

9
2ej



Universidad Nacional Autónoma de México

Facultad de Química

Forja de Aceros Microaleados

Tesis Mancomunada

Que para obtener el Título de:
Ingeniero Químico Metalúrgico

P r e s e n t a n

Miguel Angel Gasca Gómez

Juan Elías Ramírez Gómez



México, D. F.

1996

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

JURADO ASIGNADO SEGÚN EL TEMA

Presidente	Prof. Bernardo Fabián Campillo Illanes
Vocal	Prof. Lorenzo Martínez Gómez
Secretario	Profª. Teresita Robert Nuñez
1er. Suplente	Prof. Antonio Huerta Cerdán
2do. Suplente	Prof. Arturo Alejandro Sánchez Santiago

SITIO DONDE SE DIRIGIÓ EL TEMA:

Instituto de Física, U. N. A. M. Laboratorio de Cuernavaca.
Av. Universidad sin número, Col. Chimalpa, Cuernavaca Morelos.

Asesor del Tema



Dr. Lorenzo Martínez Gómez

Supervisor Técnico



M. en M. José Luis Albarrán Gómez

Sustentantes



Miguel Angel Gasca Gómez



Juan Elias Ramirez Gómez

Agradecimientos

A mi padre: Elias Ramírez Paz.
El cual me ha apoyado en todas
las decisiones de mi vida.

En memoria a mi madre: Teresa
Gómez Guerrero
Quien me impulso y que creyó en mi
en todo momento

A mi hermana: Elizabeth
Ramírez Gómez.
Por alentarme en toda la carrera

A toda mi familia:
Por la motivación de seguir adelante
en todo momento.

A mis amigos y compañeros:
Con los cuales he convivido
momentos gratos y desagradables.

A mis maestros:
por brindarme los conocimientos y
compartir su amistad

Al Dr. Lorenzo Martínez
Gómez, M en M. José Luis Albarrán
Gómez, Y
M. en C. Bernardo Fabián
Campillo Illanes

Gracias
J. Elias Ramírez Gómez.

Agradecimientos

Con especial cariño a mi madre

Martha Gómez Hernández de
quien tuve el apoyo y educación para
lograr alcanzar todas mis metas.

A mis abuelos
Antonia Hernández y Manuel Gómez,
quienes me mostraron el camino de la
superación.

A mis hermanos
Claudia Yazmin, Alejandro y
Hector Raymundo, que me mostraron
su cariño y comprensión durante todos
estos años.

A mis tíos Alicia, y Rodolfo y mis
primos María, Concepción, Alicia, Patricia,
Nora, Rocío, Jesús, Jorge, José, Julio M. y
Alejandro P. Por su apoyo incondicional.

A Rosa Isela Ramírez Vázquez
que siempre me brindo su amistad y
estima durante estos años en la
Universidad.

A la Dra. Stella González que me
brindo las facilidades para poder concluir
este trabajo.

A mis maestros
Gracias

A Fátima
Por haber compartido conmigo esta
última fase.

Con especial afecto a

José Luis Alvarado, Alejandro López, Pablo Rosales, Juan Elías Ramírez, Carlos
Cuevas, Antonio Torres, Alejandro Segura, Ricardo Vilchis, Roberto Troncoso, Manuel
Manrique, Alejandra Ramírez, Rocío Martínez y a todos aquellos que formaron parte
importante en esta última etapa, que culmina con la elaboración de este trabajo.

Liquel Argel

Índice

Resumen 1

Capítulo 1

Antecedentes

1.1 Historia de la metalurgia del Hierro 2

Capítulo 2

Antecedentes

2.1 Antecedentes de los aceros HSLA 13

 2.1.1 Historia de los aceros microaleados y HSLA 13

 2.1.2 Características principales de los aceros microaleados y HSLA 14

 2.1.2.1 Mecánicas 14

 2.1.2.2 Soldabilidad 16

 2.1.2.3 Resistencia a la corrosión 18

2.2 Efecto de la composición química en las propiedades y características de un acero HSLA 18

2.3 Papel de los elementos microaleantes Nb, V, Ti, Zr y B en los aceros HSLA 22

Capítulo 3

Antecedentes

3.1 El proceso de forja 39

3.2 Forja de un acero microaleado 1141 40

Capítulo 4

Antecedentes

4.1 Principios de un tratamiento térmico en un acero.....	43
4.2 El diagrama isotérmico de transformación.....	50
4.3 Tipos de tratamientos térmicos.....	50
4.4. Proceso de enfriamiento.....	57

Capítulo 5

Procedimiento experimental

5.1 Procedimiento experimental.....	60
5.1.1 Selección de la barra.....	60
5.1.2 Proceso de fabricación de la barra.....	60
5.2 Corte.....	62
5.2.1 Corte para de la muestra para la forja.....	62
5.2.2 Corte de la probeta para microscopía óptica y de barrido.....	64
5.3 Forja de las muestras.....	64
5.4 Termometría.....	64
5.5 Preparación de la muestra para la caracterización.....	69
5.6 Microscopía.....	69
5.6.1 Óptica.....	69
5.6.2 Electrónica de barrido.....	70
5.7 Dureza.....	70

Capítulo 6

Resultados y Discusión

6.1 Resultados y discusión.....	71
---------------------------------	----

Conclusiones

6.3 Conclusiones	131
------------------------	-----

Bibliografía

Bibliografía	132
--------------------	-----

Resumen

Actualmente el uso de microconstituyentes (niobio y vanadio) en acero estructurales han dado como resultado una mejora en sus propiedades mecánicas como lo son la tenacidad, formabilidad, dureza, etc. El incremento de las propiedades mecánicas se origina por los cambios microestructurales y por el fenómeno de endurecimiento por precipitación.

El presente trabajo consiste en la caracterización a un acero HSLA 1141, sometido a un proceso de forja en caliente, para posteriormente ser sometido a un tratamiento térmico en diferentes medios de enfriamiento, con el fin de observar su comportamiento bajo diferentes condiciones. La evaluación se efectuó a través del monitoreo de su evolución térmica, y de las técnicas metalográficas de microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido, así como de la prueba mecánica de dureza.

Capítulo 1

1.1. Historia de la metalurgia del Hierro

Históricamente, la metalurgia del hierro esta considerada como la mas difícil, lo cual explica su tardía aparición. En 1783, Buffon¹ expresa esta idea en su Historia Natural de los Minerales cuando se asombra ante la proeza tecnológica que condujo al clavo o al alfiler de hierro. "Cuantas artes acumuladas unas sobre otras han sido necesarias para fabricar este clavo o este alfiler, a los que tan poca atención prestamos"

El conocimiento de la metalurgia del hierro se extendió rápidamente por el mundo antiguo tras un largo periodo de vacilación. Fueron necesarios algunos siglos para que los Hititas entraran en la edad del hierro, y a continuación lo hiciera todo el mundo antiguo; dicha fase se ha considerado como una edad guerrera, la peor, según Hesiodo y Lucrecio. En el extremo oriente, la avanzada tecnología de la siderurgia produce la fundición. En África, el proceso en el trabajo del hierro parece relacionado con la expansión de las culturas bantúes. En la época de los aztecas el manejo del hierro se debió a la presencia de meteoritos en la tierra, de ahí que la cultura de los Mayas en Yucatán y de los Incas en Perú manejaran el hierro dándole una utilidad en la alfarería y en armas. En cuanto al resto del mundo, no conoció el hierro hasta con el contacto con los europeos, a partir de la época histórica de los grandes descubrimientos.

El hierro o siderurgia, conviene definir algunos principios que hacen de ella un trabajo particular del metal. Para presentar estas generalidades solo podemos hacerlo a partir de modernas investigaciones, que permiten llagar a algunas ideas generales (Pleiner, 1989)².

¹ BUFFON, 1783. "Historia natural de los minerales", París.

² PLEINER R. 1989. "Arquometalúrgia del hierro", Praga. 496 p.

La integración de la siderurgia en el sistema cultural de la edad del hierro tuvo consecuencias en los demás ámbitos de la metalurgia, sobre todo en los de los metales cupríferos, que pierden su supremacía en la vida cotidiana. En Grecia, A. Snodgrass¹ determinó las cantidades relativas de los objetos de bronce y de hierro que se imponen desde el siglo X A. C.: 15 cuchillos de hierro y ninguno de bronce, 20 espadas de hierro y una de bronce, 30 puntas de lanza de hierro y 8 de bronce. ¿Porque los hombres prefirieron el nuevo metal, mas difícil de trabajar y de darle forma? La respuesta reside en que, a pesar de la complejidad de la siderurgia y a causa de ella, las posibilidades del trabajo del hierro, cuando este se domina, son más variadas y con frecuencia más eficaces. También intervienen en esta opción las dificultades de abastecimiento de cobre y estaño.

El hierro es muy abundante en estado mineral, pero muy raro en condición metálica. Entre los elementos (O, Si, Al, Fe, Na, Mn, K) que constituyen el 99% de las rocas terrestres, el hierro ocupa la 4ta posición y representa el 5% del peso de la corteza terrestre.

Aparece bajo diversas formas (tabla 1.1), que se clasifican según sus combinaciones químicas, en óxidos (magnetita, oligisto, hematitas, limonitas, etc.), en carbonatos (siderosa y jarosita), en sulfuros (pirita, marcasita, etc.) y en silicatos (fayalita y melanita).

Los minerales más interesantes para el metalúrgico no son necesariamente los que contienen más hierro, puesto que la composición de la ganga interviene en las operaciones de reducción y transformación; la presencia de manganeso, por ejemplo, resulta beneficiosa, mientras que un contenido mayor o superior al 1% de azufre es perjudicial.

El carbón es uno de los combustibles más eficaces y es muy utilizado para conseguir las elevadas temperaturas de la siderurgia, del orden de los 1300°C. Este elemento tiene un importante poder calorífico que favorece la reducción, que es más fácil cuanto más alto es el contenido en carbono del combustible, del 55-60% en la turba y del 65-75% en el lignito.

¹SNODGRASS A. M. 1980 "El inicio de la edad del hierro", fig. 1, p. 199-374.

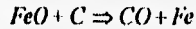
CLASE	CONSTITUYENTES PRINCIPALES	NOMBRE	OBSERVACIONES	PRINCIPALES YACIMIENTOS MUNDIALES
Minerales carbonatados	CO, Fe	Hierro espático	Mineral rico, sin fósforo pero con magnesio	Sivry y Siegen (Alemania), Bilbao (España), Pirineos
		Esfersiderita	Mineral medio, de ganga arcillosa o arcillo-calcárea; a veces se presenta mezclado con huila, que facilita el tostado Generalmente contiene fósforo	Cleveland (Gran Bretaña), Renania, Westfalia y Silesia (Alemania), Baja Normandía
Minerales oxidados e hidratados	Fe ₂ O ₃ , Al ₂ O ₃	Hematites	Mineral rico, de ganga silicea	Siegen (Alemania), Bilbao (España)
		Limonita, Minerales de praderas y de lagos	Mineral pobre, de ganga silicea	Campine (Holanda), Rusia, Suecia, Finlandia, Canadá
		Mineral globular y onírico	Mineral medio, de ganga silicea, arcillosa o arcillo-calcárea. A menudo contiene mucho fósforo	Lotena
Minerales oxidados anhidros	Fe ₂ O ₃	Oligisto Hierro especular Hematites de diversos rojos	Mineral rico, normalmente puro; a veces presenta un poco de fósforo	Lago Superior (EE.UU.), Isla de Elba (Italia), Donetz (Rusia), Bilbao (España) y Cumberland (Gran Bretaña)
Magnetitas	Fe ₃ O ₄	Magnetita	Mineral rico, en ocasiones puro y en ocasiones con más o menos fósforo y sulfuro	Mokta el Hadid, EE.UU., Suecia y Rusia

Tabla 1.1 Principales Minerales de Hierro

Solo los óxidos de hierro se reducen directamente; los demás minerales se transforman en óxidos por calcinación o tostado. El esquema más simple es el siguiente: La reducción del óxido férrico Fe_2O_3 da un magnético Fe_3O_4 por el monóxido de carbono CO, a partir de 300 °C se desprende gas carbónico CO_2 por la reacción:



Si la cantidad de CO es suficiente, la magnetita Fe_3O_4 puede transformarse en wustita FeO a partir de los 600°C; la wustita puede dar hierro a partir de los 700°C. Con el incremento de la temperatura aumenta el porcentaje del monóxido de carbono, que se transformara instantáneamente a 1000°C, con lo que la reducción es, en teoría, completa. la composición de la ganga hace que el fenómeno sea más complejo. A altas temperaturas, la wustita, óxido ferroso reacciona directamente con el carbono:



Existen dos procedimientos para la elaboración del metal. El primero es el directo, cuando la reducción se obtiene a una temperatura inferior de la temperatura de fusión (1536°C). En este caso, el hierro reducido tiene una consistencia pastosa y esta mezclado con la escoria proviene de la transformación de la ganga; el hierro debe recogerse a 1170°C, después de un fuerte martillado "cinglado"⁴, que tiene como finalidad desechar la escoria, que se vuelve viscosa a esta temperatura. El resultado es un metal más o menos homogéneo.

El horno asociado al proceso directo, que no permite la fusión del hierro se conoce con el nombre de Alto horno u horno de cubeta (fig. 1.1).

⁴ Cinglado Martillado fuerte de la lúpia de hierro con el fin de eliminar escorias y recuperar un hierro lo mas puro posible.

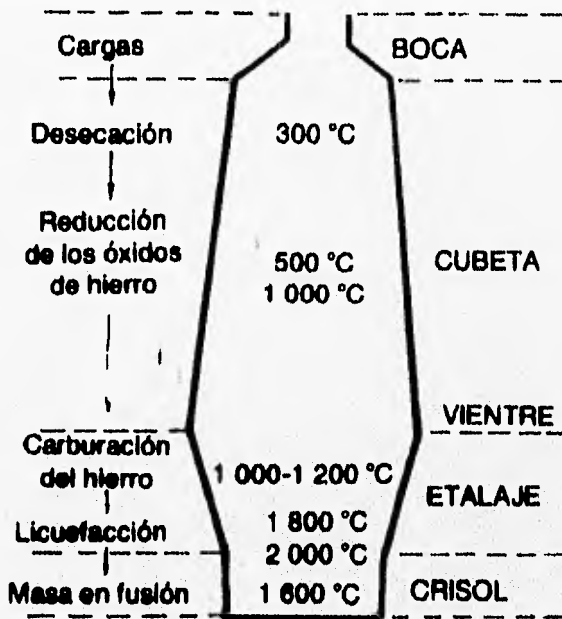


Figura 1.1. Alto Horno

El Horno tiene la forma de una cubeta cilíndrica de menos de un metro de altura, muy poco si se lo compara con los cinco metros que a fines del siglo XVIII alcanzaron ya los altos hornos. Se carga por la parte superior con carbono mezclado con mineral. La zona de incandescencia del fuego se sitúa a un tercio de la altura del horno, a nivel de la tobera por la que se introduce el aire. En la base de la cubeta, una abertura permitirá evacuar los elementos fundibles de la ganga, que fundía a 1100-1200°C formando lo que se denomina lechada.

Bajo la parte incandescente del fuego se forma una masa esponjosa, esponja o lupia, colgada y pegada a el extremo de la tobera. Esta masa esponjosa esta formada por un aglomerado de hierro y de escoria, que se ha de martillar inmediatamente con fuerza y en caliente para extraer las partículas metálicas que se autosueldan y forman el lingote. El resultado es el hierro dulce, es decir, muy puro (menos del 0.02% de carbono). Para endurecerlos vuelve a introducirse carbono (hasta 1.7%) por medio de tratamientos específicos; entonces se obtiene un acero que puede ser más duro que el bronce.

El segundo procedimiento para obtener hierro se denomina indirecto. El hierro reducido pasa por el estado líquido. La fusión del metal se acompaña de la escoria, que forma una lechada que se separa muy fácilmente del metal. A menudo se añade un fundente para facilitar la liquefacción.

El carbón que se disuelve en gran cantidad (1.7-6.7%) en el hierro líquido, da lugar a un producto diferenciado. El arrabio, se obtiene en los altos hornos que ya en el siglo XVIII superaban los 5 m. de altura. En 1983 P. Fluzin⁵ resumió el principio de su funcionamiento en un esquema que comparamos con el horno normal o cubeta. El hierro colado no se conoce en Europa occidental hasta el siglo XI y XII pero aparece mucho antes en china, donde esta atestiguado desde el siglo IV A. C. El hierro, el hierro colado y el acero son los

⁵ FLUZIN P. 1983, *Nociones elementales de la siderurgia de Echard " metalurgia africana "*. 13-14 p., vol. 9.

tres productos de la metalurgia del hierro. Su diferencia radica, como ya se ha indicado, en su contenido de carbono (fig. 1.2).

El diagrama de equilibrio de las aleaciones de hierro-carbono, establecido por primera vez en 1889 por Roozboom, permite explicar las características de estos tres estados que corresponden a distintas formas de cristalización. El hierro tiene dos sistemas de cristalización, según la temperatura; hasta 910 °C los átomos de hierro se disponen según una red cúbica centrada, es decir, se sitúan en los vértices o en el centro de un cubo. Este hierro se denomina alfa. Entre 910 y 1392 °C los átomos siempre ocupan los vértices pero también el centro de las caras del cubo; es el hierro gamma. Entre 1392 y 1536 °C, que es la temperatura de fusión, el hierro vuelve a la primera estructura; se lo conoce entonces como hierro delta. El carbono se combina con el hierro en las siguientes condiciones: En el Hierro alfa, la solución sólida del carbono es muy reducida, y se denomina ferrita; en el hierro gamma, el carbono es más abundante y alcanza el 2% a 1142°C; su solución sólida es la austenita. La combinación química del hierro y del carbono Fe_3C que contiene un 5.67% de este, es la cementita.

Con el termino de acero se denomina a una aleación de hierro-carbono que puede ser totalmente austenítica si se le calienta suficientemente. Esto se produce en un metal que contenga, al menos 1.7% de masa de carbono. Mas allá de este porcentaje y hasta 6.67%, tenemos al hierro colado.

Los hierros colados siempre se vierten en moldes, a los hierros y a los aceros se les da forma ya sea por el moldeado, ya sea mediante tratamientos mecánicos, térmicos o químicos. Los tratamientos mecánicos pueden realizarse en frío, es decir, por debajo de una temperatura de recristalización por debajo de 500-550°C, o en caliente por encima de esta temperatura. El forjado es la técnica siderúrgica más antigua, y comprende una gran variedad de operaciones y de útiles. Se necesita un yunque, que al principio es de piedra y

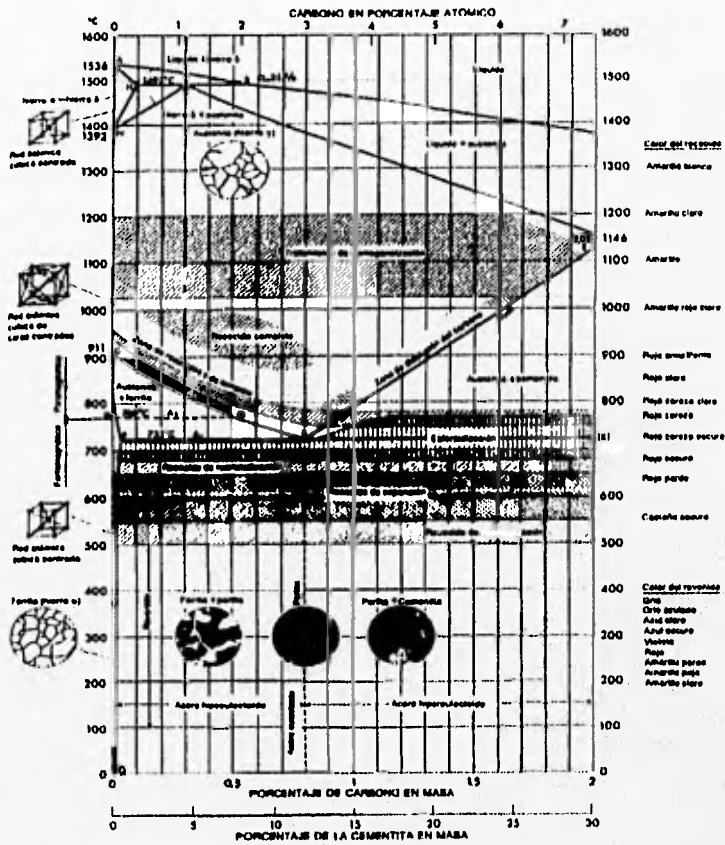


Figura 1.2. Diagrama de equilibrio Hierro - Carbono

después de acero, y comprende una superficie de trabajo, cuadrada y cónica y bigornias⁶. Los útiles para golpear son masas de 4-10 kg. o martillos de 1-4 kg.; que sirven para golpear directamente el metal o para hacerlo en una pieza intermedia que provoca tipos de deformaciones distintas; cortes en caliente y en frío, cinceles, cortafrios que seccionan el metal, punzones, cinceles y perforadores que modifican la forma de las piezas, que permiten mantener la pieza sobre el yunque y llevarlo al fuego.

El hierro se somete, como vemos, a numerosas operaciones: El estriado es un alargamiento por martillado; la estructura se afirma y se esboza la forma del objeto. La compresión tiene por objeto ensanchar la pieza.

Los espaldones⁷ modifican el perfil inicial de la barra de hierro, el trabajo con el punzón y sobre las bigornias del yunque intervienen en la formación de piezas circulares; la estampación o sellado es la utilización de formas simples en negativo para dar formas simples para dar progresivamente forma a la pieza. La fabricación de matrices o de estampillas se realiza por forjado en auténticos moldes.

