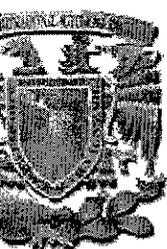
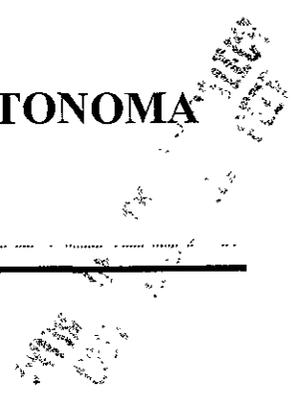


00574



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA
DE MEXICO**

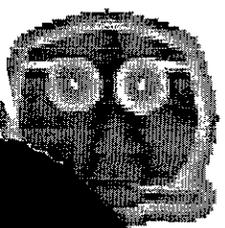


FACULTAD DE QUIMICA

**DESARROLLO METALÚRGICO DE UN ACERO BAJA ALEACIÓN
PARA LA FABRICACIÓN DE CORONAS DE MOLINO DE CAÑA Y
CARACTERIZACIÓN DE LAS PROPIEDADES MECÁNICO-
METALÚRGICAS OBTENIDAS.**

T E S I S
QUE PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRO EN CIENCIAS QUIMICAS
(METALURGIA)

P R E S E N T A
CARLOS AGUSTIN POBLANO SALAS



MEXICO, D.F.

2000

278695



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

JURADO ASIGNADO

Presidente:

Dr. Enrique Martínez Martínez.

Primer Vocal:

M. en I. Bernardo Campillo Illanes.

Secretario:

Dr. José Luis Albarrán Gómez.

Primer Suplente:

M. en C. Alejandro García Hinojosa.

Segundo Suplente:

Dr. Víctor Castaño Meneses.

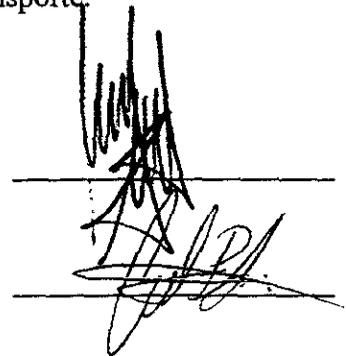
Sitio donde se desarrolló el tema: Laboratorios de Materiales de CIATEQ A.C., Departamento de Física Aplicada y Tecnología Avanzada – Instituto de Física UNAM campus Juriquilla Qro., Laboratorio de Equipamiento para el Transporte y Laboratorio de Infraestructura para el Transporte del Instituto Mexicano del Transporte.

Asesor:

Dr. Miguel Martínez Madrid.

Sustentante:

I.Q.M. Carlos Agustín Poblano Salas.



Este trabajo está dedicado a mi esposa, Yosié.

Cuando se trata de agradecer a alguien alguna acción que ha hecho por nosotros sería injusto y fuera de lugar no mencionar a Dios. Una vez más estuviste ahí. Gracias;

El matrimonio, cuando se escoge como forma de vida, es un reto hermoso y difícil a la vez, y sin duda el amor es su principal motor. Yosidé, gracias por decir que sí a compartir, aprender y crecer juntos.

La vida nos es prestada un breve instante, la puerta a través de la cual entramos a este caminar es nuestra madre. Quiero agradecerte todo lo que soy, todo lo aprendido y todo lo que nos faltó compartir, gracias mamá.

De la gente anciana es sin duda de la que más se aprende, el secreto es saber como interpretar la sabiduría de los viejos. Gracias abuelita por compartir tus recuerdos, tus añoranzas y tu historia.

A lo largo de la vida aparecen en el camino personas que están ahí para que las cosas que hacemos se faciliten y para dar valor a la fraternidad. Agradezco a mis suegros el apoyo incondicional recibido hasta el momento.

La amistad, en estos tiempos difíciles, es un tesoro invaluable que debemos procurar a pesar de muchos obstáculos. Gracias a nuestros verdaderos amigos que están ahí en el momento y lugar que se les necesita.

Agradezco al pueblo de México y a su Universidad Nacional el privilegio y la oportunidad recibidos para realizar estudios de posgrado. Ojalá que las nuevas generaciones podamos cambiar la mentalidad mediocre, disfrazada de otras intenciones, que ocupa los ideales de algunos dentro de nuestra Alma Mater.

Agradezco también al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología el haberme otorgado apoyo a través de una beca para realizar estudios de maestría en la Facultad de Química de la UNAM.

El presente trabajo no pudo haberse dado sin la asesoría y vigilancia del Dr. Miguel Martínez Madrid a quien agradezco el haberme dado la oportunidad de participar en el proyecto. Agradezco además su desinteresada e incondicional amistad.

Al personal de CIATEQ que colaboró junto con un servidor en el desarrollo de este proyecto, y ofreció su amistad aún sin conocerme, mil gracias: Ing. Rodrigo López, Ing. Fernando Vaquero, Dr. Oscar Barceinas, agradezco también a los compañeros del Área de Investigación su ayuda durante mi estancia en ese centro.

Agradezco al Dr. Víctor Castaño la oportunidad de colaborar con él como asistente de investigador en el Sistema Nacional de Investigadores y por darme la oportunidad de integrarme al Instituto de Física de la UNAM como alumno asociado.

A los compañeros del Laboratorio de Equipamiento para el Transporte del IMT muchas gracias por los momentos compartidos durante la última etapa del trabajo de tesis.

En la parte técnica quisiera agradecer la colaboración en el maquinado de piezas al Sr. Rodolfo Jiménez del IMT, gracias por su valiosa ayuda no solo en las horas de trabajo; por la ayuda desinteresada y amable en el manejo y uso del microscopio electrónico de barrido, agradezco el apoyo del Ing. Raúl Herrera del CENAM. En la evaluación del crecimiento de grietas por fatiga agradezco el apoyo del M. en C. Alfredo López, muchas gracias. Finalmente agradezco la ayuda recibida del Ing. Alfredo González en la modelación matemática de los tratamientos térmicos, además de su fraterna y desinteresada amistad.

Cuando alguien cambia de lugar de residencia, la amistad y la ayuda que pueda recibir de una persona es realmente invaluable porque emprender lejos de los seres queridos cuesta mucho, por eso agradezco el apoyo recibido del Ing. Víctor Vega y del Ing. Arturo Corona a mi llegada a la ciudad de Querétaro.

INDICE

	Página
Justificación	I
Objetivos	III
Alcances	III
Resumen	IV
Capítulo 1. - Marco Teórico.	
1.1 Antecedentes	1
1.2 Mejoramiento de las Propiedades en el Acero.	
1.2.1 Endurecimiento por trabajo.	3
1.2.2 Endurecimiento por deformación de monocristales.	6
1.2.3 Reforzamiento por solución sólida de átomos intersticiales.	12
1.2.4 Reforzamiento por solución sólida de átomos sustitucionales.	17
1.2.5 Refinamiento del tamaño de grano.	18
1.2.5.1 Límites de grano de ángulo bajo.	20
1.2.6 Reforzamiento por dispersión.	22
1.3 Efecto de los Elementos de Aleación sobre las Aleaciones Hierro-Carbón.	26
1.4 Cinética de las Transformaciones de Fase.	
1.4.1 Transformación de $\gamma - \alpha$.	29
1.4.2 Transformación austenita-perlita.	32
1.4.3 Cinética de transformación de la martensita.	35
1.4.3.1 El efecto de la deformación.	41
1.4.4 Cinética de formación de la bainita.	42
1.4.5 Cinética de la ferrita acicular.	44
1.5 Efecto de los Elementos de Aleación sobre la Cinética de Transformación γ/α .	
1.5.1 Efecto sobre la reacción ferrítica.	47
1.5.2 Efecto sobre la reacción perlítica.	48
1.6 Fatiga.	
1.6.1 Etapas de fractura en fatiga.	51
1.6.2 Inicio de grietas.	52
1.6.2.1 Nucleación de grietas.	53
1.6.2.2 Relación con el medio ambiente.	54

1.6.3 Propagación de grietas.	54
1.6.4 Tratamiento analítico de la propagación de grietas por fatiga.	56
1.6.5 Ciclos de fatiga.	57
1.6.5.1 Fatiga a bajos ciclos.	58
1.7 Revenido	61
1.7.1 Cambios estructurales.	62
1.7.2 Cambios dimensionales.	
1.7.3 Temperatura y tiempo de revenido.	66
1.7.4 Efecto del contenido de carbón.	72
1.7.5 Efecto de los elementos de aleación.	73
1.8 Fragilización por Revenido.	78
1.8.1 Detección.	79
1.8.2 Mecanismos de fragilización.	80
1.8.2.1 Fragilización de los 500 °F.	81
 Capítulo 2. Desarrollo Experimental.	
2.1 Consideraciones Experimentales y Justificaciones.	86
2.2 Diagrama de Flujo del Método Experimental.	88
2.3 Materiales Evaluados.	
2.4 Tratamiento Térmico Sugerido.	89
2.5 Diseño Experimental.	90
2.6 Pruebas de Evaluación.	
2.6.1 Pruebas de templabilidad.	90
2.6.2 Pruebas de revenido.	
2.6.3 Pruebas de dureza.	
2.6.4 Ensayo de tensión.	91
2.6.5 Ensayo de compresión.	
2.6.6 Ensayo de crecimiento de grietas por fatiga.	92
2.7 Caracterización Metalográfica.	93
2.8 Evaluación en Superficie de Fractura.	
2.8.1 Fractografías.	94
2.9 Fabricación de Coronas y Pruebas de Evaluación Posteriores. (última etapa de transferencia de tecnología)	
2.9.1 Procedimiento de fusión.	94
2.9.2 Determinación del contenido de boro adecuado.	
2.9.3 Modelación de los tratamientos térmicos por elemento finito.	
2.9.4 Pruebas adicionales de evaluación.	96

Capítulo 3. Resultados y Discusión.	
3.1 Aleaciones en Condición de Colada.	99
3.2 Resultados de Templabilidad (Primera Selección de Materiales).	100
3.3 Pruebas de Revenido.	103
3.4 Evaluación de Propiedades Mecánicas (Segunda Selección de Materiales).	106
3.5 Endurecimiento por Deformación Plástica en Compresión.	110
3.6 Crecimiento de Grietas por Fatiga.	113
3.7 Pruebas Adicionales de Evaluación.	
3.7.1 Análisis de falla en corona.	119
3.7.2 Modelación de los Tratamientos Térmicos por Elemento Finito.	125
3.7.3 Pruebas de compresión.	131
Capítulo 4. Conclusiones y Recomendaciones.	134
Referencias.	137

JUSTIFICACIÓN.

Las necesidades actuales de contar con maquinaria y componentes de mayor duración y rendimiento a un costo atractivo en gran variedad de aplicaciones industriales, sugiere el desarrollo y seguimiento de materiales novedosos y procesos de manufactura avanzados, que permitan incrementar su vida útil haciendo así más efectivo el proceso productivo.

La industria azucarera mexicana no escapa a este desafío, ya que los procesos de producción de azúcar en nuestro país cuentan con una de las infraestructuras más necesitadas en cuanto a innovación tecnológica se refiere. Actualmente se trabaja con tecnología antigua y con equipos que con el uso y la falta de mantenimiento preventivo y correctivo, se encuentran en estado de grave deterioro; sin embargo, el panorama no es tan desolador, ya que se han desarrollado sistemas avanzados de transporte y procesamiento de la caña de azúcar en algunos puntos del país, lo cual hace que el interés de algunos centros de investigación y universidades en este campo sea cada vez mayor; tal es el caso de CIATEQ A.C. Centro de Tecnología Avanzada que junto con la Universidad Nacional Autónoma de México desarrolla tecnologías aplicables a los procesos de obtención del azúcar. Uno de ellos es el tema del presente trabajo: Desarrollar un acero de baja aleación con características adecuadas para la fabricación de coronas de molino.

Dentro de los sistemas de transmisión de potencia de los molinos de caña se encuentran los engranes responsables del movimiento de los rodillos de molienda. Estos componentes han sido fabricados recientemente con acero 8650 y desde hace tiempo con acero 1045, ambos aceros ofrecen niveles de resistencia mecánica adecuados, pero pobre tenacidad para el tipo de solicitaciones de esfuerzo mecánico al que están sometidos: Esfuerzos de corte, esfuerzos de compresión y ciclos de carga y descarga (fatiga). Los aceros colados con más de 0.3% de carbono son proclives a fallar por agrietamiento en caliente y por tanto su tenacidad final se ve seriamente comprometida. La razón fundamental de esto, es el efecto que el carbono tiene en la dilatación y constricción de los aceros; a mayor contenido de carbono mayores son los cambios dimensionales al momento de solidificar y se tiene por tanto mayor susceptibilidad a la formación de microgrietas y fisuras por la gran acumulación de esfuerzos entre las zonas solidificadas inicialmente y las últimas en enfriar. Es de destacarse, sin embargo, que a mayor contenido de carbono se tiene mayor templabilidad, por consiguiente, el carbono proporciona la dureza necesaria pero también fragiliza en cierta medida el acero colado.

Las coronas comúnmente utilizadas fallan en la zona de los dientes debido a una resistencia al desgaste insuficiente y poca tenacidad, que junto con la acumulación excesiva de deformación plástica producen fallas no reparables, lo cual hace necesario sustituir la pieza en su totalidad.

En virtud de lo anterior, se consideró desarrollar una aleación ferrosa que al momento de colarse no presentara agrietamiento en caliente, que alcanzara una dureza inicial por temple de 250 BHN, que fuese lo suficientemente tenaz para resistir los grandes impactos que se generan en un molino de caña de azúcar (donde en ocasiones aparte de la caña misma, se encuentran pedazos de tierra, troncos y rocas) y los esfuerzos normales de corte, que fuese endurecible por deformación hasta alcanzar valores de aproximadamente 450-550 BHN, que fuese reparable y con un buen acabado superficial.

El presente trabajo muestra, por tanto, cada una de las fases en el desarrollo de un material comercialmente novedoso y que ofrece mejores cualidades que los materiales comúnmente utilizados en el procesamiento de la caña de azúcar. Además se detalla el diseño metalúrgico completo de la aleación de interés conforme a las necesidades de los clientes: Ingenios Azucareros Mexicanos.

Este trabajo es parte del proyecto, 98-99/INV-DMA/546, desarrollado en el Área de Investigación bajo la contratación interna del Área de Transmisiones Mecánicas, siendo por lo tanto propiedad intelectual de CIATEQ A.C. La Universidad Nacional Autónoma de México a través del Departamento de Física Aplicada y Tecnología Avanzada del Instituto de Física campus Juriquilla, comparte los derechos autorales junto con el mencionado centro. A su vez el Instituto Mexicano del Transporte apoyó el proyecto en el maquinado de piezas y en pruebas mecánicas de caracterización.

OBJETIVOS

1. Desarrollar una aleación de acero bajo carbono modificada composicionalmente y tratada térmicamente, con el fin de optimizar sus propiedades de tenacidad, resistencia mecánica y de endurecimiento por deformación superficial.
2. Establecer un tratamiento térmico práctico y con el costo más bajo posible para alcanzar las características microestructurales y propiedades mecánicas requeridas en la corona.
3. Estudiar el efecto de los elementos de aleación Ti, B, Ni, V y del tratamiento térmico sobre la optimización de diversas propiedades del acero para las condiciones de operación de los molinos.

ALCANCES

- Se pretende obtener una aleación tratada térmicamente base AISI 86XX modificada con níquel para favorecer su deformabilidad plástica y subsecuente endurecimiento por deformación, así como con pequeñas cantidades de vanadio o titanio para incrementar la dureza del acero sin menoscabo de su tenacidad.
- Se pretende adicionar boro con el fin de incrementar la templabilidad del acero de tal forma que se alcancen durezas iniciales post tratamiento térmico alrededor de 250 BHN, con la ventaja que ofrece esta adición al disminuir el contenido en carbono, lo cual minimiza la susceptibilidad al agrietamiento en caliente.

OBJETIVOS

1. Desarrollar una aleación de acero bajo carbono modificada composicionalmente y tratada térmicamente, con el fin de optimizar sus propiedades de tenacidad, resistencia mecánica y de endurecimiento por deformación superficial.
2. Establecer un tratamiento térmico práctico y con el costo más bajo posible para alcanzar las características microestructurales y propiedades mecánicas requeridas en la corona.
3. Estudiar el efecto de los elementos de aleación Ti, B, Ni, V y del tratamiento térmico sobre la optimización de diversas propiedades del acero para las condiciones de operación de los molinos.

ALCANCES

- Se pretende obtener una aleación tratada térmicamente base AISI 86XX modificada con níquel para favorecer su deformabilidad plástica y subsecuente endurecimiento por deformación, así como con pequeñas cantidades de vanadio o titanio para incrementar la dureza del acero sin menoscabo de su tenacidad.
- Se pretende adicionar boro con el fin de incrementar la templabilidad del acero de tal forma que se alcancen durezas iniciales post tratamiento térmico alrededor de 250 BHN, con la ventaja que ofrece esta adición al disminuir el contenido en carbono, lo cual minimiza la susceptibilidad al agrietamiento en caliente.

RESUMEN

Debido a que los molinos de caña presentan fallas en los sistemas de transmisión de potencia con regularidad, ha sido necesario proponer el desarrollo de materiales que permitan alargar la vida útil de operación de los sistemas de transmisión, con el fin de disminuir los costos de operación y optimizar el proceso productivo. En el presente trabajo se presenta el desarrollo de un acero de baja aleación para la fabricación de coronas para transmisión de grandes dimensiones. El proyecto responde a una necesidad real de un sector productivo del país, que aunque pequeño sobra resaltar la relevancia del mismo. Se presenta el diseño y evaluación de las propiedades de la aleación y el método propuesto para la fabricación de las coronas.

ABSTRACT

Due to the incident presence of failures in cane mills' power transmission systems, it has been necessary to improve the gear materials performance in order to extend component's useful life and diminish costs of operation. The present work shows the development of a low alloy steel for the manufacture of huge cane mills' power transmission systems. The project responds to a real necessity of a productive sector of the country, that although small surplus to emphasize the relevance of the same one. Design and properties evaluation are presented as well as a casting manufacture method for the transmission system.

Capítulo 1

Marco Teórico

1.1 Antecedentes.

Los ingenios de la Industria Azucarera Mexicana adquieren del CIATEQ A.C. coronas de acero las cuales son empleadas en los molinos de caña de azúcar. Cada corona transmite la potencia de la flecha de transmisión al rodillo de molienda. Las características mecánicas de la corona se detallan enseguida:

Velocidad de Rotación: 6-8 RPM

Potencia promedio de trabajo al molino: 400-800 HP

Peso bruto: 2300 Kg

Diámetro aproximado: 1.5 m

Las coronas normalmente son fabricadas empleando acero 1045 con posterior temple y revenido lográndose así una pieza de características mecánico – metalúrgicas homogéneas. Las coronas fabricadas con este acero presentan una buena resistencia mecánica en su totalidad y una tenacidad acorde al tipo de acero y tratamiento térmico involucrado. Los esfuerzos involucrados durante la operación de la corona no son homogéneos ni tampoco bien distribuidos. Dado el diseño de las coronas y su función en el molino, se podría pensar que trabajan bajo ciclos de esfuerzos de doblez y contacto normales, pero dado el tipo de carga y las características de operación del molino, frecuentemente los dientes trabajan bajo condiciones extremas de esfuerzos de contacto, doblez y altísima fricción. Un acero convencional de medio carbono tratado térmicamente bajo esta última premisa mecánica tiene dos posibilidades de comportamiento: Desgaste prematuro o deformación plástica superficial y falla prematura. Como el acero comúnmente empleado en las coronas es duro y poco flexible en toda su masa, la respuesta del material a dichos esfuerzos es una ruptura frágil en las zonas de máxima concentración de éstos.

CIATEQ actualmente fabrica coronas con acero 8650 templado al aire forzado y revenido hasta lograr una dureza de 220 BHN. Estas coronas presentan una buena tenacidad y la superficie de contacto de los dientes alcanza a elevar su dureza producto del endurecimiento por deformación hasta aproximadamente 300 BHN. En algunas ocasiones estas superficies se fracturan al no soportar más deformación plástica. En otras, el material cede y se fractura prematuramente en zonas de alta concentración de esfuerzos.

El diseño de una aleación bajo condición de colada con el menor tratamiento posterior posible, que sea tenaz y que permita el desarrollo de durezas por encima de 300 BHN partiendo de valores alrededor de 220 BHN producto de una deformación plástica, que sea resistente al corte, con microestructura homogénea, con un núcleo resistente a la formación y crecimiento de fracturas pero con una superficie resistente al desgaste, requiere sin duda que el proyecto se visualice con varias opciones tecnológicas, puesto que ningún acero bajo condición de colada puede alcanzar dichas propiedades.

Es por eso que en el presente trabajo se muestra la metodología para obtener un material que responde de la forma más cercana posible a las necesidades planteadas anteriormente. Se muestran las etapas de selección del mismo, partiendo desde la propuesta de diversas aleaciones hasta llegar a la selección final, después de realizadas las pruebas de evaluación necesarias detalladas en el desarrollo experimental.

A continuación se presenta la revisión de la literatura que sirvió como fundamento de los criterios de fabricación, selección y evaluación seguidos en el trabajo para la obtención de la aleación en cuestión.

1.2 Mejoramiento de las Propiedades en el Acero.

Aunque es sabido que el hierro puro es un material débil, los aceros en sí presentan un amplio rango de niveles de resistencia. Estas propiedades mejoradas se obtienen mediante diversos mecanismos de fortalecimiento, los cuales se explicarán primero basándose en el sistema hierro – carbono para luego examinar a los sistemas de aleación más complejos. Como otros metales, el hierro puede ser reforzado en sus propiedades mediante algunos mecanismos básicos que son:

- Endurecimiento por trabajo.
- Fortalecimiento por solución sólida de átomos intersticiales.
- Fortalecimiento por solución sólida de átomos sustitucionales.
- Refinamiento del tamaño de grano.
- Reforzamiento por dispersión, incluyendo estructuras laminares y distribuidas en forma aleatoria.

1.2.1 Endurecimiento por Trabajo.

Este mecanismo es muy importante en el refuerzo del acero, principalmente para obtener altos niveles de resistencia en barras y alambre de aceros al carbono y aleados. Por ejemplo, la resistencia tensil de un acero con 0.05% C, sujeto a un 95% de reducción de área por trefilado, aumenta a no menos de 500 MPa, mientras que los aceros de más alto carbón son reforzados hasta niveles cerca del doble con respecto al mencionado. Cuando al acero se le adicionan ciertos elementos de aleación se tiene que los valores de resistencia alcanzados por trabajado son de hasta 1500 MPa.

El trabajo básico sobre la deformación del hierro se ha concentrado de forma importante en los llamados monocristales puros y policristales sujetos a pequeñas deformaciones controladas. Esta aproximación ha mostrado que el plano de deslizamiento en el hierro alfa no es único. El deslizamiento ocurre en algunos planos, $\{110\}$, $\{1132\}$, $\{123\}$ pero siempre en la dirección $\langle 111 \rangle$, la cual es común para cada uno de esos planos. La gran variedad de planos de deslizamiento produce una serie de bandas onduladas de deslizamiento en cristales deformados; conforme las dislocaciones se mueven de un plano de un tipo a otro, por deslizamiento transversal, promoviendo que compartan una dirección común de deslizamiento.

El vector de Burgers, de las dislocaciones que se mueven sobre el plano de deslizamiento, se espera sea $\frac{1}{2}\langle 111 \rangle$ lo cual ha sido confirmado mediante estudios de microscopía electrónica de transmisión.

El esfuerzo de fluencia de los cristales únicos de hierro es muy sensible a la temperatura y a la velocidad de deformación, y se ha encontrado una dependencia similar para cristales de hierro policristalino menos puro. En la figura 1 se presenta el esfuerzo de flujo σ_T a la temperatura T menos el esfuerzo a la temperatura ambiente contra T , mostrando que tanto el hierro puro como el policristalino (ambos con diferente contenido de intersticios entre sí) muestran un comportamiento similar.

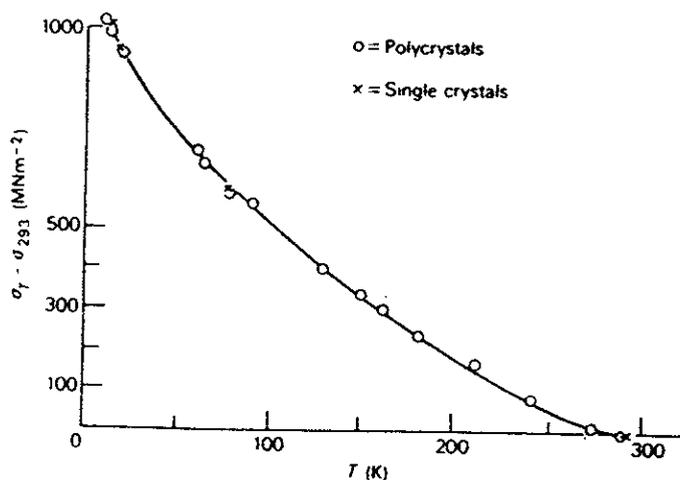


Fig. 1 Dependencia de la temperatura del esfuerzo de flujo en cristales únicos y policristalinos de hierro puro.

Por lo tanto, la sensibilidad a la temperatura no puede ser atribuida a la presencia de impurezas intersticiales. Ésta se explica por el efecto de la temperatura sobre el esfuerzo necesario para mover dislocaciones libres en un cristal: El esfuerzo de Peierls-Nabarro. Observaciones directas de dislocaciones helicoidales en hierro por microscopía electrónica muestran que la facilidad de movimiento disminuye fuertemente con un decremento en la temperatura.

Si el esfuerzo de corte en cualquier punto de la curva esfuerzo-deformación es considerado, el esfuerzo de corte medido τ para deformación posterior comprende dos cantidades:

$$\tau = \tau^* + \tau_i$$

El esfuerzo efectivo de corte τ^* , proviene de la interacción de las dislocaciones con los obstáculos de rango corto, esto es, dislocaciones aisladas. Este esfuerzo es fuertemente dependiente de la temperatura ya que la activación térmica contribuye al movimiento de dislocaciones alrededor de los obstáculos de rango corto^(Conrad, 1961). Por otra parte, τ_i es el esfuerzo interno proveniente de los obstáculos de rango largo como son los límites de grano, las paredes de celdas y otros arreglos complejos de dislocaciones. En estas circunstancias, las fluctuaciones térmicas no participan. Las dos componentes del esfuerzo son:

$$\tau^* = 1/V [\Delta H_0 + kT \ln (l\varepsilon/\rho m A b \gamma)]$$

$$\tau_i = \alpha \mu b \rho^2$$

donde

V = volumen de activación

ΔH_0 = entalpía de activación en $\tau = 0$,

k = constante de Boltzmann

T = temperatura

l = longitud de línea de dislocación activada

ε = rapidez de deformación

m = densidad de dislocaciones móviles

A = área del plano cubierto por dislocaciones

b = vector de Burgers

γ = frecuencia de vibración de la línea de dislocación

α = constante

μ = módulo de corte

ρ = densidad de dislocaciones

La dependencia térmica tan grande del esfuerzo inicial de flujo o esfuerzo de fluencia proviene principalmente de τ^* , mientras que el incremento en el esfuerzo de flujo, resultante del endurecimiento por trabajo, es independiente de la temperatura, y éste es causado por el incremento en τ_i el cual se incrementa, en otras palabras, conforme la densidad de dislocaciones ρ se incrementa.

En la zona de contacto de los dientes de las coronas el efecto de la temperatura, debido a una mala lubricación, puede ser de consideración al igual que la componente debida al endurecimiento por deformación que sufre la estructura al estar sometida a grandes presiones de operación. De ahí que se haga énfasis en la diferencia entre una aportación y la otra al endurecimiento global por trabajo de la pieza en los dientes.

1.2.2 Endurecimiento por Deformación de Monocristales.

Una de las características principales de la deformación plástica en los metales, es el hecho que el esfuerzo de corte requerido para producir deslizamiento continuamente se incrementa conforme se incrementa la deformación por corte. El incremento en el esfuerzo para provocar deslizamiento debido a una deformación plástica previa es conocido como endurecimiento por deformación o por trabajo. Es común en los metales dúctiles encontrar incrementos en el esfuerzo de flujo sobre el 100 % debido al endurecimiento por deformación.

El endurecimiento por deformación es causado debido a que las dislocaciones presentan interacciones entre ellas y con otras barreras que impiden su movimiento a través de la red cristalina. El endurecimiento debido a la interacción entre dislocaciones es complicado ya que involucra un gran número de grupos de dislocaciones, cuyo comportamiento es difícil de predecir matemáticamente. Es bien sabido que el número de dislocaciones en un cristal deformado se incrementa respecto al número de dislocaciones presentes en un material recocido. La densidad de dislocaciones en un material bien recocido oscila entre 10^5 y 10^6 cm^{-2} , mientras que en un material trabajado en frío éste número varía de 10^{10} hasta 10^{12} cm^{-2} . La multiplicación de dislocaciones se puede producir por la condensación de vacancias durante la regeneración bajo esfuerzos aplicados, a partir de dislocaciones existentes ya sea por el mecanismo de Frank-Read, deslizamiento cruzado múltiple o por emisión de dislocaciones a partir de límites de grano de ángulo grande.

Uno de los conceptos utilizados para explicar el endurecimiento por deformación, es la idea de considerar el apilamiento de dislocaciones sobre los planos de deslizamiento en las barreras presentes en un cristal. Este apilamiento provoca un *esfuerzo contrario* que se opone al esfuerzo aplicado sobre el plano de deslizamiento. La existencia de este esfuerzo ha sido demostrada experimentalmente en cristales de zinc^(Edwards, 1953). Este tipo de cristales es ideal para experimentos de plasticidad ya que el deslizamiento se da en el plano basal y de esta forma se evitan las complicaciones de estudiar deslizamiento múltiple.

En la figura 2, el cristal es deformado hasta el punto 0, descargado y entonces recargado en la dirección opuesta al deslizamiento inicial.

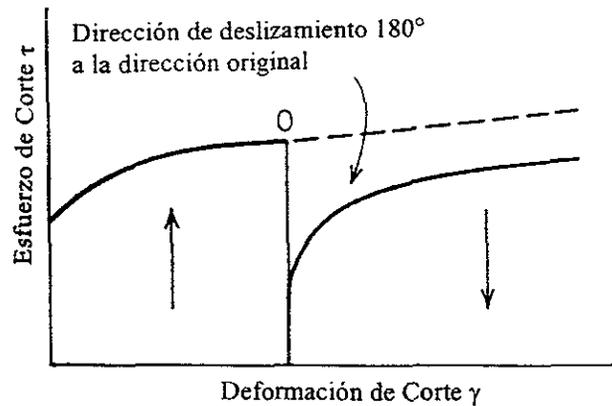


Fig. 2. Efecto de la regresión completa en la dirección de deslizamiento sobre la curva esfuerzo-deformación.

Nótese que en el proceso de recarga, el cristal fluye a un menor esfuerzo en comparación con la primera carga. Esto se debe gracias a que el esfuerzo contrario, generado como resultado del apilamiento de dislocaciones en las barreras durante la primer carga, asiste el movimiento de las dislocaciones cuando la dirección del deslizamiento cambia de sentido. Cuando el sentido del deslizamiento cambia, se pueden generar dislocaciones de signo contrario en los mismos lugares que se produjeron las dislocaciones responsables de la deformación en la primera dirección de deslizamiento. Ya que las dislocaciones de signo opuesto se atraen y anulan, el efecto neto puede ser un ablandamiento en la red. Esto explica el hecho que la curva de flujo en la dirección contraria cae por debajo de la curva de flujo continuo en la dirección original. La disminución del esfuerzo de fluencia cuando la deformación en una dirección es seguida por una deformación en la dirección opuesta es llamada el *efecto Bauschinger*. Este efecto se presenta en todos los metales con variaciones de acuerdo al tipo de sistema cristalino.

El siguiente paso después de conocer la existencia del llamado esfuerzo contrario, en el proceso de endurecimiento por deformación, es identificar las barreras que se oponen al movimiento de las dislocaciones en monocristales. Las partículas de precipitados microscópicos y los átomos extraños pueden servir de barreras, pero es necesario determinar el tipo de barreras presentes en cristales puros.

Este tipo de barreras proviene del hecho que cuando las dislocaciones se interceptan con otros planos de deslizamiento, se encuentran con otras dislocaciones y se combinan produciendo nuevas dislocaciones, las cuales no tienen la misma dirección de deslizamiento. La dislocación de baja movilidad que se produce por una reacción entre dislocaciones es conocida como *dislocación sésil*. Este tipo de dislocaciones no se encuentra en el plano de deslizamiento de esfuerzos de corte bajos, ellas actúan como una barrera al movimiento de otras dislocaciones hasta que el esfuerzo se incrementa a un nivel lo suficientemente alto para poder romper la barrera. La reacción de dislocaciones más importante, la cual conduce a la formación de dislocaciones sésiles, es la formación de barreras de Lomer-Cottrell en metales fcc por deslizamiento en los planos de intersección $\{111\}$.

Otros mecanismos de endurecimiento por deformación, aparte de los que se dan debido al esfuerzo contrario resultante por el apilamiento de dislocaciones, ocurren cuando las dislocaciones que se mueven en los planos de deslizamiento cortan a otras dislocaciones que interceptan el plano donde las anteriores se mueven. Las dislocaciones que se insertan en el plano de deslizamiento son a menudo llamadas *bosques de dislocaciones* y este tipo de endurecimiento por deformación es referido como una intersección de bosques de dislocaciones.

La figura 3 muestra que la intersección de dislocaciones resulta en un pequeño laso o "jog" en la línea de dislocación. Los "jogs" sobre las dislocaciones disminuyen su movilidad de tal forma que contribuyen al endurecimiento por deformación. Los jogs también se forman por deslizamiento transversal de las dislocaciones de tornillo desde el plano primario de deslizamiento, a otro plano el cual contiene la dirección de deslizamiento común.

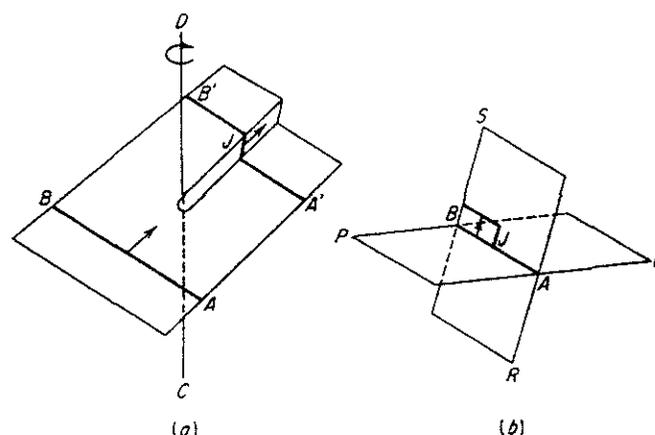


Fig 3. Formación de un jog (a) por corte en una dislocación de tornillo conforme ésta se mueve de AB a A'B'. (b) a partir de la línea AB que corre desde el plano primario PQ hacia el plano RS.

El deslizamiento transversal está restringido a las dislocaciones de tornillo, ya que la línea de una dislocación de tornillo es paralela a su vector de Burgers, no define un plano específico como en el caso de la dislocación de borde, donde \mathbf{b} es perpendicular a la línea de la dislocación. Para una dislocación de tornillo, todas las direcciones alrededor de su eje parecen iguales, pudiendo deslizarse sobre cualquier plano hasta donde se mantenga paralela a su orientación original. El plano de deslizamiento de una dislocación de tornillo puede ser cualquier plano que contenga la dislocación y ésta puede brincar de un plano a otro, mientras ambos tengan una dirección de deslizamiento común. Lo anterior permite a las dislocaciones de tornillo (o componentes de tornillo de dislocaciones mixtas) rodear obstáculos y barreras. Si el deslizamiento transversal no se pudiese dar, el movimiento de las dislocaciones podría ser impedido de forma temprana en el proceso de deformación y por tanto, la velocidad de endurecimiento podría ser muy alta, además de que se tendría fractura a valores de deformación más bajos.

El endurecimiento por deformación debido al corte de dislocaciones se produce gracias a la presencia de fuerzas de rango corto que se dan entre 5 y 10 distancias interatómicas. Este endurecimiento puede eliminarse a ciertas temperaturas de ahí que dependa tanto de la variación en la temperatura como de la deformación. Por otra parte, el endurecimiento por deformación debido al apilamiento de dislocaciones en barreras ocurre sobre distancias largas y por tanto es independiente de la temperatura y la deformación. De esta forma, Basinski⁶ logró determinar la contribución relativa de los dos mecanismos mediante datos obtenidos de la dependencia que presenta el endurecimiento por deformación de la temperatura y la velocidad de deformación.

Cuando las curvas de esfuerzo-deformación para monocristales se trazan como el esfuerzo resuelto de corte vs deformación de corte, se pueden hacer algunas generalizaciones para todos los metales fcc. Siguiendo la idea propuesta por Seeger³¹, la curva de flujo para cristales de un metal puro puede dividirse en tres etapas :

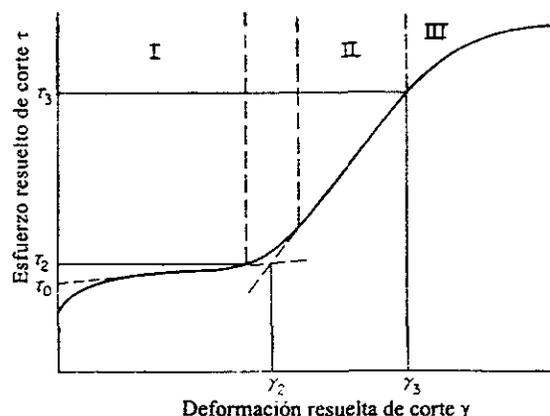


Fig.4. curva de flujo generalizado para cristales únicos fcc.

La etapa I o de deslizamiento fácil, es una etapa en la cual el cristal sufre un pequeño endurecimiento por deformación. Durante esta etapa, las dislocaciones pueden moverse sobre largas distancias sin toparse con barreras. El bajo grado de endurecimiento por deformación obtenido en esta etapa implica que la mayoría de las dislocaciones escapan desde el cristal a la superficie. En esta etapa el deslizamiento se da sobre un solo sistema de deslizamiento, por esta razón esta etapa también es llamada de *flujo laminar*.

La etapa II es una parte casi lineal de la curva de flujo, donde el endurecimiento por deformación aumenta considerablemente. En esta etapa el deslizamiento ocurre en un conjunto de planos. La longitud de las líneas de deslizamiento activo disminuye con un incremento en la deformación, lo cual es consistente con la formación de un gran número de barreras de Lomer-Cottrell en este mismo proceso de deformación. Durante esta etapa, la relación entre la pendiente de la curva, que es el coeficiente de endurecimiento por deformación, y el módulo de corte es independiente del esfuerzo y la temperatura, y poco dependiente de la orientación cristalográfica y de la pureza. El hecho que la pendiente de la curva en esta etapa no dependa de la temperatura, coincide con la teoría que asume como el mecanismo principal de endurecimiento por deformación al apilamiento de grupos de dislocaciones.

Como resultado del deslizamiento sobre algunos sistemas preferentes, se forman irregularidades en la red cristalina. Se comienzan a desarrollar nudos de dislocaciones y este evento resulta en la formación de una estructura de dislocación en celda la cual consiste de regiones casi libres de dislocaciones rodeadas de material con alta densidad de defectos (en promedio, 5 veces mayor).

Aunque la heterogeneidad en la distribución de dislocaciones hace difícil hacer mediciones, se ha logrado obtener una relación para el esfuerzo de corte en función de la densidad de dislocaciones en la etapa II

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

donde τ_0 es el esfuerzo de corte necesario para mover una dislocación en ausencia de otra dislocación y α es una constante numérica la cual varía entre 0.3 y 0.6 para diferentes metales fcc y bcc.

La etapa III es una región de decremento en la rapidez de endurecimiento por deformación. El proceso que ocurre en esta etapa es comúnmente conocido como recuperación dinámica. En esta región de la curva de flujo, los esfuerzos son lo suficientemente elevados de tal forma que las dislocaciones pueden participar en eventos que no se observan a bajos niveles de esfuerzo. El deslizamiento

transversal, se cree es el mecanismo principal mediante el cual las dislocaciones, apiladas en los obstáculos en la etapa II, pueden escapar y reducir el campo interno de deformación. El esfuerzo en el cual comienza la etapa III, τ_3 , depende altamente de la temperatura. De la misma forma, el esfuerzo de flujo de un cristal deformado en la etapa III depende más de la temperatura en esta etapa que si hubiese sido deformado solo en la etapa II. Esta fuerte dependencia de la temperatura sugiere que la intersección entre los bosques de dislocaciones es el mecanismo más importante de endurecimiento por deformación en la etapa III.

La curva que se muestra en la figura 5 representa un comportamiento general de los metales fcc.

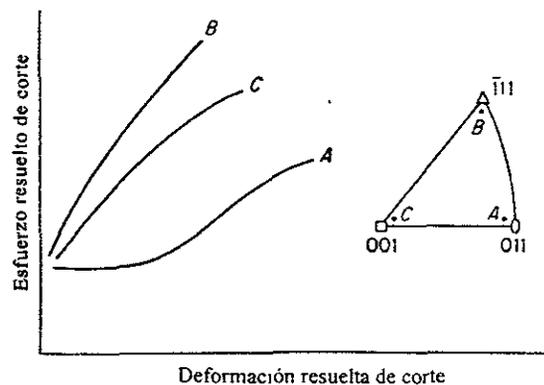


Fig. 5. Efecto de la orientación de los especímenes sobre la forma de la curva de flujo de cristales fcc únicos.

Se observan algunas desviaciones respecto a la curva de flujo con las tres etapas ya mencionadas; por ejemplo, los metales con altas energías de apilamiento, como el aluminio, usualmente solo muestran una etapa II muy pequeña a temperatura ambiente, debido a que puede deformarse fácilmente por deslizamiento transversal. La forma y la magnitud de la curva para un monocristal, principalmente en las primeras etapas, depende de la pureza del metal, la orientación del cristal, la temperatura de prueba y la velocidad de deformación. La región de deslizamiento fácil es mucho mayor en cristales hcp que en fcc. Una región de deslizamiento fácil en la curva de flujo, es favorecida por el deslizamiento sobre un sistema único, la temperatura baja, ausencia de óxidos en la superficie, una orientación favorable para el deslizamiento y un método de prueba que minimice los efectos de otro tipo de esfuerzos como los de doblez. La figura 5 muestra que la orientación cristalina tiene un efecto grande sobre la curva de flujo de cristales fcc. Cuando el eje tensil es paralelo a la

dirección $[011]$, como por ejemplo en un sistema fcc, un sistema de deslizamiento está acarreado un esfuerzo de corte mayor que ningún otro y la curva de flujo muestra una región de facilidad de deslizamiento. Cuando el eje tensil está cerca a las direcciones $[100]$ y $[111]$, el esfuerzo en algunos sistemas de deslizamiento no es diferente y las curvas de flujo muestran velocidades elevadas de endurecimiento por deformación.

El valor del esfuerzo resuelto de corte a una deformación de corte dada disminuye cuando la temperatura aumenta; cuando esto sucede, las etapas I y II se hacen más pequeñas hasta que a alta temperatura la curva esfuerzo-deformación muestra enteramente el comportamiento parabólico de la etapa III.

1.2.3 Reforzamiento por Solución Sólida de Átomos Intersticiales.

El carbono y el nitrógeno incluso a concentraciones tan bajas como 0.005% wt en hierro provocan una transición muy notoria entre la deformación plástica y elástica en una prueba de tensión. La decarburización del hierro resulta en la eliminación de esta transición, la cual implica que los átomos de soluto son en alguna forma responsables de este comportamiento.

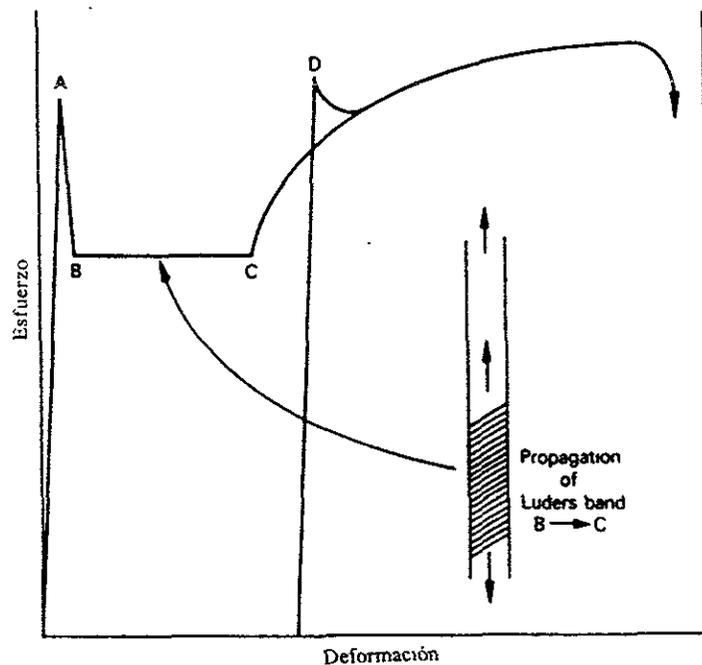


Fig. 6. Diagrama del fenómeno de fluencia como se observa en una prueba de tensión.

Como se observa en la figura 6, frecuentemente la carga disminuye de manera dramática en el punto de fluencia superior (A) a otro valor referido como el punto de fluencia inferior (B). Bajo ciertas condiciones experimentales, la fluencia disminuye cerca del 30% desde el punto de fluencia superior. Después del mencionado punto inferior continúa una meseta en la cual no se observa un incremento en el esfuerzo mientras los valores de deformación aumentan, en este punto se dice que la deformación plástica se propaga a un frente el cual se mueve uniformemente a lo largo del espécimen. Este frente está referido como una banda de Luders y la porción horizontal BC de la curva como la extensión de Luders. El desarrollo de estas bandas puede no ser tan uniforme en situaciones donde el esfuerzo no es axial presentándose configuraciones complejas.

