

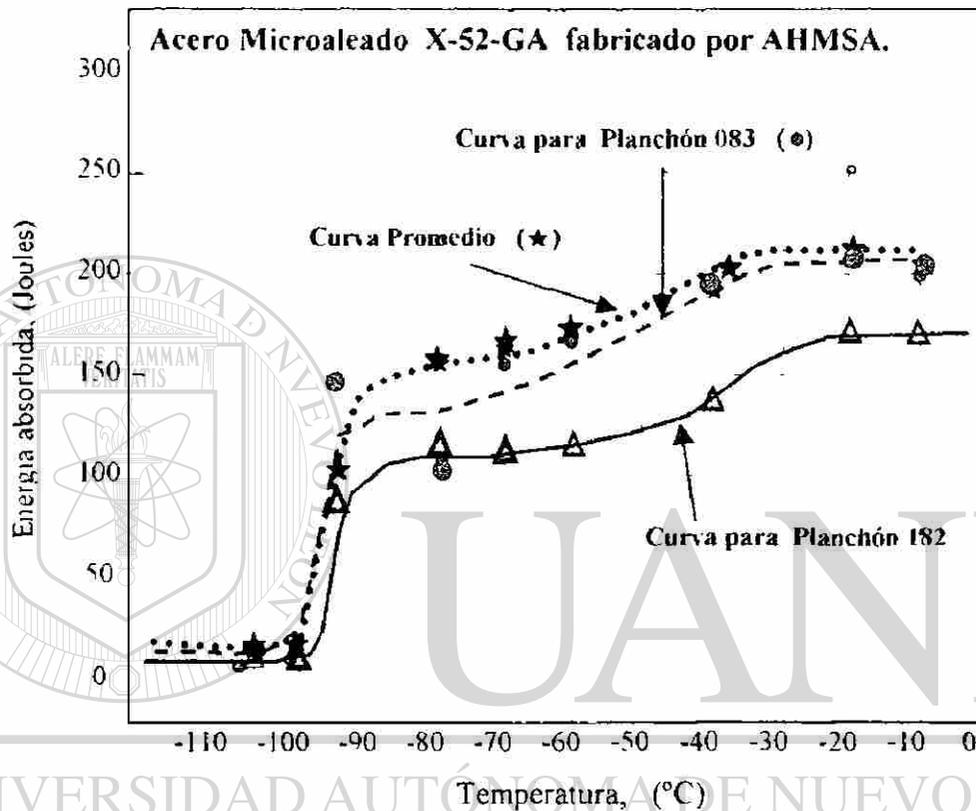


Figura 9.11: Curvas de impacto para 3 casos: Valores promedio, planchón 083 y planchón 182. La transición inferior es la misma para los 3 casos y es igual a  $-95^{\circ}\text{C}$ .

Las propiedades a impacto son 2, la energía máxima absorbida también conocida como tenacidad a impacto y la temperatura de transición de dúctil a frágil. Sin embargo, la temperatura de transición es mejor considerarla tanto para el caso de inicio de la fractura, como para el caso de su propagación. De acuerdo con los datos de la Tabla 9.4, la temperatura de transición corresponde a

95 °C, es decir corresponde a la temperatura de transición para el inicio de la fractura.

En la Figura 9.12 se muestran a escala mayor las curvas de impacto para el planchón 090 y para el 182, los cuales muestran valores de energía muy altos y muy bajos respectivamente.

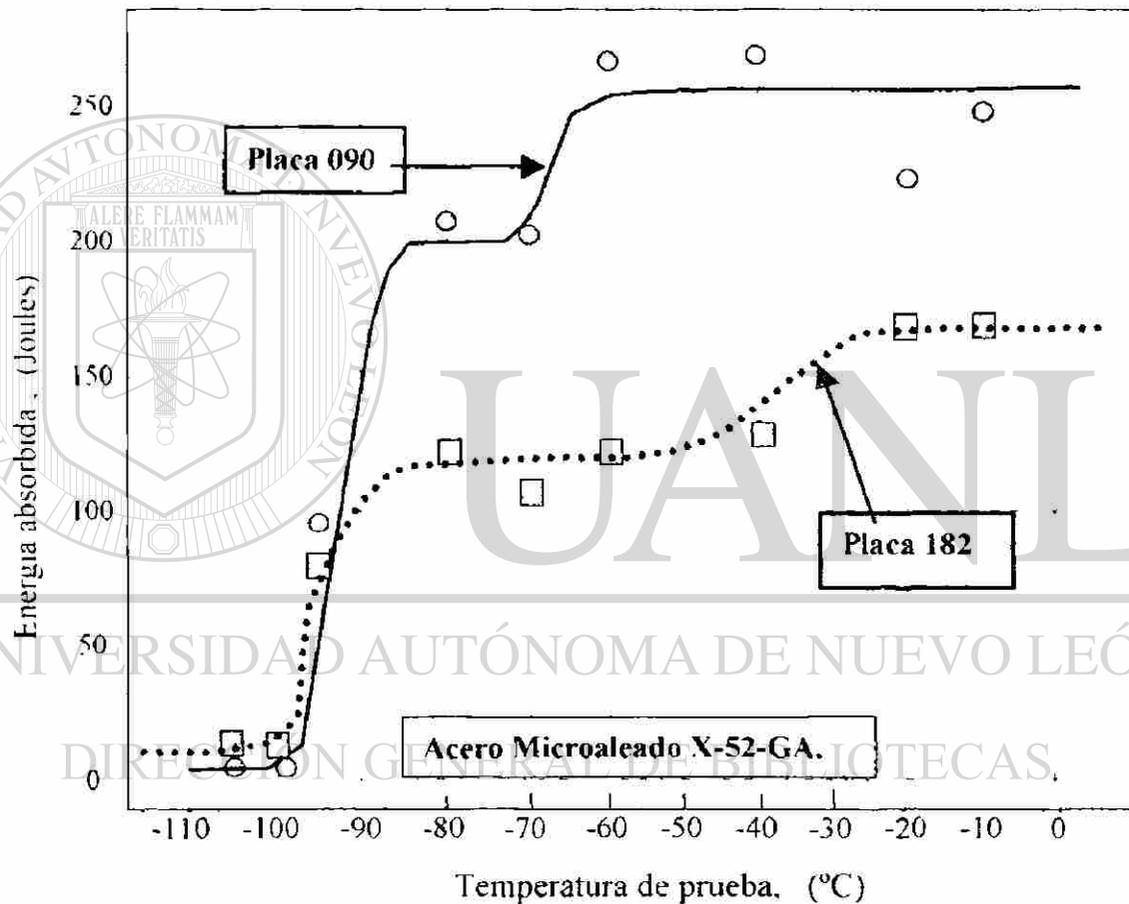


Figura 9.12: Curvas de impacto para dos placas de acero grado X-52-GA. De estas curvas se puede observar la gran dispersión que existe en la energía máxima absorbida

En la figura 9.4 se puede observar la gran dispersión que existe normalmente en la energía máxima absorbida (E<sub>Amax</sub>). Esta gran dispersión se atribuye a

diferencias en las dimensiones de la ranura, que, aunque muy pequeñas, son capaces de afectar a los valores de energía máxima absorbida.

En la Tabla 9.5 se presentan las composiciones químicas de las placas estudiadas en este trabajo.

Tabla 9.5: Composiciones químicas (% en peso) de las placas de acero X-52-GA que se estudiaron en este trabajo.

Comp. Quím.	Número de Placa.											
	070	083	084	085	089	090	093	098	182	183	184	185
C	0.067				0.083	=	-	=	0.072	=	=	-
Mn	0.870				=	-	-	-	-	=	-	=
P	0.014			-	0.019	-	=	=	0.016	=	=	-
S	0.005			-	-	=	=	-	-	=	=	-
Si	0.190				0.200	-	-	-	0.190	=	=	=
Cu	0.270				0.260	-	-	-	0.270	-	-	=
Cr	0.022		-	-	0.031	=	=	=	0.029	-	=	=
Ni	0.034			-	0.029	=	-	-	0.024	-	=	=
Mo	0.014				0.029	-	-	-	0.018	-	-	-
Al.T.	0.031	-	=	-	0.032	-	-	-	0.036	=	=	=
V	0.003	-		-	0.004	=	=	=	0.003	=	=	=
Nb	0.022				0.021	=	=	=	0.023	=	=	=
Ti	0.010				0.009	=	-	=	0.010	=	=	-
Al.S.	0.031		-	-	0.030	-	=	=	0.036	-	=	=
N	0.006			-	0.0055	-	=	-	0.006	-	=	=
Ca	0.0037	-	-		0.0035	=	-	-	0.0044	=	=	=
Ca/S	0.740		-	-	0.714	=	=	=	0.880	=	=	=

De la Tabla 9.5 se ve que el carbono es mayor de 0.067 y el azufre es de 0.005. Tanto el carbono como el azufre pueden ser disminuidos aún más con el equipo que cuenta AFMSA. Los análisis químicos dados en la Tabla 9.5 están dentro de los valores permisibles presentados en la Tabla 8.1

El concepto de doble transición puede entenderse mediante el siguiente ejemplo del acero A572-50, cuya curva de impacto se presenta en la Figura 9.13 en la cual se puede observar claramente la doble transición en las curvas de impacto. En las figuras 9.11 y 9.12 no se observa claramente esta doble transición.