El repujado da relieve a las planchas lisas, las soldaduras son unas de las operaciones más importantes cuando se da forma a un objeto. El hierro puro se autosuelda entre 1200 y 1300°C, entre 830 y 900°C, el acero se suelda en condiciones más delicadas a causa de la pérdida de carbono. El forjador debe recurrir a un fúndente, arena o arcilla, para evitar el reblandecimiento del metal y la oxidación.

El damasquinado⁸ es una técnica que utiliza la soldadura de varillas de hierro y de acero para martillarlas conjuntamente, al tiempo que se tuercen, para obtener una unidad

⁶ Bigornia: Apéndice doble en los yunques, usado para dar forma a ciertos objetos, doblarlos, para obtener anillos, etc.

⁷ Espaldón: Estrechamiento obtenido por martillado.

⁸ Damasquinado: Técnica que utiliza la mayor o menor carburación del hierro para obtener calidades excepcionales.

más compacta y homogénea. En algunos tipos de soldadura se incurre a la fusión del metal auxiliar, plomo o estaño, que une a las dos partes en cuestión.

Los tratamientos térmicos acompañan, desde tiempos prehistóricos, a los tratamientos mecánicos; estos modifican la estructura del metal sin cambiar la composición de la aleación. El primer tratamiento térmico es el recocido, que consiste en calentar la pieza hasta una temperatura que transforma al acero en austenita (800-900°C), en conservarla a esta temperatura durante un tiempo y después en dejarla enfriar lentamente hasta temperatura ambiente.

El resultado es llevar al acero a una estructura de equilibrio. Según la temperatura de mantenimiento se habla de recocido de homogeneización, de regeneración, de cristalización, etc. El temple consiste en calentar el acero hasta la formación de austenita y después enfriarlo bruscamente en agua o aceite a menos de 200 °C en un segundo, a fin de impedir el desarrollo de la perlita y dar lugar a la martensita, característica del temple que endurece el metal, pero lo hace quebradizo. El revenido corrige la fragilidad del metal templado; el forjador de nuevo la pieza entre 180 a 600 °C, la mantiene a esa temperatura durante un periodo de tiempo y después la enfría lentamente.

Homero describe el temple en la escena que Ulises y sus compañeros queman el ojo al ciclope con una lanza endurecida al fuego; se hace una analogía con el trabajo del metal: «Cuando el forjador temple una hacha grande o una segadora en el agua fría para endurecerla, el metal silba con fuerza, pero también es grande la resistencia del hierro. De esta manera silbaba el ojo del monstruo alrededor de la vara de olivo»⁹.

Los tratamientos químicos también se utilizan desde época temprana para mejorar las cualidades de los hierros puros o dulces. Con frecuencia el acerado se efectúa mediante tratamientos químicos superficiales, que consisten en introducir carbono al hierro. La

⁹ HOMERO, *Odisea*, Canto IX, v. 390.

cementación del hierro antiguamente se realizaba en un medio sólido, es decir se sumergía en un montón incandescente de carbón y sal; el carbono entra lentamente al hierro; en una varilla de hierro de 1.5 mm de espesor a 920°C se fija en una hora 0.02% de carbono. La operación de temple completa, a menudo la cementación. En otro proceso, la nitruración, interviene, hacia los 500°C, una materia nitrogenada que endurece superficialmente al hierro. El resultado es eficaz y se conoce desde la antigüedad.

Capítulo 2

2.1. Antecedentes de los aceros microaleados

2.1.1. La historia de los microaleados.

La evolución de los aceros microaleados es probablemente el más significativo desarrollo en la metalurgia de los últimos 25 años, la producción anual de acero con una excelente combinación de resistencia, ductilidad, tenacidad, formabilidad y fusión a relativo bajo costo, asciende a seis millones de toneladas, que representan aproximadamente un 10% del mundo utilizada para la construcción. El acero microaleado es utilizado para la fusión y forja como un tradicional acero de baja aleación.

Un acero de baja aleación definida por Dulieu¹⁰ en la historia, como un acero con un contenido menor del 6% en total de elementos aleantes y garantiza una resistencia, susceptibilidad a los tratamientos térmicos.

El término de microaleado es probablemente introducido por Noren¹¹ en 1962 el cual prefiere la terminología de aleación microaleada o microaleación, para la consistencia con el término de aleación de acero. Noren dio la siguiente definición de microaleado, son aquellos con una básica composición química, la cual simplemente es un acero estructural o un acero de baja aleación con pequeñas cantidades de elementos adicionados. Estos elementos tiene el efecto de darle una resistencia y algunas veces remover sus propiedades físicas.

¹⁰ DULIEU, D. J. "Hist. Met. Soc." 19 (1) 104, (1985).

¹¹ NOREN, T. M: "Special report on Columbium as a microalloying elements in steels and its effect on welding technology" Washington, D. C. (1963).

Para una mejor definición, fue obvio tener que aclarar el termino de acero HSLA y microaleante, los aceros HSLA tienen un rango de esfuerzo arriba de 250 N/mm^2 y una composición química, donde el contenido de microaleantes es de 0.1% o menos.

Sin embargo como los aceros HSLA tienen una tendencia a implicar a los microaleados, ya que presentan un contenido de manganeso aproximado de 1.4 a 1.7%, mientras que la adición de microaleantes es aproximadamente de 0.1 % o menos (niobio, o titanio o vanadio, o combinaciones de estos).

El continuo desarrollo de una nueva clase de aceros HSLA al bajo carbón (0.15% máx.) con una serie de requerimientos en la producción automotriz, la cual incluye un alto nivel de formabilidad y una excelente facilidad al manejo de la soldadura.

El rango de esfuerzos de algunos de los aceros usados en la producción es de 345, 415, 485, y 550 Mpa como esfuerzo mínimo de ruptura. Los aceros HSLA laminados en caliente o en frío son utilizados en varias aplicaciones automotrices.

2.1.2. Las características principales de los aceros HSLA.

2.1.2.1. Propiedades mecánicas.

En principio los aceros HSLA son de interés como un material de construcción, debido a sus propiedades que resultan convenientes y económicas para su uso. Como principal característica tienen alta resistencia, son dúctiles, de alta formabilidad y fácil soldabilidad, la resistencia a la corrosión es adquirida por los elementos aleantes. La combinación de importantes características de todos los aceros HSLA son mostrados en la (tabla. 2.1) además del método de determinación de esta propiedades.

El esfuerzo de cada estructura es basada como una propiedad importante, si se analizara el punto de fluencia de cada uno de los aceros, esto nos permitiría decir que el uso de un acero con alta resistencia generalmente permite la reducción del tamaño de la

Propiedad	Método de determinación
Alto campo de esfuerzo	Prueba de tensión
Buena formabilidad	Prueba de dobléz, ductibilidad en prueba de tensión
Buena soldabilidad	Prueba estandarizada de soldabilidad
Buena resistencia a la corrosión atmosférica	Prueba de exposición en medio corrosivo con pérdida de peso
Adecuada resistencia bajo condiciones adversas	Prueba de energía absorbida en ensayo de impacto

Tabla 2.1. Determinación de importantes características de los aceros HSLA

estructura y con esto decrece el resultado en el peso, frecuentemente los constituyentes de un acero al carbón proporcionan una mejora en este tipo de propiedades.

Un alto esfuerzo es obtenido por pequeñas adiciones de Niobio, Vanadio y/o Titanio. Estos elementos promueven el endurecimiento por la precipitación, otros elementos aleantes son introducidos para varios propósitos como el de influir en el proceso de corrosión. Debido a la formabilidad de los aceros HSLA estos son utilizados para la forja en frío o en caliente, ya que son económicos y con varias comodidades en la estructura ingenieril, muchos aceros pueden conformarse satisfactoriamente utilizando prensas hidráulicas y otros equipos utilizados para el conformado en frío.

Los aceros en placa para la industria automotriz se muestran en la (tabla. 2.2.) y los ASTM A 715 ya que tienen una buena formabilidad para un nivel de esfuerzos como un acero al bajo carbón.

2.1.2.2. La soldabilidad.

La soldadura es empleada en la fabricación de estructuras, esta es importante para los aceros HSLA ya que sus aplicaciones involucran diferentes métodos de soldadura, uno de los procesos que puede utilizar es el de soldadura por arco eléctrico, en planos y con espesores pequeños, además de que es importante que la soldadura utilizada para la fabricación de la estructura tenga un alto campo de esfuerzo y una ductilidad adecuada a las condiciones adversas que se tenga en el servicio de esta. El desarrollo de los diferentes procesos para la soldadura en los aceros HSLA ha sido paralelo teniendo como característica particular la de obtener una estructura con propiedades apropiadas para cada medio o obtener un punto de fluencia mayor al de un acero al carbón.

Elementos		Composición Máxima %
Carbón		0.15
Manganeso		1.65
Fósforo		0.025
Azufre		0.035
Tipos de adición de elementos %		
Tipo 1	Titanio mín.	0.05
	Silicio máx.	0.10
Tipo 2	Vanadio mín.	0.02
	Silicio máx.	0.60
	Nitrógeno máx.	0.005
Tipo 3	Niobio mín.	0.005
	Vanadio máx.	0.08
	Silicio máx.	0.60
	Nitrógeno máx.	0.020
Tipo 4	Zirconio mín.	0.05
	Silicio máx.	0.90
	Cromo máx.	0.80
	Titanio máx.	0.10
	Boro máx.	0.0025
	Niobio	0.005-0.06
Tipo 5	Niobio mín.	0.03
	Molibdeno mín.	0.20
	Silicio máx.	0.30
Tipo 6	Niobio	0.005-0.015
	Silicio máx.	0.90
Tipo 7	Niobio o Vanadio o ambos mín.	0.005
	Silicio máx.	0.60
	Nitrógeno máx.	0.20
Tipo 8	Niobio	0.005-0.015
	Zirconio mín.	0.05
Tipo 9	Niobio mín.	0.01
	Vanadio mín.	0.05
	Silicio máx.	0.60

Tabla 2.2 Rangos de composición química de placas de Acero HLSA

2.1.2.3. Resistencia a la corrosión

Un acero HSLA no es únicamente utilizado por su peso ni por su resistencia punto de fluencia, sino también es seleccionado por la resistencia a la corrosión, la cual es adquirida por los elementos aleantes.

La resistencia a la corrosión atmosférica de un acero HSLA varía con la combinación y contenido de los elementos. Los elementos que incrementan la resistencia a la corrosión atmosférica son el cobre, el fósforo, el silicio, el cromo, el níquel y el molibdeno. Algunos de estos aceros se muestran en la (tabla 2.2) y estos contienen elementos que incrementan apreciablemente la resistencia a la corrosión.

2.2. El efecto de la composición química en las propiedades y características de un acero HSLA.

El desarrollo de la composición química para obtener las propiedades deseadas en un acero HSLA, esto es, el incremento del esfuerzo o resistencia puede ser obtenido con varias combinaciones de elementos aleantes, un número de composiciones tiende a producir una serie de combinaciones en las propiedades.

El desarrollo de nuevos procesos para la fabricación de un acero HSLA a tendido a innovar nuevos equipos y procesos en la elaboración de estos, uno de los más recientes es la producción de acero por inyección de oxígeno esto fue en 1970, obteniéndose un acero de menos de 10 ppm de O, menos de 15 ppm de P, menos de 20 ppm de N, menos de 1.5 ppm de H, la reducción de el contenido de azufre y oxígeno beneficio en gran cantidad al acero debido a que se obtuvo con un menor grado de inclusiones, libres de óxidos y sulfuros, pero uno de los problemas más fuerte es el contenido de fósforo el cual expuesto a ciclos térmicos llega a segregarse como un fosforo, afectando fuertemente en la ductilidad. La adición de nitruros formados con niobio, vanadio, y aluminio tienen una baja solubilidad en la fase



Figura 2.1. Esquema del proceso de fabricación de acero

austenítica, y en algunos casos puede precipitar prematuramente. El hidrógeno en los aceros causa una reducción en la ductilidad y produciendo escamas.

El sistema completo para obtener un acero con bajos contenidos de azufre, fósforo, oxígeno, nitrógeno y hidrógeno se muestra esquemáticamente en la (fig. 2.1). En cada uno de los procesos se obtiene una reducción de impureza, estas son restringidas debido a las condiciones de operación en cada etapa, es por eso que la producción de acero HSLA tiene un alto costo y además una gran demanda. En una de las etapas se agrega calcio para obtener una estructura del azufre de forma esférica y con esto hacer que el acero pueda ser maquinado con mayor facilidad. En un acero HSLA convencional el contenido de carbón es alto hasta de 0.1% y de nitrógeno con contenidos de 0.01%, el vanadio actúa como refinador de grano, pero su poder de precipitación es como un V(C, N) es fuerte a bajas temperaturas y su precipitación también se debe a contenidos bajos de nitrógeno y carbono.

El carbón es uno de los más económicos elementos endurecedores, generalmente se desea que el contenido de carbón sea bajo ya que en un proceso de soldadura de arco eléctrico el medio afectado por el calor hace que una zona sea más dura que las demás, teniendo la zona de soldadura y los alrededores diferentes estructuras desde martensita hasta perlita teniendo una zona de posible falla mecánica.

El manganeso. En un acero HSLA usualmente se tiene en contenidos altos ya que se utiliza para aceros al carbón estructurales, el manganeso incrementa la dureza y afecta la zona de ductilidad y fragilidad, generalmente el manganeso tiene un contenido no máximo del 1% para que sea posible una soldadura.

El fósforo incrementa la dureza, en el presente es un importante elemento para la resistencia a la corrosión en un acero HSLA, se encuentra en un rango de 0.07 a 0.15 % y con ayuda de pequeñas cantidades de cobre da un gran beneficio a la resistencia a la corrosión, el fósforo no es recomendable ya que la zona de ductilidad del acero es afectada

volviéndolo más frágil, si el % de fósforo excede el 0.1 % es muy posible que el acero presente una fractura frágil.

El cobre en un acero HSLA se presenta en un rango de 0.20 a 1.5 %, la concentración del cobre depende de la resistencia a la corrosión que se desee y se considera regular y efectiva a una concentración abajo de 0.38 % de cobre, para la resistencia a la corrosión, el cobre incrementa la resistencia en aleaciones de baja y media aleación moderada por la cantidad de ferrita, con lo cual se realiza un decremento en la ductilidad, con un contenido mayor de 0.75 % de cobre afecta la zona de ductilidad y fragilidad provocando que en una soldadura el acero tenga una fractura frágil.

El vanadio; la predominancia del vanadio en la superficie terrestre es como un vanadio ferroso magnético el cual es recuperado en muy pequeñas cantidades debido a su baja ley del mineral, es un agente utilizado en el endurecimiento de un acero HSLA. Este elemento esta en cantidades de 0.12 % o menos, con en cual se incrementa la resistencia y le imparte una soldabilidad o una reducción en la zona de influencia de transición dúctil-frágil, por esta razón el vanadio es un constituyente esencial en el laminado de un acero HSLA. El vanadio tiene la característica de realizar un endurecimiento por precipitación y un refinamiento de grano. Un contenido de manganeso de menos del 1% promueve el endurecimiento por precipitación y refinación de grano, pero además debe tener un contenido menor a 0.1 % de Nitrógeno.

El niobio; la existencia de este mineral se encuentra en dos formas, una de estas es la Coulombita $FeNb_2O_6$ que comúnmente esta asociada con un isomorfo mineral de tantaló $FeTa_2O_6$, el otro mineral de niobio es el pirocloro el cual se encuentra con mayor abundancia, pero químicamente es mucho más complejo ya que contiene niobio, sodio, calcio, bario, titanio, y flúor como principales impurezas. El Niobio es utilizado como un agente endurecedor en un acero HSLA, este fue utilizado en el año de 1957 debido al incremento de la comercialización de los aceros, pequeñas adiciones de este elemento permiten un incremento severo en el punto de fluencia, en un acero al carbón con la adición de 0.02% de

niobio se ve afectada de 70 a 150 Mpa el punto de fluencia, con esto el acero se ve beneficiado en su resistencia pero se ve afectado en el proceso de laminación ya que al tener que reducir su espesor se tiene que aplicar una gran energía para su deformación.

El níquel es adicionado en una cantidad del 1% o menos en un acero HSLA. Este elemento promueve un moderado incremento en su resistencia por endurecimiento de la ferrita, además de promover la resistencia a la corrosión y en presencia de cobre y fósforo incrementa aún más su resistencia a la corrosión.

El titanio : El titanio es un elemento básico para una aleación estructural y su consumo es tan grande como el consumo de niobio o vanadio.

2.3. Papel de los elementos microaleantes Nb, V, Ti, Zr Y B en los aceros HSLA.

El papel de los elementos microaleantes inducen una resistencia y tenacidad en los aceros HSLA. Los elementos de aleación de interés son típicamente el niobio, el vanadio y el titanio los cuales pueden estar individualmente o en combinación, estos elementos precipitan en la austenita y ferrita como carburos, nitruros o carbonitruros, con lo cual contribuyen en las propiedades mecánicas vía refinación de grano o el endurecimiento por precipitación. Los precipitados de carbonitruros anexan una resistencia al acero y durante el tratamiento térmico sus propiedades varían de acuerdo a la deformación en adición los precipitados de carbonitruros, durante la austenización son controlados en el laminado con lo cual se retarda la recristalización de la austenita. Obteniendo resultados substanciales en la estructura de la austenita y en el estado final de la laminación. Básicamente el niobio retarda substancialmente la recristalización dando como resultado una mejora en la cinética de nucleación de la ferrita, y se obtenga un grano fino de ferrita después de terminada la transformación austenita-ferrita durante el enfriamiento.

Diferentes trabajos en el área de la recristalización de la austenita sugieren que el retardo de la recristalización es el resultado de la cinética debido a la fase austenítica, a los elementos de aleación que precipitan como carbonitruros y/o a que los elementos microaleantes están en solución sólida con la fase austenítica. El mecanismo exacto de retardo de la recristalización, es debida al efecto que tiene el precipitado, que controla el proceso termomecánico del acero microaleado.

El modelado termodinámico de los precipitados, ha sido desarrollado para el sistema que contiene dos^{12,13} o más¹⁴ elementos microaleantes, Crujicic^{15, 16}, desarrolló el primer modelo en relación al precipitado de carbón en un acero que contenía Nb y V¹³, desarrollándose más tarde un modelo mucho más riguroso, en cuanto al efecto del nitrógeno¹⁶, este trabajo considera los precipitados de carbonitruros en aceros microaleados de Nb, V. Además considera la actividad existente en los de precipitados, utilizando para éste la predicción de la solubilidad y la composición del carbonitruro en el sistema. El desarrollo del precipitado en la austenita, de determino utilizando un microscopio electrónico de transmisión.

El desarrollo óptimo de las propiedades y estructuras combinadas de los aceros HSLA dependen del control en el proceso termomecánico. La inhibición de la austenita recristalizada durante el estado de control, en la laminación es esencial, con el propósito de obtener un grano fino de ferrita, con una simple deformación del grano austenítico no recristalizado, incrementándose de manera substancial la densidad de nucleación de ferrita. Pequeñas adiciones de elementos microaleantes tales como niobio, vanadio y titanio, son conocidas por el papel importante que juegan en la refinación del acero y los cuales

¹² H. F. PRONH. 7th Materials Research Symposium, NBS, Washington D. C. 1974

¹³ K. J. IRVING, F. B. PICKERING, and T. GALDMAN: J. Iron Steel Inst. 1967, vol. 205. p.161

¹⁴ G. GAUTHIER and A. B. LEBON. Microalloying 75', Proceedings, Union Carbide Corporation, New York 1975, p. 88

¹⁵ A. J. GERRATT REED. "Quantitative Analysis with High Spatial Resolutions, The Metals Society, London, 1983 (Ver publicación)

¹⁶ J. V. VANDER SANDE and A. J. GARRETT REED: 37th Annual Proc. EMSA. 1980 p. 102

contribuyen a la resistencia, a través vía endurecimiento por precipitación formando carburos nitruros y carbonitruros

Un estudio en la recrystalización en un acero al niobio nos muestra que la concentración de vanadio al incrementarse retarda la recrystalización de este, esto indica que existen grandes cantidades de precipitados de carbonitruros formados en el acero con un contenido alto de carbono.

Un gran número de estudios de recrystalización y de la precipitación de carbonitruros de los elementos microaleantes en la deformación en caliente de la austenita, han sido reportados. Los más interesantes han sido la austenización, con contenidos de niobio, utilizando para esto una variedad de técnicas experimentales. La cinética de transformación a temperatura constante, y luego estos son deformados a una velocidad de esfuerzo constante, demostrándose claramente que en los aceros con niobio la precipitación del Nb(C, N) se lleva a cabo en la austenita deformada, exhibiendo una curva cinética de la forma curva C cinética. En general la precipitación ocurre después o conjuntamente con la retardación de la recrystalización. Hansen¹⁷ publica con detalle el estudio de precipitación del Nb(C, N), la recrystalización de una austenita deformada conteniendo niobio y la interacción de los dos fenómenos.

En contraste se tienen estudios de recrystalización y precipitación de una austenita deformada de un acero HSLA microaleado con Vanadio^{18 19 20 21} donde se muestra una ambigüedad en los precipitados de V (C, N) después o durante la recrystalización. Más experimentos han acarreado que una isoterma a 900° C hasta una temperatura mayor a 1000° C. Ahora es posible delinear la curva C que denota la cinética en un acero al vanadio y

¹⁷ S. S. HANSEN, J. B. VANDER SANDE and MORRIS COHEN: METALS. Trans A. 1980 vol. 11A, p. 387

¹⁸ E. L. BROWN, A. J. DEARDO and H. BUCHER: Hot Deformation of Austenite: The Metallurgical Society of AIME. New York 1977, p. 250

¹⁹ J. N. CORDEA and R. E. HOOK. Metall Trans, 1970, V.1, p.111

²⁰ M. J. WHITE and W. S. OWEN. Metall Trans, 1980, V. 11A p. 597-604

²¹ L. J. CUDDY, J. J. BAUWIN and J. C. RALEY. Metall Trans A., 1980, Vol. 11A, p381-386

compararla con un acero al niobio, algunos aceros que contienen ambos elementos son incluidos para determinar la cinética que se desarrolla de forma límite, en pequeño pero interesante en un rango de temperatura dentro de la temperatura dentro de la curva C para la precipitación de V(C, N) y Nb(C, N).