Cuando todo el espécimen ha fluido, el trabajo por deformación comienza y la curva esfuerzo-deformación se comporta de la forma clásica conocida. Sin embargo, si el material se descarga y se mantiene por cierto tiempo a temperatura ambiente o por encima de ésta, se registra un nuevo punto de cedencia en la recarga. Este regreso a otro valor de cedencia es conocido como envejecido por deformación.

Cotrell y Bilby fueron los primeros en mostrar que los átomos intersticiales como el carbón y el nitrógeno podrían interactuar fuertemente con los campos de deformación de las dislocaciones. Los átomos intersticiales tienen campos de deformación alrededor de ellos, pero cuando esos átomos se mueven dentro del campo de deformación de las dislocaciones se presenta una disminución en la energía total de deformación. Lo anterior provoca la concentración de intersticios o *atmósferas* en la vecindad de las dislocaciones, las cuales en casos extremos pueden formar líneas de átomos intersticiales a lo largo de los núcleos de las dislocaciones (*atmósferas condensadas*), por ejemplo en las dislocaciones de borde en la región del campo de deformación donde existe la mayor dilatación. Lo anterior se muestra en la figura 7.

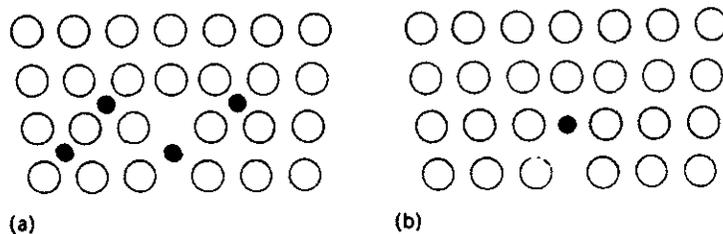


Fig. 7. Átomos intersticiales en la vecindad de una dislocación de borde, (a) atmósfera aleatoria, (b) condensada.

La energía de enlace entre una dislocación en hierro y un átomo de carbón es de cerca de 0.5 eV. Consecuentemente las dislocaciones pueden ser atrapadas por cadenas de átomos de carbón a lo largo de las dislocaciones, de esta forma aumentando sustancialmente el esfuerzo que podría ser necesario para causar movimiento de dislocaciones. Una característica interesante de esta teoría, es que únicamente una pequeña concentración de átomos intersticiales es necesaria para producir atrapamiento de las líneas de dislocación en el hierro recocido. Para una densidad de dislocaciones típica de 10^8 líneas cm^{-2} en hierro recocido, una concentración de carbón de 10^{-6} % peso podría ser suficiente para proveer un átomo intersticial de carbón por plano atómico a lo largo de las líneas de dislocación presentes, esto es, para saturar las dislocaciones.

La formación de atmósferas intersticiales en las dislocaciones requiere de difusión del soluto. Ya que el carbón y el nitrógeno difunden mucho más rápido en hierro que los solutos sustitucionales, no es sorprendente que el envejecido por deformación pueda tomar lugar en un rango de temperaturas de 20 a 150°C. La concentración de intersticios, c , en un campo de deformación de dislocaciones en un punto donde la energía de unión es U está dada por:

$$c = c_0^{(U/kT)}$$

donde c_0 es la concentración promedio. En general, esta aproximación conduce a una distribución tipo Maxwell de soluto en la dislocación, pero para C y N en acero, la energía de interacción elástica U entre el soluto y la dislocación obedece la siguiente relación $U \geq kT$. De esta forma la atmósfera se condensa para formar hileras de átomos intersticiales a lo largo de los núcleos de las dislocaciones.

La temperatura crítica por debajo de la cual existe condensación de la atmósfera, se da cuando $c = 1$ y $U = U_{\max}$.

$$T_{\text{cnt}} = U_{\max}/k \ln(1/c_0)$$

Sustituyendo valores, $c_0 = 10^{-4}$ y $U_{\max} = 10^{-19}$ J, $T_{\text{cnt}} = 700\text{K}$. De esta forma se espera que el punto de cedencia en este caso se obtenga por debajo de los 700 K, desapareciendo a temperaturas más elevadas cuando las dislocaciones pueden escapar de sus atmósferas como resultado de la activación térmica. Lo anterior concuerda con lo observado en la figura 8 donde se muestra la dependencia de la curva esfuerzo-deformación respecto de la temperatura.

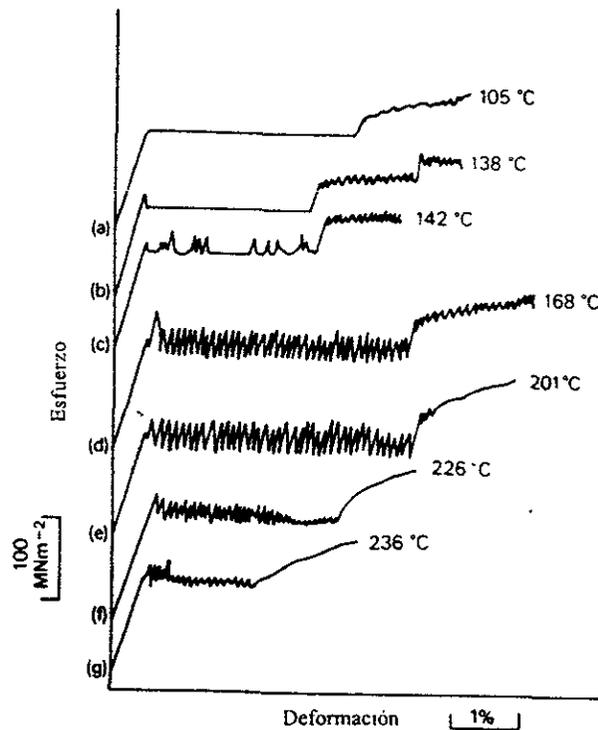


Fig. 8. Curvas típicas esfuerzo-deformación para un acero de medio carbón a temperaturas elevadas.

Como es de esperarse, la zona de fluencia está bien definida en zonas de baja temperatura, comenzando a ser irregular conforme la temperatura aumenta, hasta que es reemplazada por finas variaciones a lo largo de toda la curva esfuerzo-deformación. Este fenómeno es referido como endurecimiento por envejecido dinámico, en donde las variaciones en forma de sierra representan el reemplazo del punto de fluencia primario por puntos de fluencia localizados en todo el espécimen. Lo anterior debido a que la temperatura es lo suficientemente elevada para permitir la difusión de átomos intersticiales durante la deformación, formando atmósferas alrededor de las dislocaciones generadas a lo largo de toda la curva. Los aceros probados bajo estas condiciones muestran niveles bajos de ductilidad debido tanto a la alta densidad de dislocaciones como a la nucleación de partículas de carburos sobre las dislocaciones donde la concentración de carbón es elevada. El fenómeno también es referido como fragilización azul, siendo el azul el color de interferencia de la superficie del acero cuando se oxida en este rango de temperatura.

Una teoría alternativa para explicar el fenómeno mencionado anteriormente asume que, una vez condensadas las atmósferas de carbón que se forman en el hierro, las dislocaciones permanecen ancladas y el fenómeno de fluencia se da por la generación y movimiento de nuevas

dislocaciones^(Honeycombe, 1995). La velocidad de movimiento de estas nuevas dislocaciones v está relacionada al esfuerzo aplicado como

$$v = (\sigma/\sigma_r)^m$$

donde σ_r es el esfuerzo de referencia, σ es el esfuerzo de fluencia y m es un índice característico del material entre 1 y 60. La rapidez de deformación ε puede definirse en términos de movimiento de dislocaciones como

$$\varepsilon = nvb$$

donde n es el número de dislocaciones móviles por unidad de área, v es su velocidad promedio y b es el vector de Burgers. Utilizando la ecuación anterior, la rapidez de deformación en el límite de cedencia superior ε_U y en el inferior ε_L se pueden definir como

$$\varepsilon_U = \rho_U v_U b$$

donde ρ_U es la densidad de dislocaciones móviles en este punto. En el punto inferior se tiene

$$\varepsilon_L = \rho_L v_L b$$

donde ρ_L es la densidad de dislocaciones móviles en el límite inferior, de esta forma

$$v_U/v_L = \rho_L/\rho_U$$

$$\sigma_U/\sigma_L = (\rho_L/\rho_U)^{1/m}$$

Resumiendo, la ocurrencia del punto de cedencia depende de la ocurrencia de un incremento súbito en el número de dislocaciones móviles. Sin embargo, el mecanismo preciso mediante el cual esto toma lugar dependerá de la efectividad del anclaje de las dislocaciones preexistentes. Si el apilamiento es débil, entonces el punto de fluencia se puede dar como resultado del desapilamiento. Sin embargo, si las dislocaciones son ancladas fuertemente, ya sea por atmósferas intersticiales o por precipitados, el punto de fluencia resultará a partir de una rápida generación de nuevas dislocaciones.

1.2.4 Reforzamiento por Solución Sólida de Átomos Sustitucionales.

Muchos elementos metálicos forman soluciones sólidas en hierro α y γ . Estas son invariablemente soluciones sólidas sustitucionales, pero para una concentración atómica constante de elementos de aleación existen grandes variaciones en la resistencia. Utilizando datos de monocristales de algunos metales, la figura 9 muestra que un elemento como el vanadio tiene un efecto muy débil en el reforzamiento del hierro α en bajas concentraciones, mientras el silicio y el molibdeno son mucho más efectivos en este sentido.

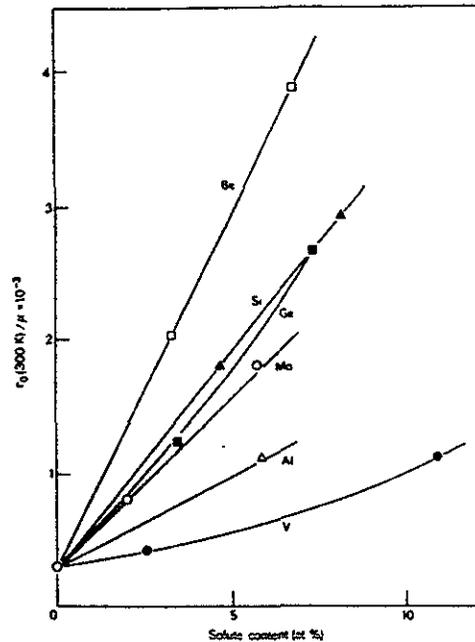


Fig. 9. Fortalecimiento por solución sólida de cristales de hierro por solutos sustitucionales. Relación del esfuerzo crítico resuelto de corte con el módulo de corte como una función de la concentración atómica.

Otros datos indican que el fósforo, manganeso, níquel y cobre también son efectivos en el proceso de reforzamiento de la matriz metálica. Sin embargo, debe notarse que el reforzamiento relativo se puede alterar con la temperatura de prueba y con la concentración de solutos intersticiales presentes en los aceros.

La resistencia alcanzada por átomos sustitucionales es, en general, mayor mientras la diferencia de tamaños atómicos entre el soluto y el hierro sea más grande, aplicándose el efecto de tamaños de Hume-Rothery. Sin embargo, después del trabajo de Fleischer y Takeguchi³² es aparente que las diferencias en el comportamiento elástico de los átomos de soluto y solvente son también importantes para determinar el reforzamiento global alcanzado. En aceros industriales el reforzamiento

por solución sólida es una etapa importante en todo el proceso global, ya que la adición de elementos como el silicio, molibdeno, níquel, etc., proveen propiedades de uso excelentes en algunos casos dependiendo del diseño y la aplicación requeridos. Algunos de los elementos adicionados se usan no solo desde el punto de vista estructural sino por conveniencia en el proceso de fabricación como la desoxidación del baño metálico o la eliminación de impurezas como P y S. De esta forma es importante considerar el efecto del reforzamiento por solución sólida ya que aporta más beneficios que desventajas en la fabricación de aceros.

1.2.5 Refinamiento del Tamaño de Grano.

El refinamiento del tamaño de grano provee una de las rutas de reforzamiento más importantes en los aceros tratados térmicamente. El primer análisis científico de la relación entre tamaño de grano y la resistencia se realizó en un acero ARMCO por Hall y Petch, llegando a la conocida relación de Hall-Petch entre el esfuerzo de fluencia σ_y y el diámetro de grano d , de esta forma se tiene

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2}$$

donde σ_0 y k_y son constantes. Este tipo de relación se mantiene para muchos tipos de aceros y hierros así como también para muchas aleaciones no ferrosas. Un conjunto típico de resultados para acero se da en la figura 10 donde la relación lineal entre el esfuerzo de fluencia y el diámetro se muestra claramente para tres valores de temperatura.

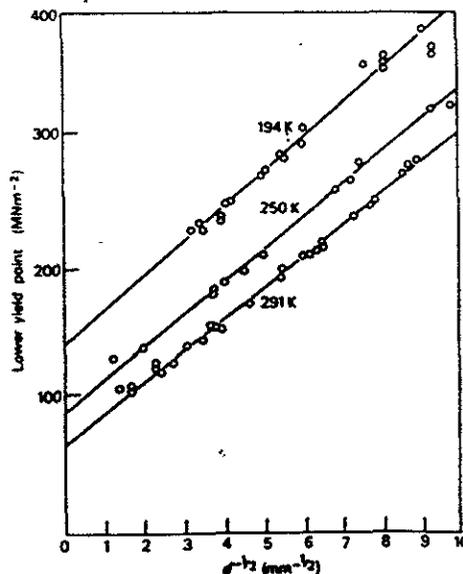


Fig. 10. Dependencia del límite inferior de fluencia sobre el tamaño de grano.

La constante σ_0 llamada el esfuerzo de fricción es la ordenada al origen en el eje del esfuerzo e indica el esfuerzo requerido para mover dislocaciones libres a lo largo de los planos de deslizamiento en cristales bcc, y puede ser considerada como el esfuerzo de fluencia de un monocristal ($d^{-1/2} = 0$). Este esfuerzo es particularmente sensible a la temperatura y a la composición. El término k_y representa la pendiente de la curva esfuerzo vs diámetro y se sabe que no es sensible a la temperatura, velocidad de deformación y a la composición.

En línea con la teoría de Cottrell-Bilby del punto de fluencia, la cual involucra el desprendimiento de dislocaciones a partir de atmósferas de carbón intersticial, k_y ha sido referida como un parámetro de *separación*. Sin embargo, la falta de sensibilidad a la temperatura de k_y sugiere que la *separación* raramente ocurre, y enfatiza la teoría que las nuevas dislocaciones son generadas en el punto de fluencia. Esto es consistente con las teorías que explican el punto de fluencia en términos de movimientos de nuevas dislocaciones, cuyas velocidades son dependientes del nivel de esfuerzos.

El efecto del tamaño de grano sobre el esfuerzo de fluencia puede ser entonces explicado asumiendo que la fuente de dislocaciones opera dentro de un cristal causando dislocaciones que se mueven y eventualmente se apilan en el límite de grano. El apilamiento causa que un esfuerzo sea generado en el grano adyacente, el cual cuando alcanza un valor crítico opera como una nueva fuente, de tal forma que el proceso de fluencia se propaga de grano en grano. Lo anterior puede observarse al microscopio por el paso de una banda de Luders. El tamaño de grano determina la distancia que las dislocaciones deben moverse para formar pilas en el límite de grano, y de esta forma, el número de dislocaciones involucradas en tal proceso. Con tamaños de grano grandes las pilas formadas en los límites contendrán gran número de dislocaciones las cuales causarán grandes concentraciones de esfuerzos en los granos vecinos. El esfuerzo de corte τ , en el frente de la pila de dislocaciones es igual a $n\tau$, donde n es el número de dislocaciones involucradas y τ es el esfuerzo de corte en el plano de deslizamiento. Esto significa que mientras mayor sea el tamaño de grano será más fácil que se propague el fenómeno de fluencia.

En términos simples, mientras se tengan tamaños de grano pequeños se tendrá un esfuerzo de cedencia mayor, y como es obvio, en la práctica actual de fabricación de aceros se cuida mucho el tamaño de grano final de la ferrita. De tal forma que tamaños de grano entre 2 y 10 micras son valiosos en ese sentido.

1.2.5.1 Límites de Grano de Angulo Bajo.

Dentro de los granos rodeados por límites de alta energía se pueden presentar subestructuras bien definidas. Los subgranos son límites de grano de bajo ángulo en los cuales la diferencia en la orientación a través del límite puede ser solo de unos cuantos minutos de arco o incluso unos pocos grados. Debido a esta pequeña diferencia en la orientación, las técnicas especiales de rayos X son las que presentan características más confiables para su localización y caracterización. Los límites de subgrano son límites de mucho menor energía que los límites de grano y de esta forma son menos fáciles de observar al microscopio ya que no se atacan tan fácilmente. Sin embargo, en algunas estructuras pueden determinarse por metalografía simple.

Un límite de grano de bajo ángulo contiene un arreglo relativamente simple de dislocaciones, la situación más simple es el caso de un límite inclinado. La figura 11 ilustra a dos cristales cúbicos con un eje común [001].

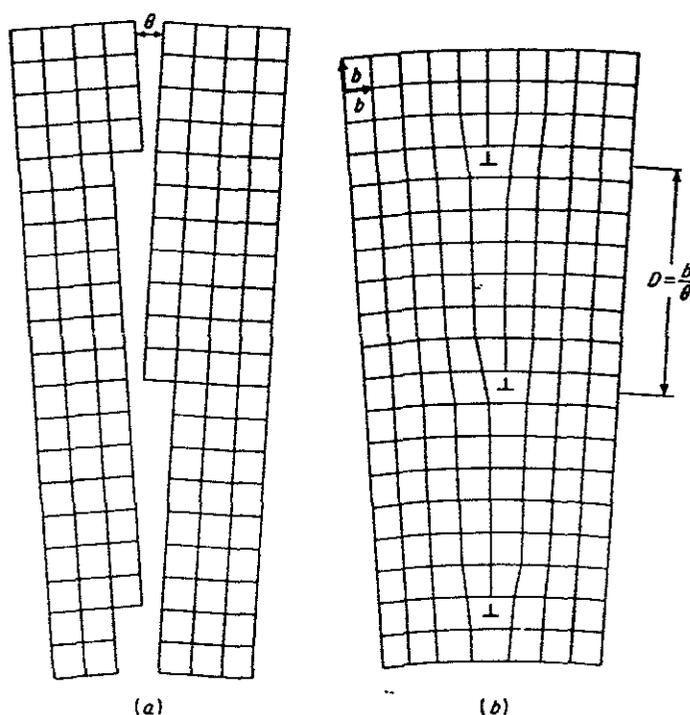


Fig.11. Diagrama de un límite de grano de ángulo bajo. (a) Dos granos con eje común y diferencia angular en orientación (b) dos granos unidos formando un límite de ángulo bajo.

La pequeña diferencia en orientación está dada por el ángulo θ . En la figura del lado derecho, los dos cristales han sido unidos para formar un bicristal que contiene un límite de bajo ángulo. A lo

largo del límite los átomos ajustan sus posiciones mediante deformación localizada para producir una transición discreta de un grano a otro. Sin embargo, la deformación elástica no puede acomodar todo el desajuste, de tal forma que algunos de los planos atómicos terminan en los límites de grano. Donde los planos atómicos terminan existe una dislocación de borde; de esta forma, los límites inclinados de bajo ángulo pueden considerarse como un arreglo de dislocaciones de borde. A partir de la geometría de la figura 11 (inciso b) se obtiene la relación entre θ y el espacio entre dislocaciones

$$\theta = 2 \tan^{-1} (b/2D) \approx b/D$$

donde **b** es la magnitud del vector de Burgers de la red.

Una evidencia de la naturaleza de las dislocaciones en los límites de bajo ángulo se obtiene de observaciones metalográficas. Si el ángulo es bajo, de tal modo que el espacio entre dislocaciones es elevado, es fácil encontrar a menudo límites compuestos por numerosas picaduras, donde cada una de éstas representa al sitio de una dislocación de borde.

Los sublímites o límites de bajo ángulo se pueden producir de diferentes formas, pueden obtenerse durante el crecimiento cristalino, durante el proceso de termofluencia o como resultado de una transformación de fase. El veteado en los granos de ferrita es un ejemplo bien conocido de una subestructura que resulta de la presencia de esfuerzos internos que acompañan una transformación de fase. Quizá la forma más común de producir este tipo de estructura es introduciendo una pequeña cantidad de deformación, continuando con un tratamiento de recocido para reacomodar las dislocaciones en los límites de los subgranos. La cantidad de deformación y la temperatura debe ser lo suficientemente baja para prevenir la formación de nuevos granos por recristalización. Este proceso es conocido como recristalización *in situ* o poligonización.

Parker y Washburn²⁷ han demostrado que un límite de bajo ángulo se mueve como una unidad cuando está sujeto a un esfuerzo de corte, lo cual coincide plenamente con lo esperado en una dislocación lineal. También se ha encontrado que el ángulo del límite decrece conforme se incrementa la distancia de corte. Esto significa que el límite pierde dislocaciones conforme se mueve, un hecho que se podría esperar si las dislocaciones fueran llevadas a imperfecciones tales como átomos extraños a la matriz, partículas precipitadas y otras dislocaciones; el efecto de límites de bajo ángulo sobre una curva esfuerzo deformación se muestra en la figura 12.

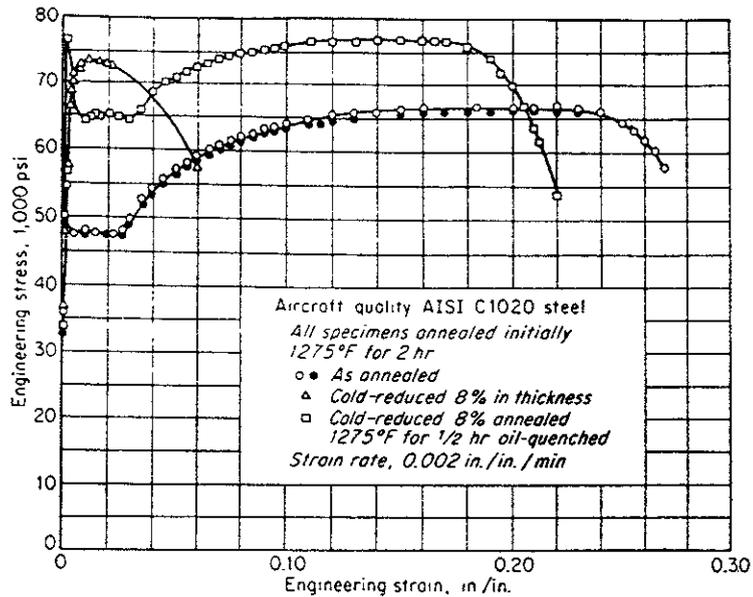


Fig. 12. Efecto de una subestructura de grano de ángulo bajo sobre la curva esfuerzo-deformación de un acero SAE 1020.

Nótese que el material que está reducido en frío y recocido, con la estructura artificialmente promovida, tiene el punto de fluencia y la resistencia tensil más altos que los materiales que fueron trabajados en frío y recocidos de forma independiente. Incluso la ductilidad del material con tal estructura es casi tan buena como la del acero recocido solamente.

1.2.6 Reforzamiento por Dispersión.

En todos los aceros existe normalmente más de una fase presente, teniéndose incluso numerosas fases en los sistemas de aleación más complejos como en el caso del material del presente trabajo. La matriz, la cual es usualmente ferrita o austenita reforzadas por refinación de grano o por adiciones de solución sólida, es posteriormente reforzada en grado considerable controlando la dispersión de otras fases en la microestructura. Los otros tipos de fases comunes son los precipitados, como los carburos, los cuales se forman por la baja solubilidad de carbón en hierro α . En aceros al carbón sin aleantes, este carburo es la cementita, el cual se puede presentar en forma de laminillas gruesas (perlita) o en cilindros o precipitados esferoidales. En el caso de los aceros al carbón aleados, se encuentra el mismo rango de estructuras, excepto que el carburo de hierro es reemplazado por otros carburos termodinámicamente más estables. Otras fases que se encuentran en estos casos son los precipitados intermetálicos, nitruros y grafito en los hierros.

La mayoría de las dispersiones conducen al reforzamiento de la matriz, sin embargo pueden tener efectos adversos sobre la ductilidad y la tenacidad. En el caso de dispersiones finas, partículas esféricas dispersas aleatoriamente en la matriz, existen relaciones bien definidas entre el esfuerzo de fluencia y los parámetros de dispersión. El más simple es el de Orowan, el cual relaciona el esfuerzo de fluencia τ_0 de la aleación dispersa con el espacio interpartícula Λ :

$$\tau_0 = \tau_s + (T/(b\Lambda/2))$$

donde T es la tensión de una dislocación y b es el vector de Burgers. El resultado anterior proviene de un análisis de movimiento de dislocaciones alrededor de partículas esféricas, y muestra que el esfuerzo de fluencia varía inversamente en función del espacio entre las partículas. Si la dispersión se incrementa por un tratamiento térmico posterior, la resistencia de la aleación disminuye.

La relación anterior puede ser aplicada a dispersiones simples encontradas en ocasiones en aceros, particularmente después del revenido cuando la estructura consiste de partículas de cementita esferoidal en una matriz ferrítica. Sin embargo, se pueden tener aproximaciones menos ideales donde las dispersiones varíen tanto en cilindros finos como en poliedros irregulares. Quizá la estructura más familiar en los aceros es perlita eutectoide, la cual puede considerarse como un ejemplo extremo de dispersión de una fase en otra, contribuyendo sin duda a incrementar la resistencia del acero. El espacio entre laminillas puede modificarse y también la resistencia se verá afectada. Cuando el engrosamiento de la perlita es representado por una trayectoria libre ininterrumpida de ferrita (MFFP), en la ferrita perlítica, se ha demostrado que el esfuerzo de flujo está relacionado con $MFFP^{-1/2}$, esto es, existe una relación del tipo Hall-Petch.

El endurecimiento por precipitación o envejecimiento se produce mediante un tratamiento de solución y temple en una aleación, en donde una segunda fase se encuentra en solución sólida a elevada temperatura pero precipita después de los tratamientos mencionados a bajas temperaturas. Para que el endurecimiento por precipitación ocurra, la segunda fase debe ser soluble a una temperatura elevada y su solubilidad debe ir disminuyendo conforme la temperatura descende. En contraste, la segunda fase en el endurecimiento por dispersión presenta muy poca solubilidad en la matriz inclusive a temperaturas elevadas. Usualmente existe correspondencia atómica o coherencia entre la red del precipitado y la matriz, mientras que en los sistemas de endurecimiento por dispersión, por lo general, no existe coherencia entre la matriz y la segunda fase.

El grado de reforzamiento resultante de la presencia de partículas de segundas fases depende de la distribución de éstas partículas en la matriz dúctil. Adicionalmente a la forma, la dispersión de segundas fases puede ser descrita especificando la fracción en volumen, el tamaño de partícula promedio y el espaciamiento interpartícula medio. Estos factores se encuentran íntimamente relacionados de tal forma que la modificación de uno de ellos tiene impacto en el otro; por ejemplo, para un porcentaje en volumen dado el reducir el tamaño de las partículas reduce también el espaciamiento entre las partículas. Para un tamaño dado de partícula, la distancia entre éstas disminuye conforme se da un incremento en la fracción de volumen de la segunda fase.

Las aleaciones más resistentes se obtienen de la combinación de los efectos del reforzamiento por precipitación y por deformación. Si una deformación plástica precede al tratamiento de envejecido, se produce una dispersión muy fina cuando las partículas nucleán sobre las dislocaciones en la matriz. En aleaciones con muy elevados niveles de deformación plástica con contenidos importantes de segundas fases, se observan niveles de resistencia particularmente elevados como el caso del alambre de acero estirado en frío y posteriormente envejecido.

Se ha observado que existen diferentes formas mediante las cuales las partículas actúan como barreras al movimiento de dislocaciones. Pueden actuar como partículas impenetrables a las dislocaciones provocando que éstas modifiquen fuertemente la curvatura de la línea de dislocación, también pueden actuar como partículas coherentes a través de las cuales las dislocaciones pueden pasar pero solo a niveles de esfuerzo muy superiores a los necesarios para que la dislocación se mueva únicamente en la matriz. En general, sea cual sea el comportamiento de las partículas de segundas fases, éstas ayudan a detener el movimiento de dislocaciones ya sea sufriendo ruptura por el movimiento de la dislocación u obligando a esta última a desviar su trayectoria y disminuir su energía.

Cuando las partículas son pequeñas y/o suaves las dislocaciones pueden cortarlas y deformarlas; existen seis propiedades de las partículas las cuales afectan la facilidad con la cual pueden ser cortadas por una dislocación:

- Coherencia en las deformaciones.
- Energía de apilamiento.
- Orden en la estructura.
- Módulo de efecto.

- Energía interfacial y morfología.
- Esfuerzo de fricción de la red.

Se ha logrado reconocer que el campo de deformación resultante de la no-coherencia entre las partículas y la matriz resulta en un proceso de reforzamiento del material^(Dieter, 1996). El incremento en el esfuerzo de fluencia está dado por:

$$\Delta\sigma = 2G\varepsilon f$$

donde f es la fracción volumétrica de la fase dispersa y ε es el campo de deformación medido. Una estimación más precisa debida a Gerold y Haberkorn¹⁵ está dada por

$$\Delta\sigma = 6G (r/b)^{1/2} f^{1/2} \varepsilon^{3/2}$$

donde r es el radio de la partícula.

Para precipitados que tienen energías de apilamiento diferentes a las de la matriz, la interacción entre las partículas y las dislocaciones está controlada por la variación local en el espesor del defecto cuando las dislocaciones entran en las partículas. Hirsch y Kelly¹⁷ han demostrado que el incremento en el esfuerzo de cedencia es proporcional a la diferencia de energías de apilamiento entre la partícula γ_p y la matriz γ_m .

El reforzamiento debido a partículas ordenadas es el responsable de la buena resistencia a alta temperatura de muchas superaleaciones. Si las partículas poseen una estructura ordenada, entonces cuando estas son rasgadas por una deformación se introducen límites anti-fase. El incremento en el endurecimiento está dado por

$$\Delta\sigma = 2/\sqrt{\pi} E (\gamma_{apb}/b)^{3/2} r^{1/2} f^{1/2}$$

El modelo de reforzamiento por partículas ordenadas depende de su tamaño y del espaciamiento que presenten. Debido a que la energía de dislocación depende linealmente del módulo local, las partículas que tienen un módulo local diferente al de la matriz aumentarán o disminuirán la energía de la dislocación conforme ésta pase por las partículas. En la mayoría de las aleaciones no existen diferencias muy importantes en el valor del módulo entre la matriz y las partículas para producir un fuerte efecto de reforzamiento. Sin embargo, debido a que se alcanzan valores elevados de energía libre por la presencia de poros en la matriz, estos cambios energéticos contribuyen al reforzamiento.

La deformación que ocurre por el corte de partículas produce endurecimiento por deformación pequeño. Las bandas de deslizamiento son gruesas y planas. Mientras se cuenta con modelos teóricos que describen las interacciones entre dislocaciones y partículas y sus efectos en el reforzamiento de la matriz, aun no ha sido posible establecer una combinación de los efectos de los mecanismos en conjunto. El resumen de este tipo de modelos justifica el aumento en resistencia con el aumento en el tamaño de partícula. Se alcanza un punto en el cual el corte de partícula es muy difícil de realizar y en lugar de que las dislocaciones encuentren caminos para cortar, éstas se mueven rodeando la partícula.

1.3 Efecto de los Elementos de Aleación sobre las Aleaciones Hierro-Carbón.

Sin duda el incluir los efectos de los diferentes elementos de aleación sobre el sistema Fe-C en un capítulo o sección sería una labor prácticamente imposible ya que habría que enfrentarse con numerosos sistemas ternarios en los casos más comúnmente tratados y a diferentes rangos de temperatura, lo cual sería francamente labor muy tediosa y poco productiva. Debido a este tipo de situación, existe una clasificación muy general, de los efectos que presenta la adición de diferentes elementos químicos al sistema binario Fe-C, las categorías son cuatro: Sistemas de campo austenítico abierto y cerrado y sistemas de campo austenítico contraído o expandido^(Honeycombe, 1995). La aproximación anterior señala que los elementos de aleación pueden influenciar los diagramas de equilibrio de dos formas:

- a) Expandiendo el campo de estabilidad de la austenita, favoreciendo la formación de esta fase sobre un amplio rango composicional. Estos elementos son llamados estabilizadores de austenita.
- b) Contrayendo la zona de estabilidad de la austenita, favoreciendo la estabilidad de la ferrita en un amplio rango. Estos tipos de aleantes son conocidos como alfégenos o estabilizadores de ferrita.

Al tipo de elementos de sistemas de campo austenítico abierto pertenecen elementos de aleación muy importantes como el manganeso y el níquel, así como el cobalto y metales inertes como el rodio, paladio, rutenio, iridio y platino. Cantidades importantes de níquel y manganeso pueden reducir completamente la zona de estabilidad de la ferrita; es decir, reducen la transformación de austenita a ferrita a temperaturas cerca de la ambiente. Es posible obtener austenita metaestable por medio de temple en este tipo de condiciones de ahí que el níquel y el manganeso sean útiles en la fabricación de aceros austeníticos. Los sistemas de campo austenítico expandido son formados

mediante adiciones de carbón y nitrógeno aunque el cobre, plata y oro tienen una influencia parecida. La fase gama se expande, pero su tamaño es recortado por la formación de compuestos.

A los sistemas de campo austenítico cerrado pertenecen el silicio, aluminio, berilio y los formadores de carburos: titanio, vanadio, molibdeno y cromo. Estos elementos favorecen la estabilidad del Fe bcc (ferrita) de ahí que las zonas α y δ sean continuas, de esta forma los sistemas que contengan tales elementos no son útiles en los tratamientos térmicos que involucran a la transformación austenita a ferrita los cuales son mayoría. Para el caso de los diagramas de fase de campo austenítico contraído, el boro es el elemento más importante junto con los elementos formadores de carburos tantalio, niobio y zirconio. El lazo gamma es contraído de forma muy importante pero está acompañado por la formación de compuestos. El comportamiento global se explica mejor en términos termodinámicos por medio de las líneas desarrolladas por Andrews y Zener, si c_α y c_γ son las fracciones composicionales de un elemento de aleación en las fases α y γ se presenta la siguiente relación:

$$c_\alpha / c_\gamma = \beta \exp(\Delta H/RT), \text{ esto es } \log(c_\alpha / c_\gamma) = \Delta H/RT + \log \beta$$

donde ΔH es el cambio en la entalpía, el cual está dado por el calor absorbido por unidad de soluto que se disuelve en la fase gamma menos el calor absorbido por unidad de soluto disolviéndose en la fase alfa, i.e. $\Delta H = H_\gamma - H_\alpha$. β es una constante.

Para formadores de ferrita	$H_\alpha < H_\gamma$	$\therefore \Delta H$ es positivo
Para formadores de austenita	$H_\alpha > H_\gamma$	$\therefore \Delta H$ es negativo

En el tratamiento termodinámico se obtienen dos diferentes tipos de diagramas de equilibrio representados por ecuaciones similares, la diferencia se observa dependiendo si el valor de la entalpía es positivo o negativo, teniendo en los equilibrios imágenes al espejo en cada caso. En caso que la entalpía sea negativa el campo de estabilidad de la austenita es ilimitado, mientras que en el caso contrario se observa claramente la aparición de un lazo. El valor de ΔH varía de forma importante de un elemento a otro, en la figura 13 se ilustran los valores de resistencia de algunos elementos de aleación en términos de ΔH .

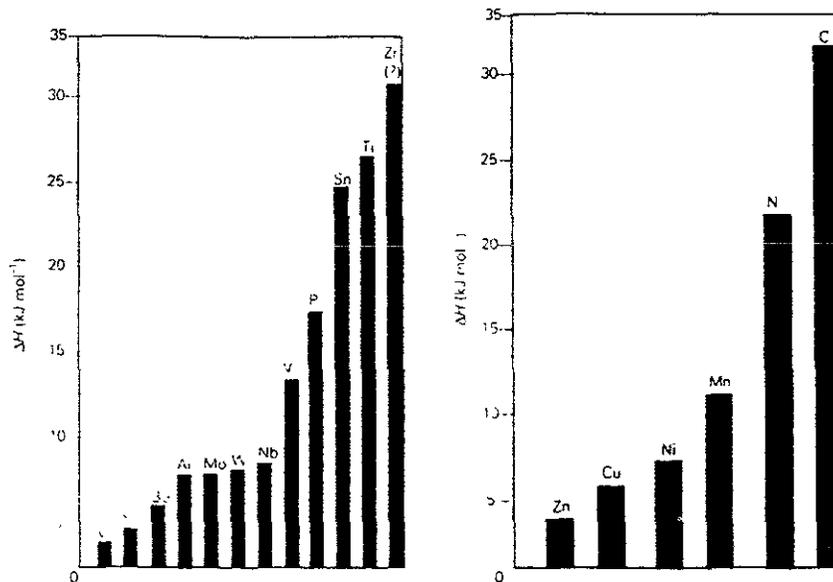


Fig. 13. Resistencia relativa de los elementos de aleación como: a) formadores de ferrita y b) formadores de austenita.

Si se considera solamente el caso de los aceros enfriados lentamente en donde la austenita transforma a ferrita y se da la formación de carburos, la clasificación de los elementos de aleación se da como:

- a) Elementos que entran solo en la ferrita
- b) Elementos que forman carburos estables y entran también en la ferrita.
- c) Elementos que solo entran en los carburos.

En la primer categoría existen elementos como el níquel, cobre, fósforo y silicio los cuales, en aceros transformables, se encuentran normalmente en solución sólida con la ferrita ya que su solubilidad en cementita o en los carburos es muy baja. La mayoría de los elementos de aleación utilizados en los aceros caen en la segunda categoría, ya que muchos son formadores de carburos y a bajas concentraciones son solubles en cementita, lo cual deja de suceder cuando su concentración aumenta. Ejemplos típicos son el manganeso, cromo, molibdeno, tungsteno, vanadio, titanio y niobio; estos elementos generalmente se encuentran en cantidades muy por encima de las requeridas por estequiometría para la formación de carburos, de ahí que no sea raro observarlos disueltos en la ferrita en algunos casos endureciéndola por solución sólida. En la tercer categoría solo algunos elementos son considerados. El nitrógeno es el más importante ya que forma carbonitruros con el hierro y otros elementos de aleación. Se da el caso que cuando se tienen elementos que forman fácilmente nitruros como el titanio y aluminio precipitan este tipo de compuestos.

1.4 Cinética de las Transformaciones de Fase.

1.4.1 Transformación de $\gamma - \alpha$.

La transformación de la austenita en los aceros puede ser estudiada mediante varios procedimientos físicos como la dilatometría, análisis térmico, resistividad eléctrica, etc.; sin embargo, los resultados obtenidos son muy sensibles a la velocidad de enfriamiento utilizada. Davenport y Bain fueron los primeros en introducir una aproximación de una transformación isotérmica y mostraron que estudiando la reacción a una serie de temperaturas podían obtenerse curvas específicas de temperatura, tiempo y transformación (TTT) para cada acero en especial. En su forma más simple, este tipo de curvas posee una forma en C bien definida, donde la nariz de la curva representa la temperatura a la cual la reacción procede más rápidamente, disminuyendo ya sea a temperaturas mayores o menores a partir de ese punto.

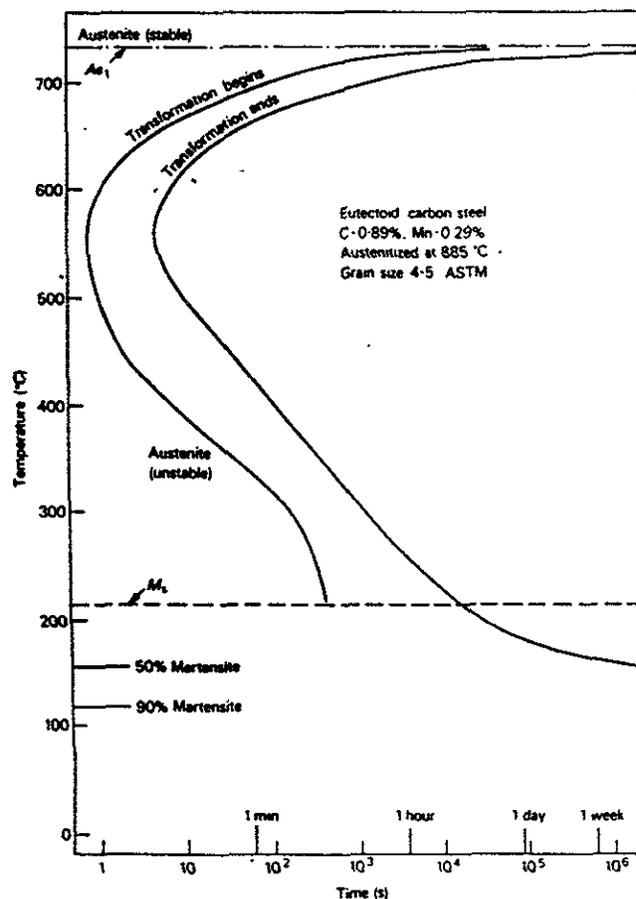


Fig. 14. Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación para un acero con 0.89 %C.

Lo anterior se explica de la siguiente forma: Para un acero eutectoide transformado cerca de la temperatura eutectoide, el grado de sobreenfriamiento ΔT es bajo, de tal forma que la fuerza motriz para la transformación es pequeña. Sin embargo, conforme ΔT se incrementa la fuerza motriz también lo hace ocurriendo la reacción más rápidamente hasta que se tiene la velocidad máxima en la curva. Por debajo de esta temperatura la fuerza motriz continúa incrementándose, pero ahora la reacción es impedida por la falta de difusividad del elemento que controla la velocidad del proceso, el cual en los aceros puede ser el carbono o el hierro.

En la figura 14 se esquematiza el comienzo y el fin de la transformación sobre un amplio rango de temperatura para producir dos curvas. Cuando el contenido de carbón en el acero disminuye, la reacción ferrítica también tomará lugar y esto es representado por otra curva, la cual se sobrepone frecuentemente en el diagrama y precede por lo general la reacción perlítica. De forma similar, la reacción de la cementita puede ser dibujada en aceros hipereutectoides. La curva TTT aplica estrictamente a la nucleación y crecimiento de una fase en austenita, pero a las temperaturas de transformación más bajas pueden aparecer otros constituyentes como son la bainita y la martensita.

El crecimiento de los límites de grano alotriomorfos de ferrita ha sido estudiado en dos direcciones: A lo largo de los límites de grano y dentro de los granos de austenita. Por ejemplo, Aaronson¹ han realizado mediciones directas de la cinética de crecimiento de grano en espesor con aceros 0.11%C wt en microscopio de emisión. El proceso se encontró que es de tipo parabólico:

$$S = \alpha_1 t^{1/2}$$

donde

S = mitad del espesor

T = tiempo de crecimiento

α_1 = velocidad constante de crecimiento unidimensional

α_1 está definida como:

$$\alpha_1 = (Dc^{\gamma})^{1/2} (c^{\gamma\alpha} - c) / [(2(c^{\gamma\alpha} - c^{\alpha\gamma})(c - c^{\alpha\gamma}))]^{1/2}$$

donde

D_c^γ = coeficiente de difusión de carbón en austenita

$c^{\gamma\alpha}$ = fracción molar de carbón en austenita en el límite entre γ/α y la fase γ .

$c^{\alpha\gamma}$ = fracción molar de carbón en ferrita en el límite entre α/α y la fase γ .

c = fracción molar de carbón en acero.

Ya que el espesor se incrementa parabólicamente con el tiempo, la velocidad de crecimiento disminuye conforme la ferrita crece. Esto se debe a que grandes cantidades de carbón son rechazadas hacia la austenita conforme la ferrita se engrosa, haciendo la difusión del carbón hacia el frente de transformación más difícil.

Posteriormente se investigó en forma teórica el crecimiento de una placa con extremos curvos, asumiendo que la velocidad del proceso es controlada por la difusión de carbón en austenita ^(Honeycombe, 1995). La forma de la placa asegura que el carbón rechazado por el crecimiento de ferrita es distribuido a los lados de las placas. De esta forma, el perfil de concentraciones de carbón en la punta de la placa permanece constante conforme la placa crece en longitud. Consecuentemente, a diferencia del proceso de aumento de espesor, la ferrita alotrópica crece a lo largo con una rapidez constante G_L :

$$G_L = D_c^\gamma (c^{\gamma\alpha} - c) / [4r' (c - c^{\alpha\gamma}) \text{sen } \Phi]$$

donde

r' = radio de curvatura del alotrópico adyacente a la unión del grano

Φ = ángulo de crecimiento en equilibrio determinado por las energías relativas de la intercara y del límite de grano.

El término del seno de Φ está presente ya que cada lado del alotrópico hace un ángulo $\Phi - \pi/2$ con el límite de grano γ/γ . Para aplicar la ecuación al crecimiento de ferrita Widmanstätten solo se sustituye el término $r' \text{sen } \Phi$ por r , que es el radio de curvatura del borde de la placa. Expresiones más precisas de la velocidad de crecimiento pueden obtenerse determinando la variación de D_c^γ con la concentración de carbón y la temperatura.

1.4.2 Transformación Austenita – Perlita.

La perlita es la microestructura más familiar en cuestiones metalográficas cuando se habla de los aceros. Fue descubierta por Sorby hace más de 100 años, el cual asumió de forma correcta que ésta posee una estructura mezclada laminar de hierro y carburo de hierro. La perlita es un constituyente muy común en gran cantidad de aceros a los cuales confiere características importantes de resistencia, de tal forma que no es raro que se le hayan dedicado a lo largo del tiempo numerosos estudios.

Las estructuras laminares eutectoides de este tipo se encuentran presentes en un gran número de sistemas metalúrgicos de ahí que sea común denominar a cualquier estructura de este tipo como perlita inclusive en sistemas que no involucran al carbono y al hierro. Estas estructuras tienen mucho que ver con las reacciones de precipitación celular, ambos tipos de reacciones ocurren por nucleación y crecimiento y son netamente difusionales. Los núcleos de perlita se presentan en los límites de grano de austenita, pero pueden también estar asociados con la ferrita pro-eutectoide y la cementita.