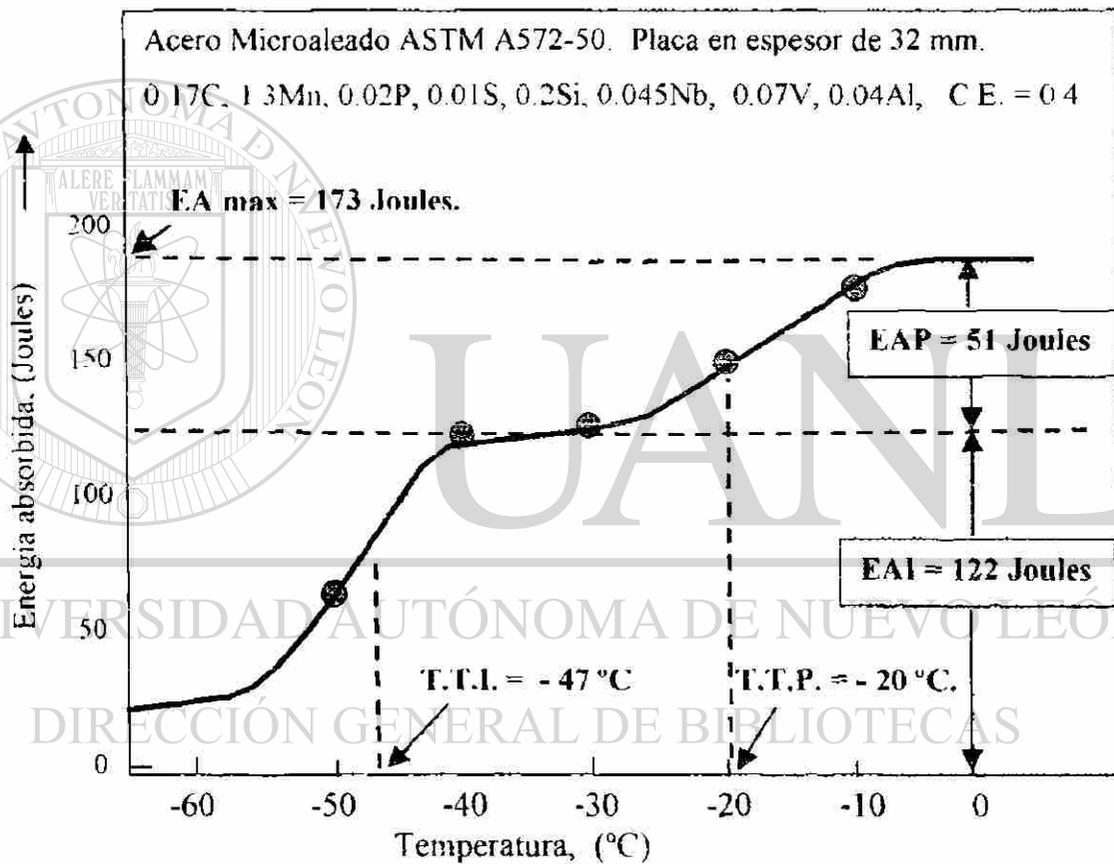


Figura 9.13: Curva de impacto para un acero microaleado A572-50 en la cual se muestra la doble transición de temperatura así como la energía absorbida para iniciar la fractura (EAI) y la energía absorbida en la propagación de dicha fractura (EAP).

En la Tabla 9.6 se muestran los datos con los cuales se obtuvo la figura 9.13.

Tabla 9.6: Datos experimentales obtenidos en muestras de impacto para un acero A572-50 fabricado por AHMSA, correspondientes a la Figura 9.5.

Temperatura, °C →	-10	-20	-30	-40	-50
Energía abs. (Joules) →	173	149	128	124	61
% Area dúctil. →	100	83	50	40	20

De la figura 9.13 y de la Tabla 9.6 se obtienen los siguientes valores para los diferentes parámetros de impacto:

IAI	Energía absorbida para iniciar la grieta	= 122 joules.
EAP	“ “ para propagar la grieta	= 51 joules.
E <sub>max</sub>	Energía absorbida máxima	= 173 joules.
TTI	Temperatura de Transición del inicio de la fractura	= - 20 °C.
TTP	“ “ de la propagación	= - 47 °C.

Calidad de este acero: Con estas propiedades a impacto se puede decir que este acero es de óptima calidad.

Usos de este grado de acero: Recipientes a presión.

### 9.3. Tamaño de grano.

El tamaño de grano es uno de los principales parámetros que deben cuidarse en aceros para gasoductos como el X-52-GA. Esto se debe a que entre más fino sea el grano del acero, éste es más soldable y la soldabilidad es de mucha importancia para fabricar los gasoductos sin que se formen microgrietas durante el proceso de soldadura ya sea longitudinal o perimetral. La soldadura longitudinal se realiza cuando se está fabricando el tubo mientras que la

perimetral se realiza al estar uniendo un tubo con otro al momento de estar tendiendo el gasoducto en su posición final en la ruta que va a seguir dicho gasoducto.

De acuerdo con los requerimientos de Pemex, según documento NRF-001-PEMEX-200, Rev. 0, el tamaño grano para los aceros X-52-GA para gasoductos, debe más fino que ASTM No. 10 ( $0.011 \text{ mm} = 11 \mu\text{m}$ ).

Por su parte y también de acuerdo con el documento mencionado, las inclusiones no-metálicas deben ser de las siguientes dimensiones:

Inclusiones tipo A (Sulfuros):	deben ser menores de 0.5d
Inclusiones tipo B (Aluminatos):	deben ser menores de 1.0d
Inclusiones tipo C (Silicatos):	deben ser menores de 0.5 d
Inclusiones Tipo D (Otros óxidos):	deben ser menores de 1.5 d

Además, todas las inclusiones deben tener un mínimo de 95% de globulización.

En la figura 9.14 se muestra una microestructura típica de los aceros X-52-GA. Se observa que el tamaño de grano de la ferrita es mixto, con granos que va desde muy grueso, ASTM No. 0 ( $0.35 \text{ mm} = 350 \mu\text{m}$ ), hasta muy finos ASTM No. 12 ( $0.006 \text{ mm} = 6 \mu\text{m}$ ). Aún cuando PEMEX no especifica la morfología del grano ferrítico, en la Figura 9.6 se observan tanto granos equiaxiales como alargados. A simple vista puede apreciarse que existe aproximadamente un 90% de grano fino, alrededor de  $8 \mu\text{m}$ , y alrededor de 10% de grano basto. También se tiene un bandeo de la segunda fase la cual consiste de bainita.

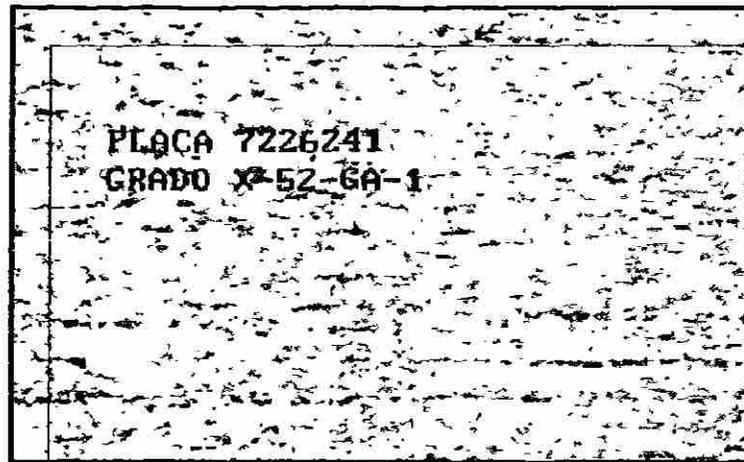


Figura 9.14: Microestructura de un acero X-52-GA, 100X. Reactivo nital al 6%.  $\approx 90\%$  Grano fino ASTM-10 ( $11 \mu\text{m}$ ).

En la Figura 9.15 se muestra la microestructura de un acero X-65-GA para comparación con la microestructura del acero X-52-GA mostrada en la Figura 9.14.

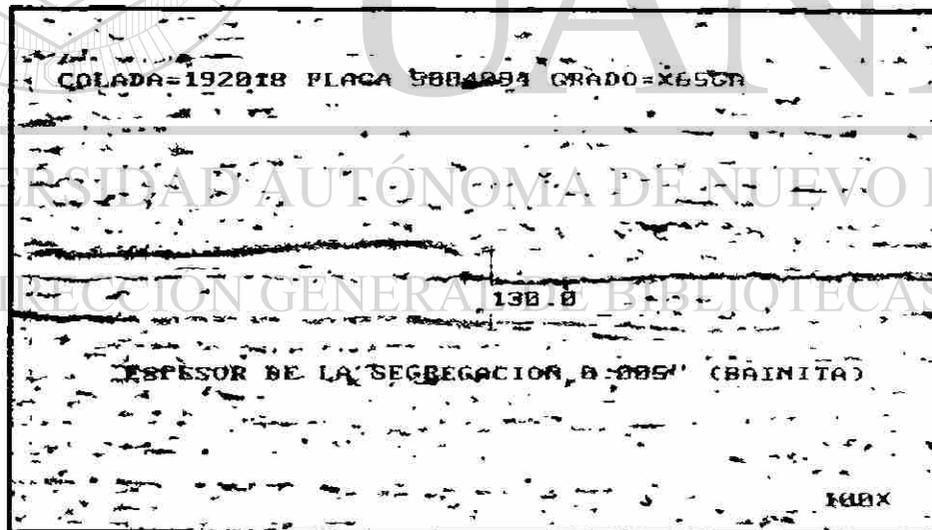


Figura 9.15. Microestructura de un acero X-65-GA, 100X, reactivo nital al 6%. Tamaño de grano ASTM-12 ( $6 \mu\text{m}$ ). Se muestra también una segregación hacia el centro de la placa.

## CAPITULO 10

### DISCUSION DE RESULTADOS.

#### 10.1. Resultados de pruebas de tensión.

Los resultados de las pruebas de tensión indican que las propiedades mecánicas de los aceros X 52 GA probados en este trabajo exceden los requerimientos para estos aceros como se muestra en la siguiente Tabla 10 !

Tabla 10 ! Comparación de los resultados de pruebas de tensión con los requerimientos del cliente, para un acero X-52-GA en placa.