El vanadio forma un nitruro con composición cerrada para el VN y un carburo el cual varía de $VC_{0.75}$ y VC, ambos obtiene una estructura cúbica y son completamente miscibles. El rango de los parámetros en la red, son angostos y superpuestos, y son utilizados como mediciones de distinción entre el carburo y el nitruro. Basándose en ciertos argumentos de la medida de solubilidad de los productos de $VC_{0.75}$ ²² y VN²³ en austenita, usualmente se considera que la composición de V(C, N) se aproxima a VN, a medida que la temperatura aumenta para la selectiva solubilización de los carburos. Se cree que el precipitado de vanadio en una austenita es rico en nitrógeno, forma un carbonitruro cuando la temperatura es menor a 900°C, cuando el VN es el precipitado que predomina

El niobio forma algunos carburos y nitruros con una estructura cúbica, la cual es completamente miscible. La solubilidad de Nb(C, N) en austenita fue determinada por Irvine¹³, con un análisis químico de extracción del precipitado indicado por Nb(C, N), formado por la austenita en el acero microaleado rico en carbón y se dice que está rodeado por NbC¹⁴, simples Nb(C, N) y V(C, N), son isomorfos con similar parámetro de red con esto se espera que también sean miscibles el carburo de niobio. Sin embargo la existencia de precipitado de (Nb, V)(C, N) no están demostrados experimentalmente.

Se sospecha que en un el acero al niobio la distribución de los precipitados en la matriz es determinada por la distribución de los sitios nucleados en la subestructura de la austenita deformada, pero esto es difícil de demostrar ya que la subestructura de la austenita es destruida por las fases de transformación cuando ocurre el tratamiento. Sin embargo es

²²K. BUNGARDT, K. KIND, and W. OLSEN: Archiv Eisenhüttenwes., 1956, vol. 27, p.61

²³M. G. FROHBERG, and H. GRAF, Stahl Eisen, 1960, v.80, p.539

posible identificar la banda deformada en la austenita y con esto se muestra que ocurre la precipitación en la interface y es muy distingible de la forma general de la matriz.

Siguiendo el modelo de LeBon y Saint-Martin²⁴ el cual tienen cuatro estados de laminación y son descrito al detalle en^{25,26}, se adecua perfectamente a un rango de temperaturas en las cuales la cinética de la isoterma de endurecimiento son variadas al proceso. Las tres etapas por debajo de A3 son representados esquemáticamente en la (fig. 2.2).

La simplificación esquemática del trabajo de Hansen¹⁵, dice que la temperatura T es el límite de la solubilidad de los precipitados y que por debajo de esta temperatura en la etapa 1 la recrystalización precede a la precipitación, con un retardo en la recrystalización debida a un potencial de nucleación situado. En la etapa 2 por debajo de la temperatura de recrystalización continúa el proceso de precipitación pero la recrystalización es incompleta, la precipitación termina en la austenita no recrystalizada. Entre la temperatura de recrystalización y A3. En la etapa 3 después de la precipitación continúa la recrystalización la cual es marcada por un determinado tiempo.

Hansen estima que la temperatura de la solución T para un acero con 0.03% de Nb está en 1250° C y entre el rango de 850° C a 950° C la cinética de la isoterma está excluida solamente de la etapa 3. La recrystalización es retardada dentro de la matriz mientras que los precipitados obtienen un cierto tamaño de grano con esto se alarga la recrystalización en la interface. A 950° C el Nb(C, N) precipita rápidamente y la recrystalización se realiza en cuestión de segundos.

²⁴ A. LEBON and L. DE SAINT MARTIN: Microalloying 75', Proceedings, Union Carbide Corporation, New York 1977, p.90

²⁵ MORRIS COHEN and W. S. OWEN, *Ibid.* p.2

²⁶ MORRIS COHEN and S. S. HANSEN: MICOPN'78, ASTM, STP 672, p. 34

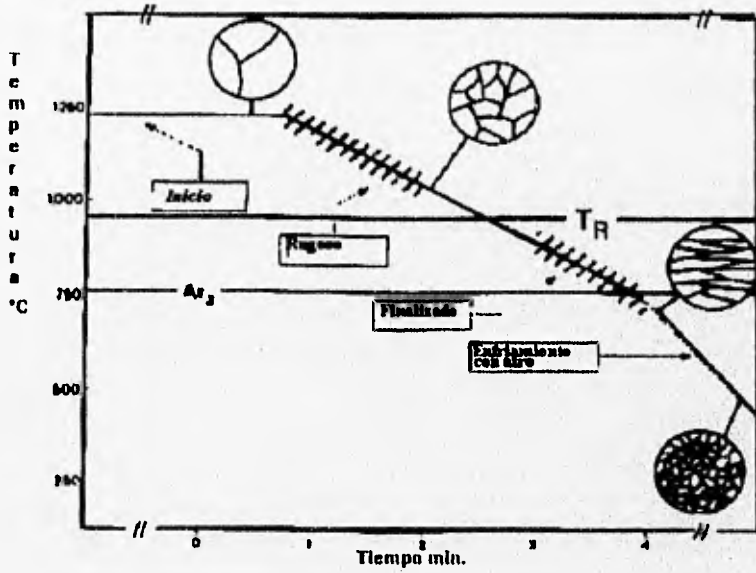


Figura 2.2. Perfil de tiempo temperatura de una placa de acero de 19mm con rolado controlado.

Los aceros HSLA han tenido un gran desarrollo es por eso que para el entendimiento de las propiedades de alta resistencia, resistencia a la fractura frágil, formabilidad en frío y buena fusión se debe analizar como influyen cada uno de los elementos microaleantes. El desarrollo de los elementos microaleantes (MAE), se refleja en la (fig. 2.3). Los aceros microaleantes son utilizados como aceros estructurales debido a su alta resistencia y fácil manejo.

Existen una variedad de aceros HSLA y esta depende de la composición química. Uno de los elementos más utilizados en los aceros HSLA es el niobio. Los elementos utilizados para remover el oxígeno y el azufre son el calcio y tierras raras, estas no se consideran dentro de los elementos microaleante, para caracterizar a una elemento microaleante, en primer lugar este debe ser un elemento de aleación, y debe proporcionar un cambio en las propiedades, el contenido de elementos microaleantes debe ser menor a 0.3 o 0.1 %, interactuando con el carbono, el nitrógeno y el azufre, y precipitando como una segunda fase en la matriz, tener un fuerte efecto en la estructura, el poder controlar su disolución y precipitación en espesores deseados.

Debido a las propiedades físicas y químicas los elementos microaleantes tienden a acoplarse con el carbón, el nitrógeno y el azufre a muy bajas temperaturas precipitando como segundas fases y estas pueden ser disociadas en la fase austenítica, la disolución y precipitación de una segunda fase es de vital importancia ya que afectara las propiedades del acero uno de los principales factores para la aparición de una segunda fase es la concentración de los elementos microaleantes. Los parámetros importantes en un acero HSLA son:

- Tamaño de grano.
- Diferentes precipitados
- Estructura.
- Textura.
- Inclusiones no metálicas.
- Densidad de dislocaciones.

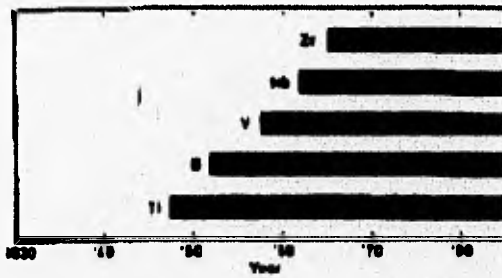


Figura 2.3. Historia de la aplicación de los elementos microaleantes en aceros estructurales.

Tamaño de grano, el tamaño de grano austenítico es reducido por el número de nucleantes e inhibiciones de migración en el límite de grano para poder precipitar particularmente.

El efecto en el tamaño de grano de la ferrita, es causada por la precipitación de partículas incoherentes en la austenita y provocadas por un tratamiento térmico es este caso de normalizado (fig 2.4).

Diferentes precipitados en los aceros microaleados que se muestran en la tabla 2.3, dependen de la composición química del acero, de la temperatura de formación, los precipitados presentan un rango de tamaño y configuración.

El rango se extiende por el curso de inclusiones con precipitados, debido a la solidificación. La estructura en un acero dependerá de las fases y precipitados que estén presentes ya que cada uno de estos presenta un arreglo cristalino diferente, en el caso de los aceros las estructuras que se obtienen son perlitas, ferritas, bainitas y martensitas, pero además se tienen los compuestos de niobio, vanadio, titanio, boro, zircón con el carbón y nitrógeno a estos compuestos se les llama precipitados.

El parámetros de la textura se debe principalmente por el tipo de proceso empleado, este puede ser un laminado en caliente, laminado en frío ó forjado. Dependiendo del proceso se puede decir que los que se realizan en frío, la textura del acero es menos rugosa y más brillante que la de un proceso en caliente.

La densidad de dislocaciones, es un factor que influye importantemente en este parámetro es la temperatura ya que al aumentar esta aumentara la densidad de dislocaciones provocando una transformación.

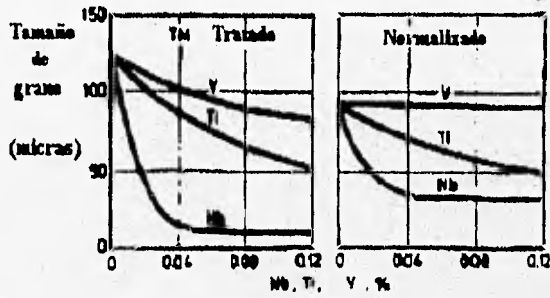


Figura 2.4. Efecto del tamaño de grano austenítico debido al número de agentes nucleantes

Tipo y tamaño de precipitados	Dominio de precipitación	Ejemplo
inclusiones gruesas - 104 nm	Precipitación antes o durante la solidificación	TiN, ZrN, Ti ₄ C ₂ S ₂ Zr ₄ C ₂ S ₂
Precipitados finos 101 nm	Bajo en titanio, Precipitación en la fase γ	TiN
Precipitados de tamaño medio - 102 nm	precipitación hasta y en los límites de grano y subestructuras	NbC, TiC BN
Precipitados de tamaño medio - 102 nm	Precipitación inducida por esfuerzos	NbC, TiC
Hileras de precipitados finos - 101 nm	Precipitación en la interface de γ/α	NbC, TiC V(C, N)
Precipitados agrupados, semicoherentes y extremadamente finos <101 nm	Precipitación en la fase α	NbC, TiC V(C, N)

Tabla 2.3. Varios tipos de precipitados en un acero microaleado.

Las inclusiones no metálicas son importantes componentes de un acero ya que se pueden controlar por su adición de elementos microaleantes. El zirconio puede estar presente en una alta concentración, el titanio y el nitrógeno están en forma de nitruros angulares con una fácil predicción estructural, la precipitación de sulfuros y compuestos de titanio y zirconio debido a la presencia de azufre llega a provocar una fractura frágil en el acero y además de que el contenido de manganeso forma un compuesto con el azufre el cual puede beneficiar un cambio en la forma del azufre y su espesor.

El niobio es caracterizado por producir particularmente un gran efecto a bajas concentraciones, esto debido a la fina dispersión del precipitado formado en la austenización y precipitado en la fase ferrítica. El precipitado es de un alto carbón, el carburo de niobio puede ser de tipo de nitrógeno o carbón, el cual tiene un por ciento de nitrógeno y carbón que es gobernado básicamente por la composición química y la temperatura. Con una deformación a una temperatura baja de austenización se induce un esfuerzo debido a la precipitación de los carburos dispersados que retardan la recristalización. La figura 2.5 ilustra este efecto. Si se tuviera una temperatura superior a la temperatura de la fase ferrítica, se lograría que la concentración de niobio presente en la fase austenítica llegara a una sobresaturación de niobio y la precipitación de este resulta en una forma fina y semicoherente partícula, la cual propicia una elevada dureza y homogeneidad, al incrementar el por ciento de niobio es aumentar la resistencia y la dureza.

Tecnológicamente los aceros microaleados con niobio en aceros de baja aleación tiene un cambio en su tenacidad y resistencia, un carburo de niobio está presente a altas temperaturas con el cual da una resistencia al acero y retarda la austenización del acero y precipita finalmente endureciéndose. Sin embargo, el más importante efecto es la habilidad del niobio adicionado para promover una refinación de grano durante un tratamiento termomecánico.

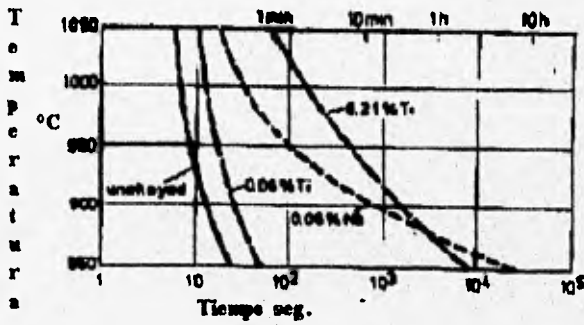


Figura 2.5. Retardación de la recrystalización por Nb o Ti.

Básicamente el niobio retarda substancialmente la recristalización dando como resultado una mejora en la cinética de nucleación de la ferrita, y se obtenga un fino grano de ferrita después de terminada la transformación austenita-ferrita durante el enfriamiento .

El titanio : Puede ser un elemento multifacético debido a las funciones que realiza en una aleación como se muestra en la tabla 2.4.

Una de las características de este es que cuando se disuelve en la fase austenítica, esta se retarda substancialmente la transformación, otra faceta es que con un porcentaje pequeño de titanio se logra despojar al nitrógeno del acero y producir una resistencia por precipitación.

El nitruro de titanio es finamente dispersado y es capaz de reducir el tamaño de grano a temperaturas bajas de austenización, el mecanismo de precipitación es el mismo que el del carburo de niobio además de que el titanio causa un retardo en la recristalización. En la figura 2.5 se ilustra el efecto de dos por cientos diferentes de titanio y niobio, los cuales tienen un efecto en el tiempo de recristalización de la fase resultante.

El vanadio. En contraste con el niobio y el titanio, el vanadio presenta una mayor solubilidad en los aceros durante los tratamientos térmicos, la cual llega a una sobresaturación de vanadio en una temperatura de austenización baja, que se refleja en el efecto de recristalización (fig. 2.6). La diferencia entre los tres elementos microaleantes es que en un análisis de el contenidos de aleantes y además de que el rango de temperatura para la recristalización, ocurre en cualquier momento para el niobio, no siendo así para el titanio, en contraste el vanadio tiene un mayor efecto en la recristalización, pero este en los aceros no incrementa su dureza ni en la laminación ni durante la forjabilidad en caliente.

El vanadio y el niobio son generalmente usados en los aceros microaleados para mejorar la resistencia estos elementos en algunas ocasiones son utilizados para refinamiento de grano en lugar del aluminio, el resultando de incorporar estos tres elementos da un efecto

Estados del titanio		Efectos en la estructura/propiedades.
[Ti] g Disuelto en g	-	Retardación de la transformación g/a
Ti como un TiN	-	Resistencia por envejecimiento refinamiento de grano en g
Ti como un TiCe	-	Retardación de la recristalización
Ti como un TiC en a	-	Endurecimiento por precipitación
Ti como un TiN, TiC	-	IF ferrite
Ti como un Ti4C2S2	-	Controlan la forma del sulfuro

Tabla 2.4. El titanio y sus multifacetas como elemento microaleante.

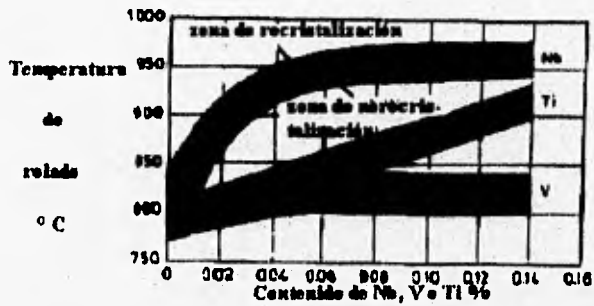


Figura. 2.6. Efecto del Nb, Ti y V en la temperatura crítica para la recristalización gamma (0.015% C).

negativo en la inducción del endurecimiento, mientras que el niobio tiene con mucho un gran efecto de endurecimiento solo, el aluminio en cantidades de 0.03 o .04 % influye en la reducción del endurecimiento asociado con el vanadio, en un acero normal el aluminio propicia que este sea endurecido, sin embargo para especificaciones de un laminado el contenido de aluminio es alto por lo cual se reduce la resistencia debido a la resistencia del vanadio.

Capítulo 3

3.1. El proceso de forja

Existen dos variedades de conformado de los materiales, estas pueden ser en frío o en caliente, una de las ventajas de el conformado de un metal en caliente es la facilidad que se tiene de deformar con muy poca energía mecánica, debido a su estado de plasticidad o condición elástica del material, otra aportación es que la temperatura a la cual se debe trabajar es a una temperatura mayor a la de recristalización. El trabajo de un conformado en frío o en caliente dependerá de las características de resistencia, durabilidad, rigidez, tenacidad y algunos otros aspectos mecánicos que se desee en la pieza .

En un proceso de forja se utilizan equipos de prensa con los cuales debido a la acción de compresión que realiza. El martinete da un conformado al materia ó metal y este adquiere propiedades físicas o mecánicas muy diferentes a la de un proceso convencional de fusión.

Los tipos de forja son: forja de dado abierto y forja de dado cerrado, con una serie de variantes. La forja con dado abierto se caracteriza por conformar el metal únicamente disminuyendo las dimensiones del metal y obteniéndose objetos largos y pequeños. La forja de dado cerrado es usada para obtener piezas con una forma y dimensiones con cierta tolerancia, por lo general para la fabricación de una pieza se requieren de varias etapas de forjado hasta lograr la pieza final. Para ambos procesos se requiere de dos secciones la primera pieza de los dos dados es el martinete el cual realiza una acción de compresión, y el segundo dado se llama matriz el cual tiene la figura o impresión de la pieza.

Los equipos de forja se clasifican por su forma de trabajo y el tipo de operación. El equipo de forja por martinete utiliza una masa el cual debido a su peso aplica una fuerza

cinética que causa una deformación en el metal. El sistema puede ser de la forma que se muestra en la (fig. 3.1.a).

El equipo de forja por presión hidráulica, como su nombre lo indica la fuerza que se ejerce es producida por un sistema hidráulico, el cual actúa sobre las matrices o dados logrando un conformado (fig. 3.1.b y 3.1.d).

El equipo de presión mecánica; la deformación se logra por un sistema de poleas las cuales impulsan un equipo produciendo una presión (fig. 3.1.c).

La forja incluye el uso de impacto y presión para formar objetos, los procesos de impacto incluyen los de forja de fragua, forja por martinete y forja por recalado.

La forja de fragua es en su mayoría una forja de dado abierto, ya que se utiliza un martinete mecánico y una matriz plana produciendo secciones planas y largas. En este proceso se trabaja generalmente en caliente.

La forja por martinete es una combinación de forja de dado abierto y forja de dado cerrado, ya que se requiere de diferentes etapas para lograr conformar una pieza.

La forja por recalado es una forja con dado cerrado porque se utiliza para piezas de dimensiones estandarizadas y con una tolerancia en estas, este proceso puede ser en frío o en caliente.

3.2. Forja de un acero microaleado 1141.

Generalmente el inicio de la forja de un acero 1141 es a la temperatura de 1100 a 1200 ° C, finalizando a una temperatura mayor a 980 ° C. Las piezas pueden ser enfriadas lentamente después de ser forjadas en caliente, proporcionando la orientación de los granos y dándole una orientación de las propiedades mecánicas.

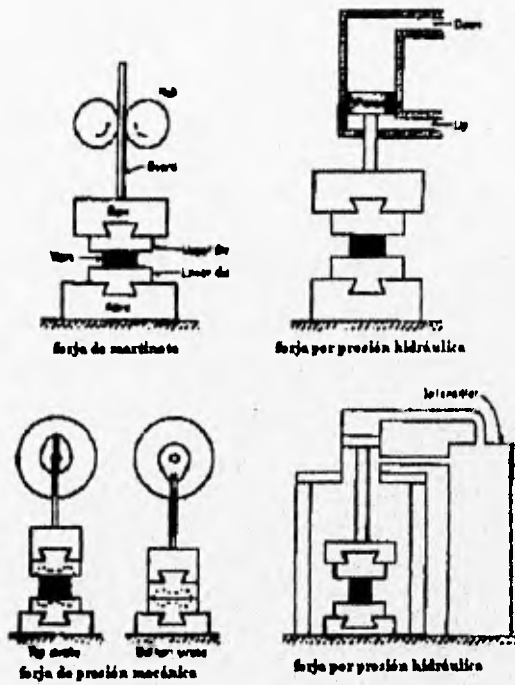


Figura. 3.1 Sistemas para el proceso de forja.

La forja de los aceros microaleados son comúnmente usados en aplicaciones que requieran un alto esfuerzo, resistencia a la fatiga, y resistencia al corte. Estos requerimientos son obtenidos con los aceros de medio carbón, es por eso que se ha desarrollado la forja de aceros microaleados con un contenido de 0.30 a 0.50 % C

El acero 1141 es transformado como barras, redondos, forjados, planos, fusión y son generalmente usados para partes de maquinaria que estén sometidos a altos esfuerzos, como en los casos de tubos, conexiones, tuberías para petróleo, pistones, turbinas de alta presión, herramientas y partes de maquinarias etc.