La formación de la perlita es un buen ejemplo de un proceso de nucleación y crecimiento; la perlita nuclea en sitios preferentes en la austenita, creciendo entonces los núcleos hasta que se ponen en contacto uno con otro. El proceso es dependiente del tiempo y la temperatura, y está obviamente controlado por la difusividad de los átomos involucrados. Mehl y Jonhson²³ fueron los primeros en asumir un modelo de crecimiento de perlita considerando que la fracción de austenita transformada (X) podría ser expresada en términos de la velocidad de nucleación N, definida como el número de núcleos de austenita sin transformar que se forman por unidad de volumen por segundo, y una rapidez de crecimiento de tales núcleos G, expresada como crecimiento radial en cm s^{-1} . Algunas de las simplificaciones más importantes de esta teoría son:

- La nucleación es considerada como un evento aleatorio.
- La rapidez de nucleación N se asume constante con el tiempo.
- La rapidez de crecimiento G se asume constante con el tiempo.
- Los núcleos se consideran esféricos

Después del análisis se obtuvo una expresión para la fracción de austenita transformada X, con el tiempo t; se muestra junto con el tipo de gráfica generada (figura 15):

$$X = 1 - \exp [-(\pi/3)NG^3t^4]$$

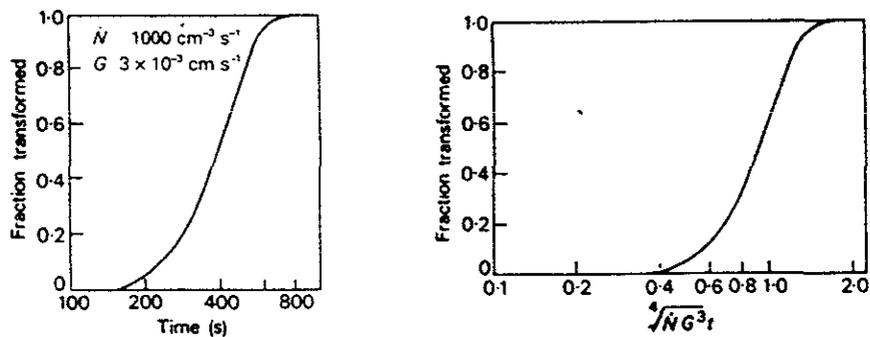


Fig. 15. Cinética de la reacción perlítica: a) curva calculada para N y G específicas, b) curva maestra de reacción general de nucleación.

En la práctica sin embargo, la reacción perlítica no sigue del todo el modelo de nucleación y crecimiento propuesto, ya que visto de forma más real se presentan algunos puntos importantes:

- N no es constante con el tiempo.
- G puede variar de grano en grano y a la vez con el tiempo.
- Los núcleos no se distribuyen en forma aleatoria.
- Los nódulos no son siempre esféricos.

Lo anterior llevó a una nueva aproximación teórica la cual consideró la naturaleza heterogénea del proceso de nucleación de la perlita ^(Honeycombe, 1995). En esa aproximación se señala que no todos los sitios para la nucleación son equivalentes, las esquinas de grano resultan más convenientes que los bordes y los bordes a su vez mejor que las superficies. Cahn asumió que la nucleación a altas velocidades se puede dar en tales sitios y que posteriormente se podría dar una saturación en tal lugar en las primeras etapas de la reacción. De esta forma la reacción podría estar controlada por la velocidad de crecimiento radial, que en la teoría simple era considerada constante.

La expresión para la fracción de austenita transformada asumiendo sitios de saturación a las esquinas de los granos es:

$$X = 1 - \exp \left[-\left(\frac{4}{3}\right) \pi \eta G^3 t^3 \right]$$

donde η es el número de esquinas del grano por unidad de volumen. En la práctica, la saturación de los sitios se da antes del 20% de la transformación, de tal forma que la velocidad de nucleación no es importante y es por eso que no se incluye en la ecuación. El tiempo para la reacción completa, t_f , se puede definir como:

$$t_f = 0.5 d/G$$

donde d es el diámetro del grano de austenita y d/G es el tiempo en el cual un nódulo absorbe un grano, de tal forma que la presencia de solo algunos nódulos por grano satisface el criterio para t_f . Solo unos cuantos grados de sobreenfriamiento por debajo de la línea de estabilidad de la austenita son necesarios para establecer una velocidad de nucleación baja, con el fin de evitar sitios de saturación en los límites de grano de la austenita.

La velocidad de crecimiento de los núcleos de perlita puede medirse colocando una serie de muestras a tiempos cada vez mayores a una temperatura específica. Se obtienen los radios de las áreas más grandes de perlita, las cuales se asume son la proyección del primer nódulo nucleado, y se grafican contra el tiempo. Generalmente se observa una línea recta cuya pendiente es G . Se ha demostrado que el valor de la pendiente no depende de la estructura, esto es, cambios en el tamaño del grano, presencia o ausencia de carburos, etc. Sin embargo G depende fuertemente de la temperatura, específicamente del grado de sobreenfriamiento ΔT por debajo de la temperatura eutectoide, incrementándose con un aumento en el sobreenfriamiento hasta que se alcanza la nariz de la curva TTT. Cabe mencionar que G es influenciada fuertemente por la concentración de los elementos de aleación presentes.

El proceso controlante de velocidad.

Trabajos recientes en aceros al carbón asumen que el proceso que controla la velocidad en el crecimiento de la perlita es la difusión de carbón en la austenita, Mehl propone la siguiente relación para G :

$$G = (kD_C^{\gamma}/S_0)$$

donde D_C^{γ} es el coeficiente de difusión de carbono en austenita, S_0 es el espacio interlaminar y k es una constante. La rapidez de crecimiento se incrementa conforme la temperatura de transformación es disminuida, debido a que la fuerza motriz de la reacción se incrementa. Sin embargo, la reacción es aún controlada por difusión, de tal forma que la distancia de difusión debe reducirse para compensar la

disminución en la difusividad con el decremento en la temperatura. Consecuentemente, conforme la temperatura disminuye el espacio interlaminar de la perlita disminuye.

1.4.3 Cinética de Transformación de la Martensita.

Las transformaciones martensíticas son consideradas como a térmicas ya que la transformación comienza a cierta temperatura M_s , pero para que la transformación continúe la temperatura debe de continuar cayendo hasta que un valor M_f se alcanza cuando la reacción es completa. Sin embargo, existen transformaciones martensíticas que proceden a temperatura constante.

Nucleación y Crecimiento.

La fuerza motriz para el comienzo de la transformación puede expresarse como $T_0 - M_s$, donde T_0 es la temperatura a la cual la austenita libre de esfuerzos y la martensita poseen la misma energía libre. La figura 16 muestra lo anterior ilustrando las dos curvas de energía libre de austenita y martensita como una función de la temperatura. La temperatura M_s se ilustra también como la temperatura A_s , la temperatura a la cual la martensita comienza a revertir a austenita en el recalentamiento.

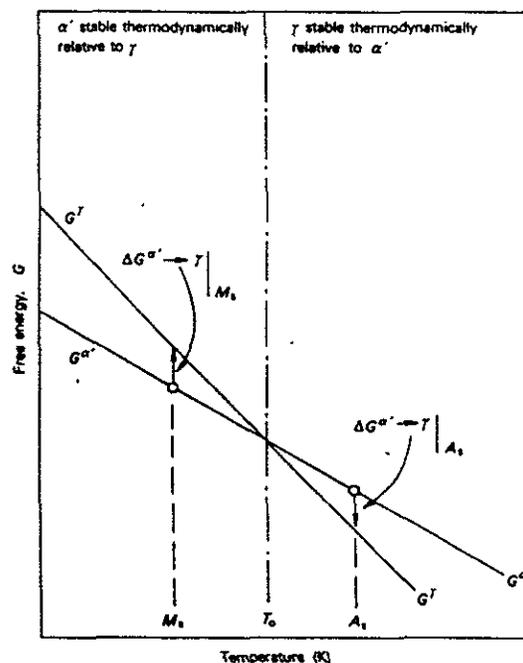


Fig. 16. Energía libre de austenita y martensita en función de la temperatura.

Ambas reacciones requieren de un cierto grado de sobreenfriamiento y sobrecalentamiento; observaciones sobre numerosos sistemas indican que cuando la transformación resulta en cambios muy grandes de forma, la fuerza motriz ($T_0 - M_s$) es grande y el rango de temperaturas $M_s - M_f$ también lo es, mientras que con cambios de forma pequeños sucede lo contrario.

La teoría clásica de nucleación homogénea puede aplicarse a una reacción atérmica ya sea cuando:

- a) Los núcleos se forman rápidamente en M_s , o
- b) Núcleos sub-críticos ya existentes comienzan a ser supercríticos en M_s .

El cambio total en la energía libre, ΔG , cuando la nucleación toma lugar, es el resultado de tres componentes:

- El cambio en la energía libre,
- La energía de deformación y
- La energía interfacial entre la matriz y la martensita.

Para un núcleo de martensita semi-coherente con una forma óblato-esferoidal de radio r y espesor $2c$ se tiene que:

$$\Delta G = 4/3 \pi r^2 c \Delta g + 4/3 \pi r c^2 A + 2\pi r^2 \sigma,$$

donde

A = factor de energía de deformación.

σ = energía libre por unidad de área de la intercara γ/α' .

Δg = cambio en la energía química libre por unidad de volumen.

El tamaño crítico de núcleo está determinado por c^* y r^* , en el cual el cambio en la energía libre es ΔG^* , la cual define una zona en forma de “montura” en la curva de energía libre – $c - r$.
Teniéndose

$$c^* = -2\sigma/\Delta g$$

$$r^* = 4^3\sigma/\Delta g^2$$

$$\Delta G^* = 32\pi A^2 \sigma^3 / 3(\Delta g)^4$$

Sin embargo, si se utilizan valores adecuados para los parámetros mencionados anteriormente, el valor que se obtiene de ΔG^* es muy elevado, de tal forma que la barrera para la nucleación es de algunos órdenes de magnitud más grande.

Los resultados de los cálculos mencionados con anterioridad sugieren que la nucleación debe darse en forma heterogénea en embriones ya existentes, los cuales se asume se encuentran más allá de la zona de “montura” en la curva de energía libre. Sin embargo, la búsqueda de tales sitios no ha sido exitosa y éstos siguen siendo parte de la deducción de una teoría formal^(Edwards, 1953).

Se postula que los embriones poseen una intercara de dislocaciones semi-coherente con la austenita, concebida como arreglos de lazos de dislocaciones que unen a los embriones a su matriz. El crecimiento, toma lugar entonces por nucleación de nuevos lazos de dislocaciones que unen la intercara y la extienden. Cohen¹⁰ ha desarrollado una nueva teoría de nucleación en la cual el primer paso es el *faulting* en los planos más empacados derivados de los grupos de dislocaciones existentes. Los sitios más probables para tales núcleos son los límites de grano, los límites de macla incoherentes y las partículas de inclusión en las intercaras.

Normalmente placas individuales de martensita crecen de forma muy rápida, en aproximadamente 10^{-7} segundos. Se ha encontrado que la velocidad de crecimiento es constante sobre un amplio rango de temperaturas, lo cual ha demostrado que este proceso de crecimiento no depende de forma importante de la temperatura. Esto es coherente con la evidencia metalográfica encontrada, la cual indica que los movimientos atómicos son pequeños y con mucho orden, y que los átomos cambian de lugar por difusión. El crecimiento se concibe como el movimiento de dislocaciones descansando en la intercara, todas teniendo el mismo vector de Burgers.

Mirando la cinética de formación de la martensita en términos generales, existen tres tipos diferentes de comportamiento. El primer tipo involucra las transformaciones normales atómicas con una curva tipo sigmoideal donde la fracción de austenita transformada es únicamente función de la temperatura. El segundo tipo también involucra transformación atómica, pero la reacción comienza repentinamente con un fenómeno de explosión el cual efectivamente causa que una proporción de austenita se transforme isotérmicamente. La siguiente transformación es una vez más atómica en carácter. Finalmente, con una transformación isotérmica verdadera, la cantidad de austenita

transformada es proporcional al tiempo a la temperatura dada. Este último tipo de comportamiento se ha encontrado únicamente en aleaciones base hierro libre de carbono. Se muestra en la figura 17 un diagrama donde se muestran los tipos de transformación mencionados.

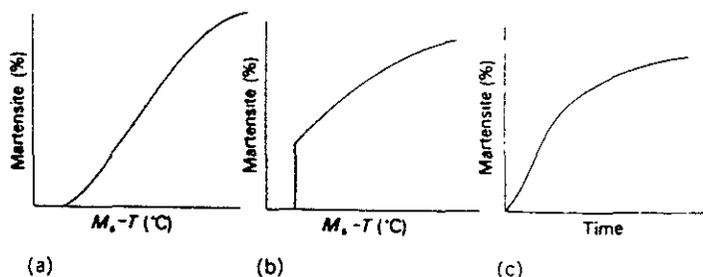


Fig.17. Curvas de transformación para martensita: a) atérmica, b) atérmica con explosión, c) isotérmica.

Efecto de los Elementos de Aleación.

La mayoría de los elementos entran en solución sólida con austenita disminuyendo M_s , a excepción del cobalto y aluminio. Sin embargo, los solutos intersticiales de carbono y nitrógeno tienen un efecto mucho mayor que los de origen metálico. El efecto del carbono sobre M_s y M_f se muestra en la figura 18

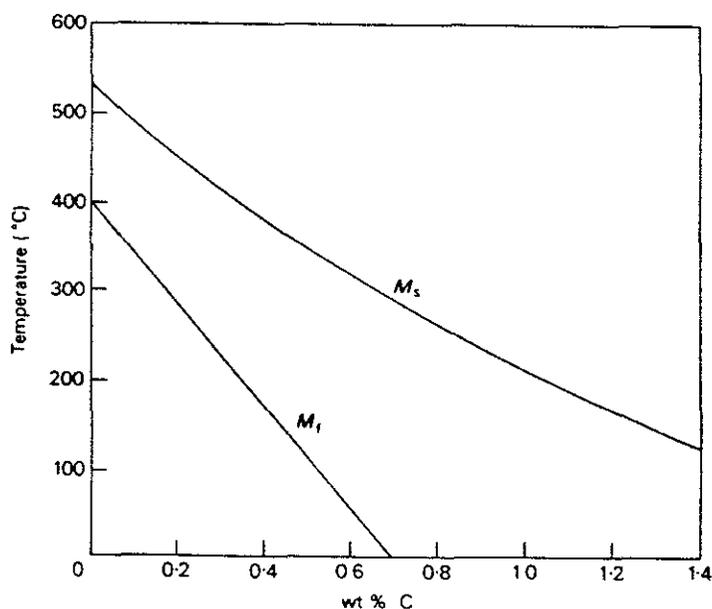


Fig.18. Efecto del carbono sobre M_s y M_f

de la cual se observa que tan solo un 1% de carbono disminuye a M_f cerca de 300°C . Sobre 0.7%C la temperatura M_f se encuentra por debajo de la ambiente y consecuentemente los aceros de más alto carbón templados en agua tendrán cantidades importantes de austenita retenida.

El efecto de otros elementos sobre la temperatura M_s se ha indicado en esta relación empírica debida a Andrews:

$$M_s (\text{°C}) = 539 - 423 (\%C) - 30.4 (\%Mn) - 17.7 (\%Ni) - 12.1 (\%Cr) - 7.5 (\%Mo)$$

La primera aproximación sobre el efecto de los elementos de aleación en la transformación de austenita a martensita se debe a Zener. Utilizando un sistema de ecuaciones binario Fe-X se puede escribir ecuaciones para la energía libre de la austenita y martensita. En austenita se tiene que

$$G^\gamma = (1-X)G_{\text{Fe}}^\gamma + G_X^\gamma + G_M^\gamma$$

donde X es la fracción atómica del elemento de aleación; G_{Fe}^γ es la energía libre del hierro en la forma γ ; G_X^γ es la energía libre del elemento X en la forma γ , la cual debe ser deducida para elementos que no existen en la forma fcc y G_M^γ es la energía libre de mezcla de austenita.

Se puede obtener una forma similar de la ecuación anterior para $G\alpha'$ teniendo

$$\Delta G^{\alpha'-\gamma} = (1-X)\Delta G^{\alpha'-\gamma}_{\text{Fe}} + \Delta G^{\alpha'-\gamma}_X + \Delta G^{\alpha'-\gamma}_M$$

Zener simplificó el problema asumiendo que las soluciones sólidas están lo suficientemente diluidas considerándolas ideales de tal forma que el término de mezcla es cero,

$$\Delta G^{\alpha'-\gamma}_X = \Delta H^{\alpha'-\gamma}_X - T\Delta S^{\alpha'-\gamma}_X$$

También se tiene que

$$\Delta G^{\alpha'-\gamma}_X = RT \ln x\alpha/x\gamma$$

donde en la constante se incluyen las concentraciones de ferrita y austenita en condición de equilibrio a cualquier temperatura. Una vez más Zener considera que $RT \ln x\alpha/x\gamma$ es constante y que $\Delta S^{\alpha'-\gamma}_X$ también es cero en soluciones ideales

y

$$\Delta H^{\alpha-\gamma}_X = RT \ln x\alpha/x\gamma = \Delta H^{\alpha-\gamma}_X$$

la cual está definida como una diferencia de entalpías del elemento de aleación X en las fases austenítica y martensítica. De esta forma, se puede obtener la siguiente expresión

$$\Delta G^{\alpha-\gamma}_X = (1-X) \Delta G^{\alpha-\gamma}_{Fe} + x\Delta H^{\alpha-\gamma}_X$$

Después de determinar el valor de $\Delta H^{\alpha-\gamma}_X$, puede calcularse el cambio en la energía libre de la reacción martensítica. Se pueden calcular valores de temperatura T_0 , la temperatura a la cual la austenita y la martensita poseen el mismo nivel de energía, aproximando a cero el valor del cambio en la energía libre. Los elementos de aleación pueden ya sea ampliar o reducir el campo de estabilidad de la austenita promoviendo o no la formación de martensita, de tal forma que se afectan los valores de $\Delta H^{\alpha-\gamma}_X$; los elementos que expanden el campo de estabilidad de la austenita provocan que el término de la entalpía sea negativo y disminuyen el valor de T_0 , mientras que los elementos que favorecen la formación de ferrita aumentan el valor de T_0 y provocan que el valor de la entalpía sea positivo. Es interesante observar los valores de $\Delta H^{\alpha-\gamma}_X$ disponibles en la literatura para ciertos elementos de aleación.

Tabla 1. Energía libre de diferentes elementos de aleación en martensita y austenita.

X	C	N	Mn	Ni	Cu	Cr	W	Mo	V	Ti
$\Delta G^{\alpha-\gamma}_X$ (kJ/mol)	-33.9	-22.4	-10.7	-8.4	-5.4	-5.0	5.7	5.7	11.8	37.7

Existen algunas anomalías ya que por ejemplo el cromo, el cual contrae la zona de estabilidad de la austenita, posee un valor de ΔH negativo, sugiriendo que tal valor ha sido calculado de datos a muy baja temperatura. Cohen¹⁰ ha aportado datos importantes de aleaciones de hierro-carbón entre 0 y 1.1% C, y en la figura 19 se muestra la dependencia de la temperatura en el comportamiento del $\Delta G^{\alpha-\gamma}$ para varios niveles de carbón. La ordenada al origen de las curvas, es decir, donde se obtiene el valor de la entalpía para las condiciones dadas, provee valores de temperatura T_0 para varias composiciones. Se observa que la energía libre a la temperatura M_s de cada una de las aleaciones es prácticamente constante, independiente del contenido de carbono.

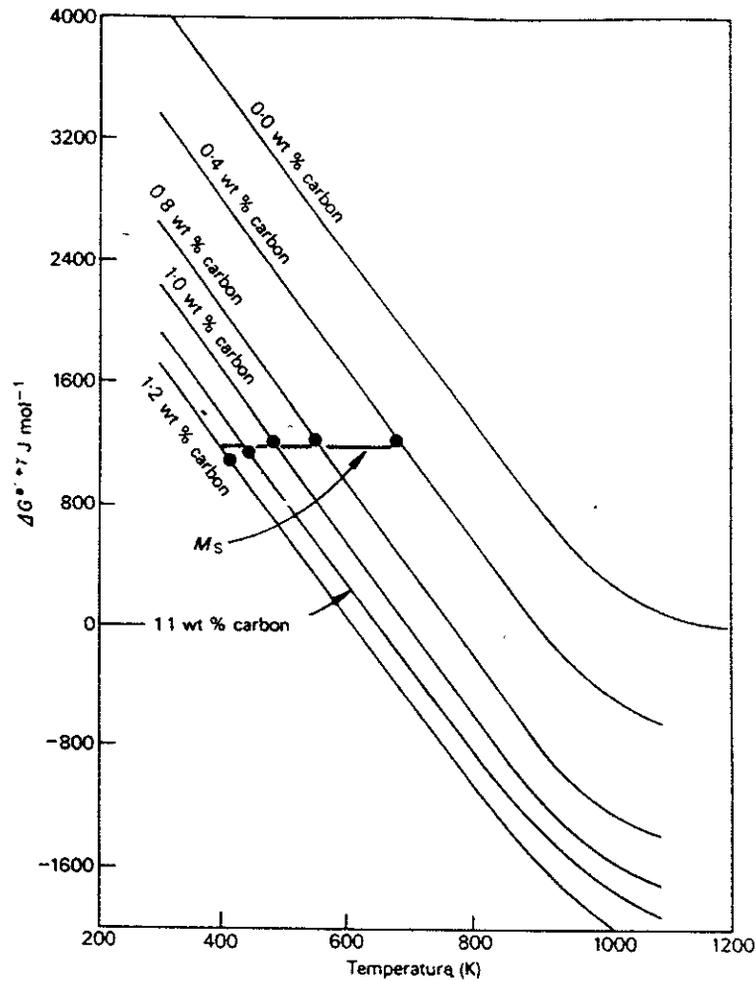


Fig.19. Cambio en la energía libre para la reacción austenita-martensita como función de la temperatura y el contenido de carbón.

1.4.3.1 El Efecto de la Deformación.

El efecto del esfuerzo uniaxial sobre la transformación martensítica es normalmente el de aumentar la temperatura M_s . El campo de esfuerzos que se obtiene de la deformación elástica o plástica refuerza a aquel obtenido por la nucleación de una placa de martensita, obteniéndose así un proceso continuo de deformación. Se puede definir una temperatura M_d , mayor a M_s , sobre la cual cualquier deformación del material no provocará nucleación alguna de martensita; sin embargo, es probable que la deformación de la austenita sobre M_d altere el valor de M_s en un enfriamiento subsecuente pasando a través del rango de estabilidad de la martensita. Usualmente, en estas circunstancias, la temperatura M_s disminuye y la mayor estabilidad resultante en la austenita es referida como una *estabilización mecánica*.

1.4.4 Cinética de Formación de la Bainita.

La velocidad de la reacción bainítica debe ser considerada en varias etapas. Una estructura llamada de sub-unidad forma núcleos en el límite de grano de la austenita, creciendo longitudinalmente a cierta velocidad antes de que su crecimiento sea suprimido por la deformación plástica dentro de la austenita. De esta forma, nuevas sub-unidades nuclean en las puntas y una estructura en forma de fajo se desarrolla mediante este proceso. La rapidez de crecimiento longitudinal de la estructura desarrollada es más pequeña que la de las sub-unidades, ya que existe un intervalo entre la formación de las sub-unidades.

La fracción en volumen de bainita depende de la totalidad de estructuras creciendo en diferentes regiones de la muestra. La precipitación de carburos afecta a la cinética, removiendo carbón ya sea de la martensita revenida o de la ferrita supersaturada.

Poco se conoce en realidad de la nucleación de la bainita, excepto que la energía de activación para la nucleación es directamente proporcional a la fuerza motriz para la transformación. Lo anterior es consistente con la teoría de nucleación de la martensita. Sin embargo, a diferencia de la martensita, el carbón sufre particiones en la austenita durante la reacción bainítica, aunque los núcleos se desarrollan dentro de una sub-unidad la cual crece sin difusión.

La escala de las placas individuales de ferrita es muy pequeña de tal forma que no es posible observarlas en el microscopio óptico, el cual es capaz únicamente de revelar racimos de placas. Con el uso de otras técnicas de análisis como la microscopía electrónica de fotoemisión ha sido posible estudiar directamente el progreso de la reacción bainítica. Se ha encontrado que la velocidad de crecimiento longitudinal de las placas de bainita se da con una rapidez mucho más grande que la de los procesos controlados por difusión; sin embargo, tal velocidad es mucho menor que la de formación de martensita, debido a que la fuerza motriz para la formación de bainita es mucho más pequeña, debido a las altas temperaturas involucradas. Las placas tienden a crecer a una velocidad constante pero su crecimiento cesa antes de que atraviesen el grano de austenita.

La reacción bainítica posee algunas características de los procesos de nucleación y crecimiento. Lo anterior sucede isotérmicamente comenzando con un periodo de incubación durante el cual no se detecta transformación alguna, seguido de un cambio en la rapidez de transformación a un máximo disminuyendo posteriormente. Estas etapas se ilustran en curvas dilatométricas en la figura 20 para tres temperaturas de transformación en el rango bainítico.

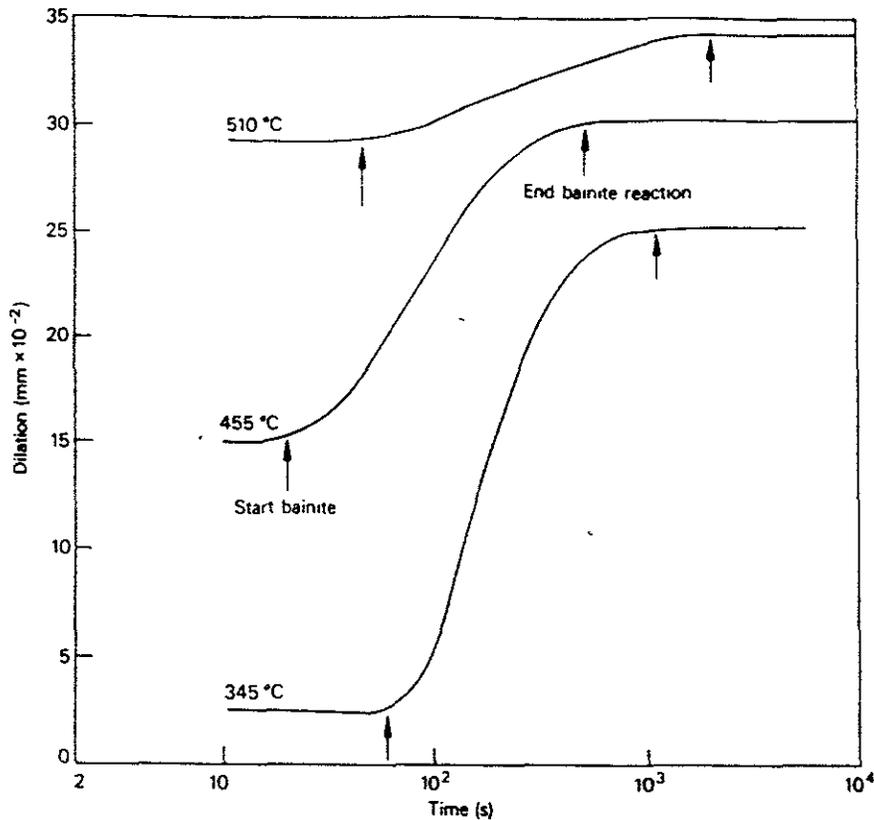


Fig. 20. Curvas de reacción isotérmica para la formación de bainita en un acero Fe-1.0Cr-0.4C.

La cantidad de transformación se incrementa con una disminución en la temperatura. En este acero a 510°C, la reacción se detiene después de una hora siendo estable la austenita remanente en este rango de temperaturas por un buen periodo de tiempo.

Las características de la transformación total, esto es, el cambio en la fracción de bainita con el tiempo, la temperatura, el grano de austenita y los elementos de aleación, se pueden estudiar de mejor forma en un diagrama de TTT (figura 21). Una forma simplificada de este diagrama consiste de dos curvas en C separadas una de otra; la que se encuentra en la zona de mayor temperatura describe la evolución de los productos de transformaciones difusionales como la perlita y la ferrita, mientras que la zona de más baja temperatura representa las reacciones de reemplazo como la formación de ferrita Widmanstätten y de bainita. En aceros donde la transformación es muy rápida estas curvas se traslapan observándose solo una la cual es la combinación de todas las reacciones. Conforme se incrementa la concentración de la aleación para retardar la descomposición de la austenita, las curvas que se traslapan comienzan a presentar diferencias y aparece una bahía característica en el diagrama TTT a la temperatura B_s . Esta bahía es importante en el diseño de aceros de alta resistencia los cuales tienen que

ser deformados en la condición austenítica a bajas temperaturas antes del comienzo de la transformación.

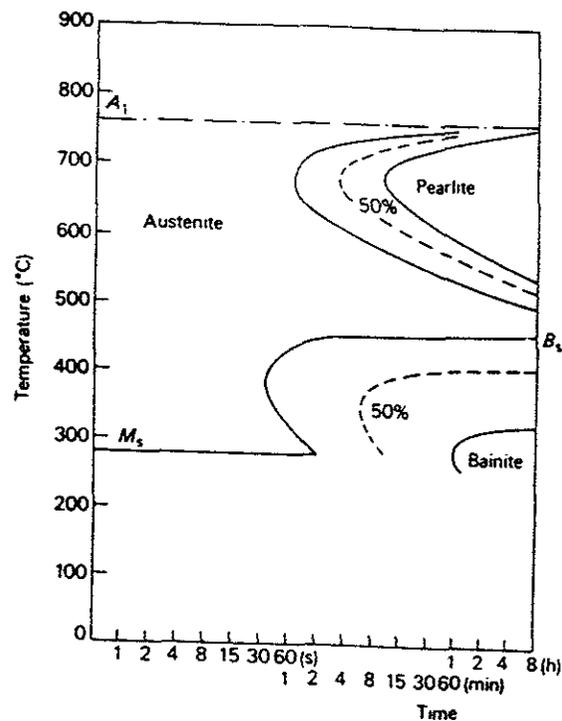


Fig. 21. Curvas TTT para un acero Fe-3Cr-0.5C.

1.4.5 Cinética de la Ferrita Acicular.

El desarrollo más reciente de algunos aceros de producción involucra el estudio de una microestructura más bien caótica conocida como ferrita acicular. Las placas de esta fase nuclean de forma heterogénea sobre pequeñas inclusiones metálicas y se esparcen en diferentes direcciones a partir de estos puntos de nucleación. Se cree que la propagación de grietas por clivaje cambia de dirección en presencia de zonas que contienen esta fase, incrementando así algunas propiedades mecánicas como la tenacidad.

El término acicular significa en forma de aguja, pero se ha observado en tres dimensiones que se trata en realidad de placas lenticulares muy delgadas. En secciones bidimensionales la ferrita acicular aparece como una placa más que como secciones cilíndricas. La relación de aspecto de estas placas nunca ha sido medida^(Badeshia, 1993), sin embargo, en cortes aleatorios se han medido placas de 10 μm de longitud por 1.0 μm de espesor, de tal forma que la relación de aspecto se espera sea de alrededor de 0.1 o más pequeña.

La ferrita acicular y la bainita son similares en muchos puntos considerando sus mecanismos de transformación. Sus microestructuras difieren en detalle ya que los arreglos de bainita crecen como una serie de placas paralelas que emergen de la superficie de los granos de austenita, mientras que las placas de ferrita acicular nuclean de forma intergranular en sitios puntuales provocando que no se de la formación de placas paralelas. El lugar de nucleación en la formación de ferrita acicular es más pequeño que el espesor de las placas formadas, provocando que normalmente la inclusión sea tragada prácticamente por la ferrita.

El crecimiento de la ferrita acicular y la bainita causa una deformación en un plano invariante con una componente de corte muy grande, de esta forma, las placas de ferrita acicular no pueden atravesar los límites de grano de austenita debido a que el movimiento de los átomos implicados en el cambio de forma no puede mantenerse a través de los granos en diferentes orientaciones cristalográficas. La red de ferrita acicular es generada por una deformación en la austenita, de tal forma que los átomos sustitucionales no pueden difundir en el proceso de formación de la ferrita acicular, entonces es obvio y común encontrar que la concentración de elementos aleantes se mantenga constante después de la transformación.

Durante la transformación isotérmica, la reacción de ferrita acicular se detiene cuando la concentración de carbón en la austenita remanente hace imposible que se descomponga sin difusión. Esto implica que las placas de ferrita acicular crezcan sobresaturadas de carbón, siendo rechazado el exceso de éste a la austenita remanente. Esto es el fenómeno de reacción incompleta para la bainita, donde la austenita nunca alcanza su composición de equilibrio ya que la reacción se detiene a cierto valor de temperatura en el diagrama de fases. La conclusión es que la ferrita acicular no puede formarse a temperaturas mayores que las de formación de bainita, lo cual en la práctica se observa comúnmente. Muchos experimentos han demostrado que las inclusiones ricas en titanio son las más efectivas en la nucleación de la ferrita acicular. Es difícil identificar con precisión el tipo de inclusión responsable es este proceso ya que existen numerosos compuestos con estructuras cristalinas y parámetros de red muy similares. Cuando se utiliza microanálisis, elementos como el C, O y N o son indetectables por métodos conocidos o no pueden determinarse las relaciones estequiométricas con el titanio con la suficiente precisión. Como es conocido, este tipo de inclusiones no metálicas están conformadas por diferentes fases amorfas y cristalinas de ahí que sea difícil identificar el o los compuestos responsables de la nucleación de la ferrita acicular.

Se sabe, con las consideraciones de la teoría clásica de nucleación, que las inclusiones son menos efectivas en cuanto a sitios favorables de nucleación que las superficies de los granos de austenita. Lo anterior se conoce ya que la formación de ferrita comienza en los límites de grano de austenita. Por mucho tiempo las inclusiones han sido útiles en el control de la solidificación de las aleaciones de aluminio. Las mezclas de aluminio son inoculadas con partículas con el fin de aumentar la rapidez de nucleación, y de esta forma producir estructuras refinadas. Se ha encontrado que las inclusiones cuyas redes coinciden bien con las del aluminio sólido son agentes de nucleación muy efectivos. Este conocimiento se extrapola a los aceros suponiendo que las inclusiones que coinciden mejor con la red de la ferrita son las más efectivas en el proceso de nucleación. La coincidencia entre redes está dada por un porcentaje medio de desajuste k ; para calcular tal valor se asume que la inclusión se encuentra en un plano $(hkl)_I$ y que la ferrita se deposita con su plano $(hkl)_\alpha \parallel (hkl)_I$ con las direcciones racionales correspondientes $[uvw]_I$, y $[uvw]_\alpha$ teniendo un ángulo de inclinación ϕ entre cada uno. Los espacios interatómicos d a lo largo de las tres direcciones como $j = 1, 2, 3$ en el plano de formación son examinados para dar

$$k = 100/3 \sum_{j=1}^3 d_j^I \cos \phi - d_j^\alpha \parallel / d_j^\alpha$$

datos calculados de esta forma para varios tipos de inclusiones se muestran a continuación.

Tabla 1-2. Datos de orientación, planos de crecimiento y desajuste de algunos tipos de inclusiones.

Inclusión	Orientación	Plano de Crecimiento	Desajuste (%)
TiO	Bain	(100)	3.0
TiN	Bain	(100)	4.6
Alúmina γ	Bain	(100)	3.2
Galaxita	Bain	(100)	1.8
CuS	Cubo	(111)	2.8

Muchos compuestos, incluyendo algunos óxidos de titanio, muestran buena coincidencia con la ferrita y parecen efectivos en la nucleación de esta fase. Si embargo, existen otros compuestos como la alúmina γ y los cuales muestran buen ajuste pero son sistemas con nucleación deficiente. De esta forma, parece evidente que existe más de un mecanismo que provoque que algunas inclusiones sean sistemas de nucleación poderosos.

1.5 Efecto de los Elementos de Aleación sobre la Cinética de la Transformación γ/α .

Ya que los elementos de aleación presentan tendencias diversas para ser estables ya sea en la ferrita o formando carburos, se espera desde luego que la velocidad a la cual se descompone la austenita sea sensible a la presencia y cantidad de tales elementos. Como los diagramas TTT son una herramienta útil en el estudio de la cinética de transformación de los aceros, se observan cambios importantes en las velocidades de transformación con la presencia de elementos aleantes.

1.5.1 Efecto sobre la reacción ferrítica.

Se han observado dos formas básicas de crecimiento de la ferrita pro-eutectoide en austenita en aleaciones Fe-C-X. El modo depende de la composición de la aleación y ambos modos de crecimiento se pueden observar en el mismo material a diferentes temperaturas. Los modos son:

- a) Crecimiento con partición del elemento X entre las fases α y γ bajo condiciones de equilibrio local y
- b) Crecimiento sin partición del elemento X en ambas fases en las mismas condiciones de equilibrio.

En el primer modo, el crecimiento de la ferrita está controlado por la difusividad del elemento X en la austenita, la cual por lo general es pequeña provocando bajas velocidades de difusión. Este efecto también es sensible a la composición de la aleación ya que se ha observado que el fenómeno puede cambiar en el mismo material dependiendo de la temperatura; lo anterior se ha observado ocurre con más frecuencia cuando el elemento X es Mn, Ni o Pt.

En el modo donde no ocurre partición alguna se alcanza una zona angosta de pérdida o de enriquecimiento en el diagrama TTT, dependiendo si el elemento X es estabilizador de ferrita o de austenita. Aaronson et. al.¹ han demostrado la pérdida de partición de solutos sustitucionales para aleaciones en donde el elemento X puede ser Si, Mo, Co, Al y Cu. El Ni, Mn y Pt han mostrado una tendencia elevada a la partición en la fase austenita. En el régimen de no partición las velocidades de crecimiento observadas son elevadas, siendo determinadas por la velocidad del carbón el cual difunde algunos órdenes de magnitud más rápido que los elementos de aleación. Sin embargo, se ha demostrado que en las aleaciones Fe-C-X la ferrita continúa creciendo de forma mucho más lenta que en las aleaciones Fe-C, incluso cuando no se observa partición alguna del elemento X. Este tipo de

retraso se da debido a que el soluto sustitucional afecta la estabilidad termodinámica de la austenita con relación a la ferrita. Lo anterior se ilustra en la figura 22.

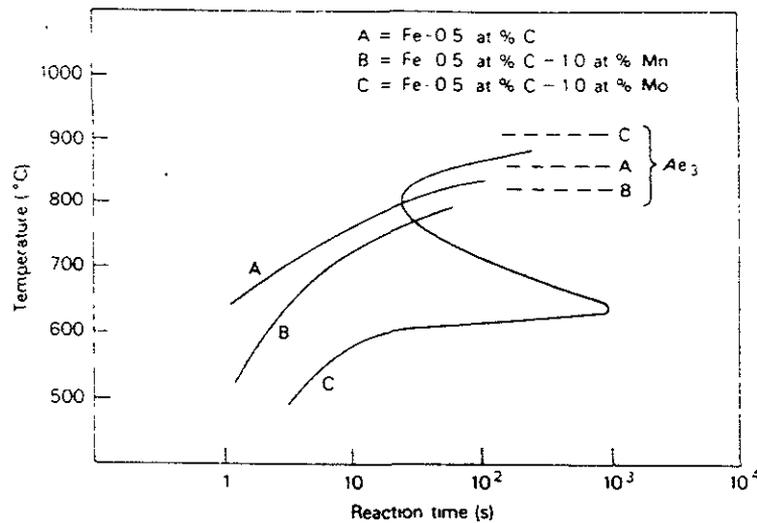


Fig. 22. Efecto del manganeso y molibdeno sobre la cinética de la reacción ferrítica.

Para explicar los resultados para la aleación con molibdeno se propuso que el límite α/γ colecta átomos durante la transformación y como resultado experimenta un arrastre de impurezas.

Una tercera aproximación de la reacción ferrítica fue propuesta por Hultgren¹⁸, el cual propuso un estado de *para-equilibrio* en el límite α/γ . En esta propuesta la transformación ocurre a una velocidad a la cual los solutos no pueden sufrir partición. De esta forma, la relación soluto sustitucional/hierro atómico es igual en cualquier lugar. El carbono, el cual difunde con mayor facilidad que el hierro, sujeto a esa restricción sufre partición en una cantidad que permite se alcance un equilibrio local en la interfase. Este es un modo metaestable de transformación, el cual permite que el crecimiento de la ferrita sea controlado por la difusión del carbono sin partición alguna del elemento X.

1.5.2 Efecto sobre la reacción perlítica.

La reacción perlítica es una reacción típica de nucleación y crecimiento y bajo condiciones experimentales adecuadas es posible determinar la rapidez de nucleación N y la velocidad de crecimiento G . Después del trabajo de Mehl²³ se ha reconocido la influencia de los elementos de aleación sobre la reacción perlítica disminuyendo los valores de N y G . Por ejemplo, para aceros al

molibdeno de composición eutéctico N y G disminuyen sus valores, observándose un comportamiento similar con adiciones importantes de níquel. La velocidad de crecimiento G está dada en función de la concentración atómica de los elementos de aleación en algunos aceros como se muestra a en la figura 23.

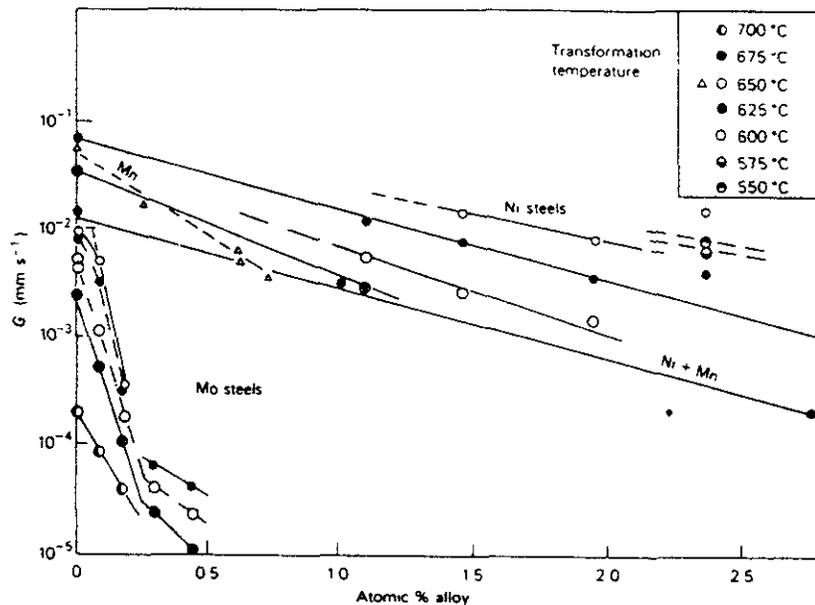


Fig. 23. Efecto de los elementos de aleación sobre la velocidad de crecimiento de la perlita en el rango de 550-700°C.

El cambio en la pendiente para los aceros al molibdeno se encuentra relacionado con la sustitución de cementita por un carburo rico en molibdeno. Ciertos elementos como el cobalto incrementan los valores de N y G para la reacción perlítica. Trabajos en aceros al cromo han mostrado que la adición de 1% de cromo a un acero eutéctico resulta en una disminución sustancial de la velocidad de crecimiento de la perlita. Es obvio que en general la curva C para un acero perlítico se moverá hacia tiempos más largos conforme la concentración del elemento de aleación se incrementa.

Examinando la interfase entre la perlita y la austenita durante la transformación parece que la naturaleza de la reacción perlítica requiere la partición del carbón entre la cementita y la ferrita. Sin embargo, en presencia de elementos de aleación esto no es obvio en principio, ya que la partición de estos elementos tomará lugar preferentemente en la mencionada interfase, de tal forma que se da partición de los elementos X conforme se forman la cementita y la ferrita. En la etapa final de reacción, después de estar completa, los elementos de aleación sufren partición dentro de la perlita sobre un amplio rango de temperaturas.

Se acepta actualmente que la partición del elemento X entre la cementita y la ferrita en la interfase con austenita ocurre en numerosos sistemas, incluso a temperaturas de transformación relativamente bajas. Existe una aproximación a la reacción perlítica, similar a la descrita para la reacción ferrítica, en la cual se distinguen dos modos de crecimiento: Un equilibrio local de partición y un equilibrio local de no-partición, los cuales son dependientes de la temperatura y de la composición (Honeycombe, 1995). La reacción de no-partición es favorecida por elementos como el níquel, el cual favorece la formación de austenita, deprime la temperatura eutectoide y tiene baja solubilidad en cementita. Por otro lado los elementos formadores de ferrita, como el Cr, Mo y Si que elevan la temperatura eutectoide y son solubles en austenita, exhiben el tipo de reacción de partición a temperaturas de transformación más elevadas. El crecimiento de perlita en el caso de la no-partición es controlado probablemente por difusión de carbón en austenita, pero esta difusividad es disminuida por la presencia de otros elementos de aleación, en parte debido a los efectos del níquel por ejemplo en la velocidad de crecimiento. Cuando se da la partición del elemento X, la difusividad del elemento de aleación es un factor limitante.

Sea cual sea la distribución del elemento de aleación en la interfase de crecimiento, se da una subsecuente redistribución entre la ferrita y la cementita, esto es, aquellos elementos con solubilidad sustitucional en cementita (formadores de carburos) difundirán hacia tal fase y los no formadores simplemente no lo harán. De esta forma, la composición de la cementita puede sufrir variaciones importantes; por ejemplo, el manganeso es muy soluble en cementita, el cromo puede sustituir arriba del 20% de los átomos de hierro, mientras que el vanadio un 10% y el molibdeno solo un 4%. El cambio en la composición de la cementita, si no se altera la estructura cristalina, influenciará por ejemplo el espacio perlítico interlaminar, la morfología y la tendencia a esferoidizar.