	$\sigma_y$ , MPa (Ksi)	$\sigma_u$ , MPa (Ksi)	%EL	$\sigma_y / \sigma_u$
<b>Requerimientos.</b>	370-450 (53-65)	455-545 (66-79)	35% min	0.91 max
<b>Resultados promedio.</b>	429 (62.2)	489 (70.9)	45.8	0.88
<b>Desviación estándar</b>	16.0	10.35	2.68	0.07

De la tabla 10 ! se observa que el acero X-52-GA que se estudió cumple perfectamente con los requisitos marcados por el cliente. Sobre todo debe notarse la gran ductilidad de este material! %EL = 45.8, que es muy superior al mínimo requerido de 35%. Esto indica que el acero puede ser conformado y soldado sin ningún problema. Dado que los precipitados son partículas muy estables, el rápido calentamiento y enfriamiento en la zona afectada por el calor (ZAC) durante la

soldadura no dan tiempo a que se disuelvan dichos precipitados por lo cual permanecen sin cambio

La pregunta que debe hacerse aquí es que si esta gran ductilidad se debe al tamaño de grano fino, o si es el resultado de los carburos y nitruros que precipitaron en forma muy fina dentro de los granos. Sin embargo también puede ser que la alta ductilidad alcanzada se deba a los bajos contenidos de carbono, nitrógeno y azufre que se tienen en estos aceros, lo cual representa menos inclusiones y carburos de hierro y de menor tamaño lo cual lógicamente permiten mas deformación sin que ocurra fractura. En la Tabla 10.2 se muestra la composición química de tres planchones

**Tabla 10.2: Composición química de los aceros X-52-GA estudiados en este trabajo. (Por ciento en Peso)**

Composicion Química	Numero de Placa			Máximo	Minimo	Comp. Promedio	Rango Requerido
	070	089	182				
Carbono	0.067	0.083	0.072	0.083	0.067	0.074	0.06-0.08
Manganeso	0.870	-	-	=	=	0.870	0.75-0.80
Fosforo	0.014	0.019	0.016	0.019	0.014	0.015	0.000-0.020
Azufre	0.005	-	=	=	-	0.005	0.000-0.005
Silicio	0.190	0.200	0.190	0.200	0.190	0.193	0.17-0.27
Cobre	0.270	0.260	0.270	0.270	0.260	0.266	0.25-0.30
Cromo	0.022	0.021	0.029	0.021	0.022	0.027	0.000-0.050
Niquel	0.034	0.029	0.024	0.034	0.024	0.029	0.000-0.050
Molibdeno	0.014	0.029	0.018	0.029	0.014	0.020	0.000
Aluminio Total	0.031	0.032	0.036	0.036	0.031	0.033	0.025-0.040
Vanadio	0.003	0.004	0.003	0.004	0.003	0.0033	0.000
Niobio	0.022	0.021	0.023	0.023	0.021	0.022	0.010-0.015
Titanio	0.010	0.009	0.010	0.010	0.009	0.010	0.000
Aluminio Soluble	0.031	0.030	0.036	0.036	0.030	0.032	No esp.
Nitrogeno	0.006	0.0055	0.006	0.006	0.0055	0.0055	No esp.
Calcio	0.0037	0.0035	0.0044	0.0044	0.0035	0.0039	0.002-0.005
Relación Ca/S	0.740	0.714	0.880	0.880	0.714	0.778	No esp.

En los años de 1960 se recomendaba que los aceros X-52 GA y otros similares, fueran fabricados con niveles de carbono de hasta 0.30%, sin embargo estos altos valores fueron considerados como los causantes de fracturas graves en gasoductos, incluyendo explosiones, dado que entre mas carbono en el acero, mayor es su fragilidad. Por ello es que poco a poco se fue disminuyendo el contenido de carbono permisible en los aceros hasta llegar a los valores actuales.

El análisis de las composiciones indicadas en las Tablas 8.1, 9.5 y 10.3 permite deducir lo siguiente:

- 1 El carbono está por el lado alto del intervalo con un promedio es de 0.074%, sin embargo, este es lo suficientemente bajo como para no afectar la ductilidad del acero. Pero también es suficientemente alto como para favorecer la precipitación de carburos de niobio y de vanadio.
- 2 El manganeso también está por encima de la tolerancia superior y se mantuvo constante en 0.870%.
- 3 El azufre dio lecturas constantes de 0.005%, lo cual es el máximo permisible, sin embargo es bastante bajo y parece no afectar la ductilidad del acero.
- 4 El cobre, cromo y níquel están dentro del nivel permitido.
- 5 El molibdeno no es solicitado por el cliente en su análisis, pero AHMSA lo incluye pues aumenta la resistencia a las picaduras (corrosión localizada), con lo cual se puede decir que se aumenta la calidad del acero.
- 6 El vanadio no es solicitado por el cliente, pero AHMSA lo agrega en pequeñas cantidades (0.0033% en promedio) con el objeto de favorecer la precipitación de carburos y nitruros con lo cual se asegura un mayor límite elástico.
- 7 El niobio es agregado en una cantidad de 0.022%, mayor que el máximo solicitado, de 0.015%, con el fin de asegurar un límite elástico correcto.
- 8 El aluminio no es especificado por el cliente pero se agrega para asegurar una refinación de grano mediante la precipitación de nitruros de aluminio.
- 9 El nitrógeno es el típico de aceros fabricados sin desgasificación al vacío.
- 10 El boro no es ni solicitado ni agregado en este grado de acero.

11 El calcio se agrega para globulizar las inclusiones no-metálicas que puedan formarse, las cuales son pocas dado el bajo contenido de azufre. Los aceros microaleados para tubería que conducirá gas amargo, deben ser tratados para globulizar las inclusiones sobre todo las de azufre, con el fin de evitar el agrietamiento inducido por hidrógeno (IIC, hydrogen induced cracking). Esta globulización favorece una mayor ductilidad.

Por lo anterior, se puede concluir que el bajo contenido de carbono, en promedio de 0.074%, de azufre y la globulización de las inclusiones no-metálicas favorecen las altas ductilidades que tienen los aceros X-52-GA aquí estudiados, ductilidades que son de alrededor de 46%, muy superiores al 35% mínimo solicitado por el cliente. El efecto del grano fino en cuanto a si aumenta o disminuye la ductilidad está aún en duda, pero puede suponerse que los tamaños de entre 8 y 12 ASTM (22 y 6  $\mu\text{m}$ ) no tienen mayor efecto en la ductilidad a tensión pero sí mejora la soldabilidad y la ductilidad a impacto.

Por su parte el límite elástico es disminuido por el bajo carbono, pero se incrementa no tanto por el grano fino, sino más bien por la precipitación de carburos y nitruros en la matriz ferrítica. De las microestructuras obtenidas se observa que se obtiene bainita en vez de perlita fina, por lo cual puede decirse que el acero microaleado X-52-GA es a la vez un acero de doble fase, ferrita + bainita. Esta bainita también puede considerarse como responsable de aumentar el límite elástico de éstos aceros.

## 10.2. Discusión de los resultados de las pruebas de impacto.

Las especificaciones del cliente piden prueba de impacto a  $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$ , debiendo dar un mínimo de 81 J y un promedio de 95 J de energía absorbida. Asimismo se pide un 85% de fractura dúctil a  $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$ . El cliente no pide que se determine la curva total de transición a impacto, lo cual se realizó en este estudio para poder determinar propiedades a impacto como son la energía máxima absorbida (E<sub>Amax</sub>) y la temperatura de transición TT.

De la Tabla 9.4 se ve que la energía mínima absorbida a  $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$  fue de 170 J, es decir el doble de lo requerido, asimismo se obtuvo 100 % de fractura dúctil. Estos resultados se muestran en la Tabla 10.3

Tabla 10.3 Comparación de valores a impacto, requeridos y obtenidos, para el acero X-52-GA estudiado

Temperatura	Energía Absorbida (Joules).				% Fractura Dúctil.	
	Mínima		Promedio		Mínimo	Obtenido
	Requerida	Lograda	Requerido	Logrado	Requerido	
$-10\text{ }^{\circ}\text{C}$	81	170	95	205	85	100

De la Tabla 10.3 se ve que la calidad del acero X-52-GA fabricado por AHMSA es superior a la calidad solicitada por el cliente, en cuanto a las propiedades a impacto se refiere. Dado que la transición de dúctil a frágil ocurre a  $95\text{ }^{\circ}\text{C}$ , a la temperatura indicada por el cliente de  $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$ , se tiene una fractura 100% dúctil y la energía absorbida máxima fue de 205 J en promedio, más del doble de los 95 J solicitados.

Por lo tanto, el acero X-52-GA aquí estudiado excede con mucho las propiedades a impacto solicitadas por el cliente. Esto indica que la composición de microaleantes ha funcionado satisfactoriamente para proporcionar propiedades a tensión mayores de las solicitadas. Así mismo la reducción en carbono y en azufre, aunados a una globulización de las pocas inclusiones no-metálicas existentes, han hecho que las propiedades a impacto sean mucho mejores de las esperadas. Es decir que se han obtenido energías absorbidas máximas del doble de lo necesario y, así mismo, la temperatura de transición de  $95\text{ }^{\circ}\text{C}$  es mucho menor de la necesaria.

La microestructura muestra una microestructura mixta consistente en una mezcla de granos muy finos y muy grandes. Los granos grandes son supuestamente indeseables, pues deterioran las propiedades mecánicas pero, como están dispersos dentro de una matriz fina, se puede suponer que no dañan a las propiedades y que la fina precipitación de nitruros y carburos de los microaleantes, contribuyen a proporcionar las propiedades a tensión que se obtuvieron en este acero.

## CAPITULO 11

### CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES PARA TRABAJO FUTURO

#### 11.1. Conclusiones.

Los resultados de las pruebas de impacto y de tensión obtenidos en esta investigación, aunados a las teorías sobre el endurecimiento de los aceros microaleados, permiten emitir las siguientes conclusiones.

1. Esta investigación muestra que los aceros microaleados como el X-52-GA aquí estudiado tienen adecuadas propiedades mecánicas, tanto a impacto como a tensión, a pesar de su bajo contenido de carbono (menor de 0.10%).