Capítulo 4

4.1. Principios del tratamiento térmico en un acero.

La ciencia de los tratamientos térmicos a desarrollado factores y mecanismos que controlan los constituyentes de un acero por un ciclo térmico de calentamiento y enfriamiento. El cambio de estructura o fases presentes en el acero se estudia por medio de la metalografía, la cual relaciona las propiedades mecánicas con sus fases presentes y composición química. Para llevar a cabo un estudio más preciso de la caracterización de las fases presentes, se tiene diferentes equipos como lo son el microscopio electrónico de barrido, el estudio dilatométrico, las mediciones magnéticas, el análisis térmico, difracción de rayos X y difracción de electrones.

Las características que presenta un acero con un tratamiento térmico son: El tamaño de grano, Este se modifica principalmente por la velocidad de enfriamiento y de la temperatura. De la forma del grano, podemos decir que cada fase presenta una forma característica y definida, dependiendo del tratamiento térmico. La dureza que se adquiere el acero es debido a la fases presentes formadas durante el tratamiento térmico, la composición química y las inclusiones presentes tales como son los precipitados.

En cuanto al efecto de los elementos aleantes en el acero, encontramos que la zona de austenización en algunos casos se desplazan y/o disminuye dependiendo de la concentración del elemento microaleante (fig. 4.1) y (fig. 4.2). La fase perlítica (fig. 4.3) consta de dos fases, ferrita y la cementita (carburo de hierro) que consta de una porción de hierro y carbón su fórmula es Fe_3C y contiene 6.67%C y 93.33% Fe. La forma de la ferrita se observa en la figura 4.4, y la forma de la cementita se muestra en la figura 4.5.

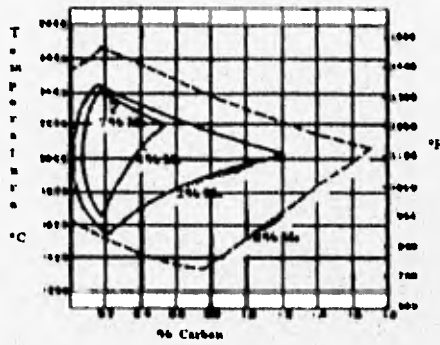


Figura .4.1. Efecto del molibdeno(Mo) en la composición y rango de temperatura con la austenita estable.

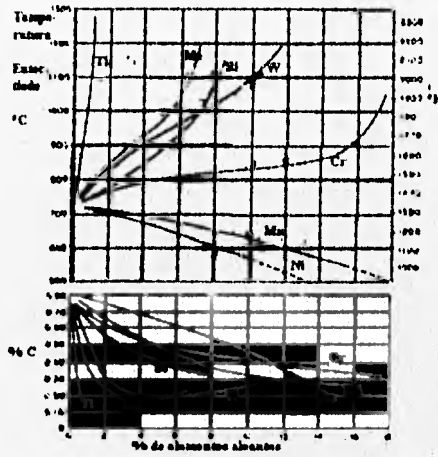


Figura. 4.2. Efecto en la variación de la temperatura eutectoide, composición, así como la influencia de los elementos aleantes.



Figura 4.3. Microestructura de la perlita

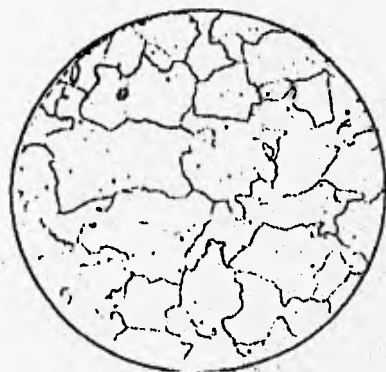


Figura. 4.4 Microestructura de la ferrita

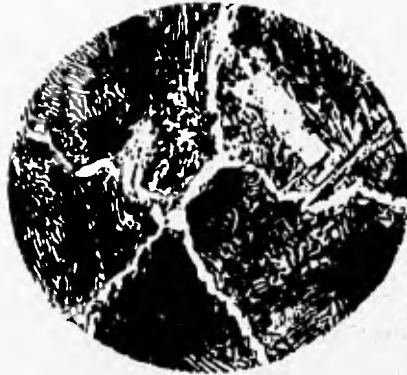


Figura 4.5. Microestructura de perlita con cementita en bordes de grano

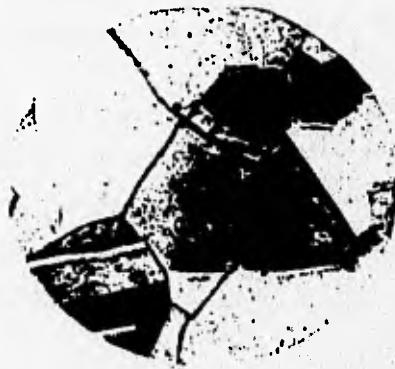


Figura 4.6. Microestructura de la austenita.

La fase austenítica presenta una estructura cristalina FCC que se encuentra en un rango de 0.0 -2.0% C y temperatura entre 721 A 1495 °C tiene una morfología que se muestra en la figura 4.6. La transformación de austenítica depende de las condiciones de equilibrio, cuando un acero se encuentra bajo las condiciones de equilibrio para la austenita y se tiene un enfriamiento muy lento, este muestra un cambio o una transformación de austenita a perlita, cuando rebasa la línea A1. Si es más rápido el enfriamiento se tiene que la transformación es atrapada, lo cual no ocurre a bajas temperaturas, la rapidez de enfriamiento y la temperatura son factores importantes para que ocurra una transformación.

El diagrama isotérmico de transformación se encarga del estudio y desarrollo de las transformaciones que puede tener un acero con un cierto contenido de carbón o aleantes. El diagrama puede ser elaborado teniendo los valores de dureza y además las microestructuras características de cada zona a diferentes temperaturas.

La transformación perlítica se realiza por abajo del rango de temperatura de 700°C a 540°C para formar microconstituyentes perlíticos con características de laminillas, si la temperatura decrece, las laminillas aumentaran y estarán mas empaquetadas, en cuanto a la dureza se incrementara dependiendo del espaciamiento de las laminillas y el tamaño.

La transformación bainítica ocurre dentro del rango de 540 a 230 °C, es muy diferente la forma de la bainita a una perlita ya que es de forma de agujas finas y pequeñas, una característica de la bainita que es más dura que la perlita. Generalmente una transformación completa de una microestructura bainítica la cual inicia en un eutectoide es la temperatura de 450, 370 y 260 °C.

La transformación martensítica en un acero ocurre a temperaturas menores de 232 °C. Su estructura es muy diferente a la de la perlita y bainita las cuales no depende tanto del tiempo como la martensita, para que la martensita logre la temperatura de transformación se debe realizar en un cierto tiempo ya que si esto no se lograra no se obtendrá la estructura, el por ciento de transformación martensítica dependerá de la temperatura y de la velocidad de

enfriamiento, esta temperatura es designada por Ms con un 50% de transformación y un 100% de transformación a la temperatura de 90 °C, la forma de la estructura es la de una aguja y la dureza es mas alta comparada con la perlita y bainita.

La existencia del tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación o envejecimiento en un acero HSLA está diseñado para producir una dispersión uniforme de un precipitado fino y duro en una matriz blanda y dúctil. Hay tres etapas en el tratamiento térmico por precipitación.

Etapa 1.- Tratamiento de solución. Inicialmente la aleación se calienta a una temperatura mayor que la de solvus y se sostiene hasta que se produce una solución sólida homogénea. Este paso disuelve el precipitado y reduce cualquier segregación presente en la aleación, como en el caso de los aceros la temperatura sería la de austenización.

Etapa 2.- Templado. Después del tratamiento de solución, la aleación, que solo contiene una fase, se enfría rápidamente o se templea, los átomos no tienen tiempo de difundirse a los lugares potenciales de nucleación y entonces forma una fase nueva. Después del templeado. La fase nueva es una solución sólida supersaturada que contiene en exceso un elemento químico, en este caso carbón y la nueva fase no es una estructura en equilibrio.

Etapa 3.- Finalmente la fase sobresaturada se calienta a una temperatura menor a la de solvus. A esta temperatura de envejecimiento, los átomos son capaces de difundirse a distancias cortas. Debido a que la fase sobresaturada no es estable, los átomos de carbón difunden a sitios de nucleación y se forma y crece un precipitado, finalmente si se mantiene la aleación el tiempo suficiente a la temperatura de envejecimiento, se produce el equilibrio entre las estructuras existentes.

4.2. El diagrama isotérmico de transformación.

Un diagrama isotérmico de transformación nos muestra las diferentes microestructuras de un acero con una composición química determinada. El diagrama esta formado por las variables tiempo temperatura y transformación. El inicio de un tratamiento térmico se realiza en la zona de austenización para posteriormente proceder a el enfriamiento de el espécimen, este al cambiar de temperatura y tiempo llega a la zona que marca las líneas de transformación que pueden ser perlita, bainita y martensita, en las líneas de transformación existe la línea de inicio y final del la transformación (fig. 4.7).

Las formas y posiciones de las curvas de un diagrama isotérmico de transformación, es que la curva tiene una forma parabólica y cuenta con un vértice o nariz que marca el tiempo máximo en que se debe alcanzar la temperatura M_s para una transformación martensítica, o se realice un tratamiento isotérmico en el cual se lleve la temperatura por debajo del punto donde se encuentra la nariz y obtener una estructura bainítica, el contenido de elementos aleantes y además el tamaño de grano afectan las curvas de transformación desplazándolas hacia la izquierda o derecha, es por eso que existe un diagrama isotérmico de transformación para cada aleación ya que presenta diferente composición química.

4.3. Tipos de tratamiento térmico

Uno de los métodos más comunes de endurecimiento, es un tratamiento térmico que consiste en un ciclo de calentamiento y enfriamiento, esto es el calentamiento se realiza a la temperatura de austenización y el enfriamiento puede ser en diferentes medios. los medios más comunes de enfriamiento son los líquidos como el agua, el aceite ó en sales fundidas.

Para la obtención de una estructura martensítica existe el tratamiento térmico del martempering el cual se realiza llevando al acero a una temperatura de austenización y enfriado rápidamente de tal manera que no toque la nariz de la transformación perlítica, sino

EFECTOS DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS EN ACEROS

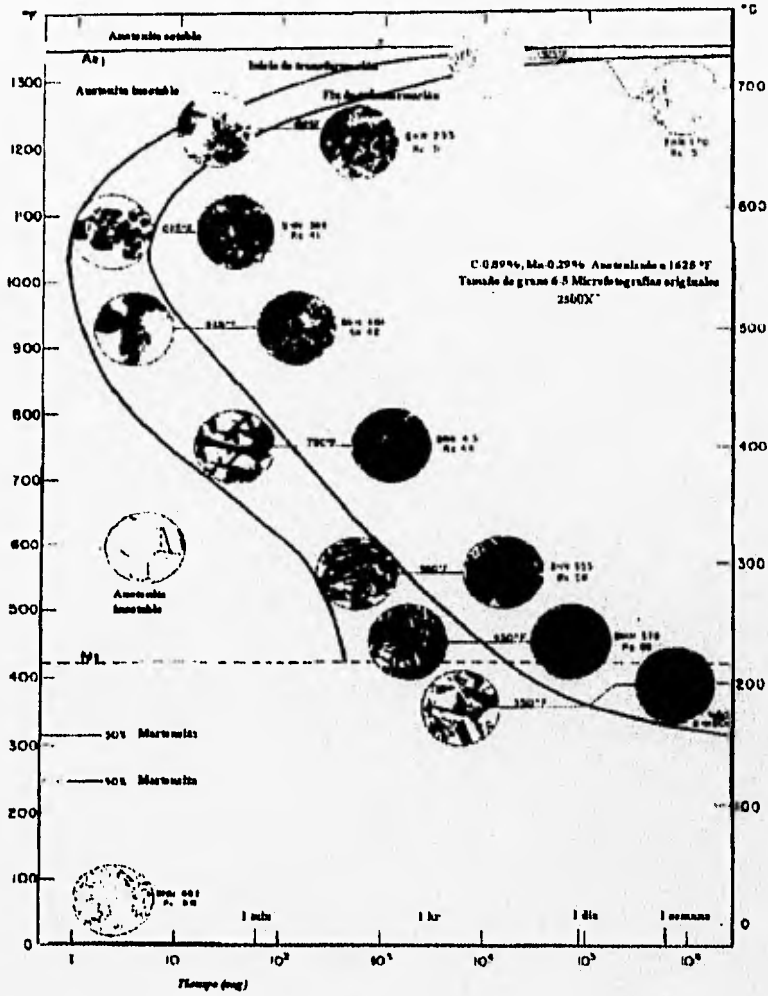


Figura 4.7. Diagrama isotérmico de transformación para un acero eutectoide.

que pase la línea M_s , esto se realiza en un tiempo muy pequeño, la estructura martensítica propicia que la dureza de la pieza sea muy alta (fig. 4.8). Si se realiza este mismo tratamiento y la rapidez de enfriamiento fuera muy rápida y posteriormente se realizara un calentamiento se obtendría una cantidad de martensita y otra de bainita o perlita ya que no se logra un 100% de transformación (fig. 4.9).

El tratamiento térmico de austempering consiste en llevar al acero a la temperatura de austenización y enfriarlo de tal forma que no cruce la temperatura M_s sino que rebase la línea de transformación perlítica en la zona de transformación bainítica. La bainita se puede decir que tiene la misma composición química que la perlita pero lo que cambia es la estructura y este cambio de estructura hace que sea más dura que la perlita (fig. 4.10).

El tratamiento térmico convencional de normalizado, se realiza calentando el acero a la temperatura de austenización y se efectuando el enfriamiento lentamente, con esto se permite que la estructura que se obtenga sea la perlítica (fig. 4.11), sin retención de esfuerzos residuales en la fases, lo que no sucede con los tratamientos de martempering y austempering.

Existen una serie de variantes en una transformación con un enfriamiento continuo, estas variantes comienzan con el tratamiento térmico involucrado, el cual esta limitado por el rango de temperatura, la rapidez de enfriamiento y la obtención de una estructura específica, muchas veces la forma del diagrama isotérmico de transformación tiene una forma que se presta para una manejo simple del acero y realizar un tratamiento térmico sin muchas complicaciones, pero cuando el diagrama presenta diferente geometría se debe seleccionar y medio de enfriamiento con el cual nos asegura la obtención de la estructura

En cuanto a los medios de tratamiento (enfriamiento) y su selección se incluyen a:

- El aceite (este puede contener una serie de aditivos).
- El agua

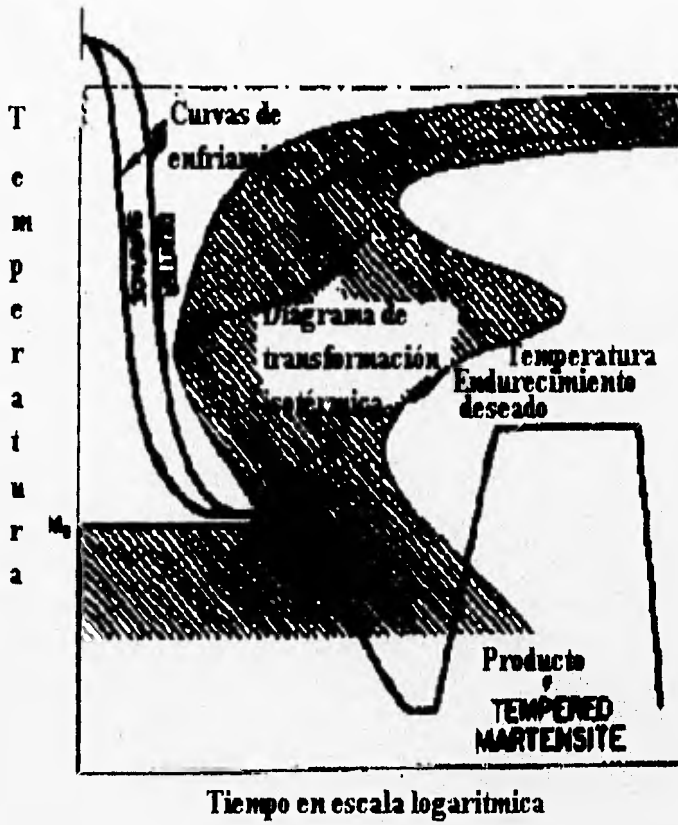


Figura 4.8. Diagrama isotérmico de transformación (martempering).

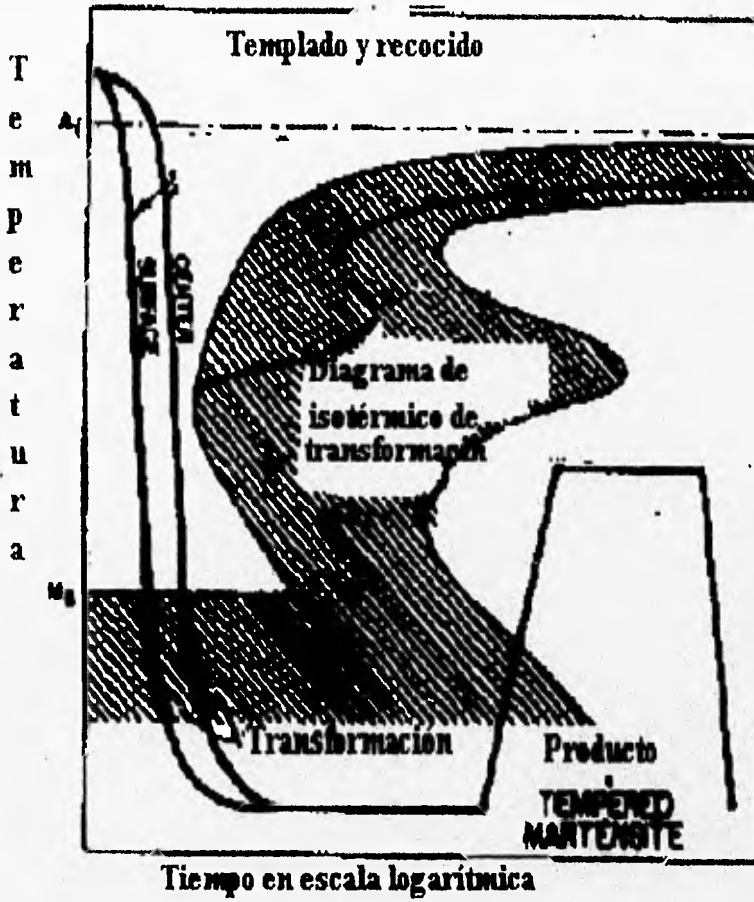


Figura 4.9. Diagrama isotérmico de transformación (templado y recocido).

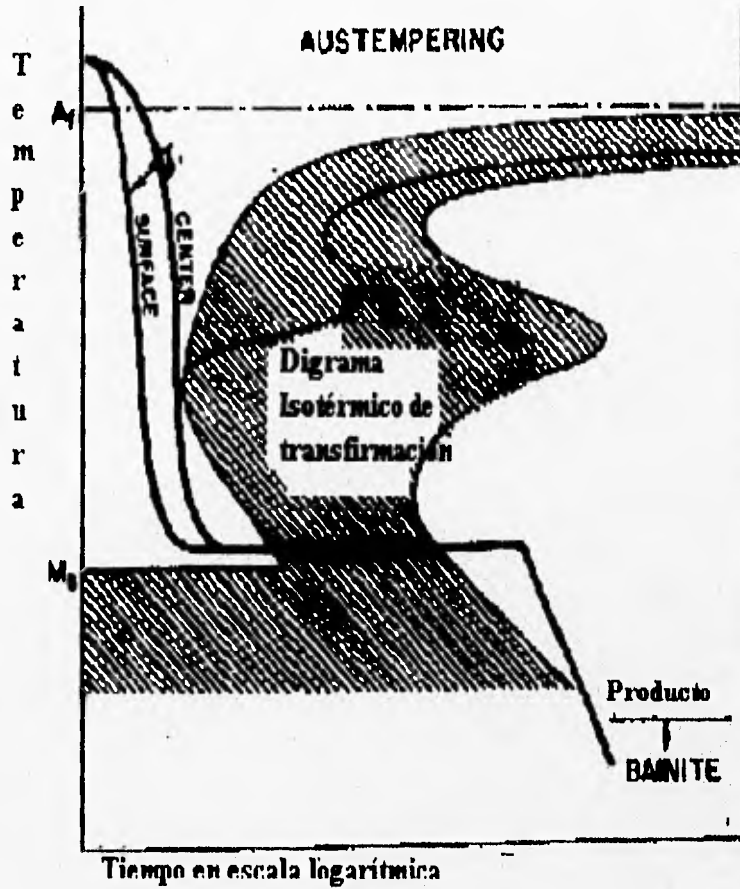


Figura 4.10. Diagrama isotérmico de transformación (austempering).