Una vez que la concentración del elemento aleante alcance un valor crítico, la cementita será reemplazada por otra fase de carburos. Por ejemplo, en un acero al cromo, molibdeno, tungsteno, puede formarse el carburo complejo $M_{23}C_6$, donde M incluye al hierro, cromo, molibdeno y tungsteno. Este cambio en el carburo no necesariamente altera la morfología básica de la perlita, de tal forma que es común obtener perlitas aleadas en las cuales un carburo de aleación está relacionado con la ferrita. Este tipo de perlitas se obtienen solo en aceros de media y alta aleación, usualmente a las temperaturas de transformación más altas. A las temperaturas de transformación más bajas en el mismo acero, la *perlita cementítica* puede aún formarse debido a una difusión insuficiente del elemento de aleación.

1.6 Fatiga.

De forma general se dice que el daño por fatiga en un material resulta en un cambio permanente progresivo y localizado debido a los esfuerzos y deformaciones fluctuantes aplicados. Este tipo de procesos generalmente resulta en la propagación de la falla en el material después de cierto número de ciclos. Las fallas por fatiga se dan por la acción simultánea de esfuerzos cíclicos, esfuerzos tensiles y deformación plástica; por tanto, si alguno de estos tres elementos no está presente el fenómeno de agrietamiento por fatiga no se puede dar. El esfuerzo cíclico y la deformación provocan el proceso de nucleación de grietas y el crecimiento está dictado por el esfuerzo tensil presente.

Las fallas por fatiga son particularmente peligrosas debido a que ocurren sin ningún aviso o anticipación. La fatiga resulta en una fractura de apariencia frágil sin evidencia de deformaciones grandes. A escala macroscópica la superficie de fractura es por lo general normal a la dirección principal del esfuerzo tensil. Una falla por fatiga puede ser reconocida por la apariencia de la superficie de fractura, la cual muestra una región plana, debido al deslizamiento presente conforme la grieta se propaga a través de la sección; presenta también una zona rugosa, donde el componente falla de forma dúctil debido a que la sección transversal es muy pequeña para soportar la carga. Frecuentemente el progreso de una fractura se indica por una serie de anillos o marcas de playa, las cuales se mueven hacia adentro desde el punto de inicio de la falla

Otros autores mencionan que para que el fenómeno de fatiga ocurra son necesarios tres factores principales ^(ASM Vol 1): 1) esfuerzo tensil, 2) esfuerzos cíclicos de suficiente magnitud y 3) una gran cantidad de ciclos en la aplicación de la carga. Adicionalmente existen otros factores que participan como: La concentración de esfuerzos, corrosión, temperatura, sobrecarga, estructura metalúrgica, esfuerzos residuales y esfuerzos combinados entre otros, los cuales tienden a alterar la condición de fatiga.

1.6.1 Etapas de Fractura en Fatiga.

La superficie de fractura que resulta de la falla por fatiga posee características de apariencia que pueden ser divididas en tres zonas o etapas progresivas de fatiga:

Etapa I.

Es en la que ocurre la nucleación de grietas y su propagación por fractura en planos de deslizamiento, extendiéndose hacia adentro desde la superficie a aproximadamente 45° al eje del esfuerzo. Una fractura en esta etapa nunca se extiende más allá de cinco granos alrededor del origen. En cada grano la superficie de fractura se encuentra en un plano cristalográfico bien definido, el cual no debe confundirse con un plano de clivaje, aunque posee la misma apariencia frágil. En esta etapa no existen estrías características de fatiga en la superficie de fractura. En algunos casos, dependiendo del material, del nivel de esfuerzos y del medio ambiente, esta etapa no es diferenciable.

Etapa II.

La transición entre la etapa I y la II es el cambio en la orientación del plano principal de fractura en cada grano partiendo de uno o dos planos de corte a numerosas placas paralelas separadas por un borde longitudinal. Las placas se encuentran ubicadas de forma normal a la dirección del máximo esfuerzo tensil. La presencia de estrías es típica en esta etapa, pero éstas son solo visibles a aumentos muy elevados.

Etapa III.

Esta etapa ocurre durante el último ciclo de esfuerzo, cuando la sección transversal no puede contener la carga aplicada. La fractura final, la cual es el resultado de sobrecarga simple, puede ser frágil, dúctil o una combinación de ambas. De forma general se explica el fenómeno en estas tres etapas, pero es necesario entender el fenómeno más a fondo, por tanto a continuación se describen las características de los procesos de nucleación y propagación de grietas por fatiga.

1.6.2 Inicio de Grietas.

Las grietas por fatiga, como las de otros tipos, se forman en lugares donde existen los esfuerzos localizados más grandes y la resistencia del material más baja. La característica local de esfuerzo está determinada por la geometría del componente, incluyendo a la superficie, las imperfecciones metalúrgicas que concentran esfuerzos macroscópicos y por el tipo y magnitud de la carga. La resistencia está dictada por el material mismo incluyendo todas las discontinuidades, anisotropías e

inhomogeneidades presentes. Las imperfecciones locales presentes como ralladuras, rebabas, poros, etc. son los sitios más propensos a iniciar al crecimiento de las fallas. Discontinuidades superficiales y sub-superficiales en lugares críticos también tienen influencia en la nucleación de grietas. Desde el punto de vista microscópico las inclusiones de materiales extraños, precipitados endurecidos y discontinuidades cristalinas como los límites de grano y las maclas son concentradores de esfuerzo en la matriz. En la escala sub-microscópica la densidad de dislocaciones, los defectos de red y la orientación de los planos de deslizamiento transversal controlan la formación de bandas persistentes de deslizamiento, intrusiones y extrusiones y de celdas de dislocación las cuales finalmente controlan los mecanismos de nucleación de grietas.

En la raíz de las grietas por fatiga el estado de esfuerzos local es triaxial con deformación plana. Esto reduce la ductilidad aparente del material y ayuda a controlar la orientación de las grietas. A escala microscópica, la superficie de fractura en el origen consiste de planos cristalográficos en granos individuales que se encuentran distribuidos de forma favorable para el deslizamiento.

1.6.2.1 Nucleación de Grietas.

Una gran variedad de características cristalográficas ha sido observada en el proceso de nucleación de grietas por fatiga, en metales puros los lugares comunes para el proceso de nucleación son orificios tubulares que se desarrollan en bandas de deslizamiento, pares de intrusiones y extrusiones en superficies libres y límites de maclas. El proceso de fractura también inicia en los límites de grano en materiales policristalinos a altas velocidades de deformación siendo estos lugares los preferidos para tal proceso en estos casos. La nucleación en los límites de grano parece ser únicamente un efecto geométrico relacionado a la incompatibilidad plástica, mientras que la nucleación en los límites de macla está asociada con deslizamiento activo sobre planos cristalográficos adyacentes y paralelos al límite de macla. El proceso descrito anteriormente ocurre también en aleaciones y materiales heterogéneos. Sin embargo, como es sabido, en la fabricación de aleaciones comerciales es prácticamente imposible evitar la presencia de inclusiones, segregación, partículas de segundas fases y otras imperfecciones que precisamente controlan la nucleación de las grietas más que otro tipo de mecanismos. En general la adición de elementos de aleación que permiten el deslizamiento, el maclado o que incrementan la rapidez de endurecimiento por deformación retardará la nucleación de grietas.

Por otra parte, la adición de aleantes aumenta el esfuerzo de cedencia, lo cual favorece la propagación de grietas, de esta forma disminuyendo el efecto benéfico que éstos tienen sobre la nucleación de grietas por fatiga.

1.6.2.2 Relación con el Medio Ambiente.

Observando los lugares de nucleación de grietas, existe la posibilidad que mecanismos relacionados con el medio ambiente, como corrosión bajo tensión o corrosión localizada también participen en el fenómeno. Por ejemplo, numerosas fallas por fatiga inician su proceso de formación en sitios como las picaduras o hendiduras en cierto tipo de materiales. De hecho el fenómeno de corrosión fatiga es un proceso que posee una relación muy cercana con el proceso de corrosión bajo tensión, ya que muchas de las características de ambos coinciden desde muchos puntos de vista.

1.6.3 Propagación de Grietas.

Una vez que una grieta ha sido nucleada, su velocidad y dirección de crecimiento están controladas por los esfuerzos localizados y por la estructura del material en la punta de la grieta; después de un corto periodo en la etapa I, ocurre la propagación macroscópica perpendicular al esfuerzo tensil máximo, mientras que a escala microscópica las direcciones locales de propagación están controladas por cierta cantidad de planos cristalográficos y se pueden formar sobre o ser paralelas a las bandas de deslizamiento dentro de los granos cerca de la superficie. En granos interiores, se forman a menudo grietas por clivaje en la intersección de las bandas de deslizamiento con los límites de grano. En materiales de alta resistencia que contienen partículas esféricas de segundas fases ocurre un proceso de nucleación secundaria al frente de la grieta rodeando a estas partículas, lo cual se conoce como fatiga sin deslizamiento. En este tipo de fenómeno de fatiga, las grietas se forman a lo largo de planos de la red que están localizados de forma no favorable relativo al esfuerzo tensil máximo.

Después de que la grieta ha nucleado y se ha propagado a un tamaño finito, esta comienza a actuar como un concentrador de esfuerzo macroscópico, en este punto la grieta es la responsable del control de la dirección de la fractura.

Subsecuentemente, la orientación de la superficie de fractura depende del campo de distribución de esfuerzos en la punta de la grieta y el crecimiento de ésta se da por coalescencia de poros en sitios remotos al frente instalados a unas cuantas micras de la punta de grieta. En escala macroscópica, la extensión de la grieta ocurre bajo condiciones de deformación plana. Esto provoca la presencia de una superficie plana de grano fino que presenta la morfología clásica de marcas de playa. Las variaciones en la propagación de grieta en materiales anisotrópicos producen ocasionalmente marcas de playa que son un tanto difíciles de interpretar. En materiales altamente anisotrópicos, como los resortes, una superficie de fractura por fatiga puede exhibir regiones donde la grieta se propagó por fatiga típica y otras regiones en donde se propagó por otro modo a lo largo de los planos preferenciales más débiles.

Después de que una grieta ha crecido a un tamaño el cual es capaz de cambiar la capacidad de soportar la carga de un componente, se da por lo general un cambio en la dirección de avance de la grieta; las fracturas en hojas metálicas exhiben un labio de corte de aproximadamente 45° a la superficie plana original de fractura. En componentes cilíndricos sujetos a esfuerzos de operación bajos, la fractura parece aun ser plana, pero la superficie de fractura comienza a ser fibrosa y muestra una mayor ductilidad con la aparición de zonas plásticas más grandes en la punta de la grieta. Lo anterior indica un cambio desde la extensión de la grieta hacia la fractura final rápida.

Como regla general, la fatiga de bajos esfuerzos y altos ciclos produce fracturas de superficies planas (en deformación plana). La superficie de fractura posee la apariencia de grano fino y un aspecto pulido brillante cerca del sitio de nucleación de la grieta, donde la intensificación del esfuerzo es menor. La superficie comienza a ponerse más rugosa y más fibrosa progresivamente conforme la grieta crece y la intensidad del esfuerzo aumenta. Sobre superficies de fatiga de bajos ciclos y altos esfuerzos, encontradas en ciertas áreas de fracturas por fatiga, la superficie es fibrosa, rugosa y más típica de condiciones de carga de esfuerzo plano, donde la dirección general de la fractura está a 45° de la carga tensil principal.

1.6.4 Tratamiento Analítico de la Propagación de Grietas por Fatiga.

El factor de intensidad de esfuerzos en la punta de grieta K , solamente caracteriza el campo de esfuerzos elásticos cerca de la grieta. Su magnitud depende del esfuerzo nominal aplicado, de la geometría y las dimensiones de la grieta. En mecánica de la fractura, K es utilizado para representar la fuerza motriz para el agrietamiento que controla el comienzo de la fractura frágil y la velocidad de crecimiento sub-crítico. La velocidad de crecimiento sub-crítico de grieta en la prueba de fatiga, da/dN , está caracterizada por el rango de intensidad de esfuerzos, $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$. La figura 24 muestra la relación entre da/dN y ΔK a carga constante.

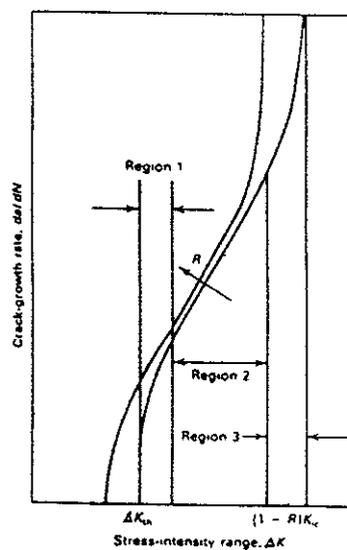


Fig. 24. Relación entre la velocidad de crecimiento de grieta y la intensidad del esfuerzo aplicado para 2 valores de relación de carga, R .

Las tres regiones que se aprecian para diferentes valores de ΔK comprenden desde condiciones sin crecimiento de grieta hasta condiciones de fractura muy rápida. El rango de intensidad de esfuerzos por debajo del cual la velocidad de crecimiento de grieta disminuye es llamado el límite para crecimiento de grietas por fatiga, ΔK_{th} . Este es un parámetro de diseño muy importante por ejemplo en aplicaciones como elementos rotatorios que involucran condiciones de carga en fatiga de alta frecuencia y bajo esfuerzo, donde no se permite la más mínima extensión de grieta. En la región I, el crecimiento de grieta es despreciable para casi un número ilimitado de ciclos. El comportamiento de la región II es relevante para situaciones de diseño que involucran un número finito de ciclos de fatiga. El

comportamiento de la región III, de crecimiento rápido de grieta, es significativo únicamente en situaciones en las que se experimenta con muy pocos ciclos de carga y descarga.

Debido a que la vida de fatiga en servicio a menudo involucra la integración de velocidades de crecimiento de grieta sobre cierto rango de valores para ΔK , la relación de éste parámetro con da/dN puede representarse como

$$(da/dN)^{-1} = [A_1/(\Delta K)^{n_1}] + A_2 \left[\frac{1}{(\Delta K)^{n_2}} - \frac{1}{[(1-R)K_c]^{n_2}} \right]$$

donde n_1 , n_2 , A_1 , A_2 y K_c son constantes de ajuste del material determinadas por análisis de regresión lineal. La ecuación anterior es general y aplica para las tres regiones del crecimiento de grieta.

Las variables que tienen influencia en el comportamiento del crecimiento de grietas por fatiga son la relación de esfuerzos, la frecuencia de las cargas, la química del material, el tratamiento térmico, la temperatura de prueba y el medio ambiente. En una prueba de crecimiento de grietas por fatiga con el fin de determinar las constantes del material involucradas, las variables mencionadas anteriormente son ajustadas para simular condiciones reales de operación. La aproximación a través de la mecánica de fractura para caracterizar el crecimiento de grietas por fatiga, puede ser utilizada para estimar tamaños máximos de imperfecciones con el objeto de conocer la vida de operación del componente de interés.

1.6.5 Ciclos de Fatiga.

Existen varios tipos de condiciones de esfuerzo que provocan este fenómeno, la figura 25 ilustra los tipos de ciclos típicos que causan fallas por fatiga.

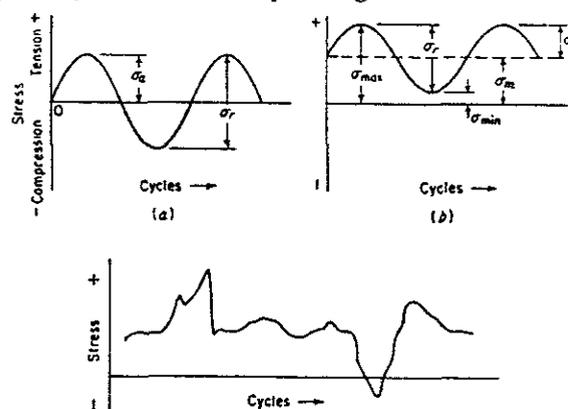


Fig. 25. Ciclos de esfuerzo típicos en fatiga. (a) esfuerzo reversible, (b) esfuerzo repetido, (c) ciclo de esfuerzo aleatorio.

El primer esquema de la figura 25 ilustra un ciclo de esfuerzo completamente reversible de forma senoidal; esta es una situación ideal ya que los esfuerzos máximo y mínimo son iguales en magnitud pero uno es positivo y expresa una condición de tensión mientras que el negativo involucra obviamente un proceso de compresión. El esquema b ilustra un proceso diferente en el cual los esfuerzos máximo y mínimo no son iguales y ambos son esfuerzos tensiles. Es posible que se presente una situación parecida pero que solo los esfuerzos involucrados sean compresivos. La parte c muestra una condición más práctica ya que no se observa una característica reproducible en la aplicación de los esfuerzos, situación que es muy común en numerosas situaciones que tienen que ver con la vida real.

En general un esfuerzo que fluctúa esta compuesto por dos componentes: un esfuerzo principal estático σ_m , y un esfuerzo alternante o variable σ_a . También se considera un rango de esfuerzos σ_r , el cual es la diferencia entre el esfuerzo máximo y mínimo en un ciclo

$$\sigma_r = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$$

el esfuerzo alternante es la mitad del rango de esfuerzos

$$\sigma_a = (\sigma_r/2) = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min})/2$$

El esfuerzo principal es la media algebraica entre los esfuerzos máximo y mínimo del ciclo.

$$\sigma_m = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min})/2$$

Existen dos relaciones para representar los datos de fatiga:

Relación de esfuerzos:

$$R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$$

Relación de amplitud

$$A = \sigma_a/\sigma_m = (1-R)/(1+R)$$

1.6.5.1 Fatiga a Bajos Ciclos.

Aunque históricamente los estudios de fatiga se realizaban en condiciones de servicio en donde se presentaba falla a más de 10^4 ciclos, actualmente se han enfrentado problemas de fallas por fatiga en condiciones de mayor esfuerzo y un menor número de ciclos ^(Coffin, 1979). Este tipo de fallas por fatiga debe ser considerado en instalaciones nucleares, de generación de energía por vapor y en la mayoría de la maquinaria ocupada en la generación de energía. Condiciones de bajos ciclos en fatiga se generan

cuando los esfuerzos repetidos son de origen térmico principalmente. Ya que los esfuerzos térmicos provienen de la expansión térmica del material, es más fácil estudiar ciclos de deformación que de esfuerzo. La forma más común de presentar los resultados de las pruebas de fatiga a bajos ciclos es una gráfica de N contra el rango de deformación plástica. La gráfica obtenida es una línea recta cuando se trabaja con escala log-log. Este tipo de relación es conocido como una relación de Coffin-Manson, la cual se expresa como

$$\Delta\varepsilon_p / 2 = \varepsilon'_f (2N)^c$$

donde

$\Delta\varepsilon_p / 2$ = amplitud de la deformación plástica

ε'_f = coeficiente de ductilidad en fatiga definido por la intersección de la deformación en $2N = 1$. ε'_f es aproximadamente igual a la deformación real para fractura ε_f para muchos metales

$2N$ = número de inversiones en la deformación

c = exponente de ductilidad en fatiga, el cual varía entre -0.5 y -0.7 para la mayoría de los metales

Un valor pequeño en c resulta en los valores más elevados de vida en fatiga.

La ecuación anterior describe la relación entre la deformación plástica y la vida en fatiga en el régimen de bajos ciclos y alta deformación. Para el caso de altos ciclos y baja deformación, donde los esfuerzos nominales son elásticos, la ecuación de Basquin puede ser reformulada de la siguiente forma:

$$\sigma_a = (\Delta\varepsilon_e / 2)E = \sigma'_f (2N)^b$$

donde

σ_a = amplitud del esfuerzo alternante

$\Delta\varepsilon_e / 2$ = amplitud de la deformación elástica

E = módulo de Young

σ'_f = coeficiente de resistencia en fatiga definido como la intersección del esfuerzo en $2N = 1$. Este valor es casi igual al valor del esfuerzo de fractura verdadero, σ_f .

$2N$ = número de inversiones en carga a falla

b = exponente de resistencia a la fractura, el cual varía entre -0.05 y -0.12 para la mayoría de los materiales metálicos.

Un valor bajo en b resulta en vidas de fatiga mayores. Una ecuación válida para el rango completo de vidas puede obtenerse combinando las ecuaciones anteriores

$$\Delta\varepsilon/2 = \Delta\varepsilon_e/2 + \Delta\varepsilon_p/2$$

$$\Delta\varepsilon_e/2 = (\sigma'_f/E) (2N)^b + \varepsilon'_f (2N)^c$$

La curva de vida tiende hacia la zona plástica a amplitudes de deformación grandes y tiende hacia la zona elástica a amplitudes de deformación bajas. Los materiales dúctiles dan los mejores rendimientos para condiciones de deformación de altos ciclos, mientras que los materiales más resistentes dan los mejores resultados en situaciones de baja deformación. El valor de fatiga al cual ocurre la transición es

$$2N_t = (\varepsilon'_f E / \sigma'_f)^{1/(b-c)}$$

Puede demostrarse que $n' = b/c$ y $K' = \sigma'_f / (\varepsilon'_f)^{n'}$, donde n' y K' son el exponente cíclico de endurecimiento por deformación y el coeficiente de resistencia cíclico, respectivamente. Cuando el esfuerzo principal no es cero esta definición se introduce en la ecuación de Basquin como

$$\sigma_a = (\sigma'_f - \sigma_m)(2N)^b$$

1.7 Revenido

Es un proceso en el cual el acero previamente endurecido o normalizado es calentado a una temperatura por debajo de la menor temperatura crítica y enfriado a cierta velocidad dependiendo del tipo de material y necesidades de tratamiento; de esta forma se incrementan la tenacidad y la ductilidad así como el tamaño de grano de la matriz metálica. Los aceros son revenidos por recalentamiento con el fin de obtener valores específicos en las propiedades mecánicas así como para relevar esfuerzos de temple y para asegurar una estabilidad dimensional del material.

Entre las variables más importantes asociadas con el revenido que afectan la microestructura y las propiedades mecánicas del acero se encuentran:

- Temperatura de revenido
- Tiempo del tratamiento
- Velocidad de enfriamiento desde la temperatura de revenido
- Composición del acero, incluyendo contenido de carbón, elementos aleantes y elementos residuales

En un acero templado a una microestructura martensítica, la celda de hierro está sujeta a deformación por los átomos de carbón debido al cambio de estructura cristalina, teniéndose valores de dureza y resistencia mayores respecto las estructuras de equilibrio. En el tratamiento térmico de revenido, los átomos de carbono difunden y reaccionan en diferentes etapas produciendo eventualmente Fe_3C o un carburo con algún elemento aleante disminuyendo así el nivel de esfuerzos concentrados en la matriz ferrítica. Las propiedades del acero revenido están determinadas principalmente por el tamaño, forma, distribución y composición de carburos formados en el proceso.

Tales cambios estructurales usualmente promueven una disminución de la dureza, esfuerzo de cedencia y resistencia tensil, incrementándose la ductilidad y la tenacidad. Bajo ciertas condiciones la dureza puede mantenerse en el nivel alcanzado antes del revenido e incluso en algunas circunstancias tal propiedad se incrementa. Por ejemplo, dependiendo del tipo de elementos aleantes en los aceros se pueden tener distintos rangos de dureza por precipitación de compuestos, explicada por diversos mecanismos, que incrementan la dureza de forma significativa.

La temperatura y el tiempo son variables interdependientes en el proceso de revenido, ya que con ciertos límites, disminuyendo la temperatura y aumentando los tiempos de permanencia se pueden obtener los mismos resultados si se aumenta la temperatura y se disminuye el tiempo. Sin embargo, pequeños cambios en la temperatura tienen un mayor efecto que un cambio menor en el tiempo. De forma muy general el revenido se realiza en el rango de los 175 a los 705°C en un intervalo de tiempo de entre 30 min a 4 hrs.

1.7.1 Cambios Estructurales.

Basados en estudios con rayos X, dilatométricos y microestructurales, se han logrado distinguir cuatro diferentes etapas en el revenido, aunque los rangos de temperatura se traslapan. Las etapas que se distinguen son ^(Honeycombe, 1995):

- Etapa 1: La precipitación del carburo ϵ y la disminución del contenido de carbón en la martensita produciendo una pérdida de tetragonalidad (100 a 250°C).
- Etapa 2: La transformación de la austenita retenida a ferrita y cementita (200 a 300°C).
- Etapa 3: El reemplazo del carburo ϵ por cementita y pérdida adicional de tetragonalidad en la martensita (250 a 350°C).
- Etapa 4: Engrosamiento y esferoidización de la cementita; recristalización de la ferrita (arriba de 350°C).

En los aceros de alta aleación se reporta una etapa más, en la cual se da la precipitación de carburos de aleación finamente dispersos. Se ha encontrado que la etapa 1 es precedida por la redistribución de los átomos de carbón, proceso llamado autorevenido o “quench tempering”, durante el temple o cuando se mantiene el material a la temperatura ambiente.

Etapa 1.

La martensita formada en aceros de medio y alto carbón (0.3-1.5% en C) no es estable a temperatura ambiente debido a que los átomos intersticiales de carbón pueden difundir en la red tetragonal de la martensita a esa temperatura. La inestabilidad se incrementa entre la temperatura ambiente y los 250°C cuando el carburo de hierro ϵ precipita en la martensita. Este carburo tiene una

estructura hexagonal compacta y precipita como listones delgados sobre planos cúbicos de la matriz con relaciones de orientación bien definidas:

$$(101)_{\alpha} // (1011)_{\epsilon}$$

$$(011)_{\alpha} // (0001)_{\epsilon}$$

$$[111]_{\alpha} // [1210]_{\epsilon}$$

mediciones con rayos X indican que los espacios de la red de $(101)_{\alpha}$ y $(1011)_{\epsilon}$ se encuentran dentro de 0.5%, de tal forma que la coherencia de la red es probable en las primeras etapas de la precipitación.

De hecho, en los aceros de más alta aleación, se ha observado un incremento en la dureza en el revenido en el rango entre 50 y 100°C, el cual es atribuido al endurecimiento de la martensita por la precipitación del carburo de hierro ϵ . Al final de la etapa 1 la martensita aún posee tetragonalidad, indicando un contenido de carbón cerca del 0.25% en peso. Resulta que en los aceros con contenidos de carbón más bajo no es probable que precipite el carburo de hierro ϵ . Esta etapa del revenido posee una energía de activación entre 60 y 80 KJ/mol, la cual se encuentra en el rango adecuado de difusión de carbón en martensita. La energía de activación incrementa sus valores linealmente con la concentración de carbón entre 0.2 y 1.5%wt C. De esta forma, es de esperarse que conforme se incrementa la concentración de carbón también se incrementa la ocupación de los sitios intersticiales preferentes, i.e. los intersticios octaédricos en la parte central de los extremos de la celda unitaria y los centros de las caras de las celdas, de esta forma reduciendo la movilidad de los átomos de carbón.

Etapa 2:

Durante esta etapa la austenita retenida durante el proceso de temple se descompone, usualmente en el rango de los 230 a 300°C. Cohen¹⁰ et. al. pudo detectar esta etapa en base a mediciones por difracción de rayos X así como con pruebas de volumen específico y dilatómetricas. Sin embargo, la observación directa de la austenita retenida en la microestructura ha sido difícil, particularmente si ésta se encuentra en bajas concentraciones. En aceros martensíticos al carbón por debajo de 0.5%wt de este elemento, la austenita retenida es por lo regular menor al 2%, aumentando hasta 6% a contenidos de 0.8%C y sobre 30% a 1.25%C. La limitada evidencia disponible sugiere que en el rango entre los 230 a 300°C la austenita retenida se descompone a ferrita-bainita y cementita pero ninguna comparación se ha realizado entre esta fase y la bainita inferior.

Etapa 3:

En esta etapa, la cementita primero aparece en la microestructura como una distribución Widmanstätten de placas las cuales tienen una relación de orientación bien definida con la matriz, la cual ha perdido en esta etapa la tetragonalidad y se transforma en ferrita. La relación se debe a Bagaryatski:

$$(211)_{\alpha'} // (001)_{\text{Fe}_3\text{C}}$$

$$[011]_{\alpha'} // [100]_{\text{Fe}_3\text{C}}$$

$$[111]_{\alpha'} // [010]_{\text{Fe}_3\text{C}}$$

Esta reacción comienza por lo menos a los 100°C y se desarrolla completamente a los 300°C con partículas arriba de los 200 nm de longitud y al rededor de 15 nm de espesor. Estructuras similares se observan en aceros de bajo carbón en condición de temple como resultado de la formación de Fe₃C durante el tratamiento. En el revenido, los sitios más probables para la nucleación de la cementita son las intercaras del carburo de hierro ε con la matriz, y conforme las partículas de Fe₃C crecen las partículas de carburo gradualmente desaparecen.

Las maclas que se presentan en las martensitas de mayor contenido de carbón son también sitios para la nucleación y crecimiento de la cementita la cual tiende a crecer a lo largo de los límites de macla formando colonias de partículas en forma de listón orientadas en forma similar en el plano {112}_{α'}, el cual puede distinguirse a partir del plano habitual Widmanstätten. La relación de orientación con la matriz ferrítica es la misma en ambos casos.

Un tercer sitio para la nucleación de la cementita son las regiones de límite de grano, tanto en los límites entre listones de martensita y límites de grano de austenita. La cementita puede formar películas muy pequeñas que son difíciles de detectar pero las cuales gradualmente esferoidizan para obtener partículas bien definidas de cementita en las regiones del límite de grano. Existe evidencia que indica que tales películas de cementita en los límites de grano puede afectar de forma importante la ductilidad; sin embargo, pueden modificarse mediante la adición de elementos de aleación.

Durante la tercera etapa del revenido la tetragonalidad de la matriz desaparece y es cuando, esencialmente, se tiene ferrita no sobresaturada con respecto al carbón. Posteriormente, se dan cambios subsecuentes en la morfología de las partículas de cementita por proceso de maduración tipo Ostwald,

donde las partículas más pequeñas se disuelven en la matriz proveyendo carbón para el crecimiento selectivo de las partículas de mayor tamaño.

Etapa 4:

Es muy útil definir una cuarta etapa de revenido en la cual las partículas de cementita sufren un proceso de engrosamiento y esencialmente pierden su morfología cristalográfica volviéndose esféricas. El proceso de engrosamiento comienza entre 300 y 400°C, mientras la esferoidización toma lugar y se va incrementando hasta los 700°C. En la parte final de este rango de temperatura los límites de listón de la martensita son reemplazados por más límites de grano de ferrita equiaxiales por un proceso que se describe mejor como recrystalización. El resultado final es un arreglo equiaxial de granos de ferrita con partículas engrosadas de Fe_3C ubicadas en los límites de grano.

La esferoidización de la cementita es favorecida por el decremento resultante en la energía de superficie. Las partículas, las cuales crecen y esferoidizan preferencialmente, están localizadas principalmente en los límites de listón y en los límites de grano de la austenita primaria, aunque algunas partículas permanecen en la matriz. Los límites son preferidos debido a la gran facilidad de difusión que existe en ellos. También, el crecimiento de cementita en la ferrita está asociado con la disminución en la densidad, de tal forma que las vacancias son requeridas para acomodar a la cementita que crece.

Las vacancias se difundirán desde las partículas de cementita, las cuales se están redisolviendo en la ferrita, hacia las partículas de cementita que están creciendo, de tal forma que la etapa controlante del proceso es la difusión de vacancias. Las energías de activación medidas (210-315 kJ/mol) son mucho más grandes que aquellas reportadas para la difusión de carbón en ferrita (84 kJ/mol) y muy cercanas a la energía de activación para autodifusión en hierro α (250 kJ/mol).

Los límites originales de la martensita de listón permanecen estables hasta cerca de los 600°C, pero en el rango entre 350-600°C existe un rearrreglo considerable de las dislocaciones dentro de los listones y en los límites de listón, los cuales son esencialmente límites de ángulo bajo, así como en los granos de ferrita. Este proceso, el cual es esencialmente una recuperación, es reemplazado por una recrystalización entre los 600 y 700°C, la cual resulta en la formación de granos de ferrita equiaxiales con partículas de cementita esferoidales en los límites y dentro de los granos. Este proceso ocurre de

forma más ávida en los aceros con bajos contenidos de carbón. Con porcentajes elevados de carbón la densidad de las partículas de cementita ya incrementada es más efectiva en el bloqueo en los límites de la ferrita; esto es, la recristalización es un proceso mucho más lento. El proceso final es el engrosamiento continuo de las partículas de cementita y el crecimiento gradual de los granos de ferrita.

1.7.2 Cambios Dimensionales.

Como es sabido, la transformación martensítica está acompañada de un incremento en volumen. Durante el revenido, la martensita se descompone en una mezcla de ferrita y cementita con un decremento en el volumen conforme se aumenta la temperatura o el tiempo de permanencia. Debido a que no se puede tener un 100% de martensita en un material, no se puede considerar un cambio volumétrico constante conforme se da el tratamiento de revenido.

La austenita retenida en aceros al carbón y aceros de baja aleación se transforma a bainita con un incremento en el volumen, esto durante la segunda etapa del revenido. Cuando ciertos aceros de aleación son revenidos, se da una precipitación de carburos finamente distribuidos junto con un incremento en la dureza llamado endurecimiento secundario lo cual provoca también un aumento en volumen. Con la precipitación de los carburos de elementos aleantes la temperatura M_s de la austenita retenida se incrementa, provocando la transformación de ésta en martensita por enfriamiento desde la temperatura de revenido.

1.7.3 Temperatura y Tiempo de Revenido.

Se han desarrollado algunas relaciones empíricas entre la resistencia tensil y la dureza para aceros revenidos, de tal forma que la dureza se ha adoptado como una medida de la respuesta del material al revenido. La figura 26 muestra el efecto de la temperatura de revenido sobre la dureza, resistencias tensil y de fluencia, elongación y reducción de área en un acero AISI 1050 mantenido por una hora a la temperatura mostrada.

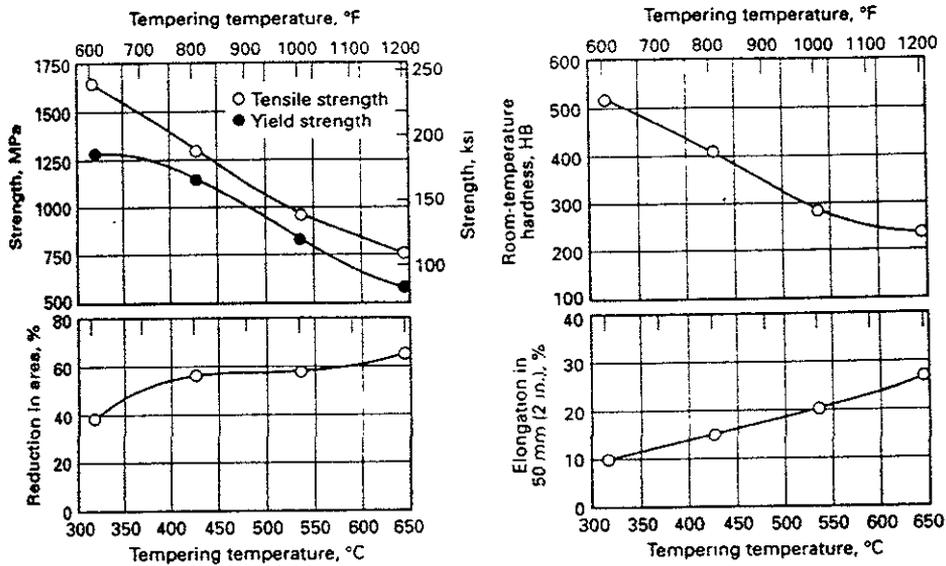


Fig. 26. Efecto de la temperatura de revenido sobre las propiedades mecánicas a temperatura ambiente de un acero 1050.

La mayoría de los aceros de media aleación exhiben una respuesta al revenido similar que la de los aceros al carbono, la figura 27 muestra un esquema del cambio en las propiedades mecánicas de un acero 4340.

En las pruebas de impacto, se presentan fallas catastróficas en los aceros aleados cuando se someten a tratamientos de revenido en el rango de temperaturas de fragilización. Mientras la elongación y la reducción de área se incrementan continuamente con la temperatura de revenido, la tenacidad, medida mediante pruebas de impacto Charpy, varía con la temperatura de revenido para la mayoría de los aceros como se muestra en la figura 28.

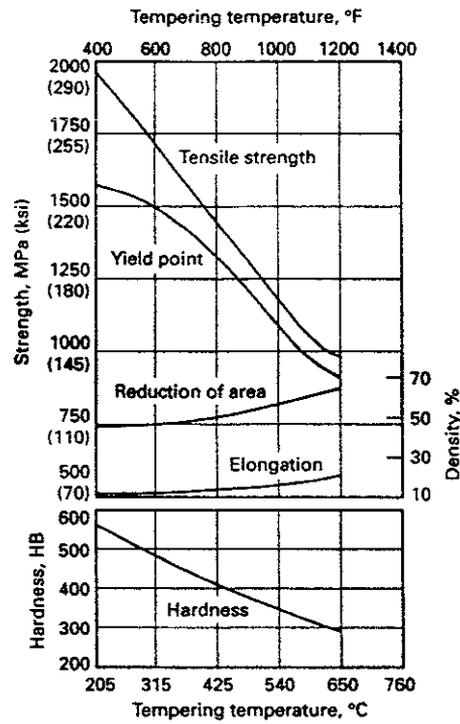


Fig. 27. Efecto de la temperatura de revenido sobre las propiedades mecánicas de un acero 4340 templado en aceite.

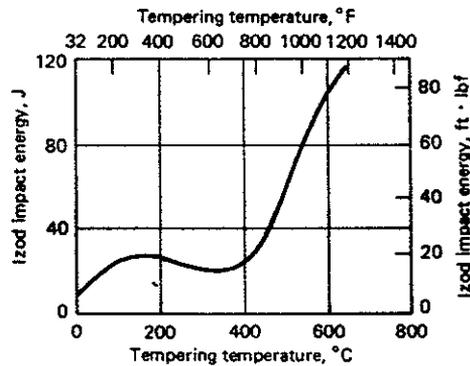


Fig. 28. Energía de impacto en función de la temperatura de revenido de un acero 4140 para 1 hr de tratamiento.

El revenido a temperaturas entre 260 a 320°C decrece la energía de impacto en comparación a los valores obtenidos a 150°C, sobre los 320°C la energía absorbida nuevamente se eleva conforme la temperatura de revenido; por lo general, tanto los aceros al carbón como los aceros aleados responden de esa manera

La difusión de carbón y de los elementos de aleación necesaria para la formación de carburos es un proceso que obviamente depende de la variación de la temperatura. El efecto del tiempo de revenido sobre la dureza en un acero con 0.82%C se muestra en la figura 29

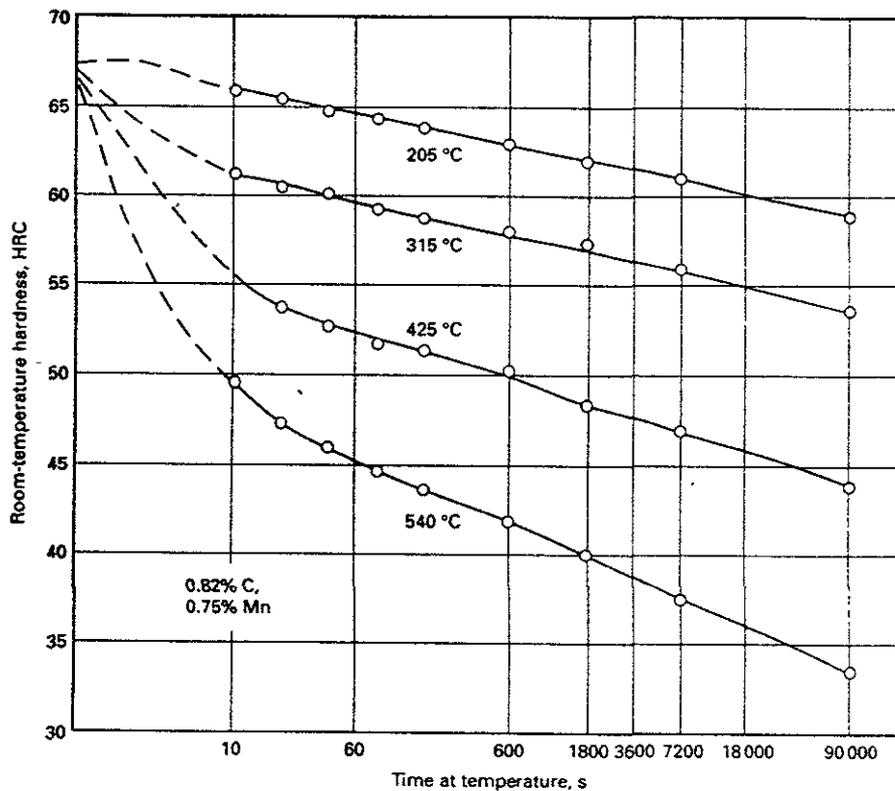


Fig. 29. Efecto del tiempo a 4 temperaturas de revenido sobre la dureza a temperatura ambiente de un acero templado con 0.82% C.

Los cambios en la dureza son casi lineales sobre una amplia porción de tiempo en escala logarítmica. Se presentan cambios importantes en los valores de dureza a baja temperatura al inicio del revenido a tiempos menores a 10 segundos. De la misma forma, se observan cambios menos rápidos, pero grandes, en tiempos de 1 a 10 minutos, mientras que se observan cambios pequeños de 1 a 2 hr de tratamiento. Los niveles de dureza producidos por ciclos de revenido muy cortos, como en el caso del revenido por inducción son muy sensibles tanto a la temperatura de tratamiento como al tiempo del mismo.

Zackay³⁸ intentó hallar una relación entre la temperatura de revenido-tenacidad con las características microestructurales observadas en un acero 0.3C-5Mo. Se muestra a continuación, en la figura 30, las relaciones encontradas entre la temperatura de revenido con la dureza y la tenacidad para este material.

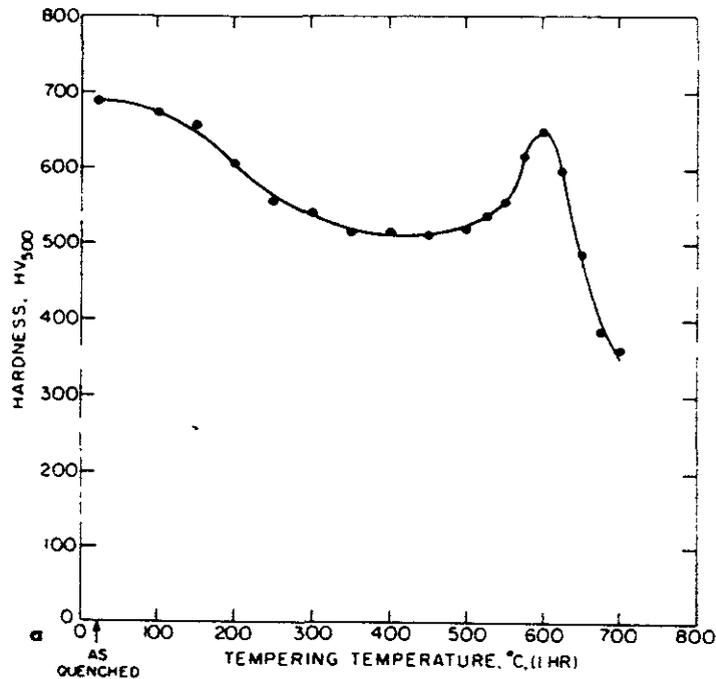


Fig. 30. Microdureza vs temperatura de revenido para un acero 0.3C-5Mo.

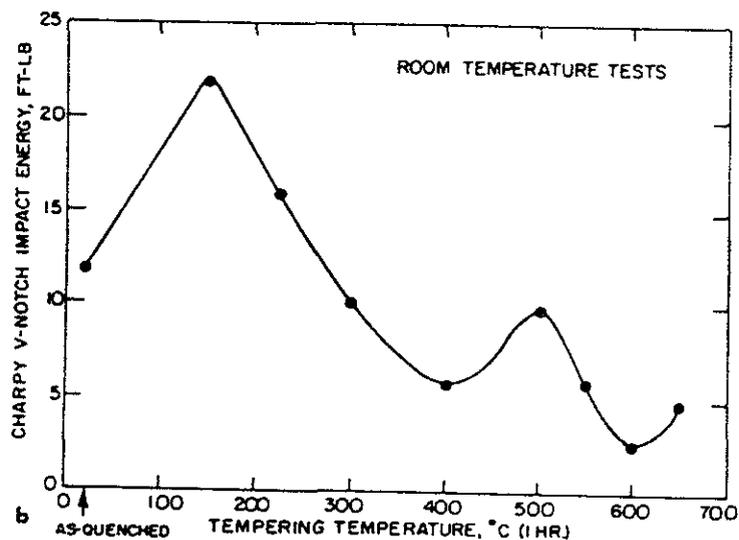


Fig. 31. Variación de la energía de impacto con la temperatura de revenido para un acero 0.3C-5Mo.

Se encontró una primera caída en la tenacidad entre 225 y 300°C, se cree que se debe a la precipitación de los carburos de hierro en los límites de los listones de martensita. Se relaciona la segunda caída, a los 600°C, con la formación de los carburos refractarios en los mismos sitios. La precipitación de compuestos frágiles en sitios heterogéneos de nucleación, como listones o límites de grano, es obviamente la razón principal de la pérdida de tenacidad en los aceros endurecidos de forma secundaria en el revenido

Zackay³⁸ ha listado algunos de los factores que cuentan para la alta tenacidad de la martensita revenida a bajas temperaturas. Estos son:

- Microestructura relativamente libre de cantidades pequeñas de fases dúctiles o débiles como son la ferrita y la austenita retenida.
- No existencia de listones extensos o precipitados en los límites de grano.
- No presencia de carburos sin disolver, esto es, carburos que no disuelven durante la austenización y se incrustan en la martensita después del temple.

También demostró que existe un tamaño límite para esos carburos sin disolver, sobre el cual la tenacidad de fractura disminuye abruptamente para un nivel dado de resistencia.