2. El efecto de los microaleantes como el niobio, vanadio y titanio consiste en aumentar las propiedades a tensión, debido a la precipitación de nitruros y carburos.

3. El tamaño de grano no tiene mayor influencia sobre las propiedades a tensión y a impacto dado que con sólo aumentar el contenido de microaleantes se puede aumentar las propiedades a impacto, aun cuando el tamaño de grano no varíe en forma apreciable. Esta variación normalmente ocurre para estos grados de aceros entre 9 y 12 ASTM (16 y 6  $\mu\text{m}$ ), en un 90% aproximadamente, siendo el restante 10% en granos de tamaño muy grande, superior a grano ASTM No. 0 (350  $\mu\text{m}$ ).

La mezcla de granos finos (de ferrita y de bainita) debe de compensar el efecto adverso de los granos bastos

- 4 Se obtuvieron propiedades a impacto mucho mejores de las solicitadas, lo cual se debe a los siguientes factores:
  - a) bajo contenido de carbono,
  - b) Idem azufre.
  - c) globulización de las inclusiones no-metálicas

5 El diseño metalúrgico de los aceros microaleados con excelentes propiedades mecánicas, tanto a impacto como a tensión, es el resultado de la aplicación de las teorías metalúrgicas sobre el reforzamiento o endurecimiento de metales, aunado a un buen control del proceso de laminación en caliente, laminación controlada mas enfriamiento acelerado, a lo cual se le llama laminación controlada total. Esto incluye también el diseño químico de cada tipo de acero microaleado, lo cual se controla en la fase de aceración en el convertidor BOF.

### 11.2. Recomendaciones para trabajo futuro.

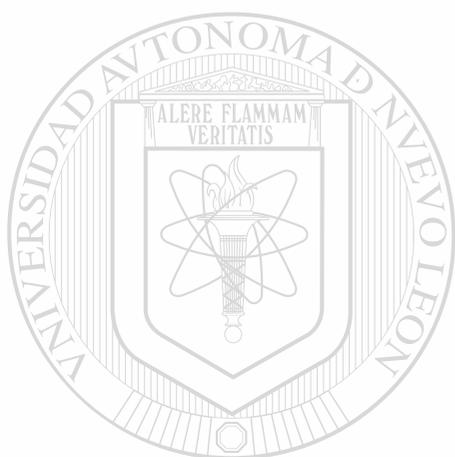
Con base en este estudio inicial de los aceros microaleados fabricados en AHMSA, se detectan nuevas áreas de investigación como son las siguientes.

1. Análisis al microscopio electrónico de cada una de las partículas de nitruros y carburos precipitados en estos aceros.
2. Estudiar en detalle el efecto del tamaño de grano en las propiedades mecánicas. Aparentemente no es mucho este efecto, sin embargo es necesario controlar con cuidado el tamaño de grano para luego determinar las propiedades tanto a impacto como a tensión de estos aceros microaleados. En las propiedades a tensión interesa sobre todo el efecto en la ductilidad, lo cual es de mucha importancia para la soldabilidad de los aceros.

3 Es necesario realizar un estudio comparativo entre las propiedades de un acero X-52-GA como el aquí estudiado, con las de un acero X-65-GA.

4 AHMSA fabrica otros aceros microaleados como los A-515 los cuales no han sido estudiados para caracterizarlos en sus propiedades mecánicas y metalúrgicas.

5 Estudiar la diferencia en propiedades entre un acero X-52 y uno X-52-GA. Lo mismo para otros aceros como el X-65, etc.



# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



## REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS.

- [1].- Woodhead, J. H. y Keown, S. R.; "The History of Microalloyed Steels", Memorias de la conferencia, "HSLA Steels; Metallurgy and Applications", ASM International, (1985), Beijing, China pp. 15-27
- [2].- Dulieu, D., Journal of Hist. Met. Society, v. 19, no. 1, p. 104. (1985)  
(Reportado en Ref. 1)
- [3] - Keown, S. R.; Journal of Hist. Met. Society, v. 19, no. 1, p. 97, (1985)  
(Rep. En Ref. 1)
- [4] - Porter, L. F. y Repas, P. E.: Journal of metals, v. 34, p. 14, (1982)
- [5] - A. I. S. I., "High Strength Low-alloy Steels and High Strength Intermediate Manganese Steels"; AISI Steel Products manual; v. 17, (1967)
- [6] - Noren, T. M., "Special Report on Columbium as a Microalloying Element in Steels and its Effect on Welding Technology"; Ship Structure Committee: Washington, D. C., 1963
- [7] - Bullens, D. K.; "Steel and its Heat Treatment"; John Wiley, N. Y. 1916. ®
- [8].- Cone, E. F., Revista "Steel", v. 41, (Sept 1934)
- [9].- Neumeister, H., y Wiester, H. J.; "Stahl und Eisen", v. 65 no. 36, 1945.
- [10].- Frame, J. V., y Melloy, G. F.; "Bethlehem V-Steels"; A.S.M annual Meeting; N. Y. 1962.
- [11] - Houdremont, E., y Schrader, H.; "Stahl und Eisen", v. 56, no. 1412, 1936.
- [12].- Hauttmann, H., Mett. Forsch. Anst. Guttehoffn. Hutte.; v. 10, no. 1, 1943/44
- [13] - Wiester, H. J., Bading, W., Riedel, H., y Scholz, W., "Stahl und Eisen", v. 77, no. 773, 1957
- [14] - Starratt, F. W.; "Mechanical Engineering", revista tecnica, Enero, 1960

- [15]- Stuart, H., y Jones, B. L., *Journal of Metals*, v 35, no 17, 1983
- [16]- Beiser, C. A., *A. S. M.*, Preprint No 138, 1959.
- [17]- Boudremont, E., "Handbuch der Sonderstahl- Hunde"; Springer-Verlag, Berlin, 1956
- [18]- Mathesius, V., *DRP*, v. 408, no. 668, 1921 y *DRP*, v 606, no. 791, 1927.
- [19]- Hall, E. O.; *Proceedings of the Physical Society*, v. B64, no. 747, 1951
- [20]- Petch, N. J., *J I S I*, v. 174, no 25, 1953
- [21]- Heslop, J., y Petch, N. J.; *Philosophical Magazine*, v. 3, no. 1128, 1951
- [22]- Leslie, W. C., *N. P. L. Conference on "Structure and Properties of Metals"*, HMSO, London, 1963
- [23]- Irvine, K. J., y Pickering, F. B., *J I S I*, v 201, no. 944, 1963
- [24]- Economopoulos, M., y Greday, T., *CNRM Report no. MP1264 y MP540* (1964)
- [25]- Brozzo, P., Benicti, V., Di Bartolo, S., y Michelucci, S.; *Rev. Met.* V. 61, no 475, 1964
- [26]- Michelucci, S., *Boletin Tecnico de Fensider*, no 200, 1963.
- [27]- Mandry, P., Grumbach, M., y Constant, A., *Mem. Sci. Rev. Met.*, v 64, no. 1009, 1967
- 
- [28]- Kazinczy, F., Axnas, A., y Pachleitner, P., *Jernkontorets Ann.*, v 147, no 408, 1963.
- [29]- Meyer, L., Strassburger, C., y Schawwinhold, D., *Arch. F. d. Eisenhüttenwesen*, v 35, no. 541, 1964.
- [30]- Morrison, W. B.; *J. I. S. I.*; v 201, no. 43, 1963.
- [31]- Morrison, W. B., *J. I. S. I.* V 201, no 317, 1963
- [32]- Irvine, K. J., Pickering, F. B., y Gladman, T., *J. I. S. I.*, v. 205, no 161, 1967
- [33]- Irvine, K. J., Pickering, F. B., y Gladman, T., *J. I. S. I.*, v 205, no 161, 1967
- [34]- Irvine, K. J., Pickering, F. B., y Gladman, T., *J. I. S. I.*, v 205, no. 161, 1967

- [35] - Davenport, A. T., y Honeycombe, R. W. K.; Proceedings of the Royal Society, London, v. A322, no 191, 1971.
- [36] - Jones, J. A., Discussion to Paper by W. J. Berry; Iron and Coal Trades Review, v 66, no 901, 1928.
- [37] - Vanderbeck, R. W.; Welding Journal; v 37, no 114, 1958.
- [38] - Wiester, H. J., Dahl, W., y Hengstenberg, H.; Stahl und Eisen; v 82, no. 1176, 1962.
- [39] - Sellars, C. M.; Hot Working and Forming Processes: Metals Society, London, no 3, 1980.
- [40] - Pickering, F. B., y Gladman, T. G.; Iron and Steel Institute, Special Report; v 81, no 10, 1963.
- [41] - Plateau, J.; Comunicacion Privada
- [42] - Gladman, T., Holmes, B., y McIvor, I. D., Conferencia BSC/ISI, "Effects of Second Phase Particles on Strength, Toughness and Ductility"; no. 79, 1971
- [43] - Wilson, W. G., y McLean, A., "Desulphurisation of Iron and Steel and Sulphide Shape", A. I. M. A., no. 29, 1980
- [44] - Bardgett, W. E., y Reeve, L.; J. I. S. I. v. 163 no. 277, 1949.
- [45] - McEvily, A. J., Davies, R. G., Magee, C. L., y Johnston, T. L.; Symposium on Transformation and Hardenability in Steels, Climax Molybdenum Company, no 179, 1967.
- [46] - Blom, K. J., "FAMA, The New Structural Steel"; Fagersta Bruks, A. B.; Suiza, 1969
- [47] - Cryderman, R. L., Coldgen, A. P., Smith, Y. E., y Mihebich, J. L.; Memorias de la conferencia "Mechanical Working and Steel Processing X", A. I. M. E.; New York. no. 114, 1972.
- [48] - Zener, C.; Private communication to C. S. Smith, Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers; v. 15, no. 175, 1949.
- [49] - Civallero, M. y Parrini, C., "Heavy Wall X70 Pipe for Arctic Applications", Pipeline and Gas Journal, July, 1974

[50] - Tanaka, Tomo, "Science and Technology of Hot Rolling Process of Steels"; Memorias de la Conferencia Internacional "Microalloying '95"; Iron and Steel Society, Pittsburgh, PA, U S A., 1995

[51] - Morrison, W. B., "Microalloyed Steels for Offshore Application". Memorias de la Conferencia Internacional "Microalloying '95"; Iron and Steel Society, Pittsburgh, PA, U.S.A., 1995.