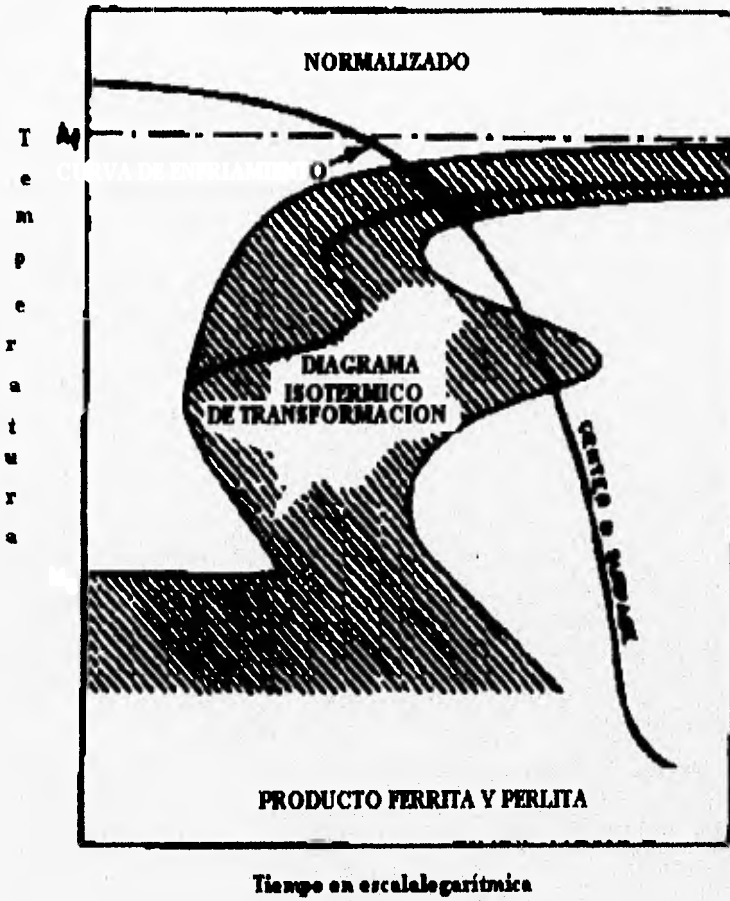


Figura 4.11. Diagrama isotérmico de transformación (normalizado).

- Un polímero en solución acuosa
- Agua (Contiene sales o aditivos cáusticos)
- Gases (En este se incluye el aire, gases inertes entre los cuales están el helio, el argón y el nitrógeno).
- Baño de sales fundidas.

La habilidad del tratamiento para endurecer al acero depende de la característica del enfriamiento proporcionada por el medio. El efecto del tratamiento también depende de la composición del acero, el tipo de medio o la condición de uso es muy importante en el enfriamiento.

4.4. PROCESOS DE ENFRIAMIENTO.

Enfriamiento directo: Se utiliza para el proceso de carburación y se trata de que el acero tenga un enfriamiento lento, logrando con esto que se difunda el carbón en el acero.

Enfriamiento por tiempo: Se utiliza para aceros que deben tener un ciclo de tratamientos térmicos, para que la pieza no presente esfuerzos residuales y se tenga una estructura estable.

Enfriamiento selectivo: Se realiza en piezas que requieren un endurecimiento en una parte en especial.

Enfriamiento por spray: La pieza es envuelta por un líquido en toda su superficie provocando un enfriamiento rápido en esta.

Enfriamiento interrumpido: Se refiere a los tratamientos térmicos de martempering, austempering y normalizado.

En un tratamiento térmico se puede identificar tres tipos de estados de remoción de calor, el estado uno, el cual forma una capa gaseosa en la pieza provocando que la rapidez de enfriamiento sea muy alta, el estado dos en el cual se tienen diferentes núcleos alrededor de la pieza y este hace que el enfriamiento sea un poco lento, y el último el estado tres, en el cual la pieza está rodeada por un líquido y este tiene la característica de que dependiendo de la viscosidad aumente disminuirá la rapidez de enfriamiento (fig. 4.12).

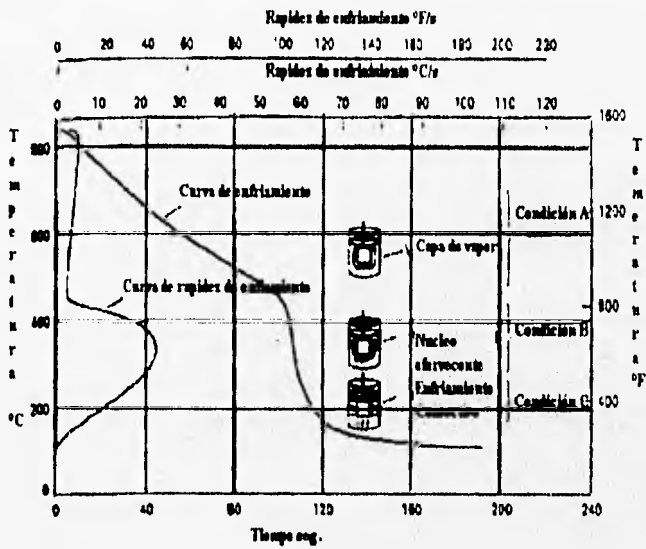


Figura 4.12. Curva de enfriamiento y curva de rapidez de enfriamiento en el centro de una probeta de 25mm de diametro en agua a 90°C con una velocidad de inmersión de 15m/min.

Capítulo 5

5.1. Procedimiento experimental

5.1.1. Selección de la barra

El acero utilizado en la forja fue seleccionado por las características formabilidad, resistencia a la tensión y composición química, el acero del que se esta hablando es el acero microaleado AISI 1141 resulturado en forma de barra, con la siguiente composición química:

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al
0.43 %	1.57 %	0.09 %	0.020 %	0.12 %	0.12 %	0.14 %	0.15 %	0.005 %	0.021 %

Ti	Sn	V	W	B	Nb	Ca	Zr	Pb
0.35 %	0.007 %	0.025 %	0.007 %	0.004 %	0.007 %	0.007 %	0.007	0.010

5.1.2 proceso de fabricación de la barra.

La barra utilizada en la parte experimental tuvo el siguiente proceso de fabricación. El material inicia su proceso en un alto horno el cual es una construcción en forma de cono truncado con diferentes diámetros e inclinaciones. Esta constituido de placas de acero revestidas en su parte interior de diferentes tipos de refractario. El crisol situado en la parte inferior cuenta con un diámetro de 5 a 10m constituido por bloques de carbón grafito. Las materias primas (Mineral de hierro y coque) son alimentados a través de un sistema de doble campana. El aire necesario para la combustión del coque en el hogar es suministrado por una serie de toberas situadas arriba de la sección del crisol, el soplo es de aproximadamente de 4250 m³ de aire por minuto, en algunos casos este aire precalentado es enriquecido con oxígeno para aumentar la eficiencia del la combustión.

La producción del arrabio es un proceso reductor a contracorriente donde la carga sólida desciende lentamente y los gases generados ascienden rápidamente, reduciéndose la carga químicamente en forma progresiva, los óxidos de hierro son transformados en hierro esponja y posteriormente a metal líquido.

El metal fundido (arrabio) es descargado (sangrado) por la piqueta hacia ollas torpedo en donde, debido a que las vaciadas del alto horno han ido aumentando su cantidad de azufre, es necesario aplicarle un proceso de desulfuración. La técnica más común es la adición de algún desulfurante, por ejemplo la inyección de polvo de CaO o Mg metálico a través de una lanza a razón de 1 Kg. de CaO por 0.57 Kg. de azufre o de 1 Kg. de Mg por 1.32 Kg. de azufre eliminado. Las razones del mayor potencial del magnesio comparado con el calcio son su menor peso atómico y que desulfura como un metal y no como un óxido relativamente pesado.

Se reconoce que es necesario extraer la escoria rica en azufre antes de cargar el arrabio al horno de aceración, de lo contrario todo el azufre en la escoria regresará al metal, por la acción de oxidación del desulfurante (ej. $MgS + O \rightarrow MgO + S$). La extracción de la escoria en la acería se hace en la cuchara de referencia del arrabio mediante una gran paleta que se opera hidráulica o eléctricamente, para la eliminación completa de la escoria también se derrama un poco de arrabio.

La eliminación de los elementos oxidables en exceso (C, Si, Mn, P) contenidos en el arrabio se efectúa por medio del Convertidor básico con oxígeno (BOF o COBOX). Estos elementos son eliminados mediante la combustión con oxígeno la cual aumenta la temperatura del metal a rangos cercanos a 1600°C, en esta etapa se llega a adicionar un 30% de chatarra para compensar el balance térmico.

El oxígeno con 99.9% de pureza es inyectado a través de una lanza retráctil a velocidades supersónicas Mach 2 o mayor, una vez eliminados estos excesos de elementos el

metal es sometido a un proceso de refinación en un horno olla en donde es ajustada su composición.

El acero refinado se vacía en una olla que en seguida se coloca sobre un recipiente llamado distribuidor. Entonces el acero fluye del distribuidor hacia dos o más moldes de cobre sin fondo enfriados con agua, antes de que la colada se comience se inserta una barra iniciadora o barra falsa en el fondo del molde. Después se inicia la colada y el nivel de metal sube hasta la altura deseada. Se jala la barra iniciadora a la misma velocidad que el metal se induce en el molde. El metal sale del molde con una capa continua de un espesor de 1 a 1.5 pulgadas. La barra de acero se soporta mecánicamente hacia abajo a través de una zona rodillos y de enfriamiento las cuales evitan que la presión ferrostática del corazón líquido deforme las caras de la barra de acero formada, una vez solidificada completamente se corta a las longitudes deseadas.

Las barras obtenidas son recalentadas en hornos de foso a 1150 °C a fin de homogeneizar la temperatura de la pieza para proceder a la laminación. La laminación de las barras se lleva a cabo en pasos individuales llevando a la barra a través de un tren de laminación en donde el metal es sometido a deformaciones con la reducción progresiva del área de sección transversal con el correspondiente aumento de longitud hasta obtener la barra con las dimensiones deseadas. La temperatura a la salida de la laminación es de 1050 °C, dejando la barra enfriar al aire.

5.2. Corte

5.2.1. Corte de la muestra para la forja

Las probetas que se emplearon se obtuvieron de una barra de acero 1141 que fue maquinada en un torno hasta tener las dimensiones de 1/2" de altura y diámetro. fig. (5.1)

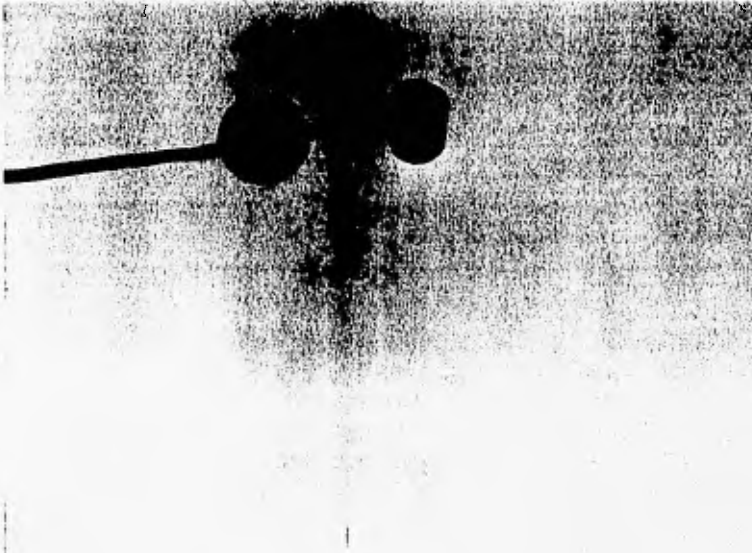


Figura 5.1. Probetas antes y después de ser forjadas con el termopar insertado (dimensiones 0.5" de diámetro, 0.5" de altura)

5.2.2. Corte de la probeta para microscopía óptica y de barrido.

El corte de la muestra fue a la mitad de la probeta forjada y fue montada en baquelita para su siguiente utilización (fig. 5.2)

5.3. Forja de las muestras.

El desarrollo de la forja en caliente del acero microaleado 1141 para las probetas cilíndricas de radio 1/4" y altura de 1/2" fue de la siguiente manera. Las probetas se sometieron a un ciclo de tratamiento térmico el cual constó de que todas las probetas estuvieran en una temperatura de austenización, y que en este caso fue $T=1040\text{ }^{\circ}\text{C}$. Posteriormente se dio un tiempo de austenización de 30 min. a las probetas y al finalizar el tiempo se sacó del horno y se forjó en un martillo de caída libre (1.80 m de caída fig. 5.3 y fig 5.4).

Una vez forjadas las probetas se sometieron a un tratamiento térmico en el cual el medio de enfriamiento variaría, los medios utilizados son : agua, aceite, aire, agua agitada, agua en spray, y aire forzado.

5.4. Termometría

Debido a las altas temperaturas utilizadas se hizo necesario la utilización de un termopar que soportaras dichas condiciones de trabajo. Este termopar está formado por un par de alambres de diferentes Unidos en una de sus terminales llamadas juntas, una de ellas se encuentra dentro del sistema a monitorear en donde se genera una fuerza electromotriz que esta en función de la temperatura, el sistema también se encuentra conectado a una junta conocida como junta fría que compensa las variaciones que existen a temperatura ambiente. El material seleccionado para monitorear la evolución térmica de cada uno de las muestras fue un termopar tipo K (que soporta un rango de trabajo de $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ a $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$) conectado su junta fría correspondiente y a un sistema electrónico de registro.

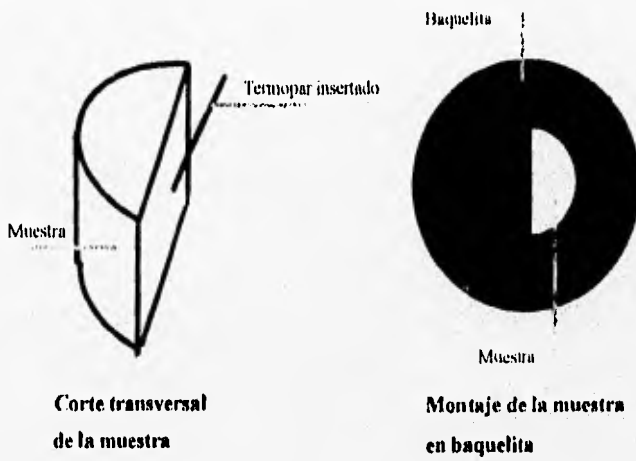


Figura 5.2. Corte y montaje de las muestras forjadas



Figura 5.3 Equipo utilizado para la forja de las muestras (martillo y mufla para el calentamiento de las muestras)

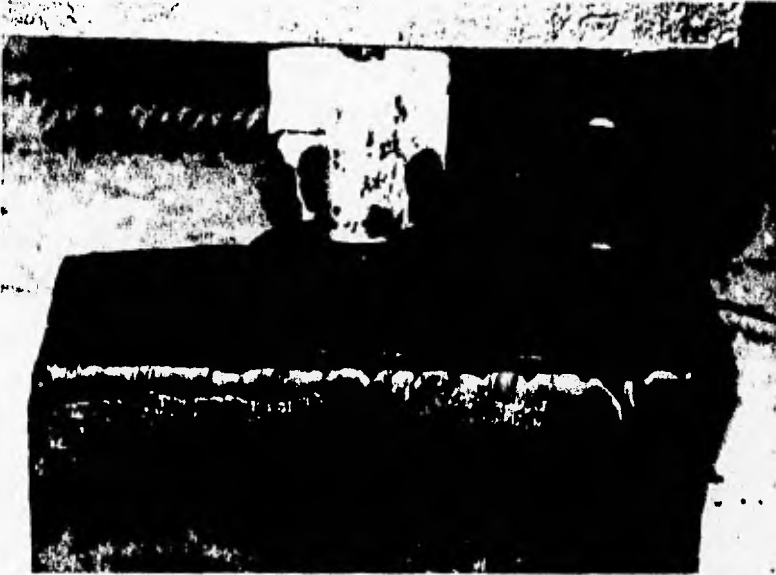


Figura 5.4. Martillo y probetas durante el proceso de forjado.

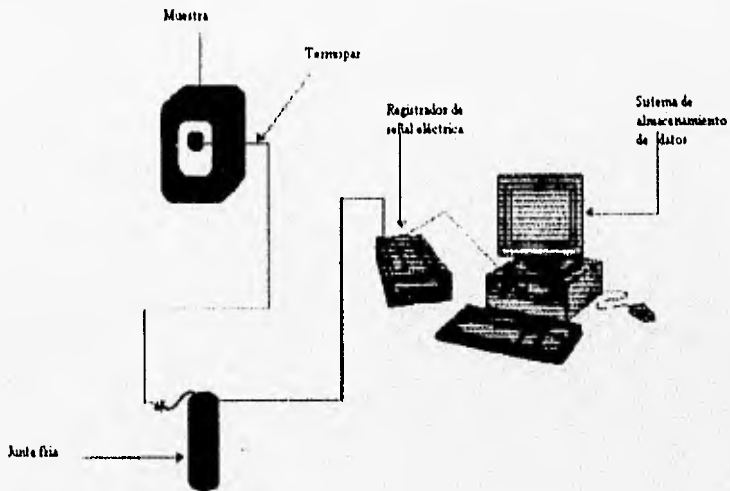


Figura 5.5. Sistema de monitoreo y registro de la temperatura de la muestra durante la forja y el enfriamiento

El termopar fue insertado en la muestra a través de un orificio lateral como se muestra en la fig. 5.1 y 5.2, que permitió monitorear el comportamiento de la temperatura con el tiempo. Los registros fueron almacenados en una base de datos y procesados en un sistema de computo Hewlett-Packard a través de un programa generado en BASIC, obteniendo las curvas térmicas de cada uno de los especímenes (fig. 5.5)

5.5. Preparación de las muestras para la caracterización.

La caracterización metalúrgica del material de llegada se realiza por medio de un pulido del metal con lijas y posteriormente con un paño y alúmina hasta tener una superficie brillante característica de cualquier metal. Las probetas pulidas fueron atacadas con reactivo de ataque Nital 2 (98% Alcohol etílico, 2% Ácido Nítrico) para revelar las estructuras formadas.

5.6. Microscopía

5.6.1. Óptica

La microscopía óptica es utilizada para la observación de las características de un metal, debido a que la luz que emite es microscopio es polarizada rectilíneamente por medio de un polarizador, esta luz polarizada verticalmente, atraviesa el objetivo y posteriormente la luz llega al objeto (superficie pulida) que actúa como un espejo, modificando por reflexión la calidad de la luz que recibe, llegando la imagen a los oculares, a través del objetivo. Se hizo uso de un microscopio marca Olimpus modelo PMG-3 con objetivos de 5, 10, 25 y 50 X

5.6.2. Electrónica de barrido

Es un instrumento de mucha utilidad en el análisis de metales, permitiendo obtener datos tanto de superficie de la partícula o grano como de su composición química. La comparación con el microscopio óptico proporciona una amplia gama de aumentos, además de una mayor resolución. Se utilizó un microscopio electrónica de barrido Marca JMS, modelo T200 M. E. B. Scanning con una resolución máxima de 100000 aumentos.

5.7. Dureza.

También se realizó un barrido de dureza Vickers (HV) en un microduremetro marca Matzuzawa modelo MHT-2 ; con una carga de 10 kg. y un penetrador de pirámide de diamante, a cada una de las probetas.

Capítulo 6

6.1 Resultados y Discusión :

La microestructura de la probeta de llegada presenta una matriz perlítico-ferrítica, con dominio de perlita equiaxial y un tamaño de grano promedio de 38 μm . (figs. 6.1 y 6.2), presentando una estructura de laminación, con la presencia de sulfuros de forma alargada orientados en la dirección de la deformación. A mayores aumentos se observa que el tamaño de grano así como su forma no son uniformes (fig. 6.19), en esta misma figura encontramos un sulfuro de forma alargada dentro de la matriz de tamaño mayor que el de los granos de perlita y ferrita formados, en la figura 6.20 también se observa un sulfuro, pero este se encuentra contenido en un grano de perlita. Estos sulfuros de forma laminar afectan directamente a las propiedades mecánicas del material, mejorando la maquinabilidad, pero fragilizándolo al ser laminada en caliente. No se observa presencia de precipitados, la dureza de este material (255 HV) es función de la microestructura.

La estructura de la muestra enfriada en un medio de aire forzado presenta una matriz bainítica (figs. 6.3 y 6.4) con un tamaño de grano 34 μm en promedio de forma equiaxial producida por el enfriamiento moderado a la que fue sujeta, lo que propició la aparición de precipitados. Estos precipitados se encuentran en límites de grano dentro de la fase ferrítica (figs. 6.27 y 6.28), los sulfuros presentes se encuentran distribuidos dentro de la estructura con un tamaño similar al encontrado en la estructura de llegada (fig. 6.2). La formación de los precipitados facilitó que el grano fuera refinado y tuviera una forma equiaxial, la disolución de los sulfuros durante el periodo de austenización permitió la redistribución de estos dentro de toda la estructura. La dureza obtenida de 303 HV es producto básicamente de la presencia de fase la bainítica y de los precipitados formados durante el enfriamiento.

Al aumentar la severidad del medio de enfriamiento se observa una disminución del tamaño de las agujas de bainita (rocío de agua a 60 cm figura 6.5 y 6.6, rocío de agua a 30 cm figura 6.7 y 6.8) mostrando una estructura y comportamiento térmico muy similar a la del medio de aire forzado. El tamaño de grano disminuyó al aumentar la severidad del medio de enfriamiento como se observa al comparar las fig. 6.6 y 6.8 donde el tamaño de la muestra enfriada con rocío de agua a 30 cm es menor, de igual manera se observan los sulfuros y precipitados con la misma distribución, con una dureza de 264 HV y 317 HV respectivamente y un tamaño de grano 31 y 29 μm en promedio, debido a que las velocidades de enfriamiento son similares como se muestran en las gráficas. En la figura 6.23 perteneciente al enfriamiento con rocío de agua a 60 cm se muestra el detalle de la estructura bainítica con grano equiaxial también se observa la disminución del tamaño de las agujas de bainita al compararlas con las de la muestra enfriada en aire forzado (fig. 6.27), la figura 6.25 (enfriamiento con rocío de agua a 30 cm) muestra la misma estructura que la muestra enfriada con rocío de agua 60 cm, se la misma manera se observa que la agujas de bainita como el tamaño de grano son de menor proporción que las muestras anteriores de rocío de agua y aire forzado (fig. 6.23 y 6.27). Las figuras 6.24 y 6.26 son ampliaciones de las figuras 6.24 y 6.25 en las cuales se encuentra la presencia de precipitados en límites de grano así como de sulfuros distribuidos dentro de la matriz. De la misma forma que ocurrió el mecanismo de refinación de grano en el caso de enfriamiento de aire forzado, ocurrió para el caso de enfriamiento de la muestra con rocío de agua, de aquí que se observen estructuras similares ambas estructuras. El cambio de fase se da a temperaturas de 600°C a 540°C y 590°C a 545°C en el mismo intervalo de tiempo que en la muestra anteriormente descrita.