A todos estos puntos mencionados anteriormente hay que agregar el hecho bien conocido que un tamaño de grano en la austenita excesivamente grande puede degradar el valor de la resistencia al impacto; la temperatura de austenización es, de esta forma, un factor muy importante en el tratamiento térmico de los aceros endurecibles en forma secundaria. La temperatura debe ser lo suficientemente elevada para remover los carburos no disueltos, o por lo menos minimizar el número de esas partículas, y también debe encontrarse por debajo de un límite que no produzca un sobre-crecimiento del grano en cuestión.

La relación entre la tenacidad y la temperatura de austenización puede variar de acuerdo al tipo de prueba de resistencia utilizado como lo muestra Ritchie²⁹. Este autor ha mostrado que una temperatura de austenización intermedia entre un valor convencional y un valor elevado (que produce sobrecrecimiento de grano) resulta en un incremento en la tenacidad de fractura sin un decremento importante en la resistencia al impacto Charpy.

Un intento en el diseño de aceros modificados es explorar la posibilidad de minimizar aquellas reacciones en estado sólido que conduzcan ya sea a la fragilización, o a decrementos muy marcados en dureza. Como se sabe, estas reacciones no deseables involucran la formación de cementita a temperaturas intermedias de revenido y la subsecuente precipitación de la cementita en los límites de grano, inevitablemente conduce a la degradación de las propiedades mecánicas.

Otro factor que puede afectar las propiedades del acero en el proceso de revenido es la velocidad de enfriamiento desde la temperatura de revenido. Aunque las propiedades tensiles no se ven afectadas por la velocidad de enfriamiento, la tenacidad medida en pruebas de impacto puede ser abatida si el acero es enfriado lentamente en el rango de temperatura desde los 375 a los 575°C especialmente en aceros que contienen elementos formadores de carburos.

1.7.4 Efecto del Contenido de Carbón.

El principal efecto del contenido de carbón se da en la dureza obtenida en condición de temple, la cual está en función de la cantidad de martensita formada que a su vez obviamente depende del contenido de carbón. La diferencia en la dureza obtenida para diferentes aceros en condición de temple se mantiene en el revenido, esto gracias al efecto del carbón, lo anterior se muestra en la figura 32 para diferentes tipos de acero.

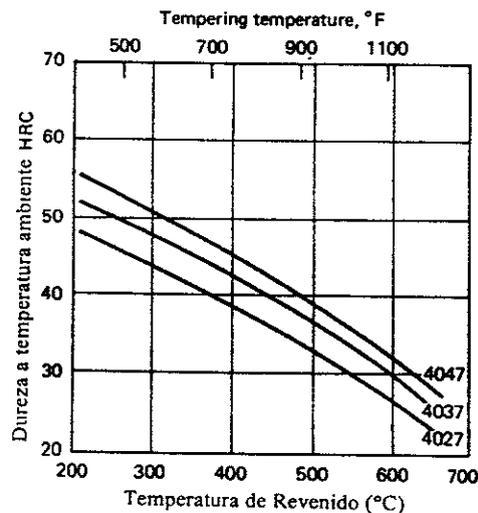


Fig. 32. Efecto del contenido de carbón y la temperatura de revenido sobre la dureza de tres aceros al molibdeno.

1.7.5 Efecto de los Elementos de Aleación.

El principal propósito de la adición de elementos aleantes en los aceros es el de mejorar la penetración de la dureza gracias a la capacidad del acero para formar martensita. El efecto general de los elementos de aleación sobre el revenido es el retrasar la rapidez de reblandecimiento especialmente en las temperaturas más altas de revenido. De esta forma, para desarrollar un cierto nivel de dureza con cierto tiempo, los aceros aleados requieren de temperaturas de revenido mayores que los aceros al carbón convencionales. Los elementos de aleación pueden ser caracterizados como formadores o no formadores de carburos. Elementos como el níquel, silicio, aluminio y manganeso, los cuales tienen una tendencia pobre o nula a formar carburos, permanecen esencialmente en la ferrita y tienen un efecto muy pequeño en la dureza obtenida por revenido. El endurecimiento debido a la presencia de estos elementos se debe principalmente al endurecimiento por solución sólida de la ferrita o debido al control en el tamaño de grano. Los elementos capaces de formar carburos como el titanio, vanadio, cromo, molibdeno, tungsteno, niobio y tantalio, retardan el proceso de reblandecimiento mediante la formación de carburos. El efecto de estos elementos es mínimo a temperaturas de revenido bajas donde el Fe_3C se forma; sin embargo, a más altas temperaturas, los carburos se forman y los valores de dureza disminuyen con la temperatura de revenido.

Algunos elementos como el vanadio, molibdeno y cromo, los cuales son fuertes formadores de carburos, son más efectivos en incrementar la dureza a temperaturas por encima de los 205°C . El silicio ha demostrado ser muy efectivo incrementando la dureza por encima de los 320°C . El incremento en la dureza provocada por el fósforo, níquel y silicio puede ser atribuida al endurecimiento por solución sólida. El manganeso es más efectivo en incrementar la dureza a temperaturas de revenido más altas. Los elementos formadores de carburos retardan la coalescencia de la cementita durante el revenido formando numerosas partículas de carburos. En aceros de muy alta aleación la dureza puede incrementarse por la presencia de estos elementos, este efecto se conoce como endurecimiento secundario.

El efecto del contenido de molibdeno sobre el comportamiento del revenido se muestra como ejemplo en la figura 33

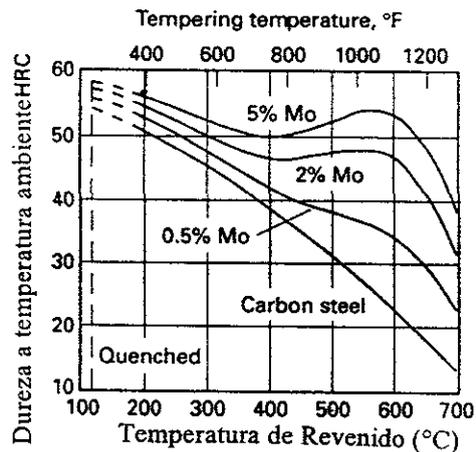


Fig. 33. Influencia del contenido de molibdeno sobre el reblandecimiento de un acero con 0.35% C templado con incrementos en la temperatura de revenido.

Conforme el contenido de molibdeno se incrementa, la magnitud del endurecimiento secundario también lo hace. En este caso pueden ocurrir efectos sinérgicos por las varias combinaciones de elementos de aleación: El cromo tiende a producir endurecimiento secundario a temperaturas más bajas que el molibdeno, mientras que la combinación de estos dos elementos produce una curva de revenido más plana, con el valor de mayor dureza a menor temperatura que cuando solo el molibdeno está presente.

Además de provocar el endurecimiento por si mismo y el endurecimiento secundario, los elementos aleantes presentan otros efectos en los aceros. Las temperaturas más altas de revenido para los aceros aleados permiten, de forma presumible, una mayor relajación de los esfuerzos residuales y mejoran las propiedades. Más aún, la templabilidad de los aceros de aleación se mejora, por lo que se requiere el uso de un medio de temple menos severo, disminuyendo así la probabilidad de producir fracturas durante este proceso. La templabilidad elevada de los aceros de aleación permite el uso de contenidos de carbón menores para alcanzar un nivel dado de resistencia pero con ductilidad y tenacidad mejoradas.

Se ha demostrado de manera convincente que el silicio, y especialmente las adiciones de silicio-aluminio pueden alterar la cinética de formación de la cementita a partir del carburo épsilon. Bath⁵ observó que el reblandecimiento que normalmente ocurre en aceros revenidos AISI 4340 más allá de los 200°C es retardado por adiciones de aluminio y silicio, siendo este efecto más importante con adiciones de estos elementos combinados. El comportamiento de algunos de estos aceros se muestra en la figura 34, de la cual se observa que el revenido fue retardado a temperaturas tan altas como los 400°C. Inclusive, más allá de esta temperatura este tipo de aceros modificados presentan durezas más elevadas, quizá debido a menores velocidades de crecimiento de los carburos en presencia del silicio y del aluminio.

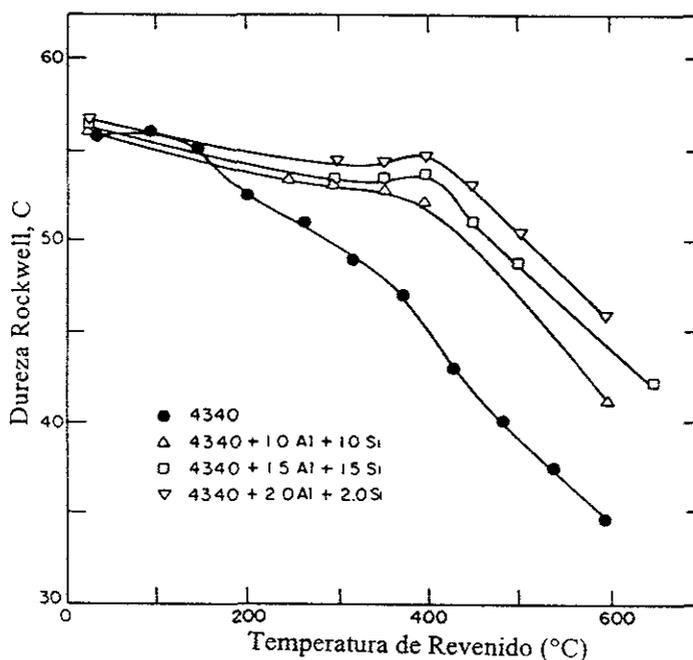


Fig. 34. Influencia de adiciones de aluminio y silicio sobre el comportamiento del revenido en un acero AISI 4340.

A partir de una investigación de la respuesta al revenido y de la microestructura de este tipo de materiales se pudo concluir que las mencionadas adiciones de aluminio y silicio resultaron en:

- La extensión de la primera etapa de revenido a temperaturas de revenido más elevadas.
- Un incremento en la temperatura para la segunda etapa de revenido.

- El retraso de la tercera etapa de revenido a temperaturas mayores de 350°C dependiendo del contenido de aleantes.
- Una inhibición de la velocidad de crecimiento de los carburos.

La figura 35 muestra una comparación entre un acero modificado y un acero base AISI 4340 mostrando los siguientes efectos: a) un incremento en la resistencia, b) un incremento en la tenacidad y c) un cambio en el rango de temperatura de fragilización por martensita revenida a temperaturas más altas. Se obtuvieron combinaciones óptimas entre la tenacidad de fractura y el esfuerzo de fluencia de 80Ksi $\sqrt{\text{in}}$ y 245 Ksi, significativamente más altas que las reportadas en la aleación base comercial de baja aleación.

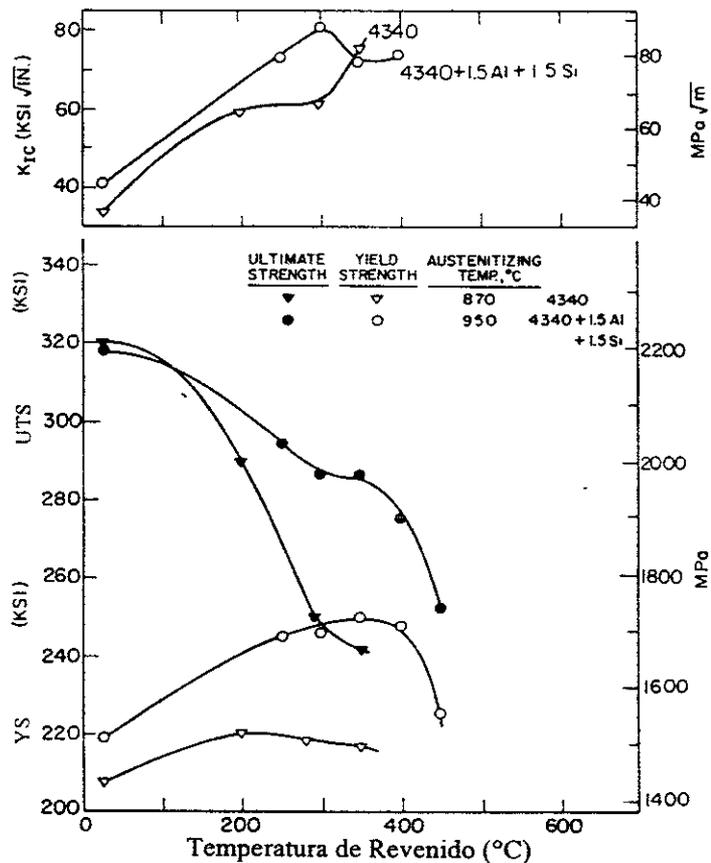


Fig. 35. Gráficas del esfuerzo de fluencia, UTS y tenacidad de fractura contra la temperatura de revenido para un acero AISI 4340 y el mismo acero modificado con 1.5% Al y 1.5% Si.

El estudio microestructural de los aceros modificados lleva a la conclusión que se alcanzan combinaciones óptimas de resistencia y tenacidad en presencia de: Dispersiones finas de carburos en la martensita dislocada, películas de austenita retenida a los límites de listón que son estables al esfuerzo/deformación y tamaños de grano pequeños de austenita primaria (Zackay, 1979).

Otro intento en el diseño de nuevos aceros fue el de alcanzar composiciones balanceadas respecto a los elementos aleantes ferríticos y austeníticos. Los elementos formadores de carburos, como el cromo, molibdeno y vanadio, y los elementos que no forman carburos como el silicio y aluminio son todos fuertes estabilizadores de la fase ferrítica. La composición deseable de un acero endurecido en forma secundaria es una composición que garantice un campo considerable de estabilidad de austenita a temperaturas de solubilización de los carburos, para que éstos logren disolverse adecuadamente pero cuidando de tener el suficiente contenido de carbón y de carburos para conferir al material propiedades óptimas.

1.8 Fragilización por Revenido

La importancia técnica de la fragilización por revenido radica en el hecho de que muchos de los aceros comerciales de baja aleación exhiben un incremento en su temperatura de transición frágil-dúctil después de haber sido sometidos a calentamiento en el rango de 375 a 575 °C o enfriados lentamente en este rango de temperaturas. Los aceros al carbón con contenidos menores de 0.3% de Mn no son susceptibles a este fenómeno, aunque cualquier acero con cantidades apreciables de otros elementos aleantes como Ni o Cr junto con el manganeso si presentan susceptibilidad; además, la presencia de impurezas como Sb, P, Sn o As contribuyen de forma importante a que se presente este fenómeno. De esta forma, una combinación de cualquier elemento de aleación y alguna impureza puede provocar este fenómeno. Los aceros al níquel-cromo son más susceptibles que los aceros que contienen un solo elemento de aleación, pero cuando se tienen condiciones de fabricación que garanticen no tener impurezas y materiales químicamente limpios, inclusive los aceros al níquel-cromo no presentan este fenómeno.

Las aleaciones libres de carbono son susceptibles en mucho menor grado que las que contienen entre 0.30 y 0.40% de este elemento. El molibdeno puede ser adicionado para disminuir la susceptibilidad a la fragilización, pero solo con periodos cortos de tiempo en el rango de temperaturas de revenido. El molibdeno parece retrasar pero no eliminar la fragilización en los aceros. El silicio es un elemento muy útil como desoxidante en los procesos de fabricación de acero; sin embargo, es un elemento que favorece la fragilización por revenido, de ahí la necesidad de desoxidar los baños metálicos por otros procedimientos para evitar la fragilización.

La fragilización por revenido puede aparecer de forma más rápida en el rango de los 450 a los 475°C, es un proceso reversible el cual puede ser completamente eliminado calentando el material por encima de este rango y enfriando rápidamente por debajo del mismo. Como se mencionó es un fenómeno reversible y un tratamiento posterior en el rango de fragilidad volverá a provocar la presencia de este problema aunque con anterioridad se hubiese eliminado.

1.8.1 Detección.

La fragilización por revenido puede detectarse por un incremento en la temperatura de transición dúctil-frágil por medio de una prueba de impacto Charpy. Se da el caso en algunos aceros al níquel-cromo, con cantidades importantes de fósforo y estaño, que la temperatura de transición dúctil-frágil está entre 200 y 300°C. El elemento que más efecto tiene en esta transición es sin duda el antimonio, ya que se han observado cambios hasta los 600°C debido a la adición de 0.05% de este elemento. Generalmente no se observa un cambio importante en las pruebas de tensión convencionales a temperatura ambiente cuando se habla de este tipo de efectos. Solo en el caso de una fragilización muy extrema puede observarse un cambio en la reducción de área en la prueba de tensión, lo cual se hace más evidente a temperaturas criogénicas.

La rapidez de fragilización para algunos aceros de baja aleación es al principio muy rápida, pero decrece con el tiempo de exposición. De esta forma, este tipo de fragilización, parece ser proporcional a la raíz cuadrada del tiempo a cierta temperatura. Debido al rápido aumento inicial en la temperatura de transición con el tiempo, en el rango de fragilización, algún grado de fragilidad no puede evitarse en secciones de forjas o fundiciones grandes y pesadas incluso cuando se enfría lo más rápido posible desde la temperatura de revenido, por encima del rango de fragilización. Por ejemplo, secciones muy grandes de composiciones susceptibles muestran incrementos de 50 a 90°C en la temperatura de transición debido a una baja velocidad de enfriamiento impuesta por el tamaño de la sección.

Un tratamiento de fragilización llamado "step cooling" algunas veces es utilizado para estimar los efectos a tiempos de exposición muy grandes. Este tipo de procedimiento consiste en el enfriamiento del material a través del rango de fragilización desde los 600 hasta los 300°C, disminuyendo en cada paso de temperatura el intervalo de tiempo entre uno y otro. Este tipo de ciclos ha producido, según algunos resultados, fragilización correspondiente a un tratamiento de 1000 horas a la temperatura de fragilización. Este tipo de evaluación debe de hacerse con cuidado en aceros con contenidos importantes de molibdeno ya que se ha observado que este elemento aleante provoca inmunidad relativa a la fragilización, pero en otros casos sucede lo contrario sin que se haya llegado a establecer un mecanismo o criterio que explique tal comportamiento.

ESTA TESIS NO DEBE
SAUR DE LA

1.8.2 Mecanismos de Fragilización.

El incremento en la temperatura de transición debido a la fragilización por revenido, está acompañado por un cambio gradual en el modo de fractura frágil (por debajo de la temperatura de transición), desde una fractura completamente transcristalina a una fractura completamente intercristalina. La trayectoria de fractura generalmente sigue los límites de grano de la austenita primaria en el material fragilizado. Si se presenta una situación de fragilización, entonces la fractura se vuelve transcristalina otra vez. No existe ninguna transformación de fase detectable en este cambio del modo de fractura, inclusive, el incremento en la temperatura de transición y el cambio en el modo de fractura resultan de la segregación de impurezas distribuidas a lo largo de los límites de grano. Más aún, esta segregación reversible no ocurre en la austenita antes de la transformación pero sí en la ferrita por debajo de la temperatura de austenización.

Con el desarrollo de la espectroscopía Auger, la cual hace posible el análisis químico de las primeras capas atómicas de material, una considerable cantidad de información novedosa se obtiene de la distribución de los componentes químicos en las superficies de fractura. Produciendo una fractura intergranular en un espectrómetro Auger de alto vacío y analizando las superficies del límite de grano expuestas, se puede obtener información muy valiosa sobre las concentraciones de impurezas fragilizantes presentes. Las concentraciones reportadas son en algunos casos de hasta porcentajes en peso. Después de retirar y analizar menos de 10 capas atómicas superficiales y re-analizando la superficie, se observa que la segregación de impurezas desaparece, lo cual sugiere que este fenómeno está confinado a los límites de grano. La segregación de los aleantes es considerablemente menor y puede encontrarse hasta algunos cientos de capas atómicas desde el límite de grano.

Los aceros que se encuentran en estado de fragilidad pueden ser restablecidos a condiciones de tenacidad original por calentamiento encima de los 600°C seguido de un enfriamiento rápido por debajo de los 300°C. De manera alternativa la fragilización por revenido puede evitarse mediante la modificación de la susceptibilidad del acero, reduciendo las impurezas que favorecen este fenómeno como el fósforo, el antimonio y el estaño.

1.8.2.1 Fragilización de los 500°F.

Este fenómeno se presenta principalmente en aceros que han sido tratados térmicamente a una microestructura de martensita revenida; de esta forma, el término fragilización de martensita revenida es más comúnmente utilizado. Los aceros con microestructuras de bainita inferior revenida también son susceptibles a este proceso de fragilización, pero los aceros con microestructuras perlíticas y otros aceros bainíticos no presentan el fenómeno.

Este tipo de fragilización es evaluado midiendo el efecto de la temperatura de revenido sobre la energía de impacto a temperatura ambiente, lo cual es contrario a la valoración de la llamada fragilización por revenido la cual se evalúa midiendo el efecto de la temperatura de revenido sobre la temperatura de transición dúctil-frágil.

La fragilización a los 500°F se cree es causada por las redes de ferrita resultantes de la precipitación de laminillas de cementita, a lo largo de los límites de grano de austenita primaria. Sin embargo, algunos investigadores creen que la precipitación por sí sola de las laminillas de cementita a los límites de grano es el mecanismo responsable de este tipo de fragilización ^(ASM Vol. 1).

Los aceros que contienen cantidades sustanciales de cromo y manganeso son altamente susceptibles a este tipo de fragilización. Los contenidos de aluminio sobre 0.04% reducen la fragilización y adiciones de 1.0% generalmente alivian el problema. Algún grado de fragilización ha sido observado cuando se han hecho adiciones de fósforo, antimonio, arsénico, manganeso y nitrógeno a aceros de alta pureza.

En aceros de alta resistencia tratados térmicamente la fragilización puede ser minimizada por:

- Desarrollo de aceros especiales con características de martensita revenida retardada.
- Desarrollo de aceros con velocidades más rápidas de martensita revenida.
- Utilizando aceros capaces de transformarse al 100% a bainita superior a un determinado nivel de resistencia.
- Evitando el revenido en la región de susceptibilidad.
- Utilizando el contenido de carbón más bajo posible consistente con el nivel deseado de resistencia.

Como ya se mencionó, el problema de la fragilización intergranular en aceros promovido por la segregación de elementos de impureza a los límites de grano ha sido objeto de numerosos estudios. El comportamiento frágil resultante de la exposición en el rango crítico de temperatura se manifiesta por si mismo como un incremento en la temperatura de transición dúctil-frágil (FATT) y un decremento en el factor de intensidad de esfuerzos crítico (K_{IC}).

El grado al cual la degradación de la tenacidad ocurre, debido a la fragilización por revenido, puede estar en función de la composición química del material. En componentes con secciones muy gruesas como son rotores en turbinas o contenedores a presión, las heterogeneidades químicas así como el desarrollo de gradientes térmicos durante el tratamiento térmico, resultan en una no-uniformidad microestructural muy importante. De esta forma, el riesgo de tener situaciones de fragilidad es variable de acuerdo a la ubicación en el componente. En estas secciones donde el problema de la fragilización por revenido restringe los rangos de temperaturas de operación, el control microestructural es una opción promisoría para el aumento de tal rango de trabajo.

Una revisión de Vieswanathan³³ sobre datos de fragilización por revenido en aceros comerciales aleados con Ni, Cr, Mo y V muestra que mientras el efecto de la transformación sobre el comportamiento frágil está bien definido, el efecto sobre la resistencia tensil y la variación estructural, asociadas con la fragilización, no es muy claro del todo. De la misma forma se han realizado estudios en aceros aleados con Cr-Mo y V, utilizados como discos de turbinas, antes de la aparición de las aleaciones base níquel, los cuales muestran que en ensayos de templabilidad se desarrollan estructuras desde martensita en el extremo de temple, hasta perlita en zonas de menor extracción de calor. Lo anterior no se observa en los aceros aleados con Cr-Mo donde se presentan agregados únicamente de bainita-ferrita, de la misma forma que en los aceros con Ni-Cr-Mo-V, en donde la templabilidad es extremadamente elevada y por tanto no se observan estructuras ferríticas o perlíticas. De esta forma se ha observado que la adición de Cr-Mo-V en un acero al carbón provoca zonas heterogéneas en estructura y por tanto, heterogeneidad en propiedades en secciones donde se tengan importantes diferencias térmicas.

El efecto del producto de transformación y el nivel de resistencia sobre la susceptibilidad a la fragilización por revenido de un acero aleado con Cr-Mo-V alterado con estaño y fósforo ha sido estudiado por Viswanathan y Joshi³³.

En la figura 36 se muestran las variaciones de la temperatura de transición dúctil-frágil en condición no fragilizada y fragilizada.

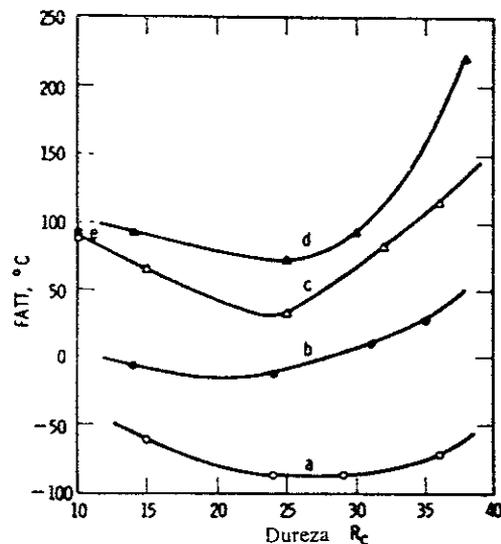


Fig. 36. Variación de la temperatura de transición con la dureza para aceros Cr-Mo-V. a) martensita no frágil, b) martensita frágil, c) bainita no frágil, d) bainita frágil y e) ferrita-perlita, no frágil y frágil.

Algunas características son aparentes: Para los aceros bainíticos, la temperatura de transición desciende con un incremento en la dureza arriba de 23 HRC, alcanzando un valor mínimo e incrementándose rápidamente con un incremento posterior en la dureza. Parece ser que a bajos valores de dureza, la temperatura de transición dúctil-frágil de los aceros bainíticos se puede aproximar a la de los aceros ferrítico-perlíticos. Los aceros martensíticos exhibieron un comportamiento similar, con un mínimo en la curva cerca de los 23 HRC. Los valores de las temperaturas de transición y la variación de la temperatura de transición para los aceros ferrítico-perlíticos caen en el mismo rango que el caso de los aceros bainíticos, indicando que las estructuras involucradas presentan el mismo grado de susceptibilidad a la fragilización por revenido. Incluso en la condición fragilizada, los aceros martensíticos presentan valores de temperatura de transición que son menores que en la condición no frágil de los aceros bainíticos.

La variación de la susceptibilidad a la fragilización por revenido de algunos aceros, medida en función a la variación de la temperatura de transición, se muestra en la figura 37.

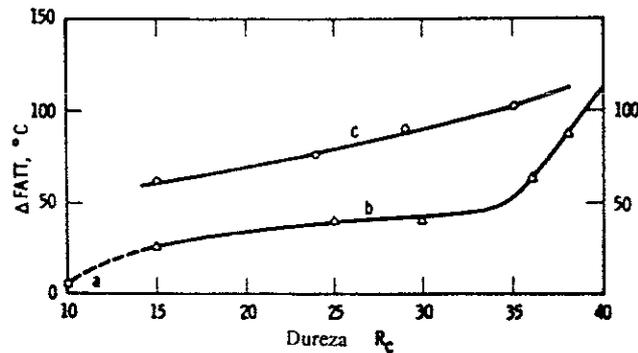


Fig. 37. Correlación entre el cambio en la temperatura de transición y la dureza para aceros Cr-Mo-V. a) ferrita-perlita, b) bainita y c) martensita.

A bajos valores de dureza, la variación de la temperatura de transición para los aceros bainíticos se aproxima a la de los aceros ferrítico-perlíticos, indicando una susceptibilidad comparable para ambos tipos de aceros, si se comparan a valores de dureza similares. Para todos los valores por arriba de 40 HRC, los aceros martensíticos tienen una mayor susceptibilidad a la fragilización. Más arriba de 40 HRC, sin embargo, la diferencia en la temperatura de transición para los aceros bainíticos y martensíticos comienza a acercarse. En general la diferencia en la temperatura de transición es baja para aceros que presentan una temperatura de transición elevada en la condición no frágil.

Como se mencionó, se han examinado superficies de fractura intergranular por medio de Espectroscopia Auger con el fin de determinar la composición química superficial. El análisis muestra una evidencia muy clara de la segregación de fósforo, estaño y molibdeno a los límites de grano de la austenita primaria. De forma aún más interesante, el grado de segregación de impurezas se encontró estar dado en función de la microestructura. La variación en la concentración de fósforo, estaño y molibdeno en el límite de grano en función del nivel de resistencia se observa en la figura 38. Para los aceros martensíticos, la cantidad de elementos segregados se incrementa en forma proporcional al aumento en la dureza. En el caso de los aceros bainíticos la cantidad de segregados disminuye a durezas cerca de los 25 HRC, incrementándose posteriormente con un incremento en la dureza.

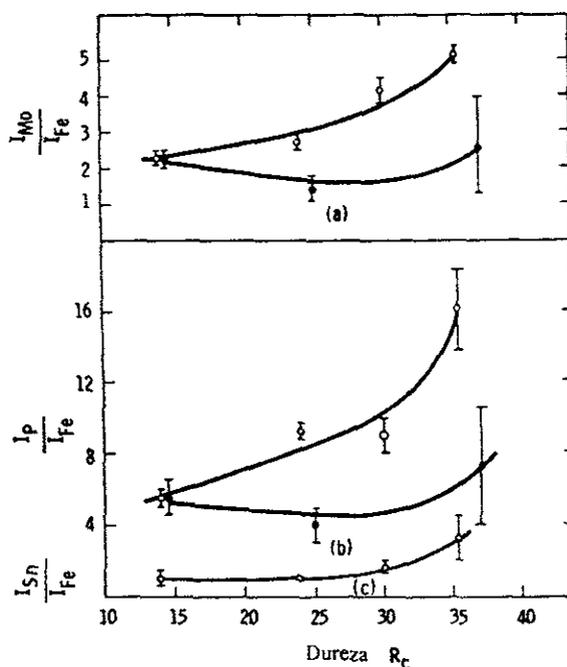


Fig. 38. Variación de la concentración en límites de grano de a) molibdeno, b) fósforo y c) estaño en función de la dureza en aceros Cr-Mo-V.

En estudios sobre aceros con alta susceptibilidad a ser fragilizados y en aquellos casos donde se tienen piezas muy grandes, el efecto de la resistencia tensil podría ser enmascarada por una fragilización no advertida ocurriendo durante el revenido. Los aceros de más alta resistencia son a menudo revenidos en el límite más bajo del rango de fragilidad donde la probabilidad de fragilización es alta. Tales aceros pueden presentar valores elevados de temperatura de transición dúctil-frágil en la condición de revenido y un valor muy bajo en el incremento de temperatura de transición debido a la fragilización subsecuente.

Como se ha establecido anteriormente, la microestructura puede influenciar el comportamiento de la segregación de elementos de impureza modificando ya sea la fuerza motriz o la cinética de la segregación. Los factores que son considerados importantes en esta conexión son: La química de la matriz ferrítica, la estructura del límite de grano, la naturaleza de otras intercaras en las cuales la distribución de las impurezas puede ocurrir y la densidad de dislocaciones. Es bien conocido que la cantidad, el tipo y la composición de los carburos en los aceros varía con el tratamiento térmico. Esto significa que la composición de la matriz ferrítica variará de forma correspondiente para un valor constante de composición del acero en el bulk. Las solubilidades así como la difusividad de los elementos de impureza en la matriz dependen de la composición de ésta y por consiguiente, pueden ser modificados si se altera el estado microestructural.

Capítulo 2

Desarrollo Experimental

2.1 Consideraciones Experimentales y Justificaciones.

Ya que es necesario fabricar un acero con alta tenacidad y endurecible superficialmente por deformación, después de haber realizado la revisión bibliográfica surge la necesidad de probar varias opciones de aceros modificados; en primer lugar con la necesidad de ser colados en molde con vibración moderada, con el fin de obtener una estructura sin dendritas largas y frágiles. En ese sentido, un acero 8620 u 8630 con el tratamiento térmico adecuado puede incrementar su dureza hasta valores cercanos a los 340 BHN con una resistencia a la tracción de 1000 MPa y un límite elástico de 860 MPa (Honeycombe, 1995). Sin embargo, para obtener esos valores es necesario un temple severo, hecho que no se desea por el riesgo de tener mayor susceptibilidad al agrietamiento en el material. Ciertamente, la gran masa de la pieza y la geometría de la misma no actúan en forma benéfica en el caso de un temple muy severo. Por tal motivo, es necesario modificar este tipo de aleaciones para que su templabilidad se incremente sin necesidad de aumentar el contenido de carbono. El boro es una opción adecuada en ese sentido, ya que es utilizado para minimizar la formación de agrietamientos al momento de solidificar, además que es un elemento que incrementa de forma muy importante la templabilidad del acero. El rango óptimo de boro se encuentra entre 0.0005 y 0.003% en peso y su efecto se incrementa con tamaños de grano finos entre 5-6 (Molinari, 1998). Adicionalmente, el efecto del boro se incrementa mientras el contenido de carbono disminuye.

Conforme se incrementa el contenido de carbono, los borocarburos del tipo $Fe_{23}(C,B)_6$ precipitan de la austenita, dejando concentraciones muy bajas de boro disuelto en la austenita y minimizándose así su efecto benéfico. El efecto del boro se ve favorecido entonces con la presencia de desoxidantes y formadores de nitruros como Al, Ti, etc, ya que son afines químicamente al nitrógeno (Molinari, 1998). De esta forma, una aleación 8620 u 8630 puede ser templable con aire forzado o aceite, aunque difícilmente podrá alcanzar una dureza superficial de 300 BHN por ese tratamiento.

Para mejorar las propiedades del acero 8620 u 8630 modificado con boro, se recomienda la adición de titanio y/o vanadio como refinadores de grano y consecuentemente como formadores de carburos que al precipitar afinan el grano e incrementan la dureza del acero sin menoscabo de la tenacidad. Además como se mencionó, el titanio y vanadio precipitados como nitruros y/o carburos contribuyen a hacer más eficiente el efecto del boro, ya su adición evita que el boro precipite y disminuya así su efecto sobre el acero.

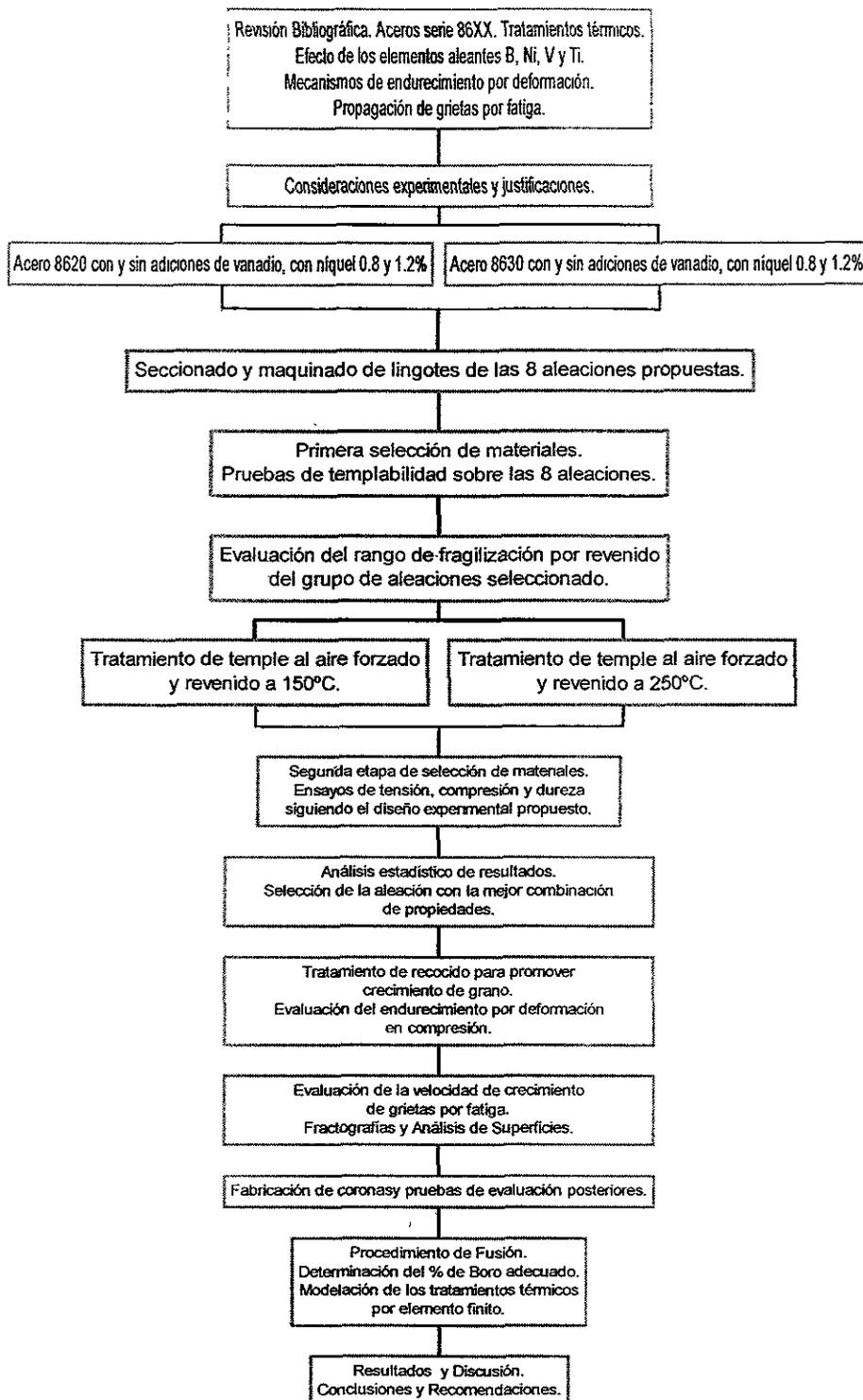
Con el fin de obtener niveles de refinamiento de grano adecuados y también de dureza superficial, se realizarán adiciones de vanadio y se medirán sus efectos en las propiedades obtenidas, cabe señalar que el contenido de titanio en las aleaciones se mantendrá constante y solo será evaluado el efecto del vanadio para observar si es necesaria su adición o verificar si con el efecto del titanio es suficiente.

A fin de favorecer la extensión de la región plástica del acero y así su endurecimiento por deformación, se recomienda la adición de níquel con la precaución de evitar la formación de austenita retenida. El níquel también tiende a favorecer la templabilidad del acero pues es un elemento fundamentalmente gamágeno.

De esta forma, se proponen 2 tipos de acero de la serie 86XX con variaciones composicionales en los contenidos de los elementos de aleación vanadio, níquel y carbono (0.2 % y 0.3% wt); con contenidos homogéneos de manganeso, silicio, cromo, molibdeno y titanio. Se evaluarán la dureza, resistencia en tensión y compresión, endurecimiento por deformación y crecimiento de grietas por fatiga obtenidas en las diferentes condiciones de temple y revenido propuestas. Para hallar al material que presente la mejor combinación de propiedades, se utilizará un modelo estadístico tipo factorial el cual identifica las contribuciones a las propiedades evaluadas tanto del tratamiento térmico como de las adiciones de los elementos de aleación.

Se propondrá un procedimiento de fusión con la aleación o aleaciones que presenten las propiedades adecuadas para la aplicación requerida, además de una simulación de los tratamientos térmicos mediante el uso de un software especializado cuyos fundamentos matemáticos están basados en la técnica de elemento finito. Se muestra a continuación el diagrama de flujo establecido y seguido para el desarrollo experimental.

2.2 Diagrama de Flujo del Método Experimental.



2.3 Materiales Evaluados

El Área de Tecnología de Materiales de CIATEQ A.C. fabricó las aleaciones evaluadas en el presente trabajo y cuya composición química se presenta en la Tabla 2-1. De aquí en adelante las aleaciones que sean base 8620 se denominaran como Serie A y las de 8630 como Serie B.

Tabla 2.1. Composición química final de las aleaciones estudiadas.

Elemento	Base 8620 / Serie A				Base 8630 / Serie B			
	ASVNi0,8	ASVNi1,2	AVNi0,8	AVNi1,2	BSVNi0,8	BSVNi1,2	BVNi0,8	BVNi1,2
C	0,20	0,26	0,21	0,24	0,34	0,33	0,31	0,33
Mn	0,75	0,85	0,72	0,83	0,80	0,74	0,68	0,73
Si	0,26	0,34	0,33	0,25	0,32	0,37	0,33	0,35
Ni	0,87	1,19	0,90	1,26	0,87	1,16	0,84	1,22
Cr	0,58	0,52	0,54	0,54	0,50	0,56	0,47	0,51
Mo	0,26	0,23	0,23	0,21	0,23	0,25	0,23	0,21
Ti	0,007	0,11	0,10	0,10	0,14	0,007	0,03	0,11
B	0,0009	0,0014	0,0011	0,0007	0,0013	0,0009	0,0005	0,0012
V	----	----	0,11	0,11	----	----	0,21	0,12

2.4 Tratamiento Térmico Sugerido.

Ya que el material necesario para la fabricación de las coronas de molino requiere de propiedades que lo hagan endurecible superficialmente por deformación y con alta tenacidad a la fractura en todo su volumen, se propuso el siguiente tratamiento térmico con el fin de alcanzar las características mencionadas. En primer lugar debido a la presencia del boro como elemento de aleación el material es susceptible a una alta templabilidad, por lo que un enfriamiento demasiado severo es innecesario, de esta forma se disminuye la presencia de esfuerzos residuales y la posibilidad de obtener una superficie demasiado dura; la cual pudiera provocar falla prematura de los engranes debido a las condiciones de operación. Por lo anterior, se propuso inicialmente un medio de enfriamiento no tan severo como el agua y viable desde el punto de vista práctico: Aire forzado. Este medio garantiza obtener una estructura menos dura y con capacidad de endurecer por deformación, previniendo así la ocurrencia de falla por el mismo proceso de operación de la corona, el cual involucra fatiga. Junto con el temple de la pieza al aire forzado, se realizó un revenido que relevara los esfuerzos térmicos generados en este primer paso y de la misma forma permitiese engrosar a las estructuras metaestables posiblemente obtenidas en el temple. Después del tratamiento térmico se realizaron pruebas de dureza, tensión y compresión con el fin de conocer dichas propiedades en el material fabricado.

2.5 Diseño Experimental.

El desarrollo experimental para las pruebas de dureza, compresión y tensión, como se mencionó, se apegó a un diseño factorial con dos réplicas. Lo anterior debido a la necesidad de disminuir el error que ciertos factores no controlables introducen en la experimentación: porosidad, diferencia en concentraciones finales, etc. Los factores analizados fueron el % vanadio, % níquel y la condición de tratamiento térmico. Los resultados de estas pruebas se sometieron a un análisis de varianza con el fin de identificar de manera confiable el efecto de los factores sobre las propiedades mencionadas.

Tabla 2.2. Diseño Experimental Propuesto. Se muestra el caso de la aleación con 0.2%C.

Factor			Denominación de la Aleación	Condición de Tratamiento
Ni	V	Ti		
-1	-1	-1	ASVNi0.8	1
1	-1	-1	ASVNi1.2	1
-1	1	-1	AVNi0.8	1
1	1	-1	AVNi1.2	1
-1	-1	1	ASVNi0.8	2
1	-1	1	ASVNi1.2	2
-1	1	1	AVNi0.8	2
1	1	1	AVNi1.2	2

2.6 Pruebas de Evaluación.

En el desarrollo del presente proyecto se propusieron las siguientes pruebas con el fin de evaluar las características metalúrgicas de la aleación. Todas las pruebas se realizaron, como se mencionó en la sección anterior, en las diferentes condiciones de tratamiento propuestas así como con las diferentes aleaciones fabricadas dentro del proyecto.

2.6.1 Pruebas de Templabilidad.

Estas pruebas fueron realizadas con el fin de determinar la respuesta del material al temple, en las diferentes condiciones composicionales, para evaluar la penetración de la dureza e identificar la influencia de los elementos de aleación sobre esta propiedad. Las pruebas se realizaron según la

norma ASTM A 255-95 “Standard Test Method for End-Quench Test for Hardenability of Steel”⁴¹, en los laboratorios del Departamento de Metalurgia de la Facultad de Química de la UNAM.

2.6.2 Pruebas de Revenido.

Ya que el material después de ser templado al aire forzado necesita un tratamiento de revenido por las razones antes mencionadas, fue necesario llevar a cabo una serie de pruebas a diferentes temperaturas de revenido, evaluando en cada una la presencia o no de carburos precipitados en la estructura. Esto con el fin de evitar que el material sufriera fragilización por revenido debido a los importantes contenidos de fuertes formadores de carburos como el titanio y el vanadio. Se obtuvo una respuesta al revenido en dureza y se determinó así el rango de fragilización por revenido de la aleación. Se decidió evaluar la dureza como respuesta al revenido, ya que es una propiedad que reflejó la condición microestructural de los materiales según lo observado en las metalografías. Estas pruebas se realizaron en los laboratorios de Análisis Químico y Metalografía de CIDESI.

2.6.3 Pruebas de Dureza.

La evaluación de la dureza es un punto muy importante en la caracterización del material ya que es una propiedad crítica considerada desde la propuesta inicial del proyecto. Lo anterior debido a que de esta propiedad, producto de otros fenómenos entre ellos la deformación, depende que el material funcione o no para la aplicación planeada. La dureza es una propiedad que se evalúa en función de la deformación plástica del material. Las mediciones de dureza se realizaron en escalas Rockwell C y B. La norma utilizada para estas pruebas es la ASTM E 118 “Test Methods for Rockwell Hardness and Rockwell Superficial Hardness of Metallic Materials”⁴². Se presentan los resultados equivalentes en valores de dureza en la escala Brinell (ASTM E 10-96). Las mediciones de dureza se realizaron en un durómetro Mitutoyo ATK-F3000, ubicado en los laboratorios de Metalografía de CIATEQ.