[52] - Morrison, W. B.: "Inclusions and Residuals in Steels: Effects on Fabrication and Service Behaviour; CANMET / OSIRA; Ottawa, Ontario, Canada, 1985, p. 225

[53] - Korchynsky, Michael; "Twenty Years Since Microalloying '75"; memorias de la Conferencia Internacional "Microalloying '95"; Iron and Steel Society; Pittsburgh, PA, U.S.A., 1995

[54] - Gray, J. M. y DeArdo, A. J., "Austenite Conditioning Alternatives for Microalloyed Steel Products"; Memorias de la conferencia "HSLA Steels, Metallurgy and Applications", ASM International, Beijing, China, 1985.

[55] - Tanaka, Tomo, International Metallurgical Review, 1981, v 26, no. 4

[56] - Underwood, E. E.: Quantitative Metallography, McGraw-Hill, New York, U S A., 1968

[57] - Gladman, T., Dulieu, D., McIvor, L. D., Memorias de "Microalloying '75", Union Carbide Corp, New York, 1977.

[58] - Speich, G. R., Cuddy, L. J., Gordon, C. R., y DeArdo, A. J.; Memorias del Congreso "Phase Transformations in Ferrous Alloys", (Philadelphia). TMS-AIME, Warrendale, PA, 1984.

[59] - Ouchi, C., Sampei, T., Okita, T., y Kozasu, I.; "The Hot Deformation of Austenite" (Cincinnati), Memorias de Congreso, TMS-AIME, N.Y., 1976.

[60] - Ballance, J. B., Smitherman, C. M. y Lipsey, C.; Memorias de Congreso "Processing and Properties of Low Carbon Steel" (Cleveland). TMS-AIME, N. Y., 1973

[61] - Ouchi, C., Sampei, T., y Kozasu, I.; Transactions of the Japan Iron and Steel Institute, v 22, 1982.

[62].- Hulka, K, y Vlad, C M.; Memorias de Congreso "Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite" (Pittsburgh); TMSD-AIME; Warrendale, PA, 1982

[63]- LeBon, A B., en Ref 57

[64].- Akben, M G, Weiss, L., y Jonas, J. J.; Acta Metalurgica; v. 29, 1981.

[65].- DeArdo, A J., Gray, J. M, Meyer, L., memorias de congreso "Niobium" (San Francisco, Cal), TMS-AIME, Warrendale, PA., 1984.

[66] - Steven, W, y Haynes, A. G.; Journal of the Iron and Steel Institute, 1956, v. 183

[67].- Palmiere, E J.,; "Precipitation Phenomena in Microalloyed Steels"; memorias de la conferencia "Microalloying '95", Iron and Steel Society, Pittsburgh, PA., U S A 1995.

[68] - Nördberg, H., y Aronsson, B ; "Solubility of Niobium Carbide in Austenite"; Journal of the Iron and Steel Institute; Dic. 1968.

[69] - Johansen, T H, Christensen, N., y Augland, B., "The solubility of Niobium (Columbium) Carbide in Gamma Iron"; Transactions of the Metallurgical Society of AIME; v. 239, Octubre de 1967.

[70] - Smith, R P, "The Solubility of Niobium (Columbium) Nitride in Gamma Iron"; Transactions of the Metallurgical Society of AIME; V. 224, Febrero, 1962.

[71] - Narita, K., "Physical Chemistry of the Groups Iva (Ti, Sr), VA (V, Nb, Ti) and the Rare Earth Elements in Steel"; Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan; v. 15, 1975

[72] - DeArdo, A. J., Gray, J. M. y Meger, L.; "Fundamental Metallurgy of Niobium in Steel"; Memorias de la conferencia "Niobium"; San Francisco, Cal., (1981). Ed. H Stuart, Warrendale, Pa., The Metallurgical Society of AIME, 1984.

[73] - Sharma, R. C., Lakshmanan, V. K., y Kirkaldy, J. S.; "Solubility of Niobium Carbide and Niobium Carbonitride in Alloyed Austenite and Ferrite"; Metallurgical Transactions, v 15A march, 1984, p. 545.

[74] - Lakshmanan, V K., y Kirkaldy, J. S., "Solubility Product por Niobium Carbide in Austenite"; Metallurgical Transactions, v 15A, march, 1984, p. 541.

- [75] - Balasubramanian, K., y Kirkaldy, J. S.; "Thermodynamics of Fe-Ti-C and Fe-Nb-C austenites and Nonstoichiometric Titanium and Niobium Carbides"; Memorias de "Advances in Phase Transitions", Ontario, Canada, Octubre, 1987, Ed. Embury, J. D. Y Purdy, G. R., Oxford, V. K., Pergamon Press, 1988, p. 37
- [76] - Smallman, R. E.; Modern Physical Metallurgy; (Libro); Butterworth and Co., LTD., London, U. K., 1985, p. 308.
- [77] - Cahn, R. W. Y Haasen, P.; Physical Metallurgy, (Libro, 3ª. Ed); Elsevier Science Publishers; Amsterdam, Holanda, 1987, p. 934
- [78].- Palmiere, E. J., García, C. I., y DeArdo, A. J.; "Compositional and Microstructural Changes which Attend Reheating and Grain Coarsening in Steels Containing Niobium"; Metallurgical Transactions, v. 25(A), 1994, p. 277 .
- [79].- Repas, P. E.; "HSLA Steels; Technology and Applications (Philadelphia), memorias de congreso. ASM, Metals Park, Ohio, USA, 1984, p. 203
- [80].- Hulka, K., Niobium Products Co GMBH, Comunicación Interna, Dusseldorf, Alemania, 1985
- [81].- Gondoh, H., y Osuka, T.; Niobium; Memorias de Congreso en San Francisco, Cal., (1984) TMS-AIME, Warrendale, PA., 1984
- [82] - Ashby, M. F.; "The Influence of Particles on Boundary Mobility". Memorias de Congreso, "Recrystallization and Grain Growth of Multi-Phase and Particle Containing Materials", 1er. Simposio Internacional RISO " Metallurgy and Material Science"; Sept. 1980, Roskilde, Dinamarca; Laboratorio Nacional RISO; 1980. Ed Jones, A. R. y Leffers
- [83].- Irvine, K. J., Pickering, F. B., y Gladman, T.; "Grain Refined C-Mn Steels"; Journal of the Iron and Steel Institute, Febrero, 1967.
- [84].- Hillert, M., "On the Theory of Normal and Abnormal Grain Growth"; Acta Metallurgica, v. 13, 1965, p. 227
- [85].- Gladman, T.; "On the Theory of the Effect of Precipitate Particles on Grain Growth in Metals"; Proceedings of the Royal Society of London; v. 294, 1966, p. 298
- [86] - Cuddy, L. J., "Microstructures Developed During Thermomechanical Treatment of H.S L A. Steels", Metallurgical Transactions, v. 12(A), Julio, 1981

[87].- Martin, J. W., y Doherty, R. D.; "Stability of Microstructures in Metallic Systems", Cambridge University Press; Cambridge, U.K., 1976

[88].- Zener, C., Comunicación Privada para C. S. Smith; Transactions of the AIME; v. 175, 1949

[89].- Cuddy, L. J.; "Austenite Microstructures Developed During Simulated Hot Rolling", Memorias del Primer Simposium RISO "Recrystallization and Grain Growth of Multiphase and Particle Containing Materials"; Dinamarca, Sept. 1980, RISO National Laboratory, Roskilde, Dinamarca, 1980.

[90].- Hansen, S. S., Vander Sande, J. B., y Cohen, M.; "Niobium Carbonitride Precipitation and Austenite Recrystallization in Hot-Rolled Microalloyed Steels, Metallurgical Transactions, v. 11(A), Marzo, 1960.

[91].- Mangonon, P. L., y Heitmann, W. E.; "Subgrain and Precipitation Strengthening Effects in Hot-Rolled Columbium Bearing Steels", En memorias de "Microalloying '75"; Washington, D. C. Octubre, 1975.

[92].- Palmiere, E. J., "Suppression of Recrystallization During the Hot Deformation of Microalloyed Austenite; Tesis de Doctorado, Universidad de Pittsburgh, 1991.

[93].- Walsh, R. A., y DeArdo, A. J.; "Austenite Conditioning Alternatives for Microalloyed Steels"; Memorias de la "4th. International Steel Rolling Conference", Deauville, Francia; Deauville University Press, 1987.

[94].- Kwon, O., y DeArdo, A. J., "Interactions Between Recrystallization and Precipitation in Hot-Deformed Microalloyed Steels", Acta Metallurgica, v. 39, p. 529, 1991.

[95].- Cuddy, L. J.; "The Effect of Microalloy Concentration on the Recrystallization of Austenite During Hot Deformation"; memorias del simposio "Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite"; Pittsburgh, PA., agosto, 1981; The Metallurgical Society of AIME, 1982.

[96].- Speer, J. G., Michael, J. R. y Hansen, S. S.; "Carbonitride Precipitation in Niobium/Vanadium Microalloyed Steels; Metallurgical Transactions, v. 18(A), Febrero, 1987.

[97].- Koster, V. U. y Hombogen, E., "Electron-Mikroskopische Untersuchung der Ausscheidung von Kupfer und des Ausheilens von Versetzungen in Verformten

Aluminium-Kupfer-Mischkristallen”, Zestschrift für Metallkunde, v. 59, 1968, p 792

[98]- Cuddy, L. J., Bauwin, J. J., y Raley, J. C.; “Recrystallization of Austenite, Metallurgical Transactions”; v. 11(A), Marzo, 1980, p 321

[99]- Bremer, S. S., et al, “FIM/Atom-Probe and Electron Microscope Analysis of Precipitates in High-Strength, Lo Alloy Steel”; Memorias del simposio “29<sup>th</sup>. International Field Emission Symposium”; Göteborg, Sweden, agosto, 1982.