Para medios de enfriamiento con severidad media, aire comprimido, se observa el estado de transición de las fases bainita-martensita conteniendo precipitados agrupados alrededor de los sulfuros (figura 6.9 y 6.10), la estructura muestra agujas

finas de martensita junto con bainita con un tamaño de grano $18 \mu\text{m}$, los sulfuros de un tamaño pequeño se encuentran en grupos (fig. 6.10), debido al tipo de enfriamiento al que fue sujeto la muestra. En la figura 6.29 se observan los sulfuros dentro de la matriz, en la figura 6.30 se muestran con mayor claridad las agujas de martensita y bainita. En esta estructura el proceso de recristalización y los precipitados también influyeron en el tamaño y forma del grano. La dureza obtenida (de 570 HV) es adquirida por el medio de enfriamiento y la formación de precipitados en las figuras 6.29 y 6.30 se observa que los precipitados están presentes en límite de grano dentro de la fase ferrítica.

En las muestras tratadas en medios con alta velocidad de enfriamiento con alta severidad (gráfica 6.5, 6.6 y 6.7), se observa la microestructura característica de un temple con la presencia de martensita en forma acicular (figs. 6.11, 6.12, 6.13, 6.14, 6.15 y 6.16). En la muestra templada en aceite sin agitar se obtuvo una matriz martensítica con agujas finas con un tamaño de grano de $17 \mu\text{m}$, en la matriz hay presencia de pequeños sulfuros distribuidos homogéneamente en toda la estructura (fig. 6.11 y 6.12). Los precipitados se localizan en las puntas de las agujas, las figuras 6.35 y 6.36 se visualizan las agujas de martensita con un tamaño uniforme así como la presencia de sulfuros dispersos en la matriz. La forma y tamaño de la matriz se atribuye principalmente al medio de enfriamiento y en menor medida a otro tipo de mecanismos como son la recristalización etc. Los precipitados presentes pueden tener su origen en el mecanismo normal de precipitación, o se puede especular que son precipitados ya formados en la estructura de llegada y que no se alcanzan a disolver durante el tratamiento de austenización.

En el caso de la muestra enfriada en agua, la matriz martensítica (fig. 6.13) disminuye su tamaño de grano $9 \mu\text{m}$ con respecto al caso anterior (aceite sin agitar fig. 6.11), los sulfuros se encuentran en grupos como se muestra en la figura 6.14. El tamaño y forma de las agujas de martensita es más fino (fig. 6.21) si comparamos con la fig. 6.35 correspondiente al enfriamiento en aceite sin agitar. Se observan sulfuros y

algunos precipitados en el límite de grano, esto puede tener un origen similar al expuesto en el caso anterior (aceite sin agitar).

Las muestras enfriadas en aceite agitado muestran una estructura martensítica muy fina con agujas de $3.86 \mu\text{m}$ (fig. 6.15) por haber sido enriadas en el medio más severo. los sulfuros que aparecen en toda la matriz son de un tamaño considerablemente mayor que en otras muestras (fig. 6.16). En la figura 6.31 de mayor aumentos se observan precipitados en los límites de grano. En la figura 6.32 las agujas de martensita son ancladas por los sulfuros que son muy notorios en esta fotografía. La presencia de los precipitados se explican como inclusiones sin disolver durante la austenización. Las durezas obtenidas de 683, 649 y 720 HV, para los tres últimos casos (aceite sin agitación, agua sin agitación y aceite agitado) son producto de la microestructura formada.

Para el caso de la muestra tratada isotérmicamente (gráfica 6.8) se observa una gran cantidad de precipitados dentro de una matriz ferrítica, a causa del tratamiento térmico que favoreció el proceso de precipitación y recristalización similar al proceso de envejecimiento de aleaciones no ferrosas (pe. duraluminio). Los precipitados se encuentran en los límites de grano y/o dentro de la fase ferrítica (fig. 6.33 y 6.34), dado que esta es la fase blanda de la microestructura y es aquí donde se dan las condiciones favorables para la precipitación, estos precipitados de forma circular están distribuidos homogéneamente (fig. 6.17 y 6.18). Se encuentra gran cantidad de granos de austenita no recristalizada con un tamaño de $21.8 \mu\text{m}$ formados durante el proceso de envejecimiento. La dureza de 603 HV es el resultado de la combinación de las fases constituidas, inclusiones (precipitados y sulfuros) y del tamaño de grano formado.

El enfriamiento se considera lento para el medio de aire forzado de acuerdo a la gráfica de enfriamiento (gráfica 6.1), donde se observa que el cambio de fase se encuentra en el rango de 550°C a 510°C entre los 24 seg. y 34 seg. En la gráfica 6.2

(rocío a 60 cm) el enfriamiento adquiere una velocidad constante después que de que se presenta la meseta de transformación. En la gráfica 6.3 (rocío a 30 cm) al principio el enfriamiento es similar al del caso de enfriamiento con rocío a 60 cm (entre los 1200 y 500 °C), al terminar la meseta de transformación la velocidad aumenta, de aquí que el tamaño de grano y la forma de la bainita sea más fina que en el caso de rocío a 60 cm. En ambos casos de enfriamiento con rocío de agua la velocidad de enfriamiento permite la formación de precipitados. Para el medio de enfriamiento correspondiente a aire comprimido gráfica 6.4 la transformación se efectúa en un período menor que en casos anteriores, el cambio de pendiente donde ocurre la transformación es pronunciado debido al medio de enfriamiento de aquí que se explique la presencia de las dos fases martensita y bainita en coexistencia. La velocidad de enfriamiento que mostró la probeta enfriada en el medio de aceite sin agitar fue alta, con la consecuente formación de martensita fina que aparece en este tipo de enfriamientos con alta severidad de enfriamiento. El analizar las gráficas 6.6 y 6.7 (agua y aceite agitado respectivamente) se observa un comportamiento similar al del enfriamiento en aceite sin agitar, con la diferencia que al aumentar la severidad del medio se hacia más fina la estructura de martensita.

La energía absorbida durante el proceso de forja por las probetas fue difícil de cuantificar debido a que la deformación no se efectúa en un solo paso, debido al efecto de rebote del martillo. El tratar de estimar este parámetro mediante las curvas térmicas es un tanto complejo debido a los factores que rodean a la pérdida de calor de la muestra como son: pérdidas de calor por convección, conducción y radiación. Sin embargo esta energía absorbida influye en buena medida en el proceso de recristalización por la formación de zonas de dislocaciones que favorecen a este proceso.

La gráfica 6.9. nos muestra un esbozo del diagrama de transformación elaborado a partir de las curvas de enfriamiento obtenidas. Se observan tres zonas de transformación, Austenita, Martensita y Bainita, Para las muestras sometidas a medios

de enfriamiento severos (Agua, Aceite sin agitar y aceite agitado) se encontró una estructura martensítica debido a que la velocidad de enfriamiento no permite algún otro tipo de transformación. Para el caso de la muestra enfriada con aire comprimido la curva cruza la zona de martensita y toca la zona de transformación bainítica, he aquí la explicación de la presencia de ambas fases dentro de la estructura de la muestra. Para las tres restantes muestras correspondiente a medios de enfriamiento menores (Aire forzado, Rocio con agua a 30 y 60 cm) presentan su transformación dentro de la zona bainítica. Para el caso de la muestra tratada isotérmicamente la estructura formada no se muestra dentro de la curva de transformación, pero su constitución es causa del enfriamiento en donde se retuvo una estructura austenítica. Las durezas obtenidas en las muestras concuerdan con la estructura obtenida aunque los precipitados influyen en los casos donde la velocidad de enfriamiento es relativamente lenta, no siendo así para el caso del tratamiento isotérmico donde la dureza obtenida es consecuencia del endurecimiento por precipitación.

Las durezas obtenidas en cada una de las muestras (gráfica 6.10) dependen de varios factores: La estructura e inclusiones presentes (sulfuros y precipitados), como ya se describió anteriormente, al estudiar los resultados obtenidos en la gráfica 6.11 encontramos que al aumentar el % de deformación existe una mayor cantidad de energía absorbida que influye directamente en los procesos de precipitación y recristalización, como una consecuencia del aumento las zonas de dislocaciones.

La gráfica 6.12 nos da constancia solo de la apariencia externa de las muestras trabajadas, estos datos solo muestran que la técnica de forja utilizada dio resultados confiables, al mantener parámetros similares de calentamiento y deformación de las muestras en estudio.

La gráfica 6.13 nos muestra la variación de que presenta los tamaños de granos y agujas en las diferentes estructuras que ya fueron mencionadas con anterioridad, cabe hacer notar que los tamaños fueron obtenidos a partir de una muestra de puntos

tomados aleatoriamente los cuales fueron tratados estadísticamente, además de que la comparación se considera un tanto relativa debido a que en el mejor de los casos se midieron granos (Muestras: Llegada, Isotérmica, Aire forzado, Rocio con Agua y Aire comprimido) mientras que en los restantes casos se midieron los tamaños de las agujas de martensita. Aunque hay que considerar que también se puede revelar los límites de grano de a partir de una estructura martensítica.

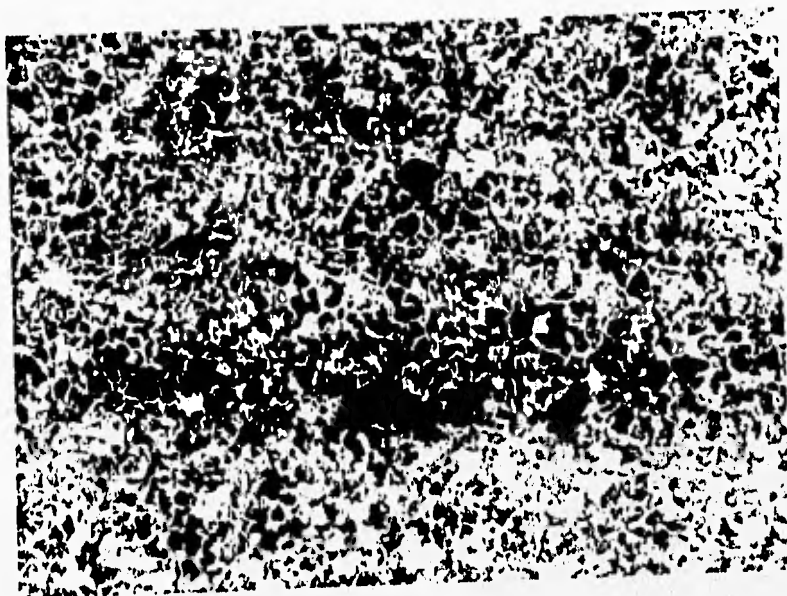


Figura 6.1. Acero 1141.5X . Material de llegada. Ataque Nital 2. Estructura Perlita y Ferrita.

En esta muestra se observan las líneas de flujo producidas por el maquinado.

ESTA TESIS NO DEBE
SALIR DE LA BIBLIOTECA

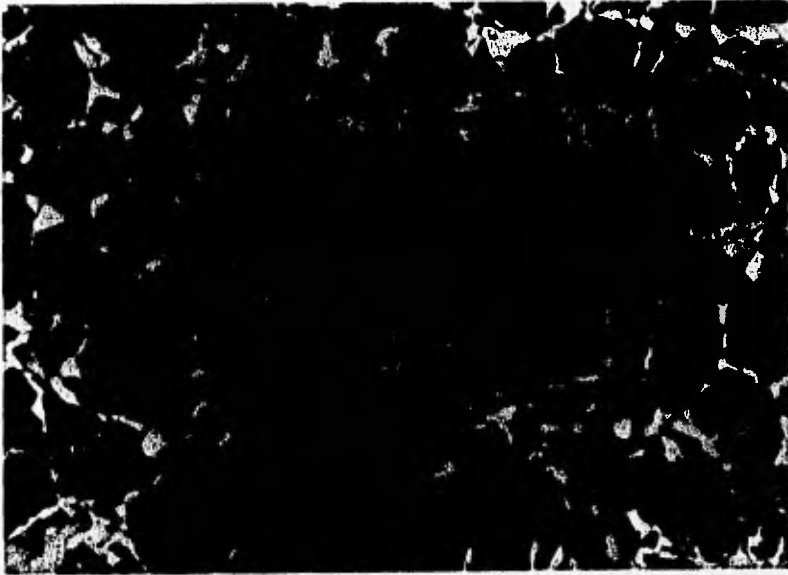


Figura 6.2. Acero 1141, 20X. Material de llegada, ataque Nital 2. Estructura Perlita y Ferrita.

Se observan inclusiones de sulfuros de forma alargada, orientadas en dirección del laminado.

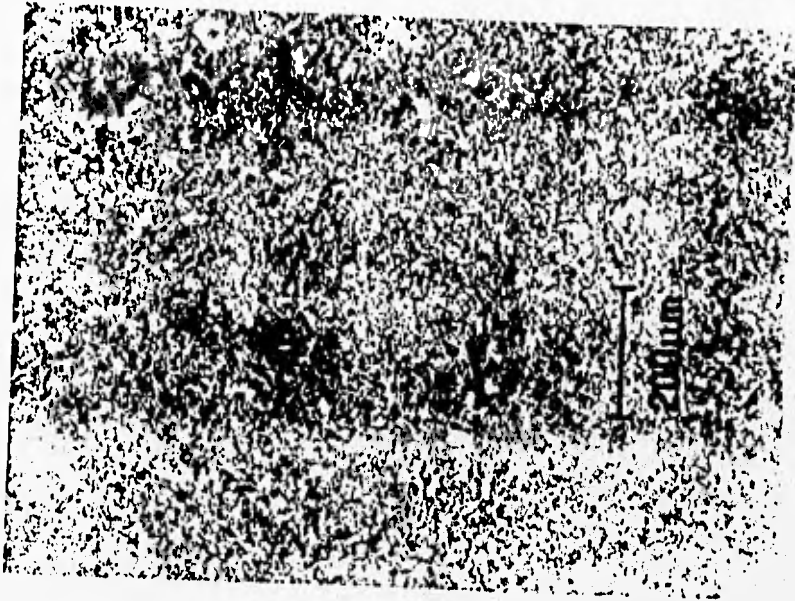


Figura 6.3. Acero 1141. 5X. Medio de enfriamiento Aire Forzado. Ataque Nital 2. Estructura Matriz Bainítica.

Muestra tamaño de grano uniforme, con presencia de sulfuros y precipitados.



Figura 6.4. Acero 1141. 20X, Medio de enfriamiento Aire Forzado, Ataque Nital 2, Estructura Matriz Bainítica.

Muestra tamaño de grano uniforme, con presencia precipitados en el límite de grano y sulfuros de forma irregular.

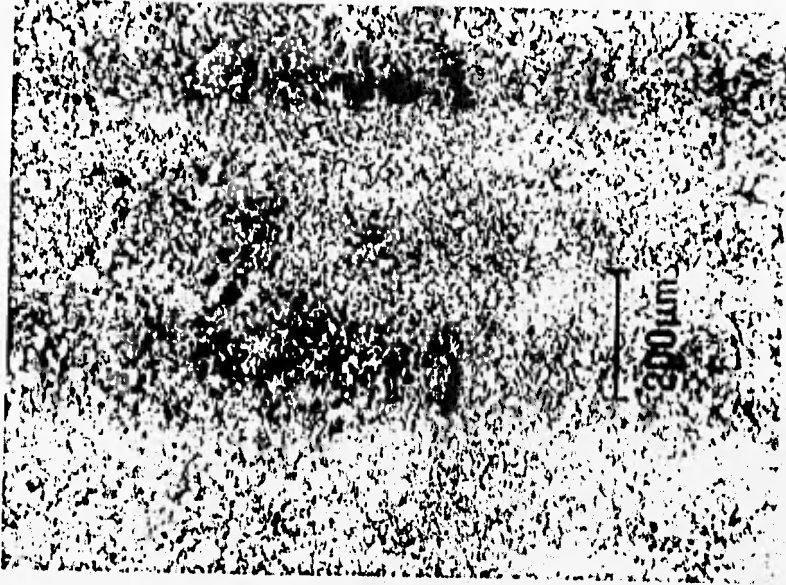


Figura 6.5. Acero 1141. 5X. Medio de enfriamiento Rocío a 60 cm. Ataque Nital 2. Estructura Matriz Bainítica.

Muestra tamaño de grano uniforme, con presencia de sulfuros irregulares y precipitados.

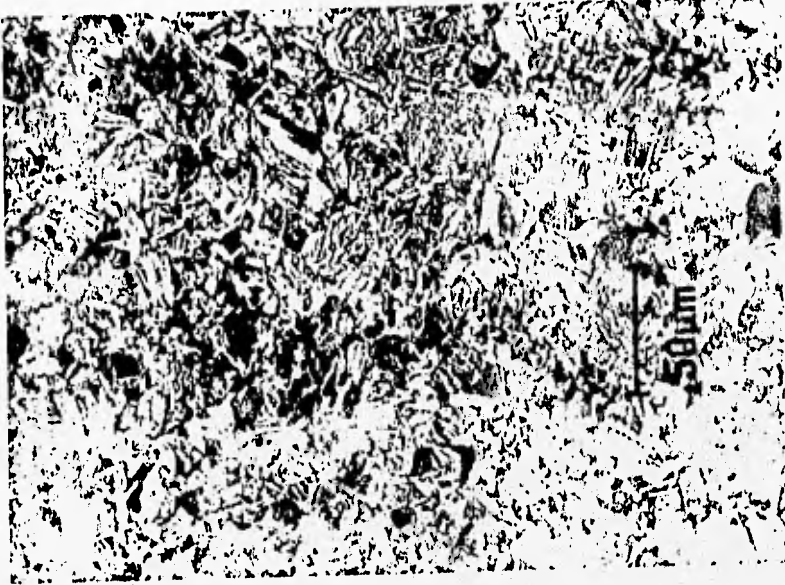


Figura 6.6. Acero 1141. 5X. Medio de enfriamiento Rucio de Agua a 60 cm.
Ataque Nital 2. Estructura Matriz Bainítica.

Muestra tamaño de grano uniforme, con presencia de sulfuros y precipitados.

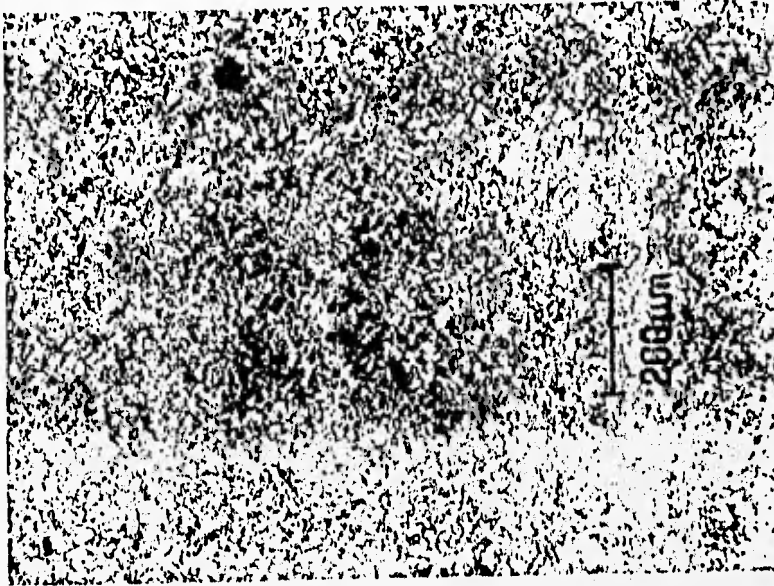


Figura 6.7. Acero 1141. 5X. Medio de enfriamiento Rocío de Agua a 30 cm. Ataque Nital 2. Estructura Matriz Bainítica.

Muestra tamaño de grano uniforme, con presencia de sulfuros y precipitados.

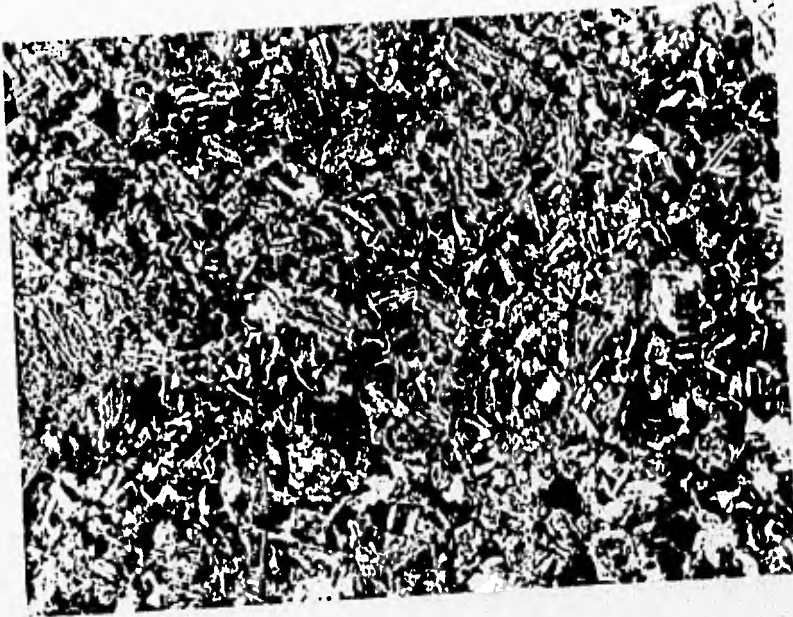


Figura 6.8. Acero 1141. 20X. Medio de enfriamiento Rocío de Agua a 30 cm. Ataque Nital 2. Estructura Matriz Bainítica.