2.6.4 Ensayo de Tensión.

Estas pruebas son las que aportan la información más relevante cuando se trata de caracterizar un material metálico en cuanto a sus propiedades mecánicas en condiciones definidas de microestructura y resistencia. La información obtenida se relacionó con las características de resistencia de todo el engrane. Las pruebas se realizaron en las diferentes condiciones microestructurales que el proyecto contempló para los aceros seleccionados. El procedimiento de prueba se realizó de acuerdo a la norma ASTM E8-95a “Standard Test Methods for Tension

Testing of Metallic Materials”⁴³. Se obtuvieron los datos característicos de esfuerzo de cedencia, resistencia a la tensión y elongación. Las pruebas se realizaron en una máquina universal AMSLER del Laboratorio de Pruebas Mecánicas del CIDESI.

2.6.5 Ensayo de Compresión.

En el presente proyecto se utilizó esta prueba con el fin de conocer las características de resistencia en compresión del material, ya que las superficies de contacto de los dientes del engrane en el molino están sujetas a condiciones de carga considerables en periodos cíclicos; fundamentalmente se promovió el endurecimiento por deformación del material por compresión. Debido a lo anterior, también se realizaron pruebas en las que se determinó la cantidad de endurecimiento por deformación en compresión del material seleccionado. Estas pruebas se realizaron en probetas cilíndricas las cuales se sometieron a diferentes porcentajes de deformación, midiéndose la dureza superficial obtenida producto de la deformación. Este ensayo no está estandarizado y fue propuesto en el desarrollo del presente trabajo. Los ensayos de compresión se realizaron conforme a los lineamientos de la norma ASTM E9-89a “Standard Test Methods for Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature”⁴⁶. Estas pruebas se realizaron en una máquina servohidráulica INSTRON 8503 del Laboratorio de Infraestructura del Instituto Mexicano del Transporte.

2.6.6 Ensayo de Crecimiento de Grietas por Fatiga.

Esta fue una prueba muy importante en el diseño de la aleación, ya que se pudieron simular las condiciones de esfuerzo y fatiga que sufren los dientes en la operación del molino. La simulación se dio mediante un análisis de esfuerzos realizado en la raíz del diente, que es la zona más crítica ya que es donde se presenta la mayor concentración de esfuerzos y por tanto el inicio de las grietas en el engrane. El análisis de esfuerzos se realizó en el área de Transmisiones Mecánicas de CIATEQ A.C. y las cargas de operación obtenidas fueron las aplicadas en esta prueba; la frecuencia de trabajo fue la misma que la de operación de los molinos. Esta prueba permitió comparar la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga en el material contra sí mismo a diferentes condiciones de tratamiento, así como conocer la tenacidad a la fractura del mismo. Para esta prueba se obtuvieron probetas rectangulares tipo flexión en tres puntos de acuerdo a la norma ASTM E399⁴⁴. Sus dimensiones fueron 6 mm de espesor, 15 mm de ancho, 65 mm de largo y una ranura de 6 mm. Las pruebas de fatiga se realizaron de acuerdo a la norma ASTM E647⁴⁵ con un

valor inicial del factor de intensidad de esfuerzos de $20 \text{ Mpa}\sqrt{\text{m}}$ y una razón de carga mínima ($R = K_{\text{min}}/K_{\text{max}}$) de 0.1. El valor de ΔK se definió por:

$$\Delta K = [\Delta P S f(a/W)]/[B W^{1.5}]$$

donde el factor geométrico $f(a/W)$ corresponde a la geometría seleccionada, a es el tamaño de la grieta, W es el ancho de la probeta, P es la carga aplicada, $\Delta P = P_{\text{max}} - P_{\text{min}}$, S es la distancia entre los extremos de apoyo y B es el espesor de la probeta. De la prueba con ΔP constante y con una frecuencia de 5 Hz, se obtuvieron curvas a (tamaño de grieta) vs N (número de ciclos) y, posteriormente se obtuvieron las curvas da/dN vs ΔK .

Como se señaló todo el procedimiento de prueba se realizó de acuerdo con las normas ASTM E 399-90 “Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials” y ASTM E 647-95 “Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates”. Esta prueba se realizó en una maquina servohidráulica INSTRON 8503 del Laboratorio de Infraestructura del Instituto Mexicano del Transporte.

2.7 Caracterización Metalográfica.

La evaluación de las características microestructurales de los materiales propuestos, requiere del uso de una metodología adecuada al tipo de material estudiado; en el presente proyecto se realizó la evaluación metalográfica del material en las diferentes condiciones de tratamiento sugeridas. Se hicieron metalografías en condición de colada, en las pruebas de templabilidad, pruebas de revenido, con el tratamiento de temple al aire forzado y revenido, en las pruebas de endurecimiento por deformación y en las pruebas de crecimiento de grano. La preparación se realizó mediante el uso de técnicas convencionales de desbaste, pulido y ataque químico.

2.8 Evaluación en Superficie de Fractura.

2.8.1 Fractografías.

Después de haber realizado las pruebas de tensión y la determinación de la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga, se realizó la caracterización superficial de las probetas utilizadas. Se estudiaron las superficies de fractura de los aceros, en condición de colada y con los tratamientos térmicos sugeridos. Se evaluaron las características superficiales de agrietamiento como: Segregación de impurezas en límite de grano, presencia de inclusiones y características estructurales de fractura. La determinación se realizó en el acero seleccionado para la aplicación requerida según los resultados obtenidos en el modelo estadístico, esto es: Acero ASVNi-0.8. Se realizó además un análisis elemental por EDS en las segregaciones e impurezas de las superficies de fractura con el fin de determinar el tipo de elementos presentes y sus cantidades relativas. Esta evaluación se realizó mediante microscopía electrónica de barrido (SEM) en un microscopio ambiental JEOL Modelo JSM-5600LV del Laboratorio de Metrología de Materiales del CENAM.

2.9 Fabricación de Coronas y Pruebas de Evaluación Posteriores (última etapa de transferencia de tecnología).

Una vez realizada la selección del material sobre la base de las pruebas de evaluación propuestas, se fabricó una corona de dimensiones reales (2300 Kg, 1.2 m de diámetro) con el fin de probar la aleación en condiciones reales (Figura 39). El proceso de fabricación fue el seguido para piezas fundidas de gran tamaño, el metal se fundió en horno de inducción siguiendo la práctica de fusión detallada a continuación:

2.9.1 Procedimiento de Fusión.

- a) Cargar el horno con la chatarra de acero¹ con la cantidad especificada en el balance de carga.

Nota 1: Se recomendó utilizar en la fabricación de este acero chatarra de buena calidad con un grado mínimo de oxidación para evitar problemas de reactividad al momento de fundir.

- b) Añadir la cantidad de níquel y grafito indicada en la hoja de cálculo para la masa requerida.
- c) Incrementar la potencia del horno paulatinamente hasta alcanzar el nivel óptimo requerido (alcanzar temperatura de fusión).
- d) Añadir las ferroaleaciones en el siguiente orden: FeMo, FeSi, FeCr y FeMn.
- e) Incrementar la potencia del horno hasta completar la fusión.
- f) Retirar la escoria.
- g) Sobrecalentar el acero a 1640-1650°C.
- h) Agregar Mn^3 al baño en el horno para desoxidar.
- i) Tomar muestra y realizar el análisis químico.
- j) Ajustar la composición química.
- k) Agregar el FeTi al baño metálico en el horno por lo menos 1 minuto antes de vaciar a la olla, con el fin de permitir la homogeneización del Ti en el acero.
- l) Agregar el FeB^2 al momento de vaciar en la olla. Esto se realiza con el fin de evitar pérdidas por oxidación o evaporación de boro.

Nota 2: Se determinó agregar contenidos de boro en exceso hasta un 16%; debido a la elevada reactividad de este elemento y por tanto a la facilidad de pérdidas, y por tanto de un desajuste en la composición final. Debido a lo anterior, se recomienda el uso de chatarra lo más limpia posible para evitar estos problemas, Por tanto, se sugirió realizar pruebas de adición de boro para encontrar el exceso adecuado en el baño, utilizando chatarra de buena calidad.

Nota 3: Al momento de desoxidar, se recomendó hacerlo en forma cuidadosa, evitando tener el baño metálico muy agitado.

2.9.2 Determinación del Contenido de Boro Adecuado.

Antes de fabricar la corona se vaciaron 3 esferas del acero 8620 con el fin de determinar el porcentaje en exceso de boro a utilizar, lo anterior debido a que, como se mencionó, es un elemento reactivo que fácilmente se pierde en el baño metálico y su contenido en la aleación propuesta es bajo (0.001%). Las adiciones de boro fueron de 10 g, 12 g y 14 g de Fe-B que corresponden a 0.0009 % B, 0.00108 % B y 0.00126 % B respectivamente.

2.9.3 Modelación de los Tratamientos Térmicos por Elemento Finito.

La simulación tuvo como fin establecer los parámetros a controlar para obtener tiempos óptimos de tratamiento térmico en las condiciones seguidas por el fabricante. Para el modelado matemático se dispuso de un software comercial de elemento finito: ANSYS; el software fue utilizado para conocer los perfiles de temperatura en función del tiempo durante los tratamientos térmicos en la corona, obteniéndose como se mencionó los tiempos óptimos de tratamiento con el fin de minimizar los costos de operación. Se introdujeron al programa datos reales provenientes del fabricante, así como datos de la literatura^{7,12}, en el siguiente capítulo se detallan los parámetros utilizados en la modelación.

2.9.4 Pruebas Adicionales de Evaluación.

Después de vaciar la corona y someterla al tratamiento de temple al aire forzado y revenido a 250°C, se procedió al maquinado de la misma para asegurar dimensiones finales (Figura 40). Durante tal operación se observó la aparición de grietas longitudinales de tamaño considerable en la zona del cuñero (Figura 41), por lo que fue necesario realizar un análisis de falla de la misma. Del análisis de falla realizado surgieron puntos muy importantes para el desarrollo del proyecto que se tratan a detalle en la sección de resultados y análisis.

Como se mencionó se determinó el porcentaje de adición óptimo en las esferas; la geometría esférica se escogió debido a que es la que ofrece una razón de transferencia de calor más homogénea y por tanto un patrón de solidificación regular, la intención de colar esferas obedece a dos puntos: 1) determinar si el material colado presenta susceptibilidad a la formación de dendritas de longitud considerable, por tanto nocivas y 2) obtener datos de solidificación importantes para una segunda parte del proyecto en donde se realizará la simulación de la solidificación de la corona con un software especializado, lo cual no entra en los alcances del presente trabajo.

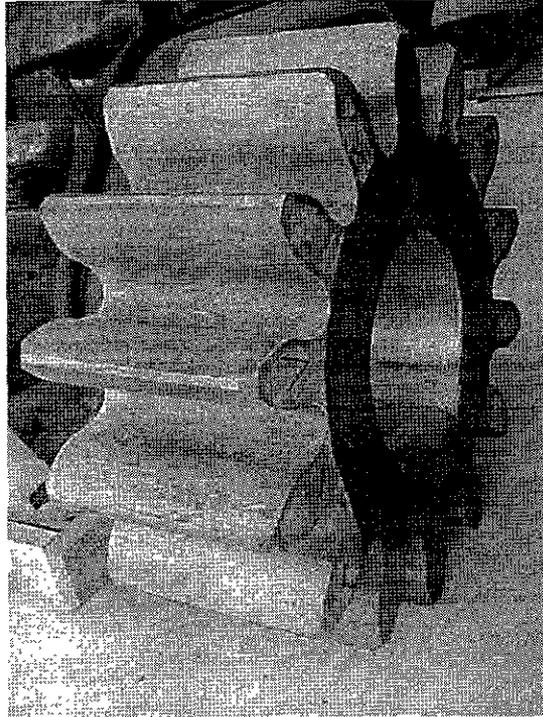


Figura 39. Corona de molino sin maquinado.

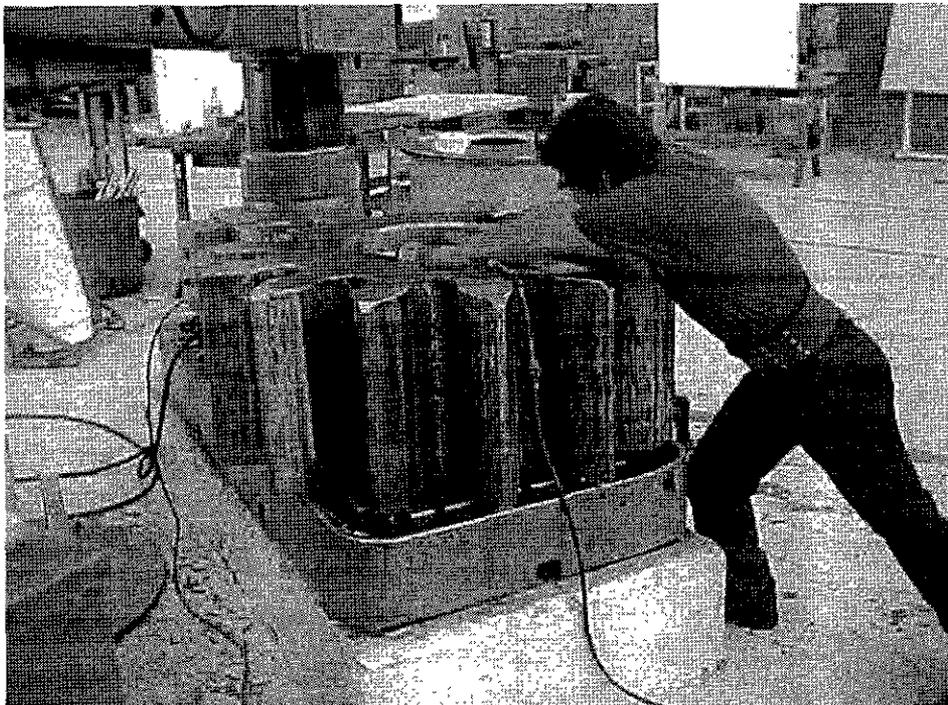


Figura 40. Maquinado de corona a dimensiones finales.

Junto con la corona se fabricó un anillo del mismo material previniendo cualquier tipo de prueba extraordinaria a realizar (figura 42). De este anillo se obtuvieron probetas para pruebas de compresión y dureza; tales pruebas se realizaron con la metodología comentada anteriormente y los resultados obtenidos y su discusión se presentan en la siguiente sección.

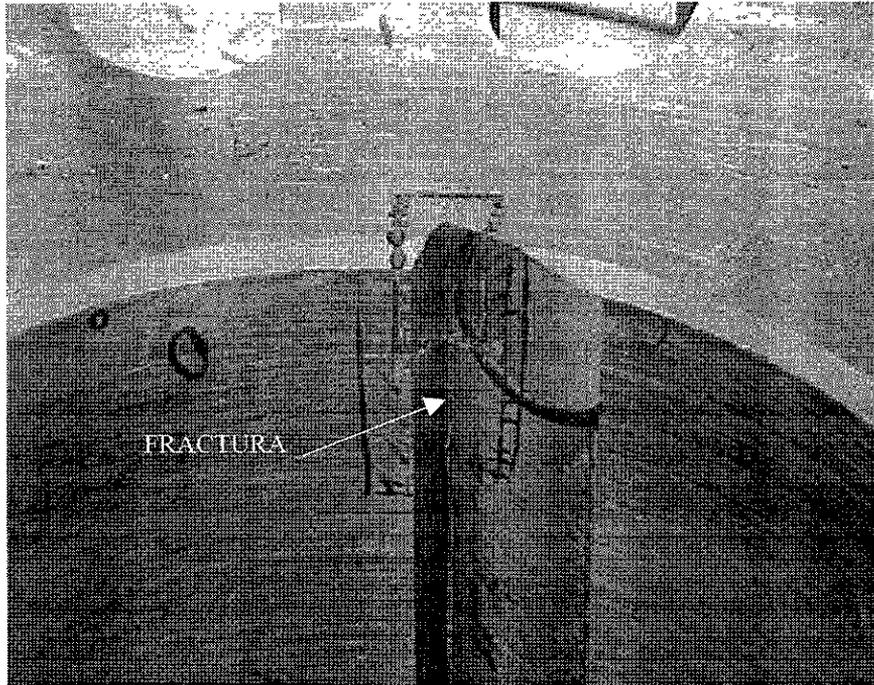


Figura 41. Fractura encontrada en la zona del cuñero durante el maquinado.

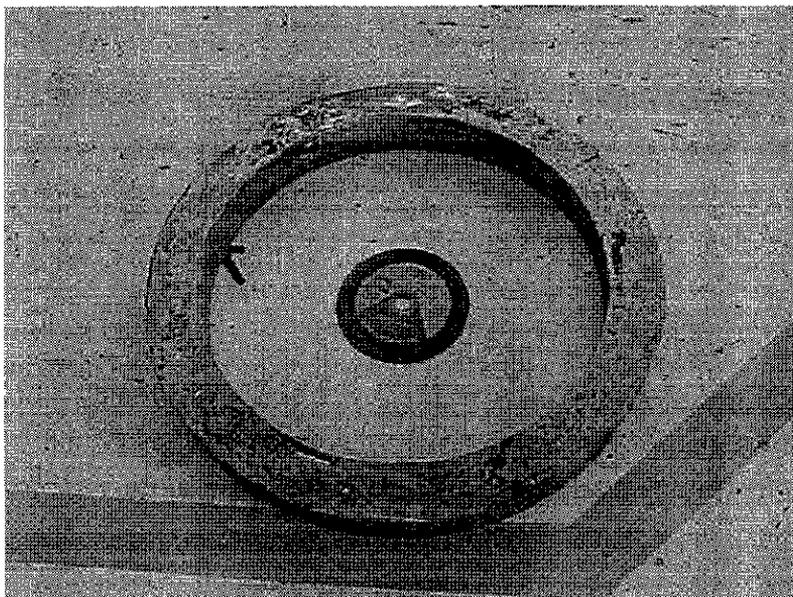


Figura 42. Anillo de acero 8620 colado junto con las coronas de molino.

Capítulo 3

Resultados y Discusión

3.1 Aleaciones en Condición de Colada.

Desde el punto de vista microestructural, los aceros estudiados en este proyecto no presentan diferencias notables entre sí cuando se encuentran en la condición de colada. Su microestructura es típicamente acicular con presencia de poros, precipitados y segregación (figuras 43 y 44). Los valores de dureza obtenidos muestran que las aleaciones de la serie B son ligeramente más duros que los de la serie A, hecho que se atribuye al mayor contenido de carbón.

Tabla 3.1 Resultados de Dureza.

Dureza Rockwell C Aceros 86XX en Condición de Colada								
Medición No.	ASVNi0.8	ASVNi1.2	AVNi0.8	AVNi1.2	BSVNi0.8	BSVNi1.2	BVNi0.8	BVNi1.2
1	25.7	24.8	21.9	18.2	22.2	26.4	31.6	25.9
2	28.3	27.8	24.5	25.6	27.8	27.2	31.5	27.3
3	26.4	26.4	25.2	21.8	29.8	27.2	28.4	27.2
4	24.8	28.5	24.4	25.7	29.2	27.8	31.3	26.7
5	24.2	26.6	25.7	24.4	29.3	22.3	31.0	26.2
6	24.8	26.3	23.8	23.8	29.2	27.2	28.8	26.1
7	23.5	25.5	23.4	24.7	35.5	27.2	28.9	26.5
8	24.7	26.7	23.7	25.5	32.2	24.8	28.0	27.9
Valor promedio	25.3	26.6	24.1	23.7	29.4	26.3	29.9	26.7
Desviación muestral	1.5	1.2	1.2	2.6	3.8	1.8	1.5	0.7

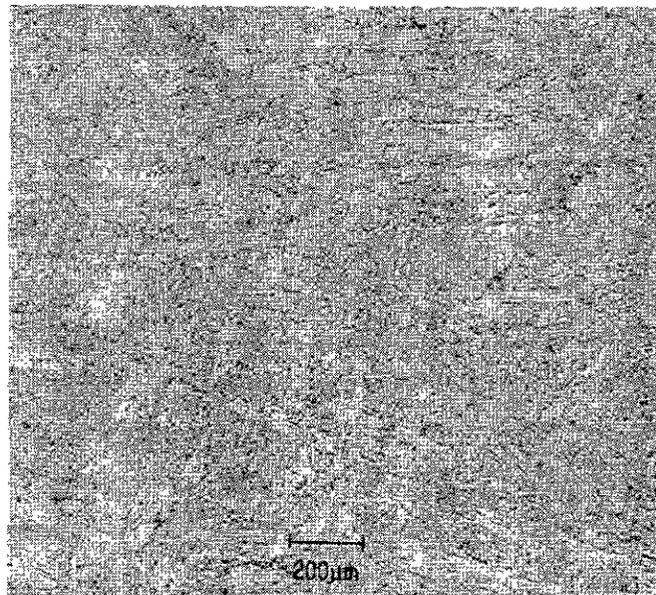


Fig. 43. Acero ASVNi0.8 en condición de colada. Ataque: Nital 3%. 200X.

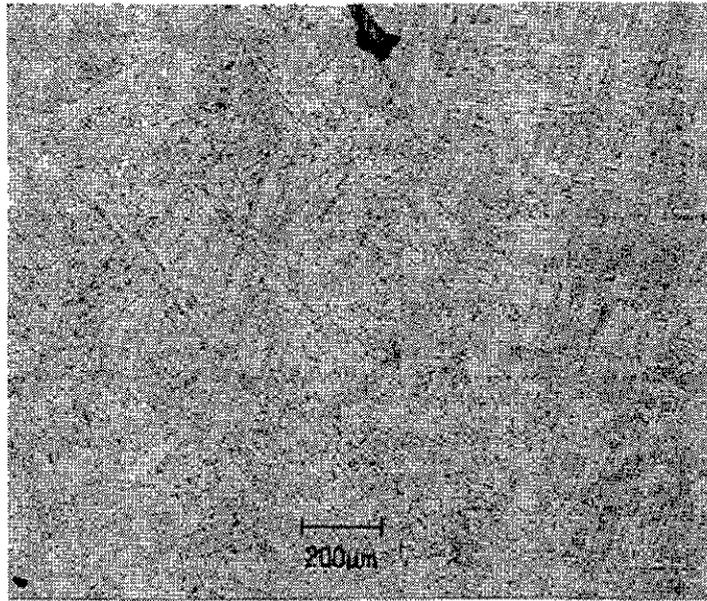


Fig. 44. Acero BSVNi0.8 en condición de colada. Ataque: Nital 3%. 200X.

3.2 Resultados de Templabilidad (Primera Selección de Materiales).

La primera parte de la selección de las aleaciones involucró la evaluación de la templabilidad, medida en probetas Jominy, de la que se descartaron todas las aleaciones de la serie B, debido a la gran profundidad de endurecimiento, encontrándose durezas alrededor de 48 HRC a una profundidad de una pulgada y mayores a 50 HRC en el extremo templado, figura 45. Lo anterior se atribuye al mayor contenido de carbón en estas aleaciones, aunque no se descarta algún efecto sinérgico con los demás elementos de aleación. En las aleaciones de la serie A, parece haber un efecto más evidente del níquel sobre el grado de endurecimiento obtenido, a mayor porcentaje de níquel mayor endurecimiento a niveles de profundidad similares. Este comportamiento no se observó en las aleaciones de la serie B. Puesto que fue del interés del proyecto desarrollar un material que pudiese endurecer por deformación plástica durante el trabajo y que mantuviese a la vez un núcleo tenaz, un endurecimiento excesivo de éste limitaría su uso.

En las probetas de templabilidad se observó la evolución de la microestructura, desde martensita en el extremo templado, hasta una estructura típica de normalizado, consistente de ferrita y perlita fina, en el extremo de sujeción, pasando por una estructura bainítica (figuras 46 a 48).

Figura 45. Resultados de Templabilidad.

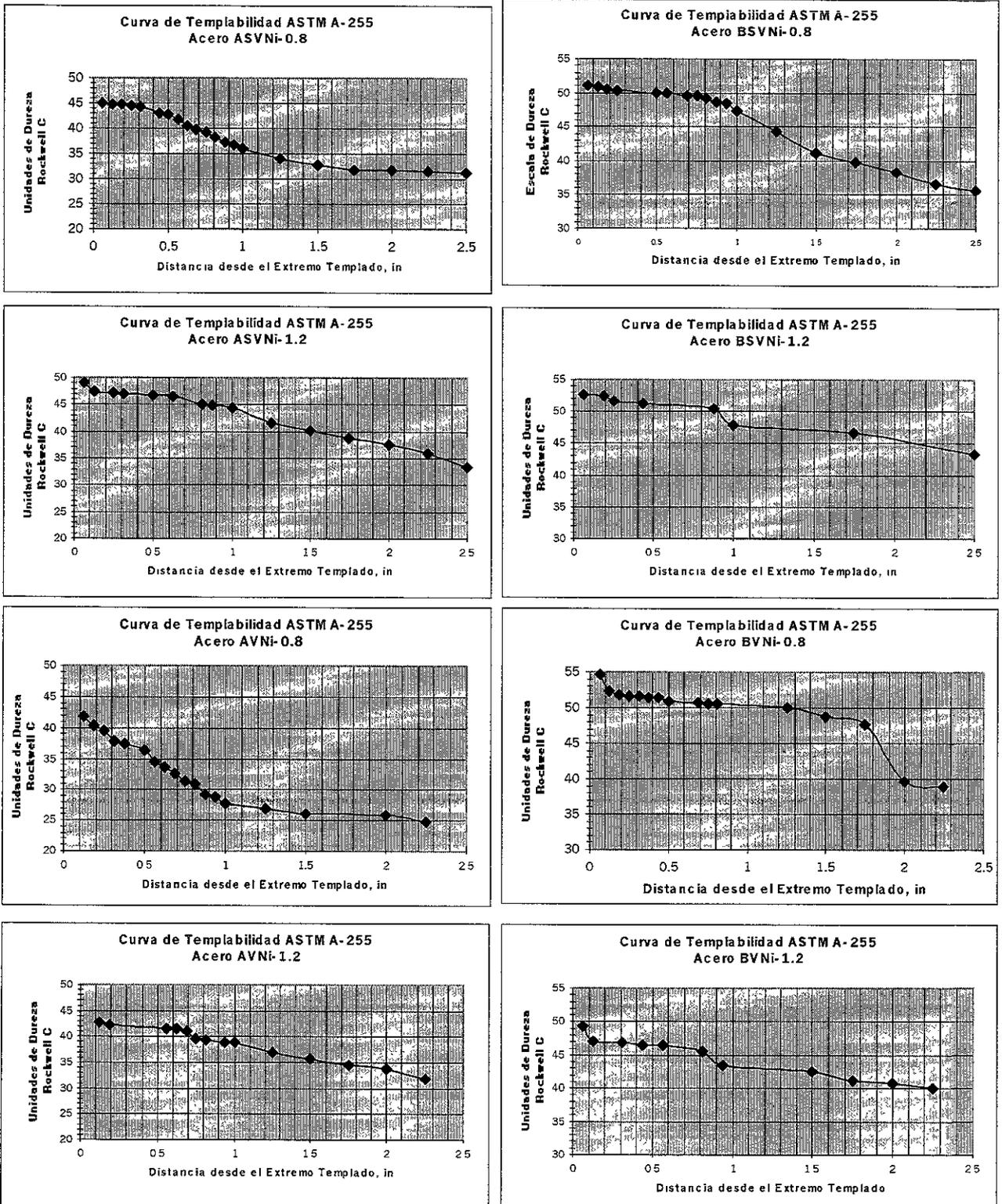




Figura 46 Acero ASVNi1.2. Extremo templado, probeta Jominy. Ataque: Nital 3%. 200X.

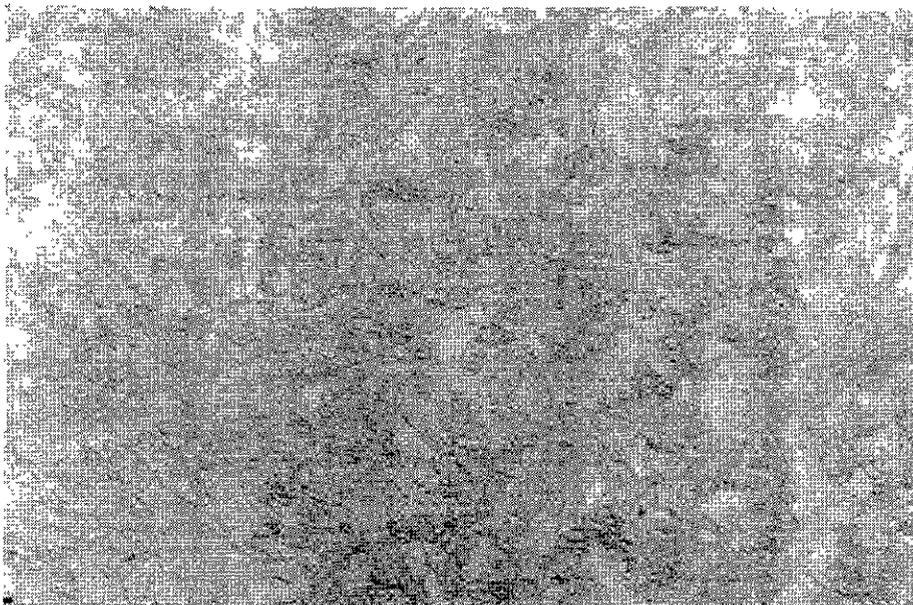


Figura 47. Acero ASVNi1.2. Sección media, probeta Jominy Ataque: Nital 3%. 200X.

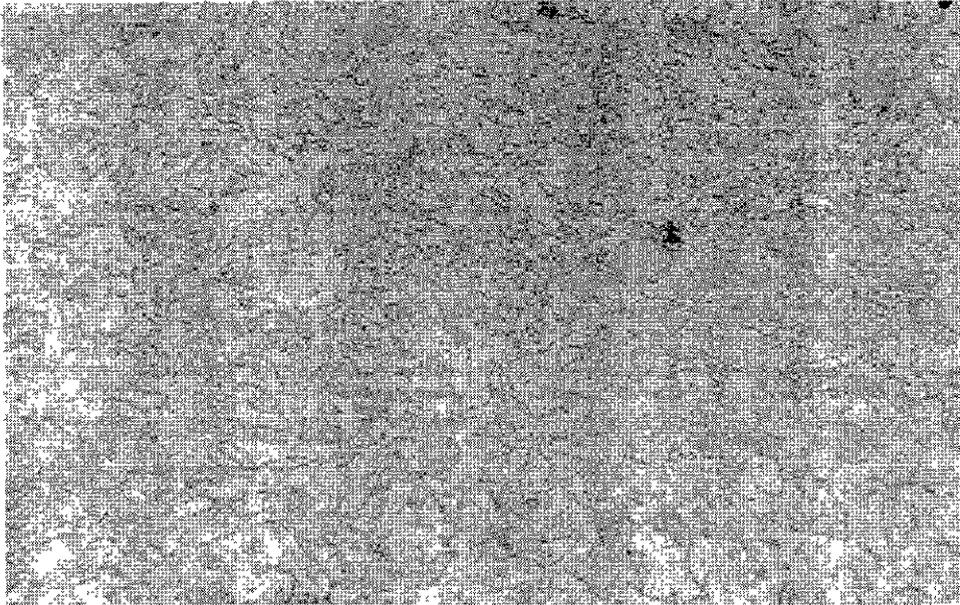


Figura 48. Acero ASVN1.2. Extremo opuesto al extremo templado, probeta Jominy. Ataque: Nital 3%. 200X.

3.3 Pruebas de Revenido.

Como se mencionó en los capítulos anteriores, las pruebas de revenido se utilizan para determinar el rango de temperatura al que un acero puede someterse a este tratamiento sin riesgo de fragilización. Este fenómeno, que se conoce como fragilización por revenido, se promueve por la precipitación masiva de carburos principalmente en los límites de grano durante el revenido.

El proceso de fragilización que se manifiesta como un incremento en la dureza, se da principalmente en aceros que contienen elementos que son fuertes formadores de carburos como el titanio, vanadio, cromo, molibdeno, niobio y tantalio; de los cuales algunos de ellos se encuentran en las aleaciones fabricadas. En el presente trabajo, el rango de fragilización fue inferido mediante una curva de dureza vs temperatura de revenido y se ubicó de 300 a 500°C. Por tanto, las temperaturas propuestas para los tratamientos térmicos de revenido fueron 150 y 250 °C. Las pruebas de revenido se realizaron en los aceros de la serie A y se muestra una curva representativa de los resultados obtenidos en los 4 aceros, figura 49.

En la evaluación de la fragilización por revenido se encontró una clara relación entre los valores de dureza y la microestructura. A bajas temperaturas de revenido (< 300 °C) no se observó

precipitación intergranular de carburos, mientras a 400 °C este fenómeno ocurrió extensivamente (ver figuras 50 a 52).

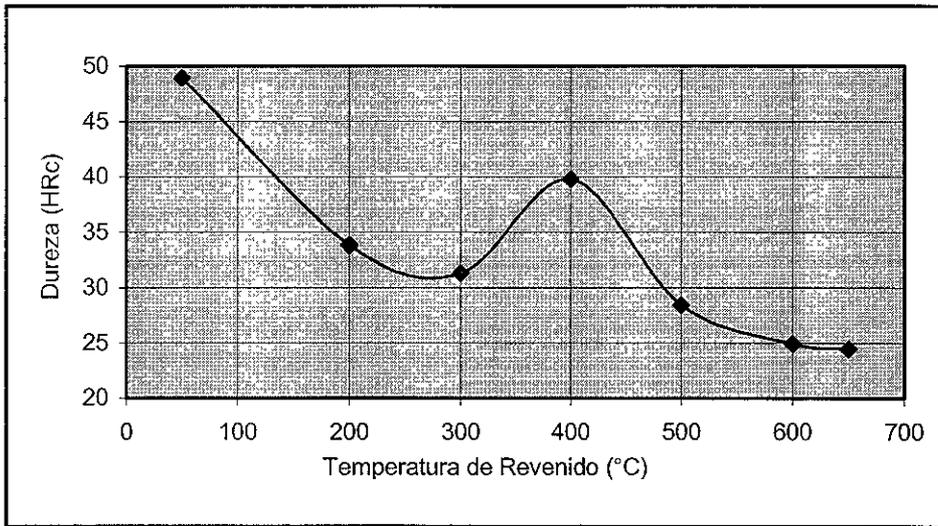


Figura 49. Dureza en función de la temperatura de revenido.

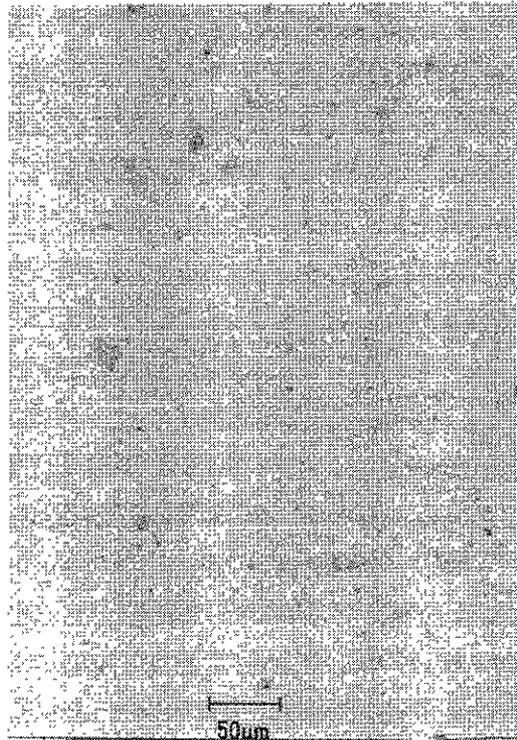


Figura 50. Acero ASVNi1.2. Revenido a 200°C. Ataque: Nital 3%. 200X.

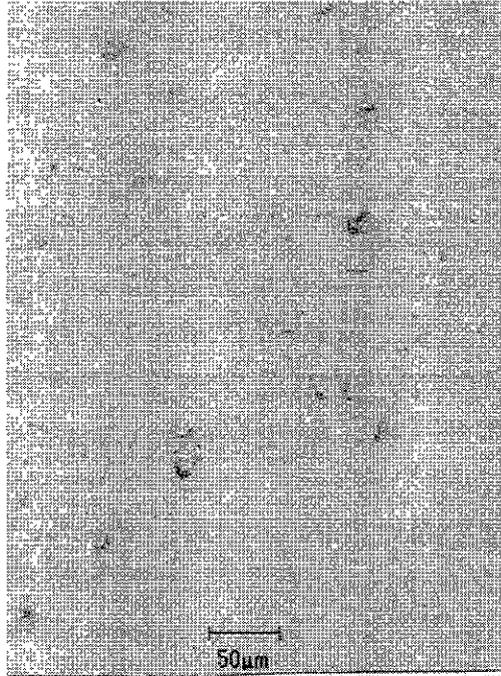


Figura 51. Acero ASVNi1.2. Revenido a 300°C. Ataque: Nital 3%. 200X

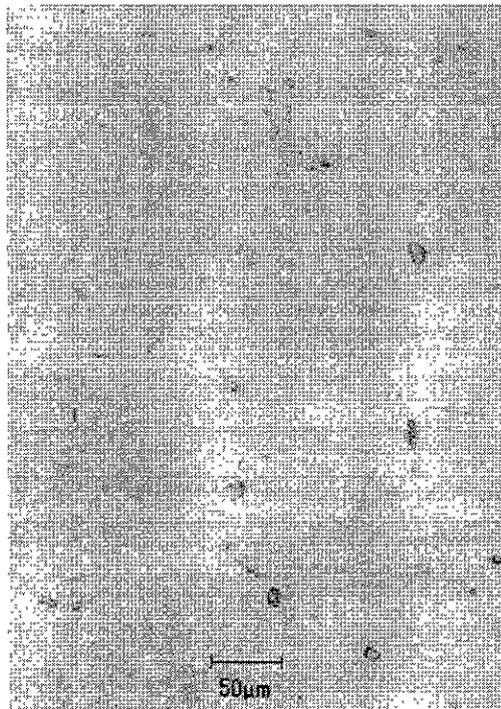


Figura 52. Acero ASVNi1.2. Revenido a 400°C. Nótese los precipitados intergranulares. Ataque: Nital 3%. 200X.

3.4 Evaluación de Propiedades Mecánicas (Segunda Selección de Materiales).

La segunda etapa de evaluación se realizó siguiendo la matriz resultante del diseño experimental que involucra tres factores en dos niveles. Las tablas 3.2, 3.3 y 3.4, muestran las respuestas obtenidas utilizando los modelos de regresión que resultaron del análisis de varianza. De este análisis se seleccionó la aleación **ASVNi0.8**, la que mostró en condición de tratamiento térmico, el mayor porcentaje de alargamiento y valores de resistencia y esfuerzo de cedencia en tensión por encima del 80% de los valores máximos observados en todas las aleaciones de la serie A. Resultados similares fueron observados para el límite de cedencia en compresión. Es importante resaltar que los valores de dureza de esta aleación fueron muy cercanos a los especificados en la propuesta de este proyecto (250 BHN inicial).

Tabla 3.2 Resultados de las Pruebas de Tensión.

Factor			Colada vs Temple			Temple vs Revenido 1			Temple vs Revenido 2			Revenido 1 vs Revenido 2		
Ni	V	TT	YS(MPa)	TS(Mpa)	% Al	YS (MPa)	TS (MPa)	% Al	YS (MPa)	TS (MPa)	% Al	YS (MPa)	TS (MPa)	% Al
-1	-1	-1	721.3	781.9	3.1	705.1	793.3	2.5	704.5	793.6	2.4	741.8	846.9	7.3
1	-1	-1	713.3	786.9	3.1	712.1	833.3	4.0	711.5	833.6	3.9	722.8	882.9	4.3
-1	1	-1	888.8	978.9	1.1	762.1	880.3	6.0	761.5	880.6	5.9	759.3	859.4	6.8
1	1	-1	727.8	794.4	3.1	830.2	902.3	2.0	829.5	902.6	1.9	867.8	949.9	4.3
-1	-1	1	708.3	796.6	2.6	751.1	858.3	7.5	815.0	932.1	7.9	806.3	920.4	7.8
1	-1	1	715.3	836.9	4.1	732.1	894.3	4.5	881.5	996.6	5.4	872.8	984.9	5.3
-1	1	1	765.3	883.9	6.1	768.6	870.3	7.0	781.5	895.6	5.4	772.8	883.9	5.3
1	1	1	833.3	905.9	2.1	877.1	961.3	4.5	934.0	1012.1	6.4	925.3	1000.4	6.3
Porcentaje														
del valor			7.97	81.4	43.2	85.6	89.3	100.0	87.3	92.1	100.0	87.1	92.0	100.0
máximo														

Tabla 3.3 Esfuerzo de Cedencia en Compresión.

Factor			Colada vs Temple	Temple vs Revenido 1	Temple vs Revenido 2	Revenido 1 vs Revenido 2
Ni	V	TT	YS (Mpa)	YS (Mpa)	YS (MPa)	YS (MPa)
-1	-1	-1	719.3	700.0	685.3	651.8
1	-1	-1	751.3	806.0	791.3	815.8
-1	1	-1	761.3	648.0	633.3	637.8
1	1	-1	793.3	804.0	789.3	787.8
-1	-1	1	689.3	670.0	683.3	679.8
1	-1	1	795.3	834.0	871.3	867.8
-1	1	1	637.3	656.0	663.3	659.8
1	1	1	793.3	806.0	835.3	831.8
% valor máx			86.7	80.3	78.4	78.3

Tabla 3.4. Efecto de los factores sobre la dureza.

Factor			Colada vs Temple	Temple vs Revenido 1	Temple vs Revenido 2	Revenido 1 vs Revenido 2
Ni	V	TT	HRc	HRc	HRc	HRc
-1	-1	-1	25.7	21.7	21.5	22.9
1	-1	-1	26.5	26.4	26.2	26.5
-1	1	-1	24.0	21.0	20.8	24.1
1	1	-1	24.4	25.4	25.3	25.6
-1	-1	1	21.4	22.8	24.0	24.2
1	-1	1	26.1	26.4	26.2	26.4
-1	1	1	20.7	24.0	20.5	20.8
1	1	1	25.2	25.5	24.4	24.7
Porcentaje						
del valor			80.9	86.3	91.4	91.3
máximo						

YS = esfuerzo de cedencia, Mpa	
TS = resistencia a la tensión, Mpa	
%Al = % de alargamiento	
negritas	Aleación recomendada
	Valor máximo

No obstante que los valores de alargamiento de la aleación ASVNi0.8 fueron mayores que los de las demás aleaciones, éstos no se pueden considerar como aceptables para la aplicación especificada. Este resultado se atribuye al tamaño de grano obtenido, que fue de entre 10 y 11 número ASTM, y a las inclusiones y porosidad encontradas. Por lo tanto se procedió a dar un tratamiento térmico de recocido (950°C) previo al temple y revenido para disolver los precipitados, homogeneizar la aleación y promover el crecimiento de grano. Con la finalidad de establecer el tiempo óptimo de recocido, se realizó un análisis metalográfico y de medición de dureza en muestras tratadas a diferentes tiempos, encontrándose que después de tres horas de recocido el tamaño estaba entre 7 y 8 número ASTM y no aumentaba a tiempos mayores. Por otra parte, se observó que la dureza se mantuvo alrededor de 95 HRb cuando el tiempo de recocido fue de entre 2 y 4 horas, y tendía a disminuir después de las 5 horas de tratamiento, figura 53.

El análisis metalográfico de la aleación ASVNi0.8, después de temple al aire forzado y revenido a 250 °C, reveló una estructura ferrítica acicular con una precipitación abundante de carburos (figura 54), además de segregación, lo que posiblemente también influyó sobre los valores

tan bajos de alargamiento. En cambio, el mismo material después de haber sido recocido a 950 °C, mostró una estructura homogénea de granos regulares de ferrita y perlita (figura 55), la que al templar y revenir condujo a la obtención de una estructura ferrítico-perlítica (cercana a la bainítica) pero sin precipitación importante de carburos intergranulares (figura 56).

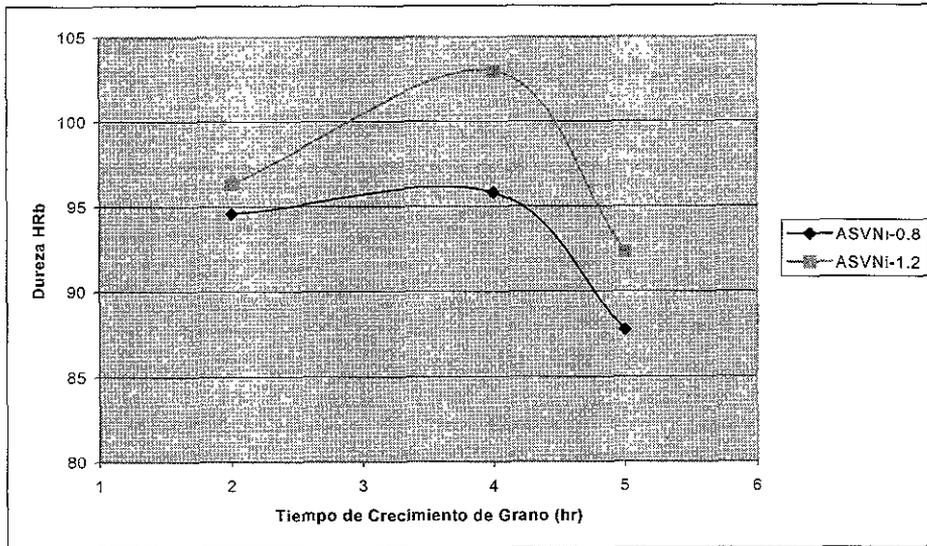


Figura 53. Variación de la dureza en función del tiempo de recocido a 950 °C.