[100]- Palmiere, E. J., Garcia, C. I. y DeArdo, A. J.; “Suppression of Static Recrystallization in Microalloyed Steel by Strain-Induced Precipitation”; Memorias de simposio “Low Carbon Steels for the 90’s”; Pittsburgh, PA, (Octubre 1993) Warrendale, Pa.; TMS-AIME, p. 121, 1993.

[101]- Yue, Stephen y Mullins, Ken; “Laminación en Caliente de Placa”, curso, Hoogovens-AHMSA, Monclova, Coah., 1995.

[102]- Dieter, George E., “Mechanical Metallurgy”, Libro, McGraw-Hill, N. Y., 1988

[103]- Van Vlack, Lawrence. H.; “Tecnología de Materiales”; Libro, Fondo Educativo Interamericano, S. A. de C. V.; México, D. F. 1984.

[104]- Wood, W. A., “The Study of Metal Structures and their Mechanical Properties”, Libro, Pergamon Press, N. Y., 1971.

[105]- Jonas, J. J., y Yue, Stephen; “Ingeniería Microestructural de la Laminación en Caliente”; Curso impartido en CINVESTAV-Salttillo, Coah., Junio, 1996.

[106]- Hall, E. O., Proceedings of the Phys. Society; v. B64, 1958

[107]- Petch, N. J.; J. I. S. I., no 25, 1953

[108]- Heslop, J., y Petch, N. J.; Phil. Magazine, v. 3, 1958

[109]- Pickering, F. B.; “Constitution and Properties of Steels”, Libro, Pickering F. B., Editor, 1992.

[110]- Pickering, F. B. Y Gladman, T.; Iron and Steel Institute; Reporte Especial, v. 81, no 10, 1963.

[111]- Adrian Hendryk; “Thermodynamic Calculations of Carbonitride Precipitation as a Guide for Alloy Design of Microalloyed Steels”; Memorias de la conferencia “Microalloying 95”; I S S., Pittsburgh, PA, U S A., Junio, 1995.

- [112]- Wagner, C.; "Theorie der Alterung von Niederschlägen Durch Umlosen (Ostwald-Reifung); Z Electrochem , no 65, 1961.
- [113]- Koda, M., Amano, K., Funahashi, Y., Shiga, C., y Ueda, S.; Tansactions ISIJ, v. 25. 1985
- [114]- Mayer, L., Heisterkamp, F., y Müschenborn, W.; "Columbium, Titanium and Vanadium in Normalized, Thermomechanically Treated and Cold-Rolled Steels; Memorias de "Microalloying '75"; Union Carbide Corporation, New York, N. Y., U. S. A., 1975
- [115]- Cuddy, L. J , Metallurgical Transactions, no. 12(A). 1981.
- [116]- Cohen, Morris y Hansen, S. S.; "On the Fundamentals of HSLA Steels; memorias de la conferencia "HSLA Steels: Metallurgy and Applications"; Beijing China; ASM International, Nov. 1985
- [117]- Hulka, K., Hillenbrnd, H G, Heisterkamp, F., y Niederhoff, K.; "High Temperature Thermomechanical Processing Background and Application", Memorias de la conferencia "Microalloying '95"; Iron and Steel Society; Pittsburgh, PA.; U. S. A., Junio, 1995.
- [118]- Zajac, Stanislaw, Lagneborg. Rune y Siwecki, Tadeusz, "The Role of Nitrogen in Microalloyed Steels; memorias de la conferencia "Microalloying '95". Iron and Steel Society, Pittsburgh, PA., USA, Junio de 1995.
- [119]- Abrams, H.; Comunicación Interna sobre Investigación sin Publicar; Bethlehem Steel Corp , Bethlehem, PA.; 1983.
- [120]- Little, J. H., Chapman, J. A., Morrison, W. B., y Mintz, B.; "The Microstructure and Design of Alloys"; The Metals Society, v. 1, p. 80, Londres, Inglaterra, 1974.
- [121]- Muschenborn, W., Imlau, K. P., Meyer, L., y Schriever, U.; "Recent Developments in Physical Metallurgy and Processing Technology of Microalloyed Flat Rolled Steels", Memorias de Conferencia "Microalloying '95"; Iron and Steel Society, Pittsburgh, PA , USA, Junio, 1995.
- [122]- Meyer, L.; "Optierung der Werkstoffeigenschaften bei der Herstellung von Warmband und Kaltband aus Stahl" ; Verlag Stahleisen; Düsseldorf, Alemania, 1988.

[123].- Rodríguez, Manuel y Colás Rafael; “Envejecimiento en Acero de Bajo Carbono Laminado en Caliente; Memorias de “XXI Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales”; Instituto Tecnológico de Saltillo, Saltillo, Coahuila, México, Nov. 1999.

[124].- Leslie, W. C., y Keh, A. S.; “Mechanical Working of Steel II” (Libro); Bradbury, Gordon and Breach, Editores; 1965.

[125].- Gladman, T., Holmes, B., y Melvor, I. D.; “Effect of Second Phase Particles on the Mechanical Properties of Steel” (Libro); The Iron and Steel Institute, Londres, Inglaterra. 1971, p. 68

[126].- Grossmann, M. A., Asimow, M. y Urban, S. F.; “Hardenability, Its Relation to Quenching and Some Quantitative Data”; Memorias de Conferencia “Hardenability of Alloy Steels”; A.S.M., Cleveland, Ohio, U. S. A., 1939.

[127].- García, Isaac, “Transformation Strengthening of MA Steels”, Memorias de “Microalloying '95”; Iron and Steel Society, Pittsburgh, PA. USA, Junio, 1995

[128].- Avner, Sydney H., “Introducción a la Metalurgia Física”, (Libro); McGraw-Hill, México, D. F. 1981

[129].- Gondoh, H., y Osuka, T.; “Applications of Niobium Microalloyed Ferrite Pearlite Steels to Line Pipe and Plate”; Memorias de “Niobium”, Simposio Internacional, The Metallurgical Society of AIME; H Stuart, Ed.; 1984.

[130].- Kirkaldy, J. S., Thomson, B. A., y Baganis, E. A.; “Production of Multicomponent Equilibrium and Transformation Diagrams for Low-Alloy Steels”; The Metallurgical Society of AIME; Warrendale, PA., USA, 1977.

[131].- Adrian, H.; “Methods for Maximizing the Hardenability Effects of Vanadium”; Memorias de “Microalloyed Vanadium Steels”, Simposio Internacional; Cracovia, Polonia, Abril, 1990.

[132].- Rigaut, G., y Teracher, P.; “Advances in Producing Microalloyed Hot Strip Mill Products”; Memorias de “Microalloying '95”; Pittsburgh, PA USA, 1995.

[133].- DeArdo, A. J., y Colaboradores; “Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite”; The Metallurgical Society of AIME, Warrendale, PA, 1982

[134]- Breedis, J. B., y Cuddy, L. J.; "Enhanced Hardenability in Microalloyed Steels", en la serie "Advances in Low-Carbon High Strength Ferrous Alloys, Key Engineering Materials"; v. 84 y 85, 1993

[135]- Kozasu, I., Ouchi, C., Sampei, J., y Okita, T., "Hot Rolling as a High Temperature Thermomechanical Process"; Memorias de "Microalloying '75"; Union Carbide Corporation, New York, N. Y., 1977.

[136]- Irvine, K. J., y Pickering, F. B.; "Physical Metallurgy of Low-Carbon, Low-Alloy Steels Containing Boron"; Journal of the Iron and Steel Institute; v. 186, 1957

[137]- Pickering, R. B.; "The Spectrum of Microalloyed High Strength Low Alloy Steels"; Memorias de Conferencia Internacional "Technology and Applications of HSLA Steels"; Philadelphia, PA, (Oct. 1983), Editadas por The American Society for Metals, Metals Park, OH, 1985.

[138]- Fix, R. M., Sheng, Y. Z. y DeArdo, A. J.; "Mechanical Properties of V-Ti Microalloyed Steels Subject to Plate Rolling Simulations Utilizing Recrystallization Controlled Rolling"; Memorias de la Conferencia Internacional "HSLA Steels"; ASM International, Metals Park, OH., 1986.

[139]- Siwecki, T., Sandberg, A., Robert, W y Langneborg, R.; "The Influence of Processing Route and Nitrogen Content on Microstructure Development and Precipitation Hardening in Vanadium-Microalloyed HSLA- Steels"<sup>(12)</sup> en "Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite" (Libro); Editado por The Metallurgical Society of AIME, 1982.

[140]- Pouly, P., García, C. I., y DeArdo, A. J.; "A Comparison of the Effect of TiN and Mo on the Grain Coarsening of Austenite"; Comunicación a Metallurgical Transactions-A. USA, Agosto, 1995.

[141]- Baird, J. D., y Preston, R. R.; "Relationships Between Processing, Structure and Properties in Low-Carbon Steels"; en "Processing and Properties of Low-Carbon Steels". libro editado por American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers, USA, 1973

[142]- Williams, J. G., Killmore, C. R., Barbaro, F. J., Meta, A., y Fletcher, L., "Modern Technology for ERW Linepipe Steel Production (X60 to X80 and beyond)";

Memorias de Conferencia "Microalloying '95", Iron and Steel Society, Pittsburgh, PA, USA, 1995

[143] - Hulka, K., Hillenbrand, H., Heisterkamp, F., y Niederhoff, K., "High Temperature Thermomechanical Processing Background and Application"; Memorias de la Conferencia Internacional "Microalloying '95"; Pittsburgh, PA, USA, 1995.