Muestra tamaño de grano uniforme, con presencia de sulfuros y precipitados. En límite de grano

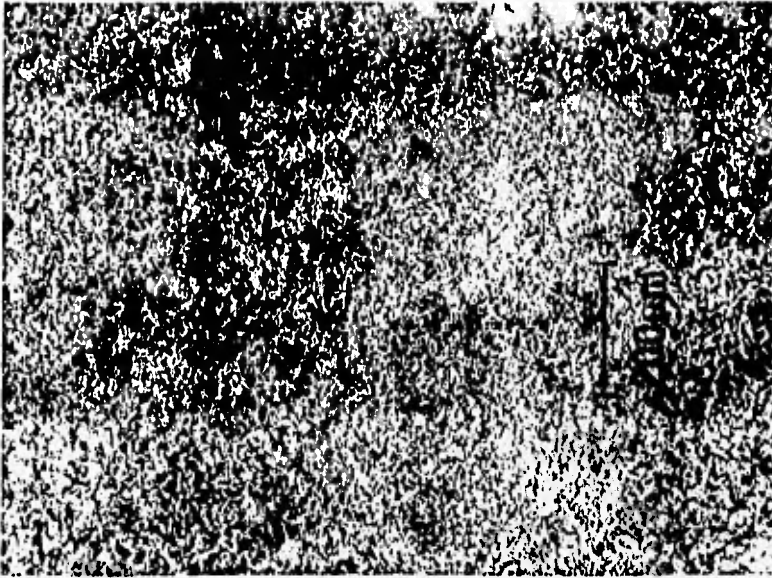


Figura 6.9, Acero 1141. 5X. Medio de enfriamiento Aire Comprimido. Ataque Nital 2. Estructura Matriz Martensítica con presencia de Bainítica y sulfuros.

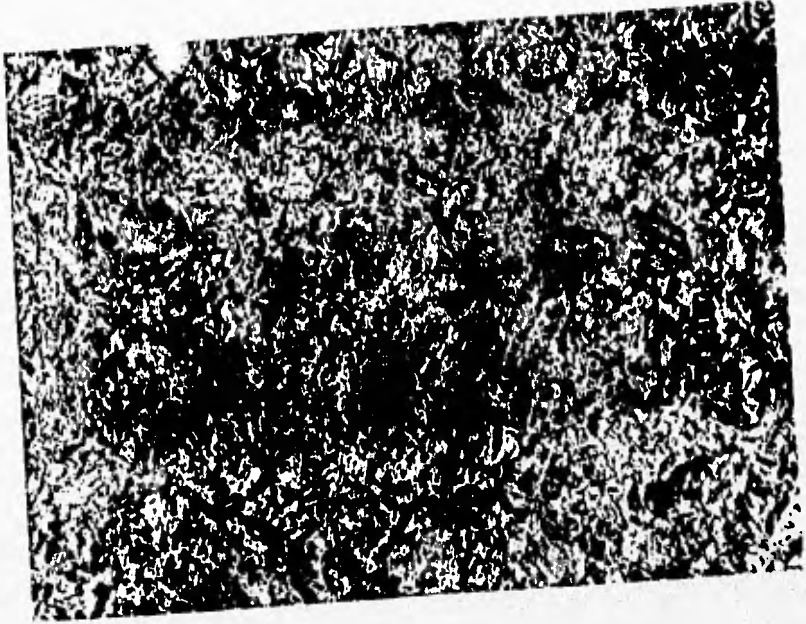


Figura 6.10. Acero 1141. 20X. Medio de enfriamiento Aire Comprimido. Ataque Nital 2. Estructura Matriz Martensítica con presencia de Bainita.

Muestra tamaño de grano uniforme, con presencia de sulfuros y precipitados.

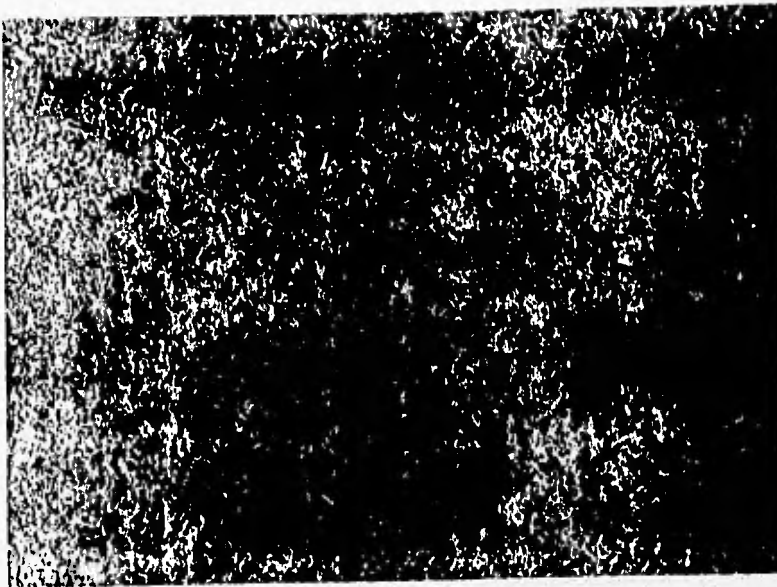


Figura 6.11. Acero 1141. 5X. Medio de enfriamiento Aceite sin agitar. Ataque Nital 2. Estructura Martensítica.



Figura 6.12. Acero 1141. 20X. Medio de enfriamiento Aceite sin agitar. Ataque Nital 2. Estructura Martensítica



Figura 6.13. Acero 1141. 5X. Medio de enfriamiento Agua a 25°C. Ataque Nital 2.
Estructura Matriz Martensítica.

Muestra presencia de sulfuros e inclusiones de forma irregular.

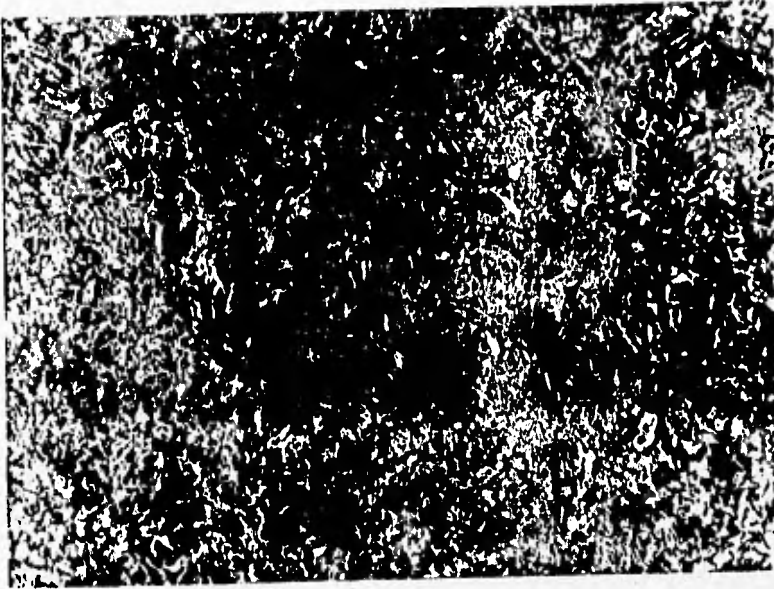


Figura 6.14. Acero 1141. 20X. Medio de enfriamiento Agua a 25°C. Ataque Nital
2. Estructura Matriz Martensítica.

Muestra presencia de sulfuros y precipitados con placas de ferrita.

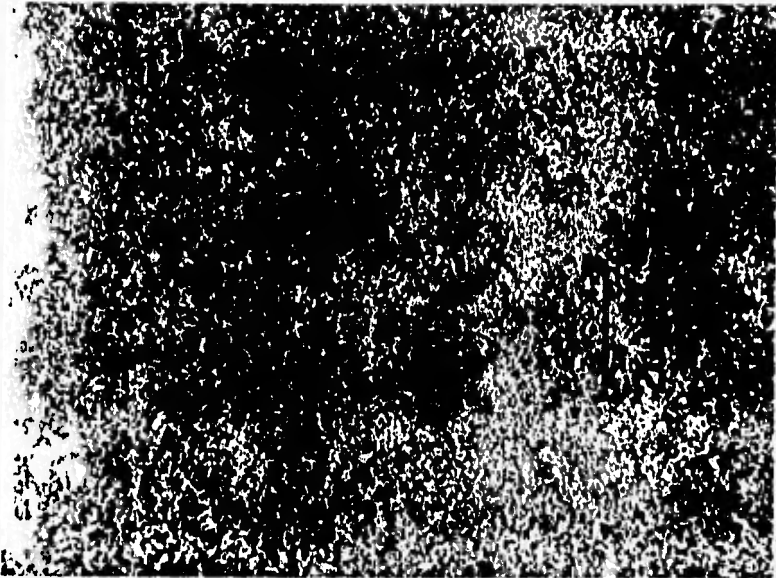


Figura 6.15. Acero 1141. 5X. Medio de enfriamiento Aceite con agitación. Ataque Nital 2. Estructura Matriz Martensítica de agujas finas.

Muestra presencia de sulfuros .

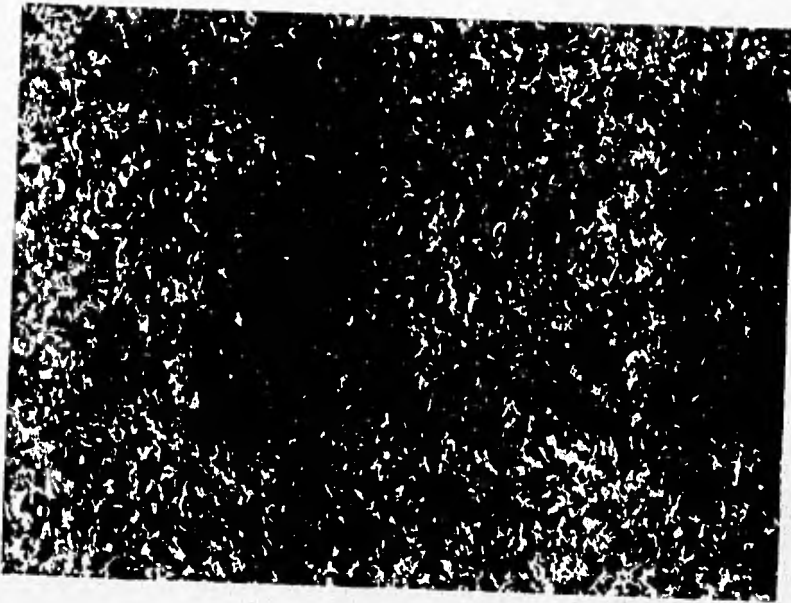


Figura 6.16. Acero 1141. 20X. Medio de enfriamiento Aceite con agitación.
Ataque Nital 2. Estructura Matriz Martensítica.

Muestra tamaño de las agujas finas, con presencia de sulfuros

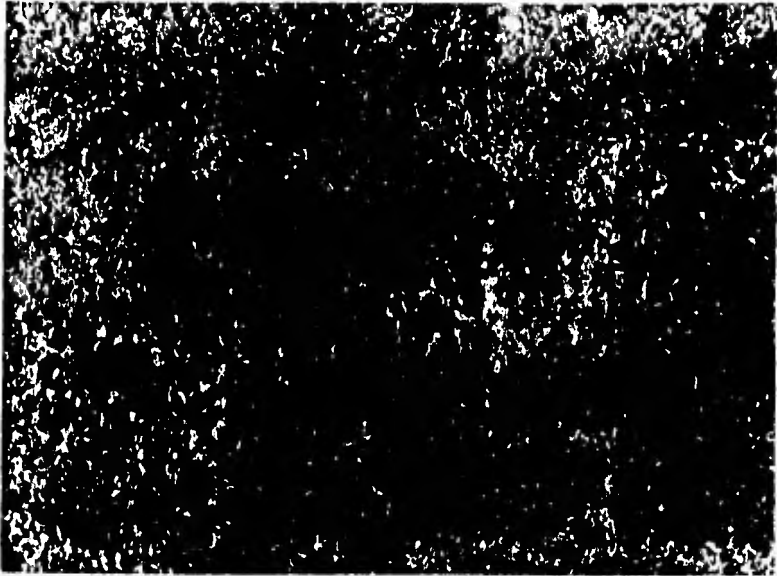


Figura 6.17. Acero 1141. 5X. Medio de enfriamiento (Isotérmico) Enfriado a 600°C, mantenida por 15 minutos a esta temperatura finalmente enfriado en Agua. Ataque Nital 2. Estructura Matriz .

Muestra tamaño de grano uniforme, con presencia de sulfuros y precipitados.

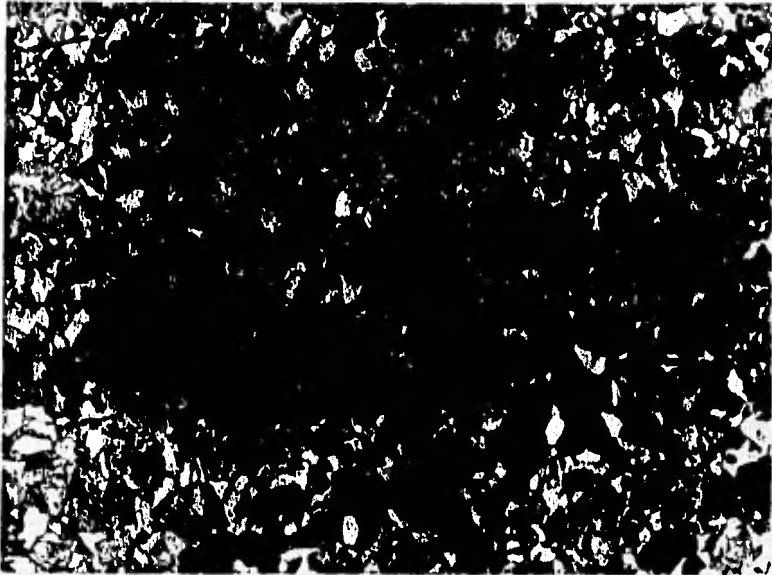


Figura 6.18. Acero 1141. 20X. Medio de enfriamiento (Isotérmico) Enfriado a 600°C , mantenido por 15 minutos a esta temperatura finalmente enfriado en Agua. Ataque Nital 2. Estructura Matriz .

Muestra tamaño de grano uniforme, con presencia de sulfuros y precipitados.

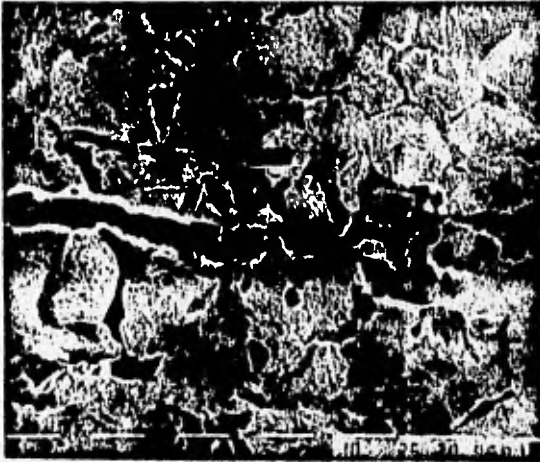


Figura 6.19. Foto 9501 Microscopio electrónico de barrido (SEM) 1000 aumentos. 25 Kv. Material de llegada. Estructura perlítico - ferrítico con presencia de sulfuros alargados.



Figura 6.20. Foto 9502 Microscopio electrónico de barrido (SEM) 2000 aumentos. 25 Kv. Material de Ilegala. Estructura perlítico - ferrítico detalle de los sulfuros.



Figura 6.21. Foto 9503 Microscopio electrónico de barrido (SEM) 1000 aumentos, 25 Kv. Enfriamiento en agua a 25°C. Estructura martensítica con presencia de sulfuros alargados.



Figura 6.22. Foto 9504 Microscopio electrónico de barrido (SEM) 2000 aumentos, 25 Kv. Enfriamiento en agua a 25°C. Estructura martensítica. Detalle de las agujas de martensita

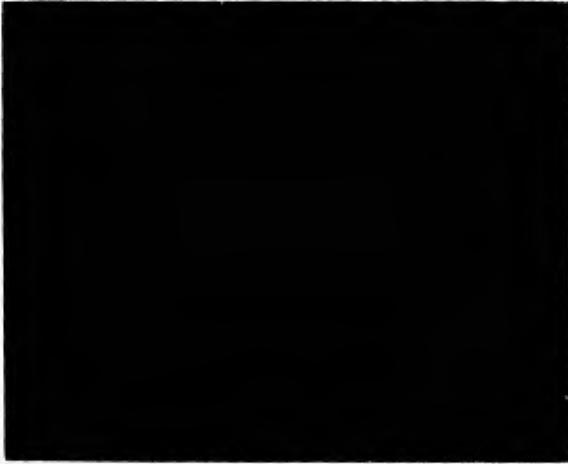


Figura 6.23. Foto 9505 Microscopio electrónico de barrido (SEM) 1000 aumentos, 25 Kv. Enfriamiento con rocío de agua a 30 cm. Estructura bainítica con la presencia de sulfuros y precipitados.



Figura 6.24. Foto 9506 Microscopio electrónico de barrido (SEM) 2000 aumentos, 25 Kv, enfriamiento con rocío de agua a 30 cm. Estructura bainítica. Detalle de Estructura y precipitados.

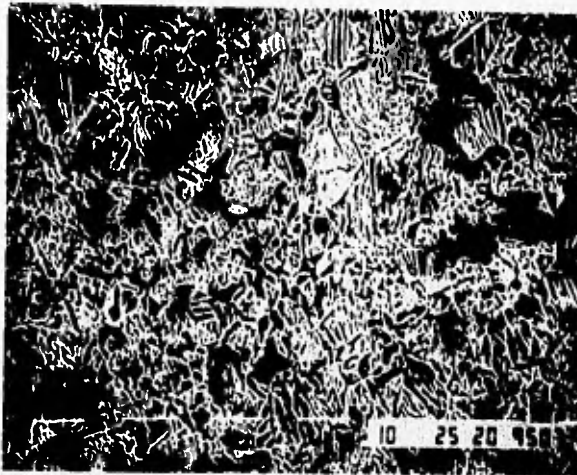


Figura 6.25. Foto 9507 Microscopio electrónico de barrido (SEM) 1000 aumentos, 25 Kv. Enfriamiento con rocío de agua a 60 cm. Estructura bainítica con presencia de sulfuros y precipitados.

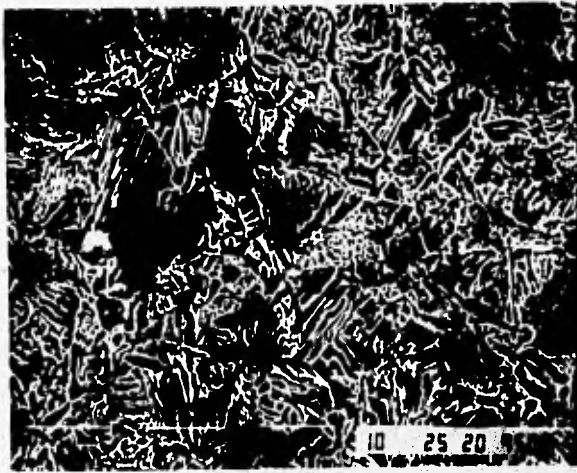


Figura 6.26. Foto 9508 Microscopio electrónico de barrido (SEM) 2000 aumentos, 25 Kv. Enfriamiento con rocío de agua a 60 cm. Detalle de las estructura bainítica con presencia de sulfuros y precipitados.

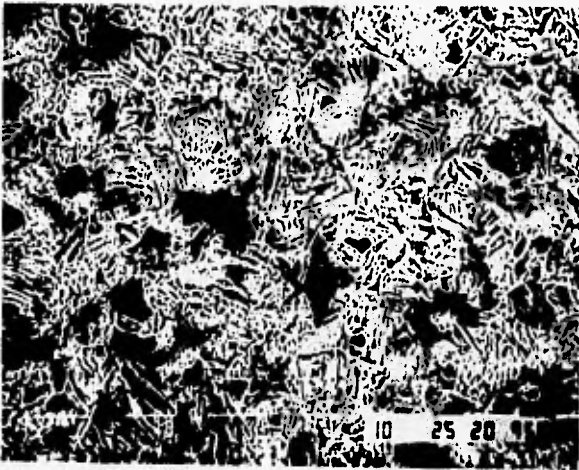


Figura 6.27. Foto 9509 Microscopio electrónico de barrido (SEM) 1000 aumentos, 25 Kv. Enfriamiento en aire forzado. Estructura bainítica con presencia de sulfuros y precipitados.

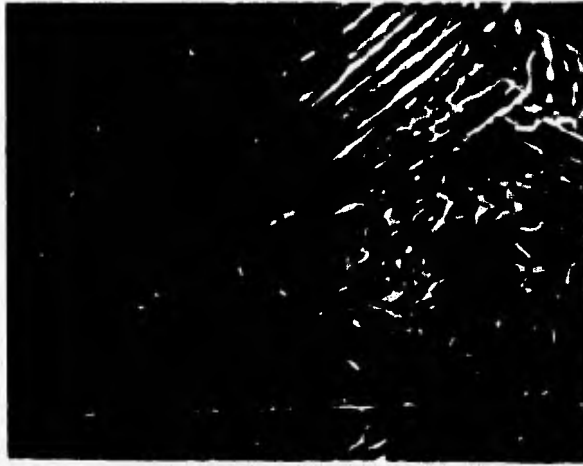


Figura 6.28. Foto 9510 Microscopio electrónico de barrido (SEM) 2000 aumentos, 25 Kv. Enfriamiento en aire forzado. Estructura Bainítica. Detalle de Sulfuros y precipitados.