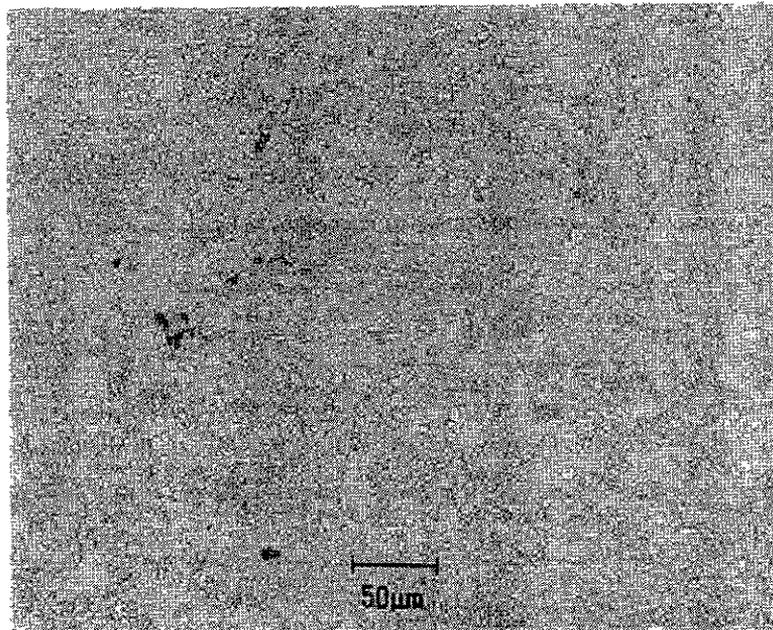


Figura 54. Acero ASVNi0.8 después de temple y revenido a 250 °C. Nótese la precipitación de carburos.

Ataque: Nital 3%. 200 X.

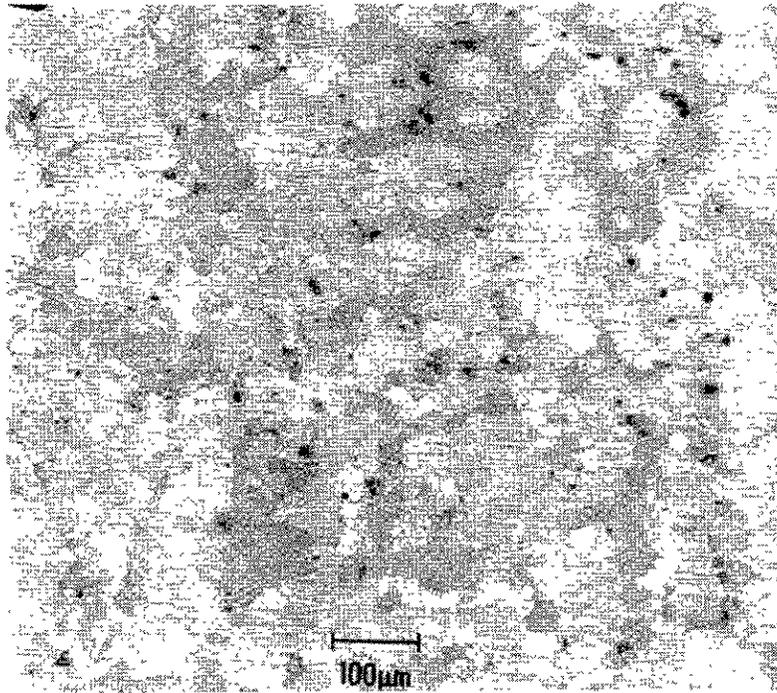


Figura 55. Acero ASVNí0.8 después de 3 horas de recocido a 950 °C. Ataque: Nital 3%. 200 X.

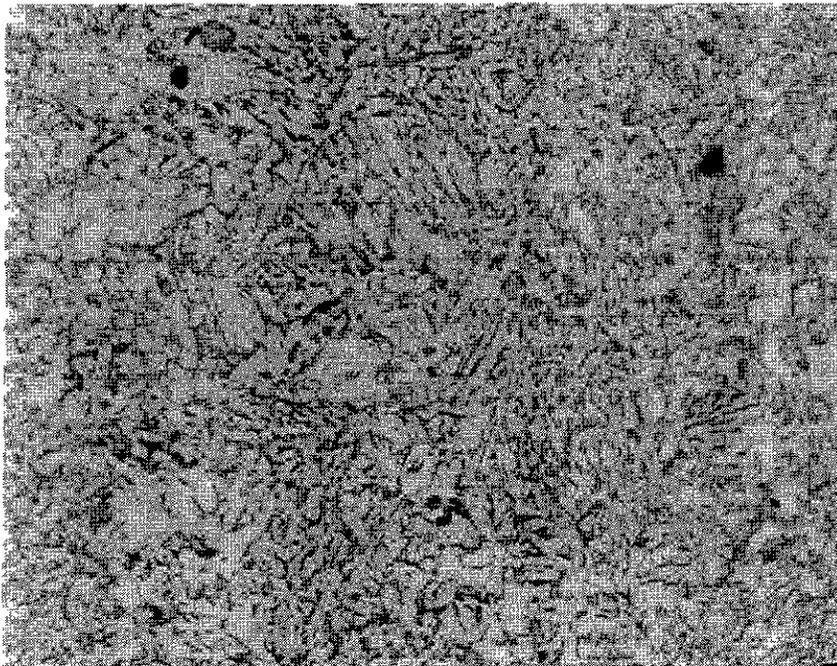


Figura 56. Igual que la figura anterior pero después de temple y revenido. Ataque: Nital 3%. 200 X.

3.5 Endurecimiento por Deformación Plástica en Compresión.

Una vez que se promovió el crecimiento de grano con el tratamiento de recocido sobre la aleación ASVNi0.8, se realizó el tratamiento térmico de temple y revenido en las probetas que se utilizarían para evaluar la capacidad de endurecimiento por deformación. En la figura 57 se observa que la dureza de ésta aleación previa a la deformación es de sólo 22 HRc y, que un 13% de deformación la incrementa hasta 38 HRc (~ 360 HBN), valores que están encima de lo especificado en los objetivos del proyecto.

El valor de la dureza inicial de 22 HRc es muy cercano al que mostró esta aleación con temple y temple-revenido a 250 °C sin recocido, pero al comparar las microestructuras correspondientes (figuras 54 y 56), se puede establecer que el tratamiento de recocido promueve la disolución de los carburos y que durante el revenido el endurecimiento de la matriz se da por solución sólida y la formación de una estructura ferrítico-perlítica muy fina (muy probablemente bainita), y no por la precipitación extensiva de carburos como en el caso de la aleación sin recocido. Al analizar la microestructura de la aleación ASVNi-0.8 en la condición de colada (figura 43), se observa en los límites de las agujas de ferrita la presencia de carburos, los que invariablemente se forman en el proceso de solidificación y que sufren crecimiento durante la austenización. Comparando entonces las dos condiciones de tratamiento térmico, esto es con y sin recocido, se puede inferir que dos tratamientos diferentes pueden conducir a un mismo valor de dureza, pero no necesariamente a una resistencia y ductilidad similares. Otro factor que se considera de gran importancia en el comportamiento plástico de un acero, es el tamaño de grano, el cual limita la ductilidad cuando es pequeño puesto que el tamaño de la zona para deslizamiento de dislocaciones es pequeño. De lo expuesto anteriormente, se puede establecer que el incremento en la ductilidad y el esfuerzo de cedencia de la aleación propuesta, con los tratamientos térmicos de recocido + temple + revenido a 250°C, en comparación con aquella con temple + revenido a 250°C (figuras 57 y 58), se atribuye al tamaño de grano más grande, al endurecimiento más eficiente de la matriz por el mecanismo de solución sólida y a la formación de una estructura ferrítico-perlítica fina durante el temple.

La generación de diferentes grados de deformación plástica por compresión, sobre la aleación ASVNi0.8, no produjo cambios apreciables en la microestructura excepto por una delineación más notoria de los límites de grano (figuras 59 y 60).

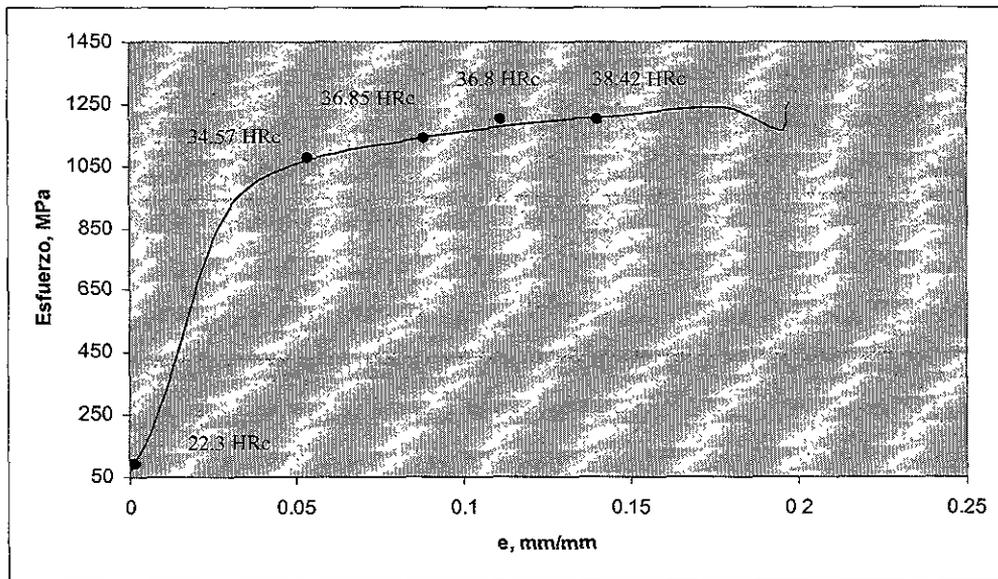


Figura 57. Prueba de endurecimiento por deformación en compresión de la aleación ASVNi0.8 después de recocido + temple + revenido a 250 °C.

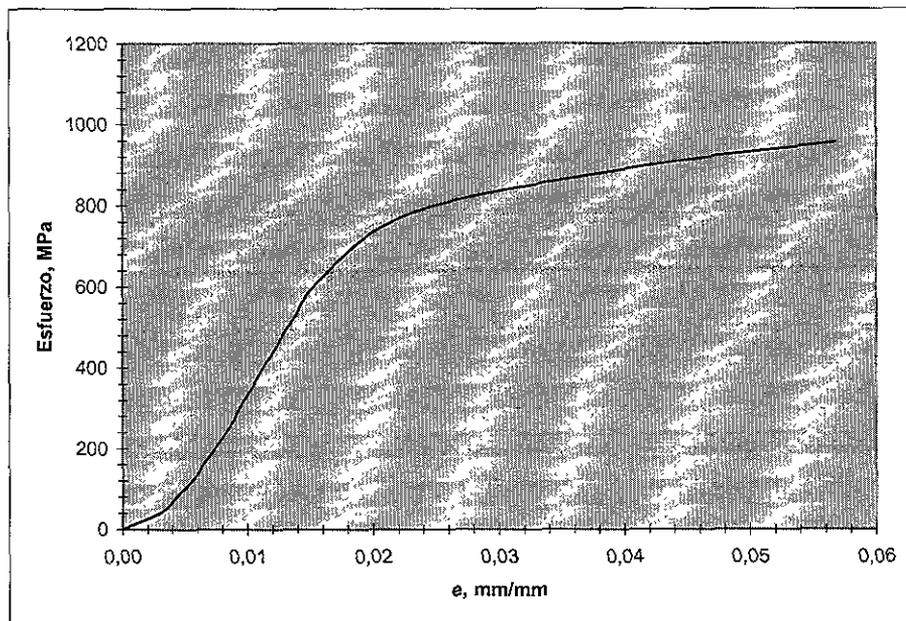


Figura 58. Pruebas de compresión de la aleación ASVNi0.8 después de temple + revenido a 250 °C. (Sin recocido)

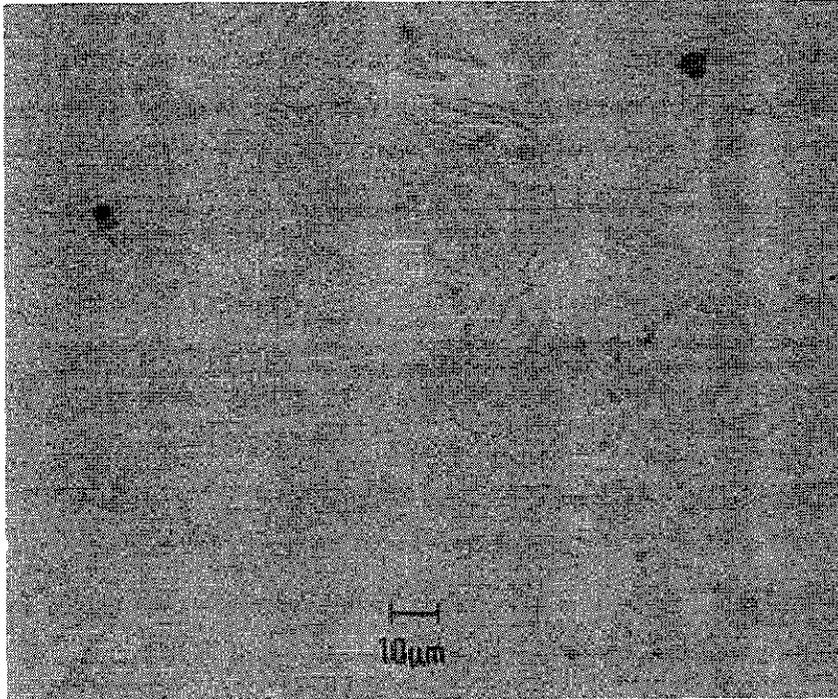


Figura 59. Acero ASVNí0.8 con 9 % de deformación en compresión. Ataque: Nital 3%. 200 X.

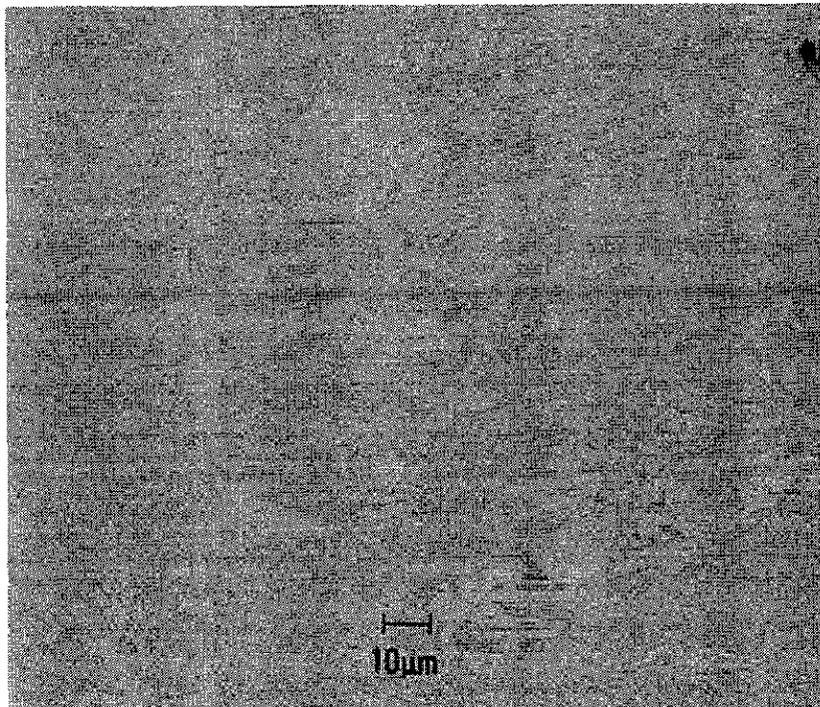


Figura 60. Acero ASVNí0.8 con 13 % de deformación en compresión. Ataque: Nital 3%. 200 X.

3.6 Crecimiento de Grietas por Fatiga.

La evaluación del crecimiento de grietas por fatiga permite comparar el comportamiento de un material o de diversos materiales bajo diferentes condiciones microestructurales sometidos a condiciones de prueba similares. En este caso se comparó la aleación seleccionada contra sí misma en condición de colada y con tratamiento térmico (recocido + temple al aire forzado + revenido a 250°C). Las condiciones de prueba establecidas contemplaron simular lo más cercano posible a la realidad las condiciones de operación de la corona de molino, para lograr tal fin se utilizaron las cargas de operación reales en la raíz de los dientes; ya que es la zona donde se tiene la mayor concentración de esfuerzos y donde se presentan por lo regular el inicio de las fallas en las coronas. Bajo esas condiciones se establecieron las dimensiones de la pregrieta, frecuencia y carga de operación y dimensiones de probeta (tabla 3.5). Las figuras 61 y 62 muestran un esquema de los aditamentos utilizados y un detalle de las probetas en el momento de la prueba respectivamente.

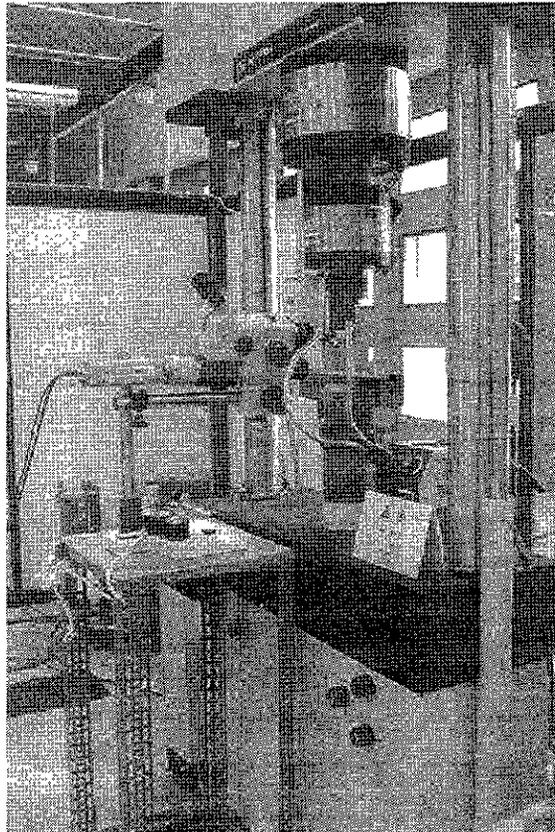


Figura 61. Instrumentación utilizada en la máquina Instron durante las pruebas de fatiga.

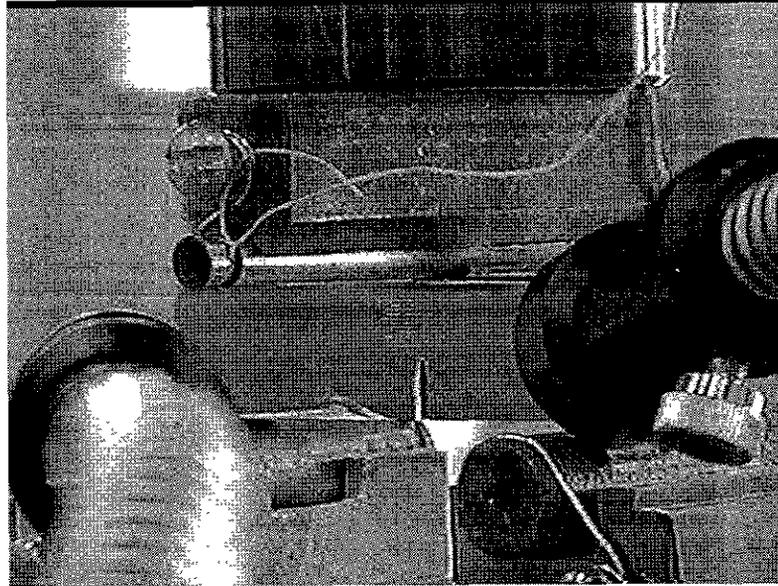


Figura 62. Detalle de la prueba de crecimiento de grietas por fatiga.

Básicamente, esta aleación presenta una velocidad de crecimiento de grieta menor cuando se trata térmicamente, siendo aproximadamente 4 veces más baja que la encontrada en condición de colada, según se observa en las pendientes de la curva da/dN vs $\log \Delta K$ en la figura 63. Esta diferencia se atribuye a las características microestructurales de la aleación en condición de colada: Estructura heterogénea, alta segregación, impurezas y carburos en la matriz.

Tabla 3.5. Dimensiones de probetas y condiciones de prueba.

Dimensiones Finales de Probetas			
Muestra	a (cm)	B (cm)	W (cm)
ASVNi-0.8 (1)	0.6995	0.7937	1.5870
ASVNi-0.8 (2)	0.6915	0.7867	1.5863
ASVNi-0.8 (3)	0.6955	0.7920	1.5867
ASVNi-0.8 (Colada)	0.6860	0.7957	1.5880
Condiciones de Prueba			
Frecuencia: 5 Hz			
Precarga mínima. $P_0 = 60$ Kg			
$\Delta K_0 = 18-20$ $\text{Mpa}\sqrt{\text{m}}$			

Tabla 3.6. Resultados de fatiga para el acero con temple y revenido y en condición de colada.

ASVNi-0.8 (1)		
Número de Ciclos	Longitud de grieta, a (cm)	K (MPa \sqrt{m})
0	0.7912	29.62
9850	0.8412	33.09
14380	0.8912	36.57
18200	0.9412	41.05
20930	0.9912	46.46
22770	1.0412	53.12
24500	1.0912	61.48
24900	1.1412	72.23
$\Delta K_0 = 20 \text{ MPa}\sqrt{m}$, Pf = 262 Kg, $\Delta P = 200 \text{ Kg}$		$K_{IC} = 53.1 \text{ MPa}\sqrt{m}$
ASVNi-0.8 (3)		
16500	0.80360	25.1
24710	0.83200	26.6
28758	0.85362	27.85
31420	0.87524	29.18
34750	0.90024	30.85
38090	0.92524	32.68
41210	0.95024	34.68
44860	1.00024	39.32
46260	1.02524	42.03
48060	1.05024	45.05
48870	1.07524	48.44
49710	1.10024	52.27
50260	1.15024	61.61
50465	1.17524	67.36
$\Delta K_0 = 18 \text{ MPa}\sqrt{m}$, Pf = 247 Kg, $\Delta P = 187 \text{ Kg}$		$K_{IC} = 59.5 \text{ MPa}\sqrt{m}$
ASVNi-0.8 (Colada)		
0	0.7405	23.36
8550	0.7905	25.74
11800	0.8405	28.51
12740	0.8905	31.77
13380	0.9405	35.65
13600	0.9905	40.34
$\Delta K_0 = 18 \text{ MPa}\sqrt{m}$, Pf = 262 Kg, $\Delta P = 202 \text{ Kg}$		$K_{IC} = -- \text{ MPa}\sqrt{m}$

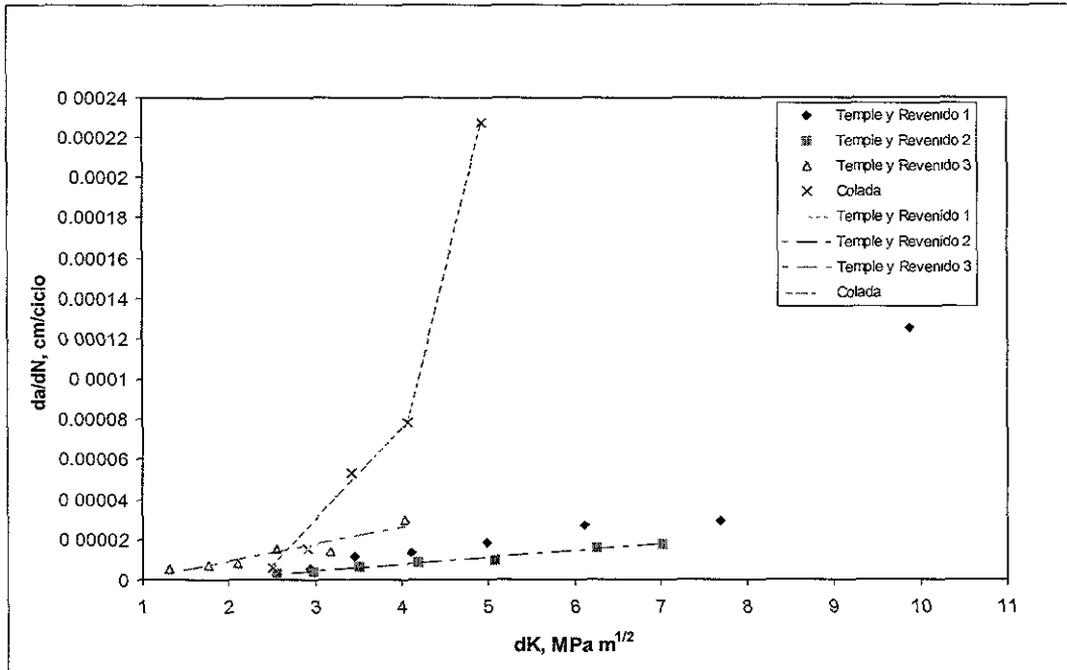


Figura 63. Gráfica da/dN vs ΔK , acero ASVNí0.8.

El factor de concentración de esfuerzos crítico (K_{IC}) se calculó a partir del tamaño de la grieta cuando el modo de falla cambió a sobrecarga. Se obtuvieron dos valores de K_{IC} para el acero en la condición de recocido, temple y revenido a 250°C. Los valores obtenidos (tabla 3.6) corresponden a los registrados en la literatura para hierros maleables^(ASM Vol. 1), y se encuentran por debajo de los reportados para un acero 8630. Lo anterior se puede justificar por dos factores: La presencia importante de porosidad en el material provocada por el uso de chatarra muy oxidada en la fabricación de las primeras coladas de donde se fabricaron las probetas y, a la pobre ductilidad observada en el material producto de un tratamiento térmico de revenido insuficiente y un tamaño de grano pequeño. En el caso de la condición de colada no fue posible determinar el K_{IC} ya que no se observó algún cambio en el modo de fractura.

Una inspección en el estereoscopio de las muestras en condición de colada, reveló una superficie de fractura completamente frágil; mientras que en el caso de las probetas con tratamiento térmico se observa una transición entre la superficie fatigada y la expuesta a sobrecarga, figura 64. Observando más a detalle las superficies de fractura en SEM se observa, en el caso de la condición de colada un modo de fractura transgranular frágil por la presencia importante de clivaje (figura 65). Se observa la formación de planos de clivaje en los límites de grano de ángulo bajo, con la subsecuente ramificación de las fracturas en los cambios de dirección de los planos.

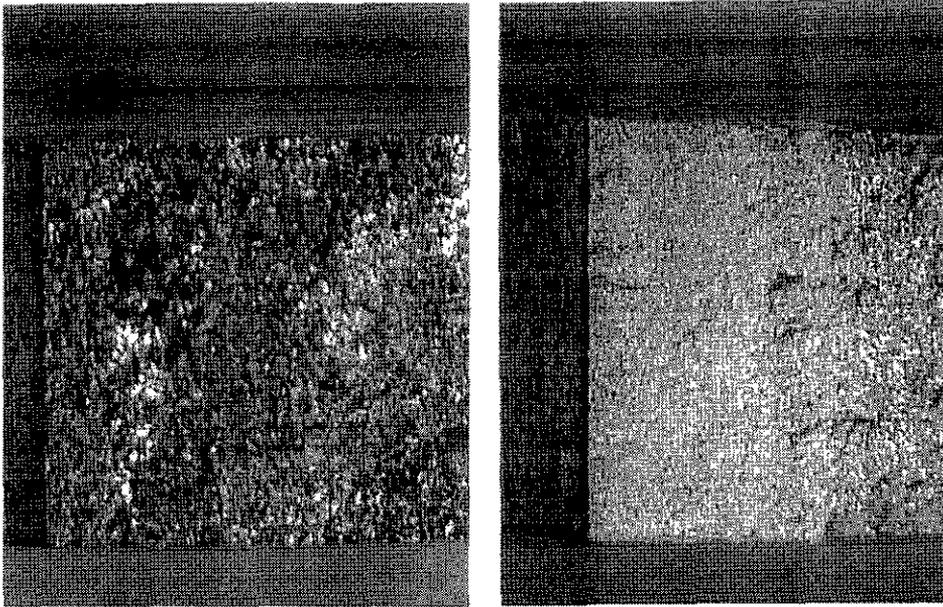


Figura 64. Superficie de fractura en fatiga. Izquierda colada, derecha con tratamiento.

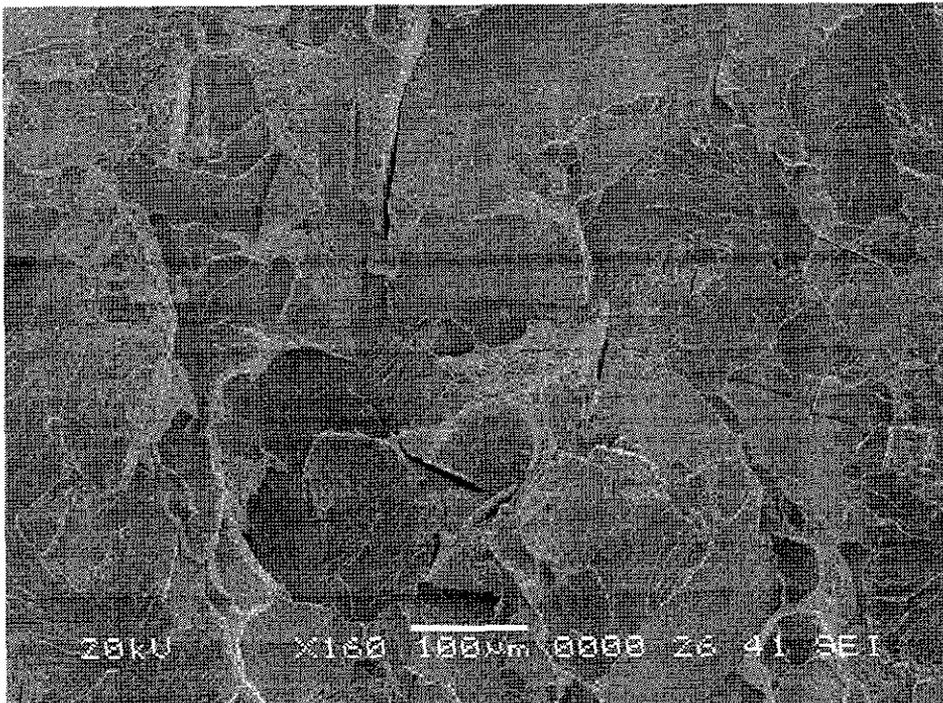


Figura 65. Clivaje en fractura transgranular. SEM. Muestra en condición de colada.

En el caso del material tratado se observó una transición morfológica, por una parte se tiene que la superficie que corresponde a la condición de fatiga presenta una apariencia frágil aunque se hallaron zonas dúctiles muy pequeñas; además no fue posible encontrar evidencia de estrías o etapas de crecimiento de grieta (figura 66); por otra parte, en el extremo opuesto se observó desgarramiento del material por sobrecarga. La falta de estrías que denotan a la fatiga se puede atribuir a la falta de ductilidad que la aleación presenta aún en la condición de tratamiento térmico, este dato corresponde a los bajos porcentajes de alargamiento reportados en las pruebas de tensión.

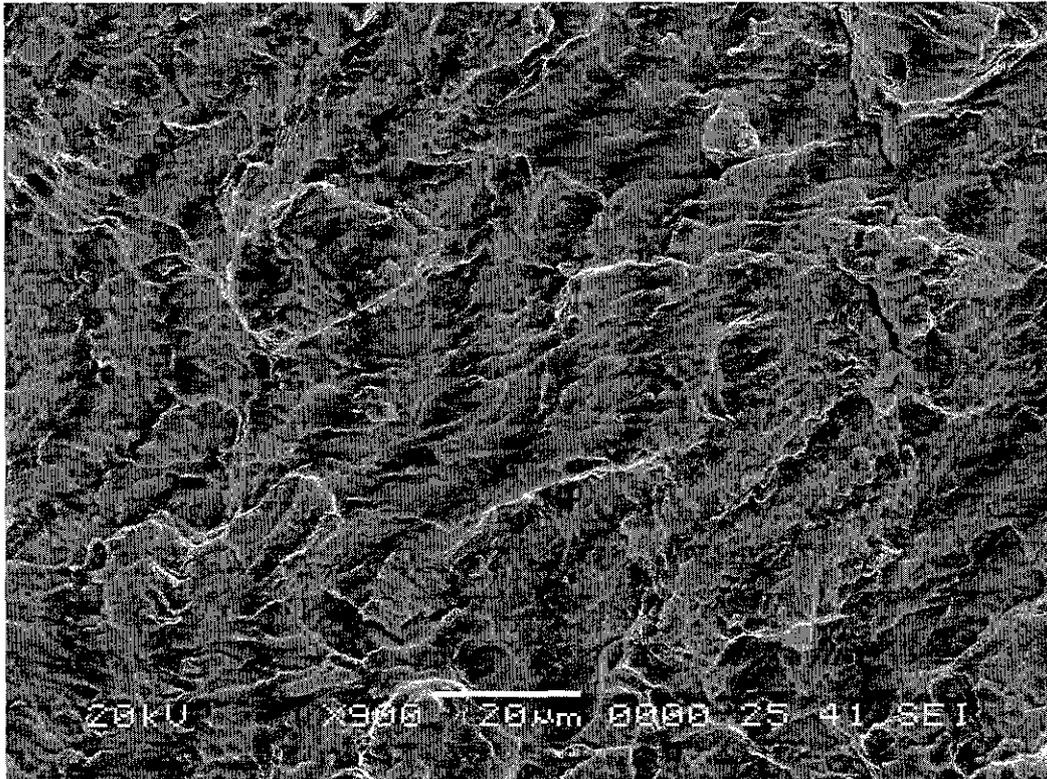


Figura 66. Fractura frágil-dúctil SEM. Acero con temple y revenido a 250°C.

El comportamiento predominantemente frágil de la aleación justifica los bajos valores obtenidos para el factor de intensidad de esfuerzos crítico. Además un factor importante en el registro bajo de este valor, es sin duda el grado de porosidad detectado en el material fabricado en una primera etapa.

3.7 Pruebas Adicionales de Evaluación.

3.7.1 Análisis de Falla en Corona.

Como se mencionó en el desarrollo experimental, durante el maquinado de la corona se presentó en la zona del cuñero una grieta longitudinal con crecimiento en sentido radial; cabe mencionar que previamente se realizó ultrasonido en la pieza y no se encontró evidencia de cavidades importantes en el interior. Debido a lo anterior fue necesario realizar un análisis de falla, del cual surgieron hechos muy importantes en el desarrollo del presente trabajo. La falla se estudió por microscopía de barrido (SEM) con ayuda de un microscopio Philips Modelo XL40 FEG del Laboratorio de Metalografía y Análisis Químico del CIDESI.

La superficie estudiada mostró diversos patrones de fractura predominando el modo frágil con zonas con deformación plástica según se observa en la figura 67. La estructura presentó en zonas aisladas características propias del clivaje como las marcas de río y estructuras en forma de lengua, además existen amplias zonas con deformación plástica.

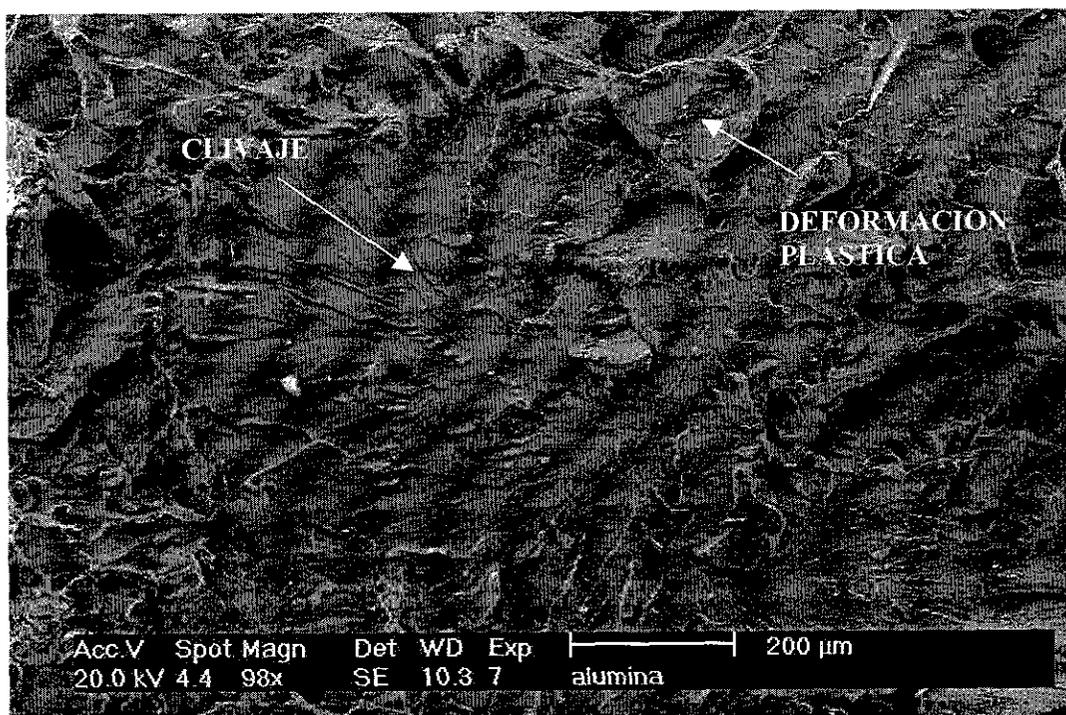


Figura 67. Superficie de fractura presentando características de cuasiclivaje.

Se encontró además evidencia de cantidades importantes de inclusiones de sulfuro de manganeso (MnS) con diferentes morfologías según se muestra en las figuras 68 y 69. Se hallaron partículas de morfología esférica así como de tipo alargado, las cuales se observaron fueron responsables de la coalescencia de microporos en algunas zonas de la fractura (figura 69).

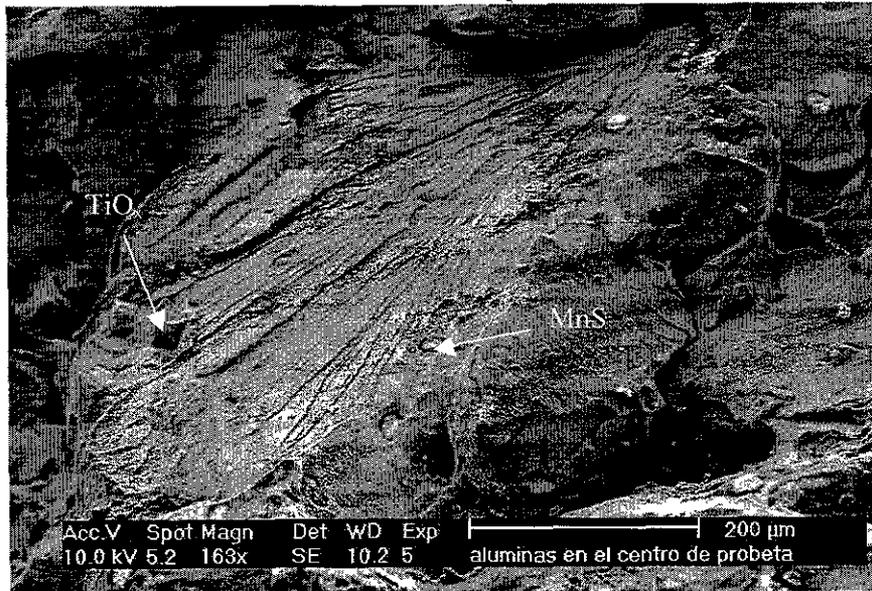


Figura 68. Partículas de MnS, y TiO₂.

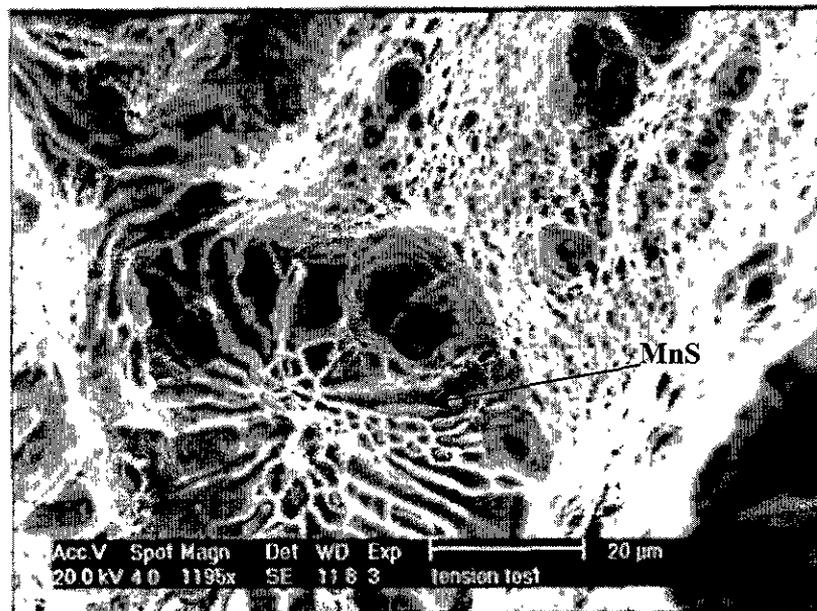


Figura 69. Partículas alargadas de sulfuro de manganeso.

El análisis superficial mostró también gran cantidad de partículas de TiO_x , las cuales presentan características muy angulosas. Estas partículas se encontraron sobre trayectorias de fractura en bordes laterales, así como sobre las superficies estudiadas (figuras 70 y 71).

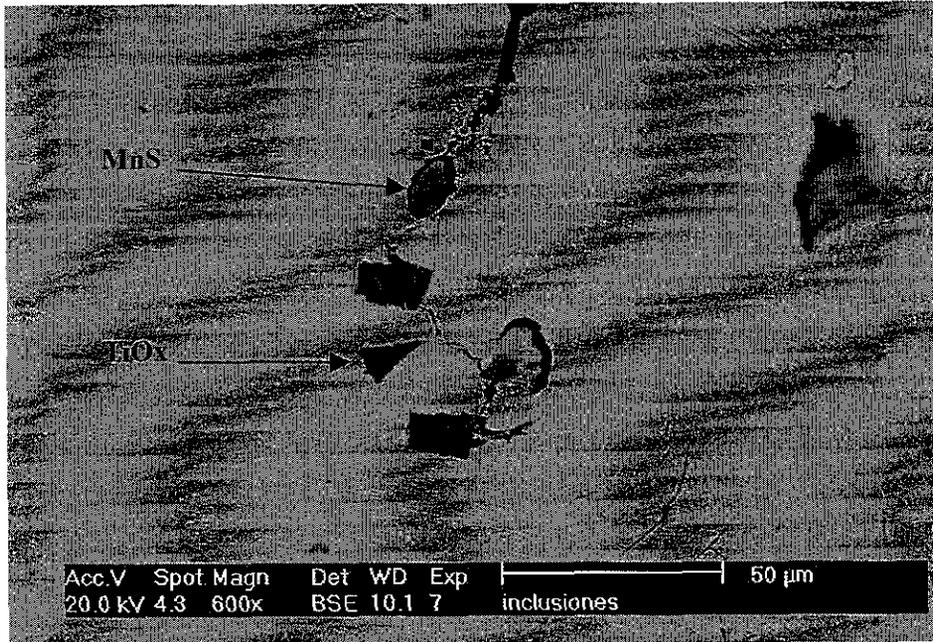


Figura 70. Partícula de TiO_x y MnS en superficie lateral

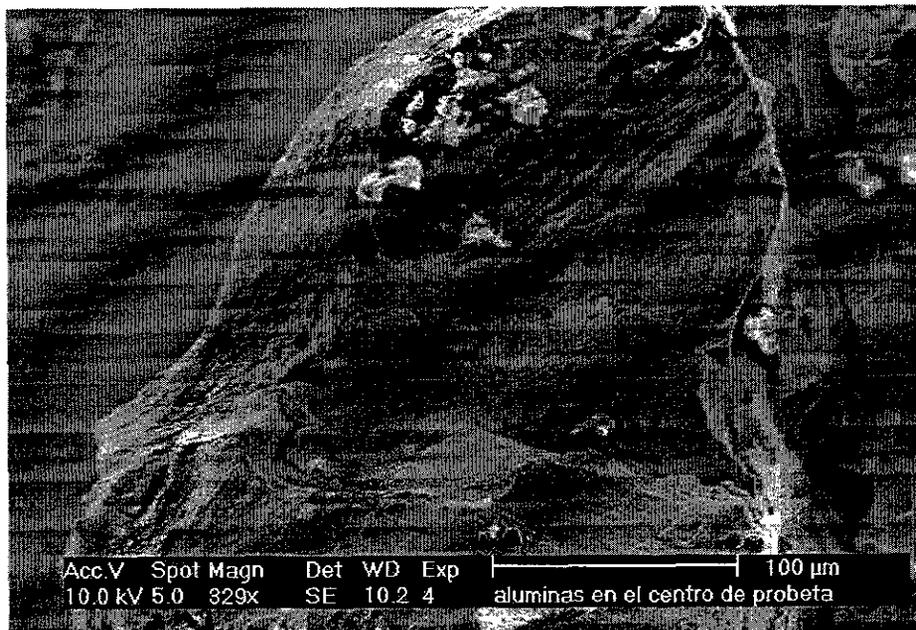


Figura 71. Partícula de TiO_x , MnS, SiO_2 y CaO en fractura.

Fue importante en el análisis de falla el hecho de haber encontrado partículas de SiO_x y Al_xO_y y CaO en cantidades importantes sobre las superficies de fractura, ya que este tipo de inclusiones son generalmente producto del arrastre de refractario en el sistema de alimentación. Por lo que se puede inferir que la fractura pudo haber sido favorecida por tal motivo. Las partículas se encontraron sobre superficies donde se observa claramente evidencia de clivaje (figura 72), así como en hendiduras provocadas por la morfología frágil de la fractura (figura 73).

Se obtuvieron metalografías del material de la corona ubicadas en una zona aledaña a la superficie de fractura.