[144] - Roberts, W., Sandberg, A., Siwecki, T., y Werlefors, T.; "HSLA Steels, Technology and Applications"; Libro editado por American Society for Metals, Metals Park, Ohio, USA, 1984.

[145] - Siwecki, T., Sandberg, A., Roberts, W., y Langneborg, R.; "Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite"; Libro Editado por The Metallurgical Society of AIME, p. 141; Warrendale, PA, EUA, 1982.

[146] - Hansen, S., Vander Sande, J., y Cohen, M.; Metallurgical Transactions no 11(A), pp 387-402, 1980

[147] - Speer, J. G., Comunicación Privada sobre Investigación sin Publicar, Bethlehem Steel Corp.; Bethlehem, PA., USA, 1985.

[148] - Collins, L. E., Baragar, D. L., y Bowker, J. T.; "Steckell Mill Process Optimization for Production of X70 and X80 gas Transmission Linepipe"; En Memorias de "Microalloying '95"; Iron and Steel Society, Pittsburgh, PA USA, 1995

[149] - Repas, F. A., "Control of Strength and Toughness in Hot-Rolled Low-Carbon Mn-Cb-V Steels". En Memorias de la Conferencia Internacional "Microalloying '75", Washington, D C, USA, 1975

[150] - Amano, K., "Effect of Accelerated Cooling Conditions on Ferrite and Subsequent Second Phase Transformation from Deformed Austenite"; Memorias de Congreso "Accelerated Cooling of Rolled Steels", Ed Pergamon Press, 1988

[151] - Hoogendoorn, Th., Bodin, A., y Hekker, P.; "Accelerated Cooling of Strip: From Coiling Temperature Control to Heat Treatment"; Memorias de "Microalloying '95"; Iron and Steel Society, Pittsburgh, PA, USA, 1995.

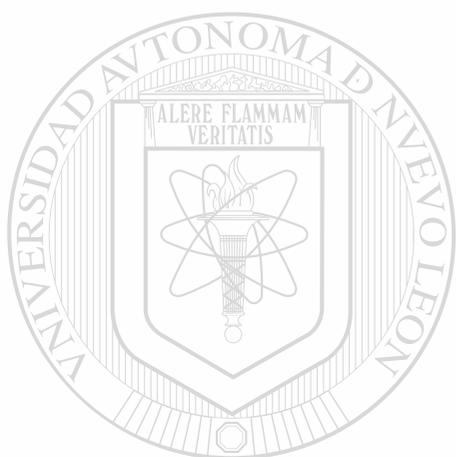
[152] - Miller, R. L., "Ultrafine-Grained Microstructures and Mechanical Properties of Alloy Steels", Metallurgical Transactions, v 3(A), Abril 1972, p 910

## LISTA DE TABLAS.

<b>TABLA</b>	<b>DESCRIPCION.</b>	<b>PAG.</b>
4.1	Composición química de 2 aceros con diferentes AOFN .....	45
4.2	Propiedades mecánicas de aceros con diferentes niveles de impurezas, medidos como ppm de AOFN .....	45
4.3	Composición química de los aceros usados para investigar el efecto del fósforo en la resistencia a la cedencia y en la resistencia última. ....	46
5.1	Coefficientes de interacción. ....	77
5.2	Productos de solubilidad para carburos y nitruros de niobio en austenita. ....	79
5.3	Comparación de las ecuaciones para $N_s$ y $F_{anc}$ para cada modelo de fuerza de anclaje por precipitados. ....	90
6.1	Radio atómico de algunos elementos, en Å. ....	102
6.2	Endurecimiento por solución sólida de algunos elementos en aceros. ....	103
6.3	Efectos primarios y secundarios de los microaleantes. ....	118
6.4	Datos de productos de solubilidad de carburos y nitruros en austenita. ....	120
6.5	Pesos atómicos de ciertos elementos pertinentes. ....	121
6.6.	Densidades de varios nitruros y carburos. ....	121
6.7	Parámetros de interacción de Wagner. ....	121
7.1	Composiciones químicas típicas de aceros X70 y X80 para gasoductos. ....	145

7.2	Propiedades mecánicas para aceros X70 y X80. ....	145
7.3	Parámetros típicos de proceso para aceros microaleados X70 y X80 para gasoductos. ....	145
7.4	Composición química de los aceros mostrados en la gráfica 7.10. ....	153
7.5	Ejemplos de diseño de aceros microaleados con laminación controlada. ....	156
8.1	Aceros microaleados para gasoductos fabricados por AHMSA. ....	161
8.2	Parámetros de laminación controlada para aceros microaleados. ....	162
8.3	Factores de extrapolación para calcular la energía absorbida en la prueba de impacto para probetas substandard. ....	167
9.1	Datos de resistencia a la cedencia y a la tensión, y de porcen- to de elongación para acero X-60 gas amargo. ....	170
9.2	Resultados de pruebas de tensión en acero X-60-GA en placa de 17.5 mm. ....	171
9.3	Resultados de pruebas a tensión para acero X-52-GA .....	174
9.4	Resultados de pruebas de impacto .....	180
9.5	Composiciones químicas de las placas de acero X-52-GA que se estudiaron en este trabajo. (% en peso). ....	181
9.6	Datos experimentales obtenidos en muestras de impacto para un acero A-572-50 fabricado por AHMSA, correspondientes a la figura 9.5 .....	183
10.1	Comparación de los resultados de pruebas de tensión con los requerimientos de cliente. para un acero X-52-GA en placa..	186
10.2	Composición química de los aceros X-52-GA estudiados en este trabajo. (Porcentaje en peso). ....	187

10.3	Comparación de valores a impacto, requeridos y obtenidos para el acero X-52-GA estudiado. ....	190
------	--	-----



# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

## LISTA DE FIGURAS.

<b>FIG.</b>	<b>DESCRIPCION</b>	<b>PAG.</b>
3.1	Relación entre tamaño de grano ferrítico y el límite elástico en aceros que contengan aprox. 0.17C, 0.03Mn, 0.07Al, 0.028N...	15
3.2	Relación entre el límite elástico inferior y el tamaño de grano.....	19
3.3	Gráfica de Petch para la correlación entre el límite elástico y el tamaño de grano. ....	19
3.4	Relación entre la temperatura de transición a impacto y el tamaño de grano .....	20
3.5	Efecto del tamaño de grano sobre el límite elástico y sobre la temperatura de transición para aceros con 0.15C, 1.2Mn, 0.0Nb, y 0.16Nb. ....	22
3.6	Micrografías electrónicas de transmisión de laminillas delgadas. Acero con 0.15C, 1.11Mn, 0.02Nb, 75,000X. ....	23
3.7	Efecto sobre la tensión última de (a) % de carbono y (b) %Mn. Se muestran las contribuciones del tamaño de grano, % de perlita, y de la solución sólida del C y del Mn en la ferrita. ....	24
3.8	Efecto de la temperatura de austenización sobre el tamaño de grano y sobre el límite elástico de aceros con 0.1C, 0.6Mn, con y sin niobio. ....	25
3.9	Efecto de las variables de laminación sobre la resistencia a la cedencia y el tamaño de grano en aceros con 0.1C, 0.6Mn, 0.08Nb. ....	26

4.1	Acero X70 para usos árticos. Muestra la dispersión que normalmente se encuentra en la resistencia a la cedencia al muestrear y probar diferentes placas o rollos. ....	36
4.2	Gráfica de impacto para un acero X70, mostrando este acero Mn-Mo-Nb posee excelente tenacidad a impacto a temperaturas de $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ .....	37
4.3	Tipos de inclusiones no-metálicas en sus series delgadas y con intensidad 3. ....	39
4.4	Relación entre la tenacidad a impacto de la zona afectada por el calor y el contenido de nitrógeno libre en acero calmado con aluminio. ....	43
4.5	Efecto del fósforo en las resistencias de aceros microaleados, .....	47
4.6	Efecto del contenido de fósforo sobre la temperatura de transición. ....	48
4.7	Sistema para indicar el tipo y la severidad de las inclusiones no-metálicas. ....	51
4.8	Efecto de las segregaciones sobre la energía a impacto.. ...	52
5.1	Representación esquemática de los potenciales de formación de compuestos y de endurecimiento de ciertos metales. ....	55
5.2	Diferentes posibilidades de formación de compuestos y de endurecimiento por precipitación para varios metales de transición. ....	55
5.3	Variación del parámetro $S_v$ , área interfacial efectiva, con el porcentaje de laminación, a una temperatura menor de la de recristalización, para un acero con $0.03\%\text{Nb}$ . ....	62
5.4	Tamaño de grano ferrítico producido de austenita recristalizada y sin recristalizar, a varios valores de $S_v$ . ....	63

5.5	Crecimiento de grano de la austenita durante el recalentamiento por 30 mins. ....	64
5.6	Efecto de la reducción de laminación sobre $S_v$ en granos aplastados de austenita. ....	66
5.7	Crecimiento de grano de la austenita en aceros que contienen diferentes microaleantes. ....	68
5.8	Aumento en la temperatura de no-recristalización, $T_{NR}$ , por efecto de los microaleantes en un acero con 0.07C, 1.4Mn, 0.25Si. ....	69
5.9	Porcentaje de recristalización y precipitación en un acero al niobio, después de 50% de deformación. Acero con 0.1C, 0.99Mn, 0.04Nb, y 0.08N. ....	71
5.10	Efecto del manganeso y del niobio en la temperatura de descomposición de la austenita. ....	73
5.11	Diagrama de solubilidad hipotética, que describe el equilibrio entre NbC y la austenita a varias temperaturas. ....	80
5.12	Cambios en la composición de $NbC_xNy$ en función del contenido de carbono y de la temperatura de precipitación. ....	83
5.13	Efecto del proceso de laminación sobre el grado de precipitación de carburos de niobio durante la laminación. ....	84
5.14	Efecto de la temperatura de acabado sobre la resistencia a la cedencia de un acero al niobio (0.05%Nb) ....	85
5.15	Efecto de la temperatura de acabado sobre el niobio residual en la austenita al tiempo de la transformación. ....	86
5.16	Efecto del niobio, del vanadio y del carbono en la resistencia a la cedencia de aceros laminados en caliente. ....	87

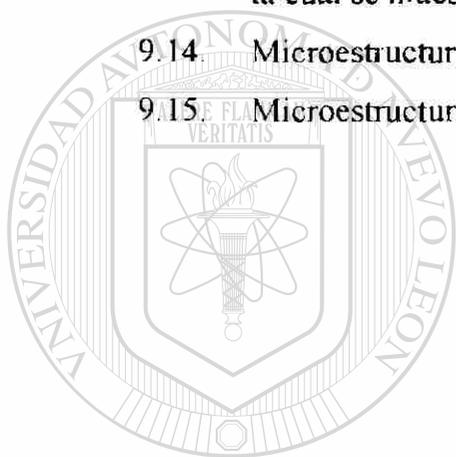
5.17	Potenciales de precipitación de varios sistemas de microaleantes. ....	93
5.18	Diagrama RPTT que muestra la interacción entre la precipitación y la recristalización. ....	95
5.19	Representación esquemática de la posible distribución de los precipitados de Nb(CN). (Sin segregación). ....	97
5.20	Representación esquemática de la posible distribución de los precipitados de Nb(CN). (Con segregación) ....	98
6.1	Relación entre el límite elástico y el tamaño de grano, según Hall. ....	104
6.2	Datos de Petch para la ecuación (6.1) ....	104
6.3	Relación entre temperatura de transición a impacto y el tamaño de grano. ....	105
6.4	Efecto de partículas de TiN sobre el tamaño de grano de la austenita, en una zona afectada por el calor (ZAC) simulada, con temperatura máxima de 1350 °C. ....	107
6.5	El vanadio, niobio y titanio tienen un efecto refinador sobre la ferrita. ....	108
6.6	El refinamiento del grano de la ferrita depende del espesor del grano inicial de la austenita y del porcentaje de reducción por debajo de la temperatura de no-recristalización. ....	109
6.7	Efecto del manganeso sobre el tamaño de grano de la ferrita en aceros microaleados al Cb-V, ....	110
6.8	Efecto del tamaño de grano sobre las propiedades a tensión y sobre la temperatura de transición para un acero bajo-C .....	111
6.9	Resistencia a la cedencia en función del contenido de vanadio para un acero microaleado con laminación controlada, debido a la precipitación de carbonitruros de vanadio. ....	112

6.10	Resistencia a la cedencia de un acero microaleado en función de la temperatura de acabado. ....	113
6.11	Representación esquemática del endurecimiento por precipitación por partículas de diferente radio y diferente dureza.....	116
6.12	Efecto de los carbonitruros de niobio y de titanio sobre la resistencia a la cedencia de aceros microaleados. ....	117
6.13	Secuencia de precipitación de compuestos de titanio y de niobio para un acero microaleado con titanio y columbio. ....	119
6.14	Valores de titanio crítico, $T_{icr}$ , en función del contenido de nitrógeno. ....	122
6.15	Diagramas de solubilidad de diversos carburos y nitruros. ....	123
6.16	Aumento de la temperatura de transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ , al aumentar el porcentaje de deformación a temperaturas inferiores a la de no-recristalización de la austenita. ....	128
6.17	Efecto de la temperatura de transformación sobre la resistencia de las estructuras ferrita-perlita, bainítica y martensítica. ....	129
6.18	Tiempo de enfriamiento entre 800 y 500 °C para el inicio de la formación de ferrita-perlita, en aceros al columbio después de austenizar a diferentes temperaturas. ....	130
6.19	Efecto del contenido de vanadio y de la temperatura de austenización sobre el factor multiplicador de templabilidad. ....	131
6.20	Efecto del molibdeno sobre el tamaño de grano de la austenita después de recalentar a 1150 °C y mantener a esta temperatura por 10,800, 3,800 1.800 600 y 180 segundos.....	133
6.21	Velocidad de crecimiento de grano de la austenita después de un tratamiento termomecánico para varios % de microaleantes. ....	133

7.1	Gráfica simplificada de temperatura contra tiempo para una laminación controlada. ....	136
7.2	Mecanismos que ocurren durante la laminación controlada.....	137
7.3	Efecto de los microaleantes. Aumenta $T_{nr}$ y disminuye la región de transformación de la austenita. ....	138
7.4	Evolución del tamaño de grano de la austenita durante el desbaste consistente en 9 pases de 15% de reducción de área para una reducción total de planchón de 250 mm a 55 mm. ....	139
7.5	Efecto del contenido de titanio sobre la tenacidad a impacto Charpy de la zona afectada por el calor en una soldadura. ....	143
7.6	Efecto del porciento de reducción por debajo de $T_{nr}$ (1065 °C) sobre la temperatura de transición de 5 aceros diferentes. ....	144
7.7	Representación esquemática del enfriamiento controlada en la mesa de enfriamiento para un acero al Mo-Nb. ....	148
7.8	Velocidad de enfriamiento de la lámina de acero en comparación con el intervalo de precipitación de $AlN$ ....	150
7.9	Efecto de la temperatura de enrollado sobre la resistencia a la cedencia para varios aceros microaleados. ....	154
7.10	Efecto de la temperatura de acabado sobre la energía de impacto para un acero X70 con Nb y V. ....	154
7.11	Efecto perjudicial del azufre sobre las propiedades a impacto.....	155
7.12	Efecto de los diferentes micromecanismos de endurecimiento sobre la resistencia a la cedencia de aceros microaleados bainíticos con laminación controlada. ....	155
7.13	Efecto del tamaño de grano sobre las propiedades mecánicas al refinar el grano, aumenta la resistencia del acero pero disminuye su ductilidad. ....	157

8.1	Cédulas de laminación y temperaturas permisibles de laminación para un planchón de 203*1524*2667 (mm), laminado a placa de 19*2870*15131 (mm). Acero X-60 gas amargo. ....	163
8.2	Diagrama de transformación bajo enfriamiento continuo (TEC) para un acero microaleado. ....	164
8.3	Dimensiones de la probeta a tensión usadas en este trabajo de acuerdo con la norma ASTM-A-370. ....	165
8.4	Máquina universal Tinius Olsen como la usada para las pruebas de tensión realizadas en este trabajo. ....	166
8.5	Probetas de impacto tipo Charpy, fabricadas de acuerdo con la norma ASTM-A-370. ....	166
8.6	Máquina para pruebas de impacto marca Tinius Olsen como la usada en este trabajo. ....	168
8.7	Manera como se tomaron las muestras metalográficas y área que se pulió y atacó para observar la microestructura. Reactivo: Nital al 6%. ....	168
8.8.	Descripción de la fractura en una probeta de impacto.....	169
8.9.	Manera como se colocan las probetas de impacto en el yunque de la máquina de impacto usando tenazas especiales .....	169
9.1	Histograma para los datos de resistencia a la cedencia de la Tabla 9.2. ....	172
9.2	Histograma para los datos de resistencia a la tensión de la Tabla 9.2 .....	172
9.3	Histograma para los datos de elongación de la Tabla 9.2. ....	173
9.4	Histograma correspondiente a los datos de $\sigma_y/\sigma_u$ de la Tabla 9.2. ....	173
9.5	Histograma de resistencia a la cedencia de Tabla 9.3. ....	175
9.6	Histograma de resistencia a la tensión de Tabla 9.3.....	175

9.7	Histograma de la relación de resistencias correspondiente a la Tabla 9.3.....	176
9.8.	Histograma del porcentaje de elongación de la Tabla 9.3.....	176
9.9.	Curva de tensión para un acero X-52-GA, colada 120139 .....	177
9.10.	Curva de tensión para un acero X-52-GA, colada 120141 .....	177
9.11.	Curvas de impacto para 3 casos: valores promedio.....	179
9.12.	Curvas de impacto para 2 placas de acero X-52-GA .....	180
9.13.	Curva de impacto para un acero microaleado A-572-50 en la cual se muestra la doble transición de temperatura. ....	182
9.14.	Microestructura de un acero X-52-GA, 100X, nital al 6%.....	185
9.15.	Microestructura para un acero X-60-GA, 100X, nital al 6% .....	185



# UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

## RESUMEN AUTOBIOGRAFICO.

Juan Antonio Fuentes Montemayor

Candidato al Grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.

Tesis. Propiedades a Impacto de Aceros Microaleados.

Juan Antonio Fuentes Montemayor nació un 5 de Marzo de 1944 en Nadadores, Coah. a 27 kms. al oeste de Monclova, Coah. con rumbo a Cuatro Ciénegas, Coah. Es hijo del Sr. Juan Antonio Fuentes de la Fuente y de la Sra. Guadalupe Montemayor Vazquez

Cursó la carrera de Ingeniero Mecánico Administrador en el ITESM de 1965 a 1970 becado por AHMSA, por ser trabajador de esta compañía asignado a las oficinas de Laminadora en Frío cuyo superintendente era el Ing. José Castaldi Yurichi.

En 1971 recibió una beca del Gobierno de EUA para estudiar postgrado en metalurgia en la Escuela de Minas de Colorado en Golden, Colo., en donde estudió y trabajó al mismo tiempo para completar los gastos, recibió el grado de Maestro en Ciencias en Metalurgia (M.Sc. Metallurgy) en 1975.

En 1975 regresó a trabajar para AHMSA siendo asignado al Laboratorio Metalurgico. En 1976 fue nombrado responsable de abrir la nueva carrera de Ingeniero Metalurgista en la actual FIME (U A. de C.) de Monclova, Coah. En 1981 se encargó de organizar la nueva Escuela de Metalurgia de la cual fue su primer director de 1981 a 1984. Actualmente es Catedrático investigador de tiempo completo en la Facultad de Metalurgia de la Universidad Autónoma de Coahuila en Monclova, Coah.

Los actuales estudios de Doctorado en Ingeniería de Materiales los realizó mediante beca Promep