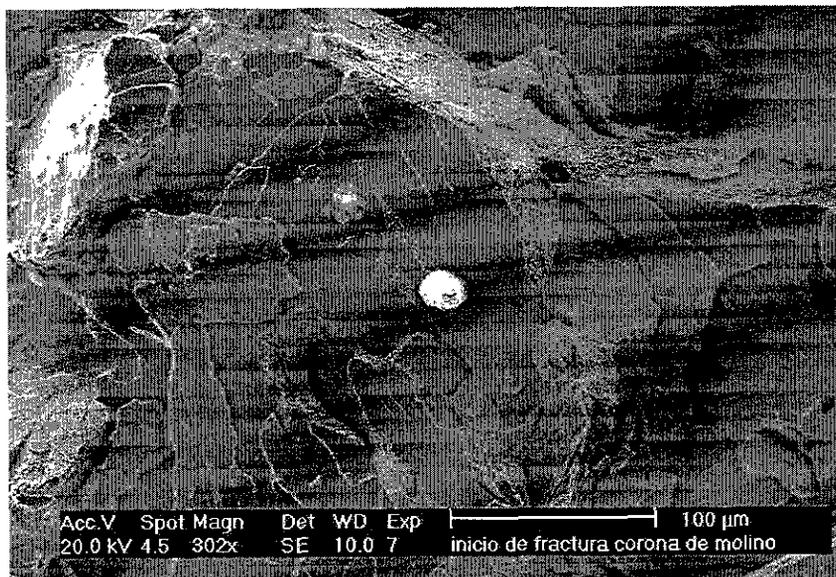


Figura 72. Algunos óxidos mixtos de Si, Mg y Ca sobre superficie con clivaje.

Las metalografías muestran un material con gran cantidad de inclusiones de diferentes tamaños, predominando tamaños aproximados a 20 micras, distribuidos de manera uniforme en la sección estudiada. Además se observó que el material de la corona no presenta estructuras granulares bien definidas, se identificaron cantidades importantes de fases aciculares, segregaciones en algunas zonas y precipitados en límites de grano. La estructura que se observa es de tipo bainita con tendencia en algunas zonas a formar estructura Widmanstätten según se observa en la figura 74.

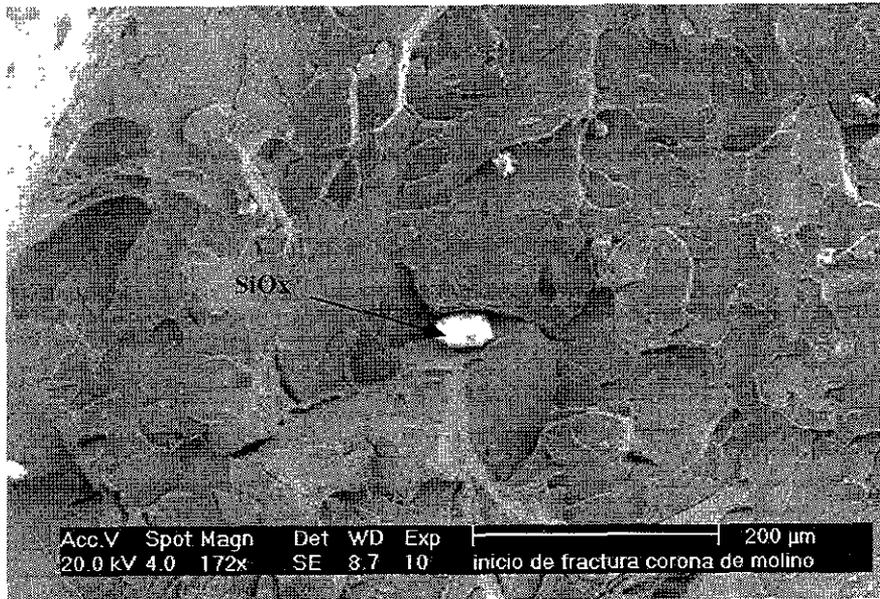


Figura 73. Oxidos de silicio superficiales y en hendiduras.

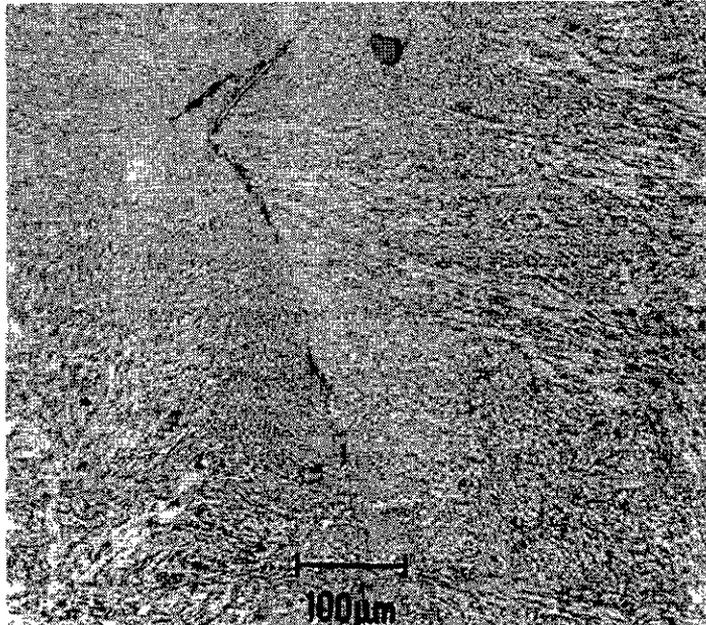


Figura 74. Precipitados en límite de grano y fases aciculares con morfología parecida a la Widmanstätten. 200X.

3.7.2 Modelación de los Tratamientos Térmicos por Elemento Finito.

Ya a que la fabricación de las coronas requiere de un buen control en el tratamiento térmico debido a los costos de proceso, fue necesario el establecer una metodología de tratamiento que permitiera conocer y controlar los tiempos de permanencia, tomando como base las dimensiones de las coronas y las temperaturas involucradas. Para lograr tal fin, se simularon las condiciones de enfriamiento de la corona desde la temperatura de austenización hasta una temperatura donde la pieza se pudiese manipular, i. e. 150°C. El enfriamiento fue el contemplado para el temple en aceite con tina de recirculación, de esta forma se obtuvieron las isothermas en función del tiempo y el tiempo total de enfriamiento requerido para alcanzar los 150 °C según las dimensiones de la corona, las condiciones de operación de la tina, los coeficientes de convección y las temperaturas involucradas. Posteriormente se calcularon las isothermas de calentamiento y el tiempo de permanencia óptimo de la corona a la temperatura de revenido (650°C), tomando en cuenta las condiciones de calentamiento desde los 150°C hasta esa temperatura y las características del horno.

La simulación del tratamiento térmico se realizó con ayuda del software ANSYS que utiliza la metodología de elemento finito. Las corridas se realizaron utilizando las siguientes consideraciones para la simulación: En el temple, convección forzada de aceite recirculado considerando un coeficiente de transferencia h_l en la sección lateral y otro valor h_D en la superficie de contacto de los dientes, los valores de los coeficientes se calcularon considerando un balance en un volumen de control en la capa hidrodinámica en condiciones de flujo turbulento, sobre una pared plana y sobre un cilindro para cada caso. No se consideraron efectos de ebullición por simplicidad. En el calentamiento para el revenido se utilizó un coeficiente de transferencia por convección calculado a partir de la capacidad de los quemadores. En las tablas 3.7, 3.8 y 3.9 se muestran las propiedades termofísicas del aceite y del acero utilizadas en la modelación, los parámetros de transporte considerados y los cálculos obtenidos respecto a las dimensiones de la tina de tratamiento y el horno. Para la simulación en particular se aprovechó la simetría geométrica y térmica de la corona dividiéndola en 4 secciones, la discretización de la sección y la distribución de nodos la realiza directamente ANSYS. El programa generó una malla mapeada tipo solid 70 con 7456 nodos y 5375 elementos, la figura 76 muestra la sección discretizada con los elementos generados. Una vez generada la malla se aplicaron las condiciones externas de operación al software para correr el modelado (fig. 77) y obtener la distribución de temperaturas en el modelo sólido en función del

tiempo; los perfiles de temperatura obtenidos para el temple y el revenido a diferentes tiempos se muestran en las figuras 78 a 81.

Tabla 3.7. Datos de entrada y condiciones para la modelación de los tratamientos térmicos.

Propiedades Termofísicas del Aceite para el Temple				
T (K)	ρ (g/cm ³)	μ (Kg/s.m)	K (W/m.K)	α (cm ² /s)
280	0.896	2.17	0.146	0.00089
300	0.884	0.486	0.144	0.000853
320	0.872	0.141	0.141	0.000813
340	0.860	0.053	0.139	0.000777
360	0.848	0.025	0.137	0.000748
380	0.846	0.014	0.136	0.000723
400	0.824	0.009	0.134	0.000695
Parámetros de Transferencia				
<i>Pared plana</i>				
$Nu_l = 0.037Pr^{1/3}[Re_l^{4/5} - 23550]$, $Nu_l = 7936.57$ $Re_l = U \propto Lx/v = 4.8 \times 10^5$, $V=566$ m/s (régimen turbulento) $h_l = (K/Lx) Nu_l$, $h_l = 2449.97$ [W/m ² K]				
<i>Sección cilíndrica</i>				
$Nu_D = 0.3 + \left[\frac{0.62Pr^{1/3}Re_D^{1/2}}{1 + (0.4/Pr)^{1/4}} \right] \left[1 + (Re/282000)^{5/8} \right]^{4/5}$ $Re_l = U \propto Dx/v = 1.20 \times 10^6$ $V=566$ m/s (régimen turbulento) $h_D = (kDx) Nu_D$, $h_D = 2918.87$ [W/m ² K] Propiedades evaluadas a $T = (T_{\infty} + T_w)/2$				

Tabla 3.8. Datos termofísicos del acero 8620.

Propiedades Termofísicas del Acero 8620		
T (K)	K (W/mK)	$\rho = 7.83$ (g/cm ³)
273	55	$\alpha = 0.148$ (cm ² /s)
373	52	$C_p = 0.465$ (KJ/KgK)
673	42	
873	35	
1273	29	

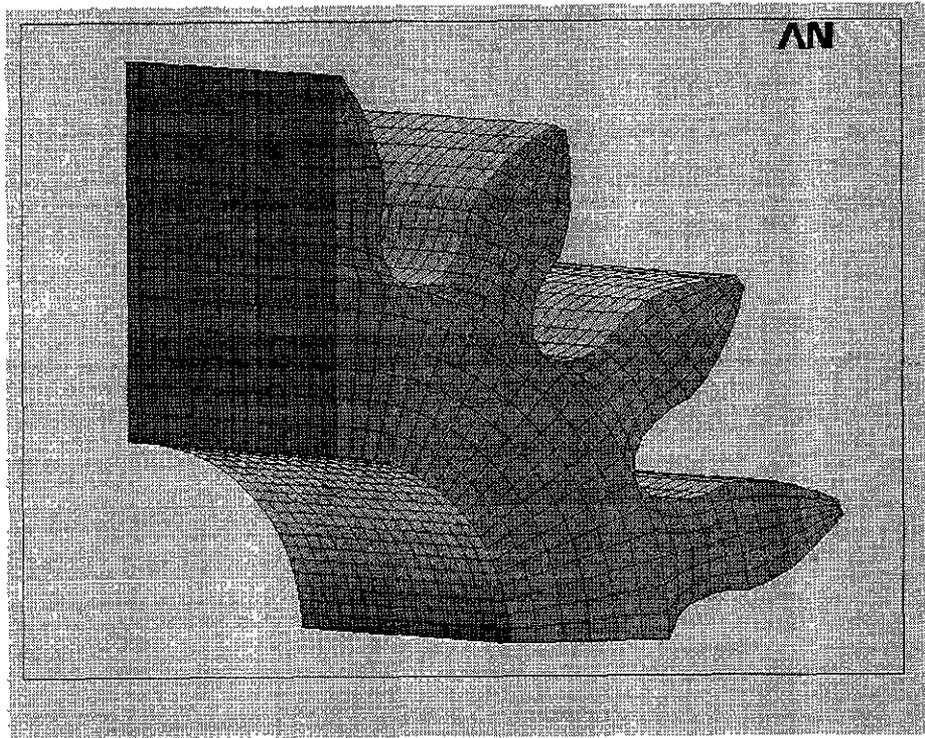


Fig. 76. Sección de corona discretizada.

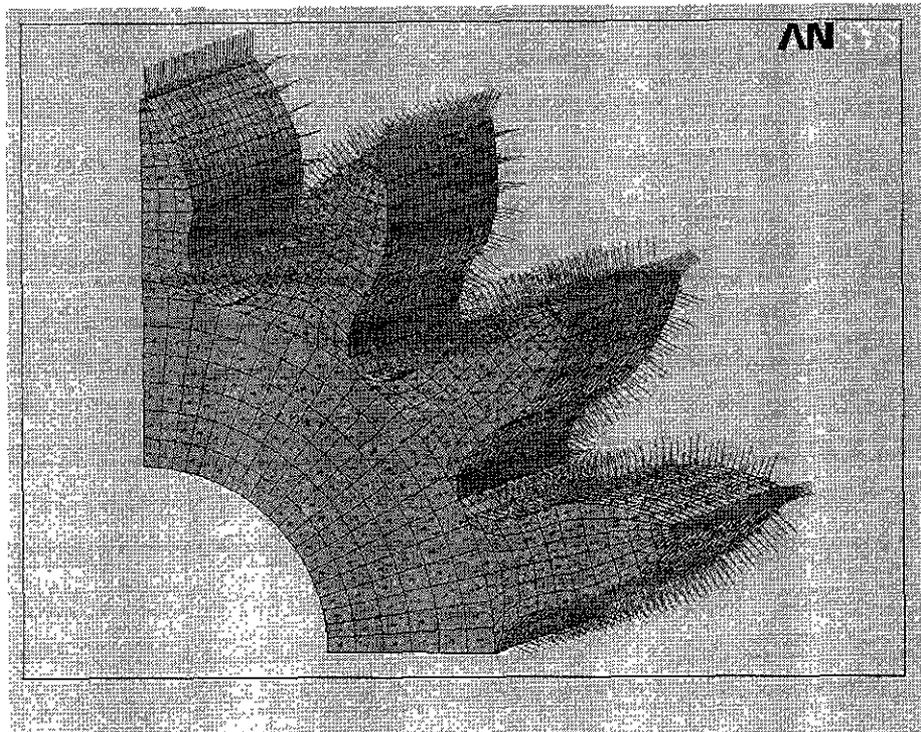


Figura 77. Vectores indicando 2 condiciones diferentes de transferencia de calor por convección.

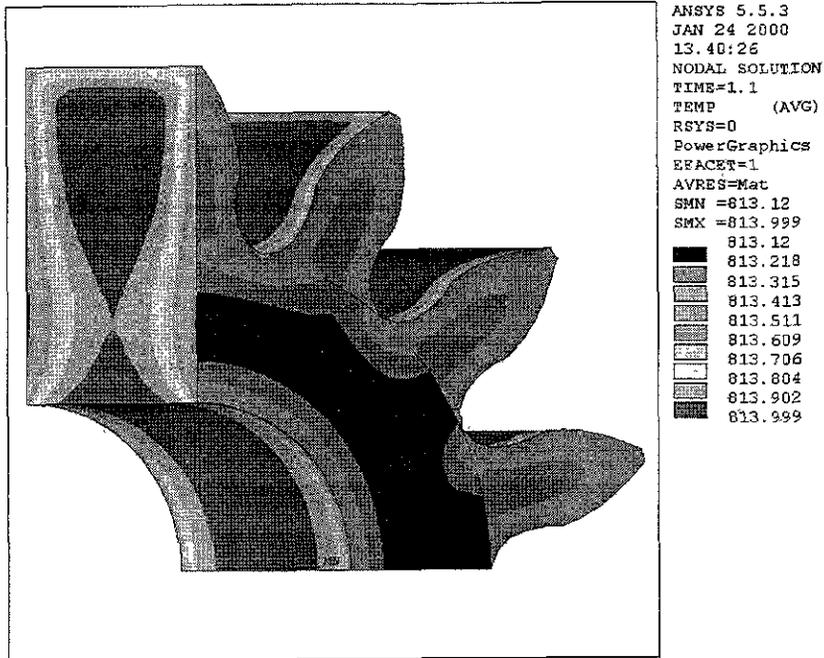


Figura 78. Perfiles de temperatura en el temple en aceite momentos inmediatos a la inmersión.

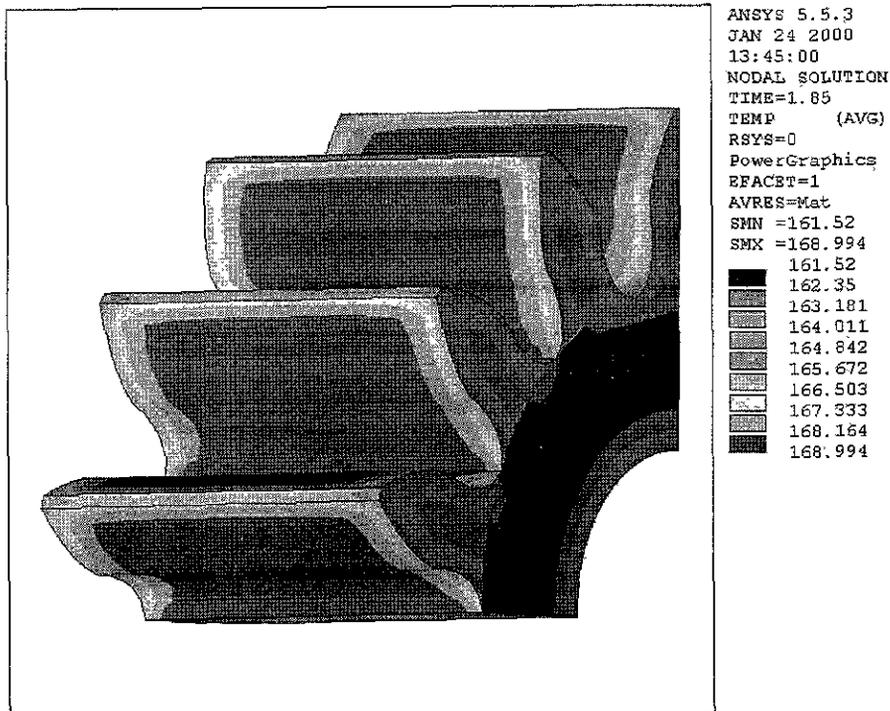


Figura 79. Perfil de temperatura en la corona al final del temple.

Tabla 3.9. Consideraciones para el revenido y dimensiones de la tina de temple.

Consideraciones para el Revenido
Horno con 8 quemadores de 300,000 BTU c/u
Temperatura de flama obtenida según: $\Delta H_{298}^{\circ} + \int_{298}^{T_f} \Sigma m C_p (prod) dT = 0$, $T_f = 3275$ K.
Área total de transferencia: 4.616 m ²
Coefficiente de transferencia de calor por convección utilizado en el calentamiento: 53.43 W/m ² K (para los 8 quemadores).
Sistema de Temple
Volumen de aceite calculado para el temple: 1.3 m ³ (sin recirculación y con temperatura de aceite constante)
Con recirculación se propone un contenedor de 1.5 m ³ , con un volumen de aceite circulante de 3.0 m ³ .
<i>Nota: los resultados obtenidos son para aceites reportados en la literatura y en el caso de la capacidad de los quemadores, se consideraron los datos proporcionados por el fabricante.</i>

En las figuras 78 y 79 se observa que la velocidad de transferencia de calor es mayor en la sección lateral de la corona que en la zona de contacto con los dientes, a pesar de que el coeficiente de transferencia de calor por convección en esa zona es menor. Lo anterior se explica por la diferencia en las áreas entre ambas zonas. Otra característica de los esquemas es la similitud en la distribución de temperaturas en el tiempo, esto es, que aunque el rango de temperatura cambia, los gradientes térmicos en la pieza se mantienen constantes. Se pudiera pensar que debido a lo anterior la eficiencia del temple no es la misma en ambas superficies, pero si damos un vistazo a la figura 78, aunque la velocidad de transferencia es mayor en un lado, el gradiente es de apenas unos cuantos grados, lo cual no implica una diferencia importante en la eficiencia de temple entre ambas superficies. Es importante señalar que según el modelo desarrollado, no se encontraron zonas en donde, debido a la geometría, se tuvieran diferencias notables en la temperatura de la pieza, lo cual pudiera disminuir la eficiencia del temple en aceite. El volumen de aceite para el temple fue calculado sin considerar recirculación, de ahí que se obtuvieran casi 26 m³, cantidad que disminuye al considerar tal efecto. En el caso del revenido se puede observar en la figura 81, que se alcanza la temperatura de tratamiento en el centro de la pieza después de 6 horas en las condiciones de calentamiento del horno. Cabe mencionar que se despreciaron los efectos de radiación en el horno, por lo que el tiempo calculado puede disminuir. Igual que en el temple, no se observaron zonas en donde hubiese una mayor concentración térmica, lo cual garantiza, desde el punto de vista de la transferencia de calor, un tratamiento de revenido eficiente que produzca una microestructura homogénea. Por último, es necesario mencionar que el modelaje del proceso de solidificación es importante, ya que si se conoce la estructura real de la pieza fundida, es posible simular los

tratamientos térmicos de manera mas real que en este caso, donde se consideró al material totalmente isotrópico.

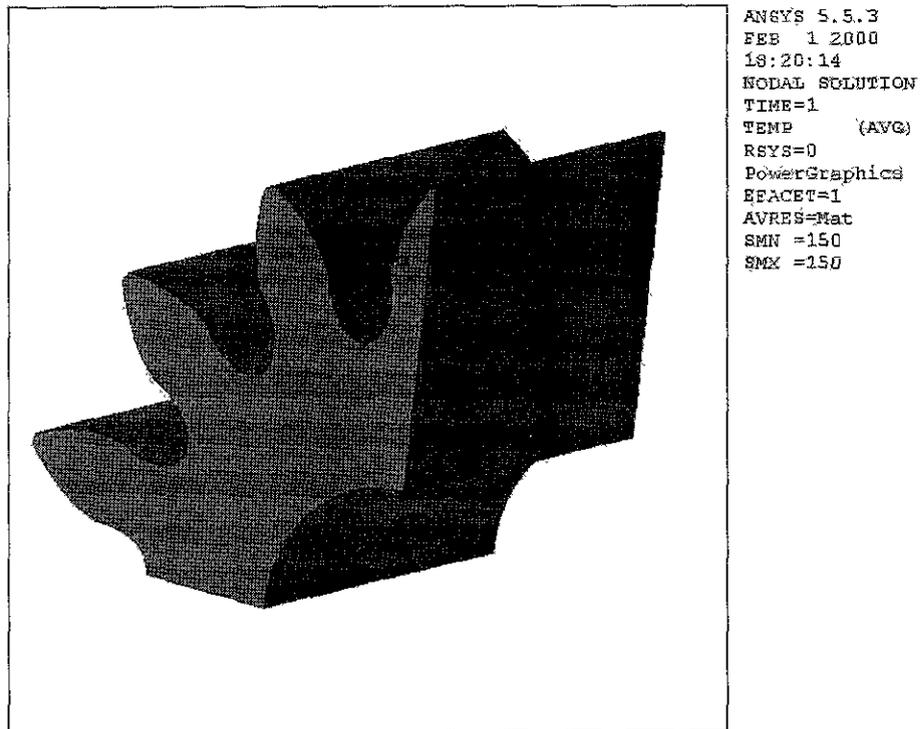


Figura 80. Corona a 150°C después del temple en aceite lista para revenido.

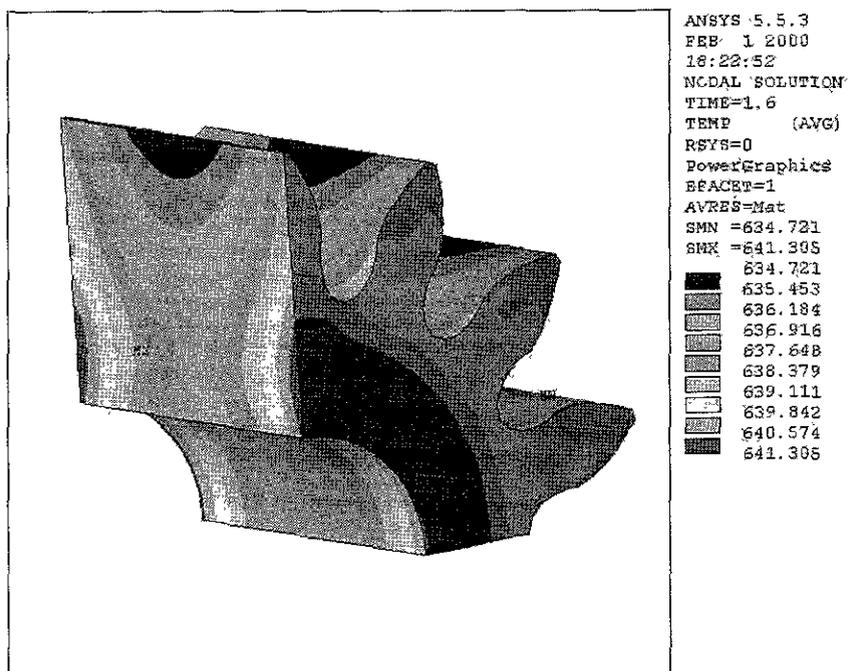


Figura 81. Perfiles de temperatura obtenidos en el revenido a 640 °C, t = 6.5 hrs.

3.7.3 Pruebas de Compresión.

Del material utilizado por el fabricante en la colada de las coronas con las adiciones de boro establecidas, se realizaron pruebas de compresión con el fin de comparar los resultados obtenidos anteriormente en las piezas fabricadas en el proyecto. Se muestran los resultados de las pruebas de compresión en la figura 82 para el acero con y sin adiciones de boro.

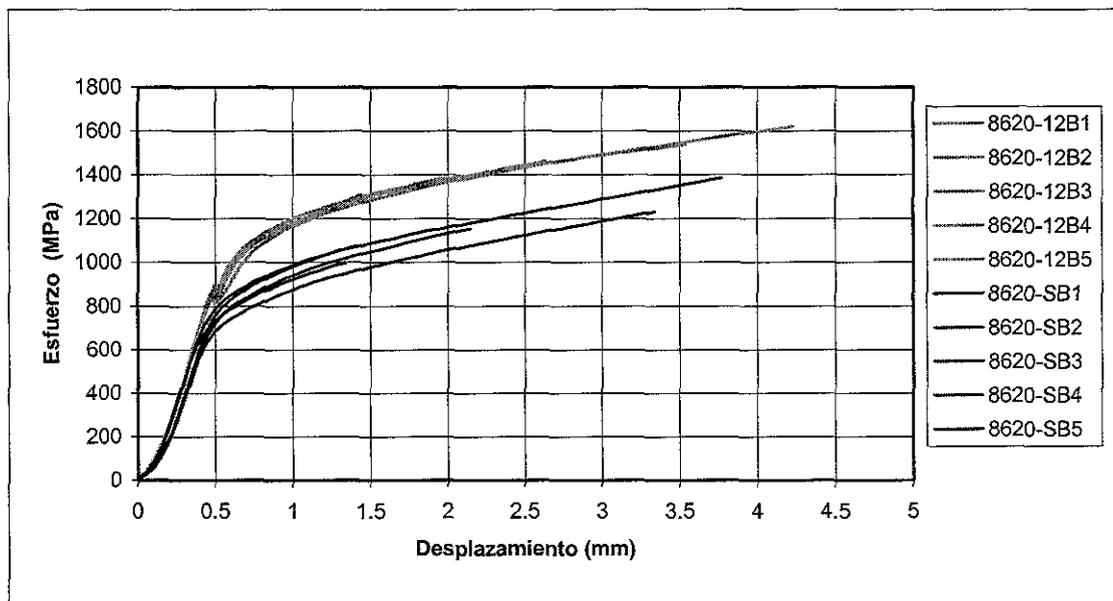


Figura 82. Resultados de compresión en acero de coronas. Temple y Revenido a 250 °C.

Según la figura 82, la resistencia a la cedencia en compresión para la aleación con boro presenta valores ligeramente superiores que los reportados en la aleación piloto ASVNi-0.8 y para la aleación sin boro valores por debajo a los reportados para la misma aleación. Los resultados de la primera etapa de evaluación se presentan en la tabla 3.3. Es claro entonces el efecto benéfico del boro sobre la cedencia en compresión de la aleación propuesta; en cuanto al porcentaje de alargamiento los valores obtenidos siguieron siendo bajos, por lo que se refuerza el hecho de utilizar un tratamiento de revenido a mayor temperatura que pudiese mejorar la ductilidad del material eliminando los posibles esfuerzos residuales del temple. Otro punto importante a destacar es la capacidad de endurecimiento que presenta una material respecto al otro; el material sin adiciones de boro presenta una menor capacidad de endurecimiento por deformación plástica, ya que la energía necesaria para provocar tal deformación es pequeña en comparación a la requerida para deformar la aleación con boro, lo cual sin duda es benéfico para los intereses del proyecto.

Como se mencionó en el desarrollo experimental, de las esferas se obtuvieron cortes transversales con el fin de evaluar la presencia o no de segregaciones y/o crecimiento dendrítico de tamaño considerable. En la figura 83 se muestra una metalografía de una sección radial de la esfera, en ella se observa crecimiento dendrítico moderado en la zona más cercana al molde. La formación dendrítica no es abundante y su longitud es pequeña. Lo anterior es alentador, ya que aún en condiciones ideales para que se dé el crecimiento dendrítico por nucleación homogénea (condiciones sin agitación), el acero no desarrolla este tipo de estructuras en forma importante, lo cual revela el hecho de la resistencia al agrietamiento en caliente del acero por efecto del bajo contenido de carbono.

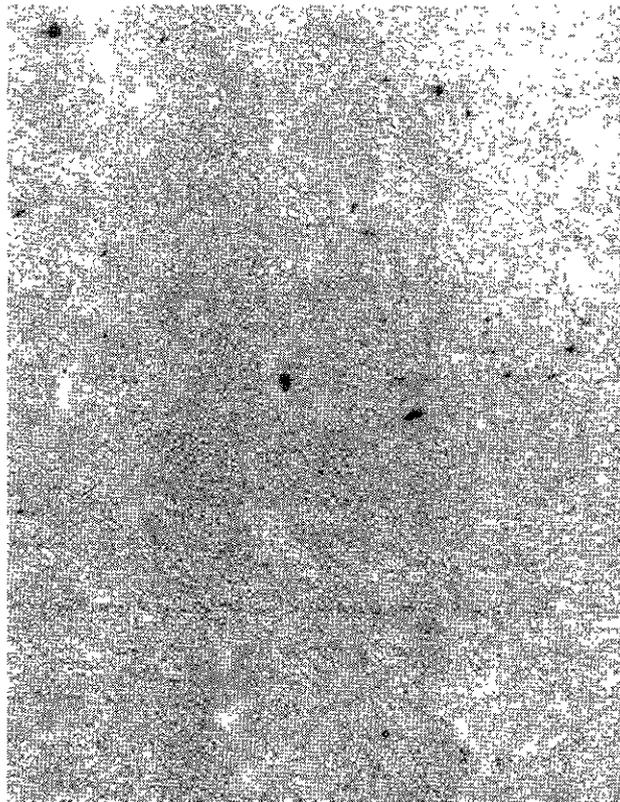


Figura 83 Metalografía de la estructura de colada obtenida en una esfera de acero ASVNí0.8.

En el caso de los datos obtenidos para la solidificación, se presenta en la figura 84 la curva de enfriamiento para el acero en dos puntos: el centro y un extremo. Se muestran varias etapas en la

solidificación denotadas por los sobreenfriamientos registrados a diferentes temperaturas y tiempos durante el enfriamiento. Esta información puede ser útil al momento de modelar la solidificación de la pieza pudiéndose obtener una relación entre los datos de campo y los datos generados por la simulación, la cual indique si existe o no correspondencia entre lo modelado y lo que sucede realmente.

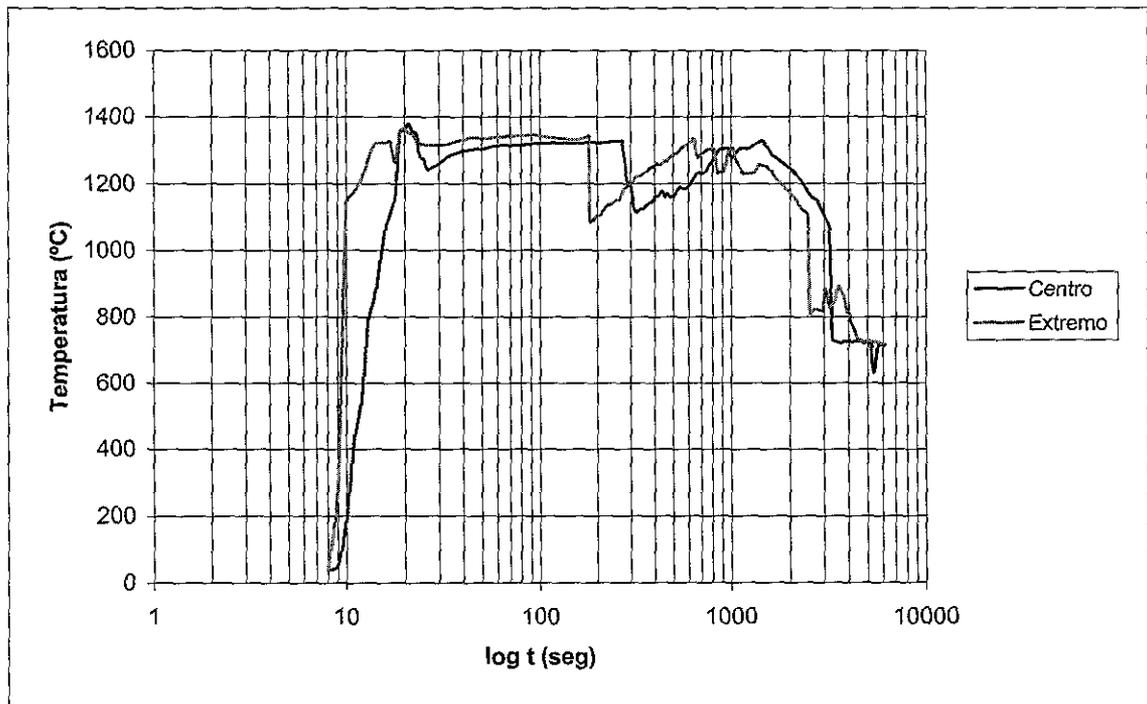


Figura 84. Curva de enfriamiento para esfera. Acero ASVNí0.8.

Capítulo 4

Conclusiones y Recomendaciones

CONCLUSIONES

- En la prueba de templabilidad, los aceros de la serie B (0.3%C) muestran una mayor profundidad de endurecimiento que los de la serie A (0.2%C), lo cual supone una dureza superficial demasiado elevada después de tratamiento, por lo que no se consideran apropiados para la aplicación especificada.
- Además de lo expuesto en el punto anterior, las características microestructurales y de resistencia para los aceros con contenidos de carbono alto (0.3%) y bajo (0.2%) son similares, por tanto el uso de aceros con contenidos de carbono alto no se justifica. Se descartan entonces los aceros 8630.
- En las 4 aleaciones con 0.2% de carbono la presencia del vanadio no mejora en forma importante las propiedades de dureza ni la resistencia en tensión y compresión. Como los valores obtenidos son similares e incluso inferiores en algunos casos, se descarta la adición de este elemento en la aleación propuesta. Reforzando lo anterior, ya que el tamaño de grano en las aleaciones con y sin vanadio es similar, la presencia del titanio es suficiente para refinar el grano.
- El análisis de varianza demostró después de la evaluación en dureza, tensión y compresión, que la mejor combinación de propiedades se logra con la aleación ASVNi0.8, en el caso del tratamiento térmico de temple al aire forzado y revenido a 250 °C, por lo que es la aleación seleccionada para la aplicación requerida. Además, el recocido previo al temple y revenido, mejora notablemente la ductilidad y esfuerzo de cedencia en compresión de la aleación en cuestión.
- La aleación seleccionada presenta una respuesta satisfactoria en dureza superficial a la deformación plástica inducida por compresión, ya que presenta porcentajes de endurecimiento importantes a porcentajes de deformación pequeños.

- La resistencia al agrietamiento inducido por fatiga de la aleación ASVNi0.8 se ve incrementada con el tratamiento térmico seleccionado en una primera etapa (recocido, temple al aire y revenido a 250°C), en comparación con la del material en condición de colada.
- El proceso de fabricación reveló que el tratamiento térmico de revenido a 250°C, si bien se encuentra en un rango seguro para evitar fragilización por precipitación, no garantiza la eliminación de los esfuerzos residuales ni la presencia de estructuras no deseables tipo Widmanstätten en la corona provocados por el temple en agua. Por lo anterior es necesario un tratamiento de temple en aceite de menor severidad y un revenido a mayor temperatura, por encima del rango de fragilización, que permita relevar los esfuerzos residuales presentes en la corona.
- Además de los esfuerzos residuales presentes en la corona revenida a 250°C producto del temple, el arrastre de partículas de refractario del sistema de colada en la pieza favoreció la ocurrencia de falla. Por tanto, es necesario vaciar el acero en un sistema bien compacto y seco para evitar ese tipo de problemas.
- Según el análisis realizado por elemento finito, con el tratamiento de temple en aceite se logró obtener una distribución de temperaturas regular a pesar de la geometría, lo anterior garantiza obtener una microestructura homogénea en la pieza. En cuanto al revenido, el tiempo de tratamiento obtenido es similar a los establecidos como práctica común.
- En la aleación seleccionada para la aplicación requerida en el proyecto, el boro es un elemento de aleación que incrementa el tamaño del rango plástico del acero en compresión, lo cual permite al acero incrementar su capacidad de endurecimiento por trabajo, permitiendo aumentar su vida útil de operación.

RECOMENDACIONES

- De acuerdo a lo establecido en las conclusiones respecto al tratamiento térmico, se sugiere un tratamiento de temple en aceite (de menor severidad que el agua) y un revenido a mayor temperatura, por encima del rango de fragilización, que permita relevar los esfuerzos residuales presentes en la corona de manera más eficiente. El tratamiento de revenido propuesto es a 650°C.
- Se recomienda la evaluación de algunas propiedades del material después de ser sometido a un temple en aceite y revenido a 650°C. La evaluación de la respuesta al endurecimiento por deformación en campo, la velocidad del crecimiento de grietas por fatiga, tensión y compresión a nivel laboratorio.
- Un análisis muy valioso para el proceso de fabricación de las coronas es el que se puede realizar al modelar la solidificación en el software AFS. Con este paquete es posible predecir o determinar, de acuerdo a las condiciones de operación, la presencia de rechupes o defectos en las piezas, y por tanto condiciones de tratamiento térmico más reales para la modelación de los tratamientos térmicos por elemento finito. Este modelaje quedó fuera de los alcances de este trabajo, pero se establece como una necesidad futura del proyecto para ofrecer una guía fiable al fabricante a cerca del procedimiento a seguir en la elaboración de piezas de gran tamaño.

Referencias

REFERENCIAS

1. Aaronson, M. **Transformation and Hardenability in Steels**. Climax Molibdenum Co., USA 1967.
2. Acosta P., Jiménez J.A., Frommeyer G., Ruano O. **Microstructural Characterization of an Ultrahigh Carbon and Boron Tool Steel Processed by Different Routes**. *Materials Science and Engineering: A*. Volume: 206 (2) 194 – 200. Elsevier Science Pub. 1996.
3. Adkins C., Campbell A., Headley T. **Synthesis and Properties of Low-Carbon Boron Carbides**. Ed. VCH Publishers, Inc. USA., pp. 391-398, 1990.
4. Badeshia, K. **Models of Acicular Ferrite**. *International Trends in Welding Science and Technology*. pp. 213-222 ASM International 1993.
5. Bath, M., Zackay, V., Parker, E. **Wear Resistant Alloys for Coal Handling Equipment**. Materials and Molecular Research Div. Lawrence Berkeley Labs. University of California.
6. Basinski, Z.S. *Philos. Mag.* Vol. 4 Ser. 8, pp. 393-432, 1959.
7. Bejan, A. **Heat Transfer**. John Wiley & Sons Inc. USA 1993.
8. Christian, J.W., Edmonds, D. **Phase Transformations in Ferrous Alloys**. TMS-AIME 1984.
9. Coffin, L. F. **Fatigue in Machines and Structures Power Generation “Fatigue and Microstructure.”** ASM Metals Park Ohio. 1979. pp. 1-27.
10. Cohen, M., Hansen, S. **Microstructural Control in Microalloyed Steels**. *Optimization of Processing, Properties and Service Performance through Microstructural Control* ASTM STP 672 Ed. ASTM 1979. pp. 34-52.
11. Conrad, K.J. *Journal of Iron Steel Institute*. No. 198, pp 364. 1961.

12. Cook, R.D. **Concepts and Applications of Finite Element Analysis**. John Wiley & Sons. Third Edition. USA 1974.
13. Dieter, G. **Mechanical Metallurgy**. Ed. Mc Graw Hill, Inc. London 1986.
14. Edwards, E.H., Washburn, J., Parker, R.E. Transactions AIME vol. 197. pp.1525. 1953.
15. Gerold, V., Haberkorn, H. Phys. Status. Solidi. Vol. 16. p 675, 1966.
16. Hamar-Thibault S., Kesri R., Valignat N., Amara S. **Composition of Vanadium Carbides Formed by Solidification in Ternary Fe-V-C Alloys**. Mikrochim. Acta, vol. 114-115, pp. 157-164, 1994.
17. Hirsh, P.B., Kelly, A. Phil Mag. Vol. 12 p. 881, 1965.
18. Honeycombe, R., Badeshia, K. **Steels: Microstructure and Properties**. Ed. Arnold. London 1995.
19. Kurdjumov, G. **Phenomena Occurring in the Quenching and Tempering of Steel**. 12th Hatfield Memorial Lecture, J. Iron Steel Inst. **195**, 26, 1960.
20. Lengauer W., Brandstoter J., **Multiphase Reaction Diffusion in Transition Metal-Boron Systems**. Volume: 262-263 (0) 390 – 396. Journal of Alloys and Compounds. Elsevier Science Pub. 1997.
21. Li, J.C. Trans. Metall. Soc. AIME. Vol. 227. pp. 239-247. 1963.
22. Liu C., Wang D., Liu Y., Zhu Q., Zhao Y. **Composition Design of a New Type Low-Alloy High-Strength Steel. Materials and Design**. Scripta Materialia. Volume: 18 (2). 53 – 59. Elsevier Science Pub. 1997.
23. Mehl, N., Hagel, H. Progress in Metal Physics Vol. 6, 74, 1956.

24. Molinari A. **Effect of Boron on Structure and Properties of Molybdenum Steel.** Metal Powder Report. Volume : 53 (6). Elsevier Science Pub. 1998.
25. Mughrabi H. and Christ H.-J. **Cyclic Deformation and Fatigue of Selected Ferritic and Austenitic Steels: Specific Aspects.** ISIJ. Vol.37 No.12. 1997. pp. 1154.
26. Nutting, J. **Physical Metallurgy of Alloy Steels.** J. Iron Steel Inst. 207, 872, 1969.
27. Parker, E., Washburn, J. Trans. Metall. Soc. AIME. Vol. 194. pp. 1076-1079, 1952.
28. Quispe A., Medina S. F. and Valles P. **Recrystallization-Induced Precipitation Interaction in a Medium Carbon Vanadium Microalloyed Steel.** ISIJ Vol.37 No.8.1997.pp.783.
29. Ritchie, R., Horn, R. Metallurgical Transactions A. Vol. 9 A. 1978.
30. Rivas A., Michal G., Burnett M. **Vanadium Carbide Coarsening in Steels Subjected to Normalizing and Induction Hardening Heat Treatments.** Minerals, Metals and Materials Society/AIME, Fundamentals and Applications of Microalloying Forging Steels. USA, pp. 159-172, 1996.
31. Seeger, P. **Dislocations and Mechanical Properties of Crystals.** John Wiley and Sons, Inc. London 1957.
32. Takegushi, A. Journal Phys. Soc. Japan. No. 27, 929, 1965.
33. Viswanathan, R. **Influence of Microstructure on the Temper Embrittlement of Some Low-Alloy Steels.** *Optimization of Processing, Properties and Service Performance through Microstructural Control* ASTM STP 672 Ed. ASTM 1979. pp. 169-185.
34. Wang W., Zhang S., He X. **Diffusion of Boron in Alloys.** Acta Materialia. Volume: 43 (4) 1693 – 1699. Elsevier Science Pub. 1995.
35. Wulpi, D.J. **Understanding How Components Fail.** American Society for Metals. Metals Park Ohio 1985. Cap. 8-10.

-
36. Yakushiji T., Goto M., Kage M. and Hashimoto S. **Effects of Texture on Fatigue Crack Propagation of Low-Carbon Steel**. ISIJ. Vol.37 No.12. 1997. pp. 1180.
 37. Zajac S., Siwecki T., Hutchinson W. B. and Lagneborg R. **Strengthening Mechanisms in Vanadium Microalloyed Steels Intended for Long Products**. ISIJ. Vol.37 No.12. 1998. pp.1130.
 38. Zackay, V. **Design of Hardness, Tough Steels for Energy-Related Applications**. *Optimization of Processing, Properties and Service Performance through Microstructural Control* ASTM STP 672 Ed. ASTM 1979. p.p. 10-13.
 39. ASM Handbook Vol. 1 **Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys**. 10th Edition. ASM International. USA 1993
 40. ASM Handbook Vol. 11 **Failure Analysis and Prevention**. 10th Edition. ASM International. USA 1993.
 41. ASTM A 255-95 “**Standard Test Method for End-Quench Test for Hardenability of Steel**”. Ed. ASTM Philadelphia PA. 1995.
 42. ASTM E 118 “**Test Methods for Rockwell Hardness and Rockwell Superficial Hardness of Metallic Materials**”. Ed. ASTM Philadelphia PA. 1995.
 43. ASTM E8-95a “**Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**”. Ed. ASTM Philadelphia PA. 1995.
 44. ASTM E 399-90 “**Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials**”. Ed. ASTM Philadelphia PA. 1995.
 45. ASTM E 647-95 “**Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates**”. Ed. ASTM Philadelphia PA. 1995.
 46. ASTM E9-89a “**Standard Test Methods of Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature**”. Ed. ASTM Philadelphia PA. 1995.