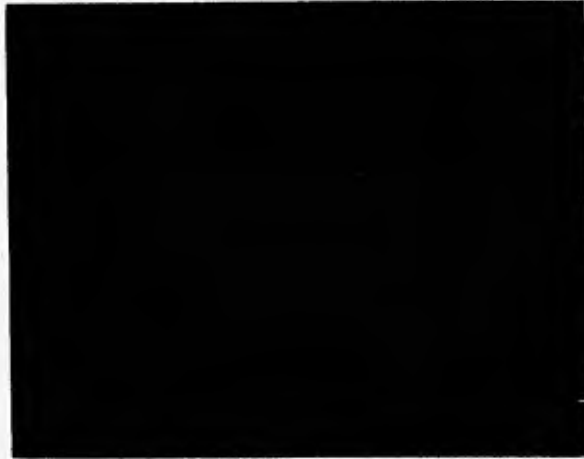


Figura 6.29. Foto 9511 Microscopio electrónico de barrido (SEM) 1000 aumentos, 25 Kv. Enfriamiento con aire comprimido. Estructura bainítico con presencia de sulfuros y precipitados.



Figura 6.30. Foto 9512 Microscopio electrónico de barrido (SEM) 2000 aumentos, 25 Kv, Enfriamiento con aire comprimido. Estructura bainítica. Detalle de la estructura.

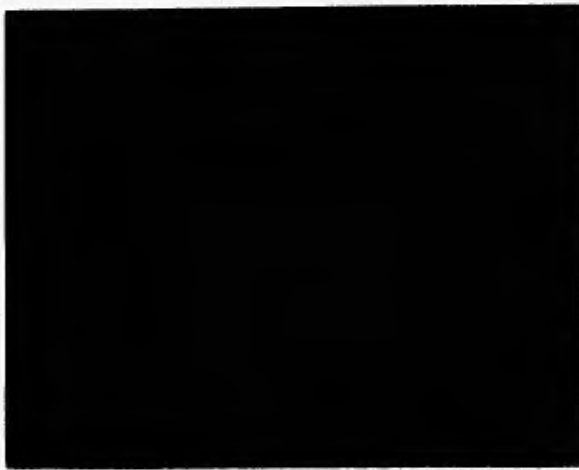


Figura 6.31. Foto 9513 Microscopio electrónico de barrido (SEM) 1000 aumentos, 25 Kv. Enfriamiento en aceite agitado. Estructura martensítica con presencia de sulfuros.

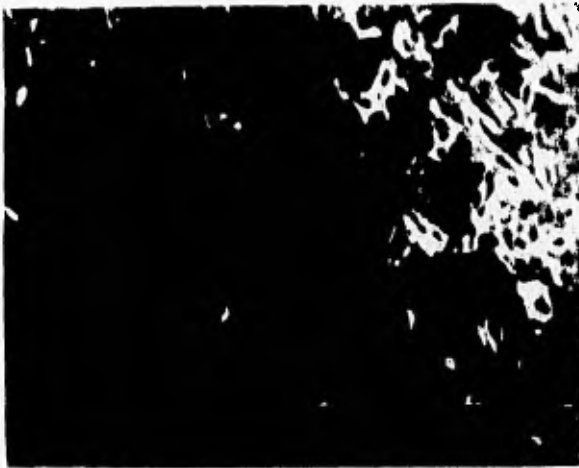


Figura 6.32. Foto 9514 Microscopio electrónico de barrido (SEM) 2000 aumentos, 25 Kv. Enfriamiento en aceite agitado. Estructura Martensítica. Detalle de las agujas de martensita.



Figura 6.33. Foto 9515 Microscopio electrónico de barrido (SEM) 1000 aumentos, 25 Kv. Enfriamiento isotérmico a 600°C por 15 min. Estructura perlítico - ferrítico con presencia de precipitados en matriz ferrítica.



Figura 6.34. Foto 9516 Microscopio electrónico de barrido (SEM) 2000 aumentos, 25 Kv. Enfriamiento isotérmico 600°C por 15 min. Detalle de la fase ferrítica y de los precipitados.

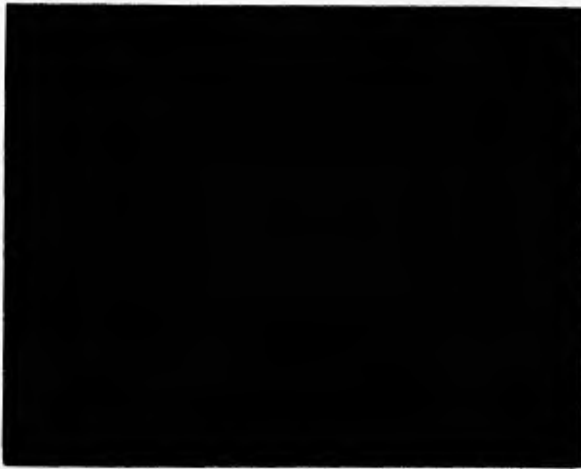


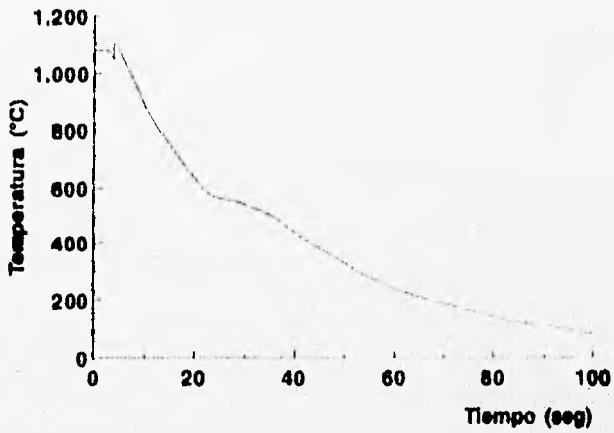
Figura 6.35. Foto 9517 Microscopio electrónico de barrido (SEM) 1000 aumentos, 25 Kv. Enfriamiento en aceite. Estructura martensítica con presencia de sulfuros.



Figura 6.36. Foto 9518 Microscopio electrónico de barrido (SEM) 2000 aumentos, 25 Kv, Enfriamiento en aceite, Estructura martensítica. Detalle de sulfuros y estructura.

Curva de enfriamiento

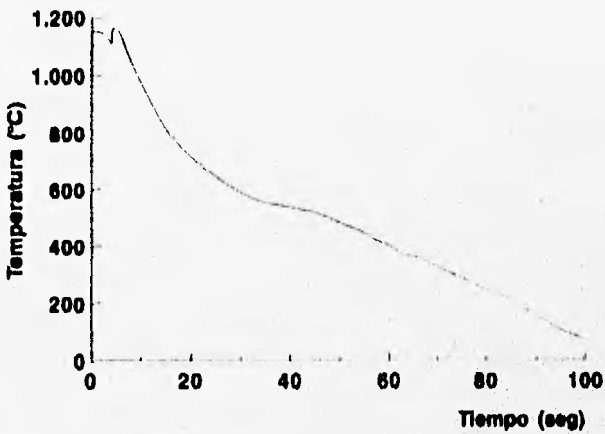
Medio aire forzado



Gráfica 6.1 Muestra forjada y enfriada en un medio de aire forzado

Curva de enfriamiento

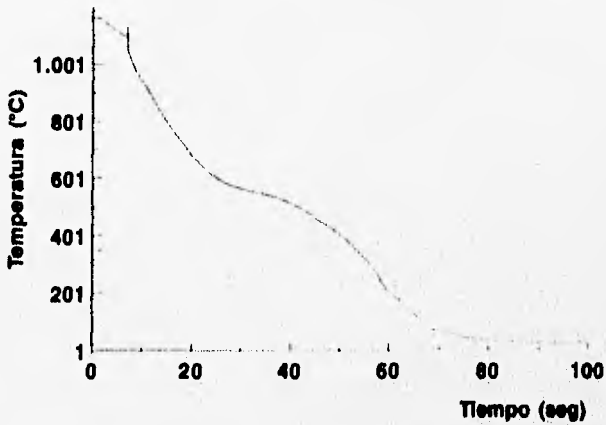
Medio rocío de agua a 60 cm



Gráfica 6.2 Muestra forjada y enfriada en un medio de rocío de agua a una distancia de 60 cm.

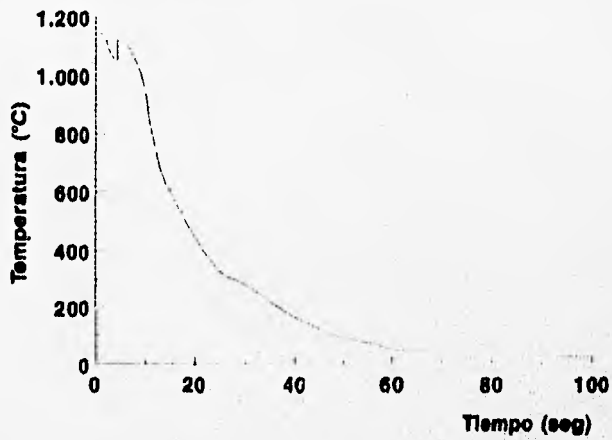
Curva de enfriamiento

Medio rocío a 30 cm



Gráfica 6.3 Muestra forjada y enfriada en un medio de rocío de agua a una distancia de 30 cm.

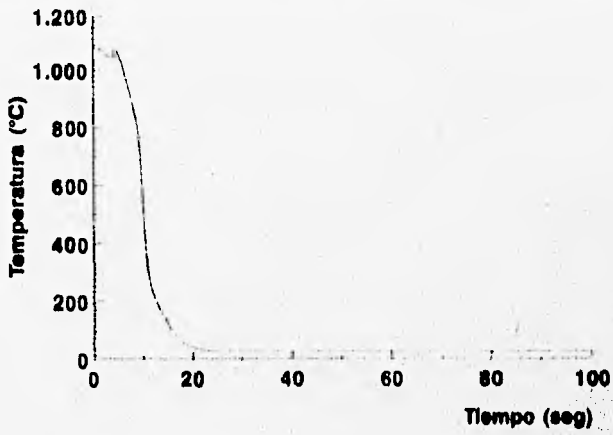
Curva de enfriamiento Medio aire comprimido



Gráfica 6.4 Muestra forjada y enfriada en un medio de aire comprimido

Curva de enfriamiento

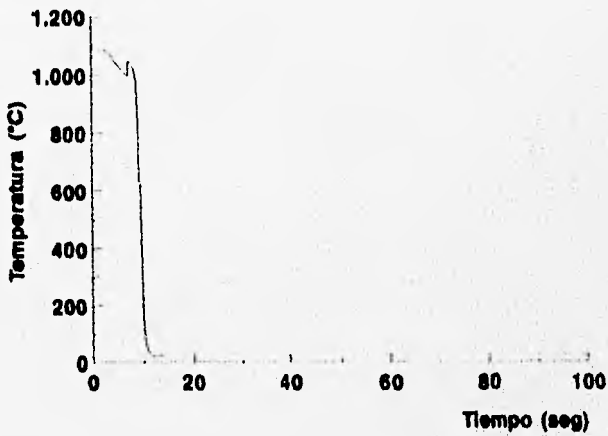
Medio aceite sin agitación



Gráfica 6.5 Muestra forjada y enfiada en un medio de aceite sin agitar.

Curva de enfriamiento

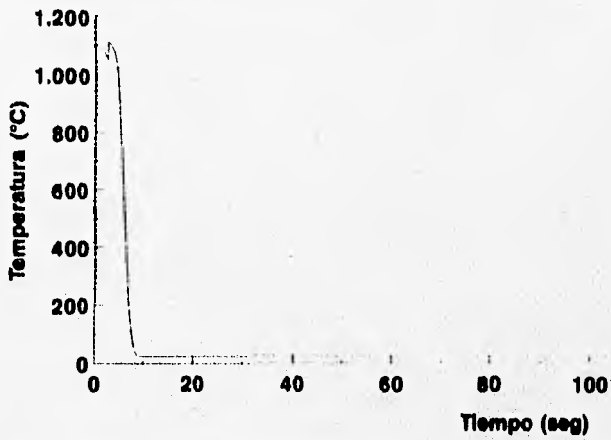
Medio agua sin agitación



Gráfica 6.6 muestra forjada y enfriada en un medio de agua sin agitación

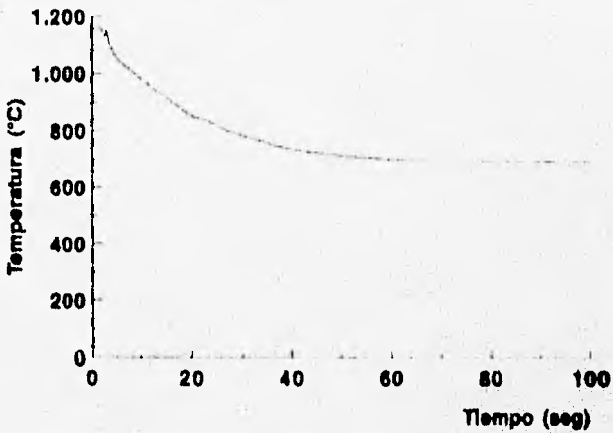
Curva de enfriamiento

Medio aceite agitado



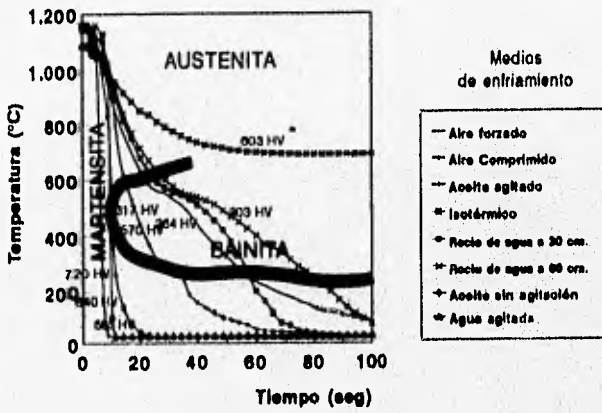
Gráfica 6.7. Muestra forjada y enfriada en un medio de aceite agitado.

Curva de enfriamiento Medio isotérmico



Gráfica 6.8. Muestra forjada enfriada a 600 °C mantenida por 15 minutos a esta temperatura y posteriormente enfriada en agua a 25 °C.

Curva de transformación



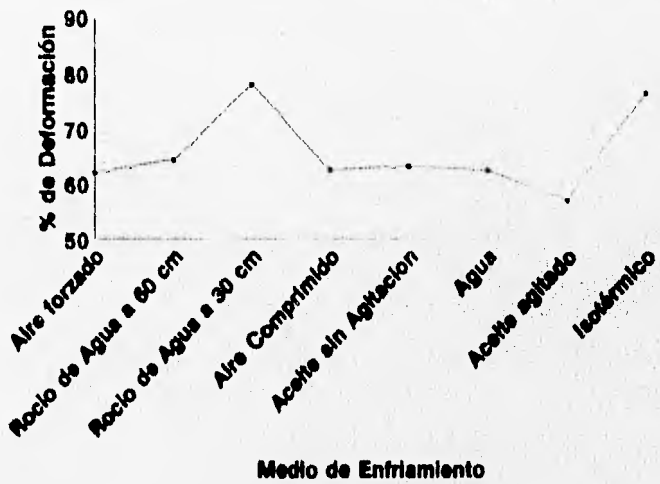
Gráfica 6.8 Curva de transformación Tiempo - Temperatura

Dureza



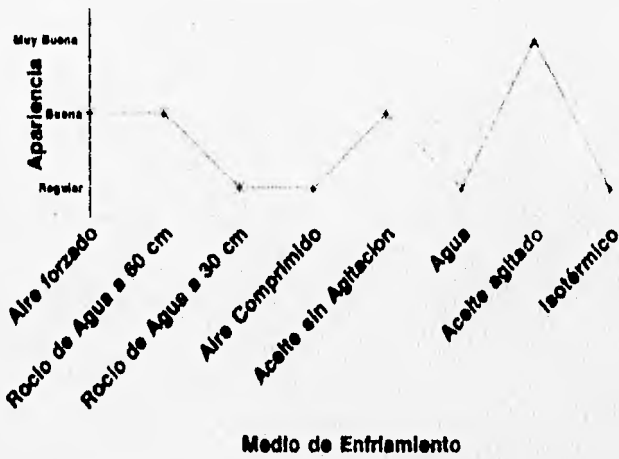
Gráfica 6. 10. Dureza obtenida de cada una de las muestras procesadas

Deformación



Gráfica 6.11. Porcentajes de deformación de las muestras procesadas.

Apariencia física



Gráfica 6. 12. Apariencia física observada en cada una de las muestras procesadas.

Tamaño de grano

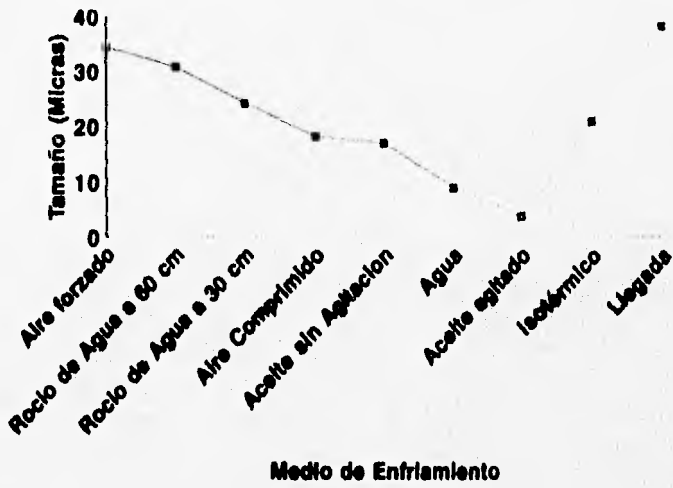


Figura 6.13. Tamaño de grano

Resultados y discusión

Probeta	Medio de Enfriamiento	\varnothing Final (cm)	h_1 (cm)	h_2 (cm)	% ϵ
1	De llegada	1.28	1.28	1.28	00.00
2	Aire Forzado	1.92	1.28	0.48	62.10
3	Rocío de Agua a 60 cm	2.16	1.28	0.45	64.48
4	Rocío de Agua a 30 cm	2.16	1.28	0.28	78.12
5	Aire Comprimido	2.16	1.28	0.46	62.50
6	Aceite sin Agitación	2.10	1.28	0.47	63.28
7	Agua a 25 °C	1.99	1.28	0.50	62.39
8	Aceite Agitado	2.05	1.28	0.55	57.03
9	Isotérmico 1° Enfriado a 600 °C y mantenido 15 min. 2° Enfriado en agua a partir de los 600 °C	2.30	1.28	0.30	76.56

Tabla 6.1 Deformación plástica de las muestras después de la forja

Probeta	Medio de Enfriamiento	Dureza Vickers (HV)
1	De llegada	255
2	Aire Forzado	303
3	Rocio de Agua a 60 cm	264
4	Rocio de Agua a 30 cm	317
5	Aire Comprimido	570
6	Aceite sin Agitación	683
7	Agua a 25 °C	649
8	Aceite Agitado	720
9	Isotérmico 1° Enfriado a 600 °C y mantenido 15 min. 2° Enfriado en agua a partir de los 600 °C	603

Tabla 6.2. Durezas obtenidas después del la forja y el tratamiento térmico

Probeta	Medio de enfriamiento	Deformación	Apariencia	Fisuras
1	De llegada		Buena	No
2	Aire Forzado	Buena	Buena	No
3	Rocío de Agua a 60 cm	Buena	Buena	No
4	Rocío de Agua a 30 cm	Regular	Buena	No
5	Aire comprimido	Regular	Buena	No
6	Aceite sin Agitación	Buena	Buena	No
7	Agua a 25° C	Regular	Buena	No
8	Aceite Agitado	Muy Buena	Buena	No
9	Isotérmico	Regular	Buena	No
	1° Enfriado a 600 °C y mantenido 15 min.		Buena	No
	2° Enfriado en agua a partir de los 600 °C			

Tabla 6.3. Apariencia de las muestras forjadas

En esta tabla se muestra la apariencia de las probetas después del proceso de forja.

Probeta	Medio de enfriamiento	Deformación	Apariencia	Fisuras
1	De llegada		Buena	No
2	Aire Forzado	Buena	Buena	No
3	Rocio de Agua a 60 cm	Buena	Buena	No
4	Rocio de Agua a 30 cm	Regular	Buena	No
5	Aire comprimido	Regular	Buena	No
6	Aceite sin Agitación	Buena	Buena	No
7	Agua a 25° C	Regular	Buena	No
8	Aceite Agitado	Muy Buena	Buena	No
9	Isotérmico 1° Enfriado a 600 °C y mantenido 15 min. 2° Enfriado en agua a partir de los 600 °C	Regular	Buena	No

Tabla 6.3. Apariencia de las muestras forjadas

En esta tabla se muestra la apariencia de las probetas después del proceso de forja.

Probeta	Medio de Enfriamiento	Tamaño de grano (μm)
1	De llegada	38
2	Aire Forzado	34
3	Rocío de Agua a 60 cm	31
4	Rocío de Agua a 30 cm	24
5	Aire Comprimido	18
6	Aceite sin Agitación	17
7	Agua a 25 °C	9
8	Aceite Agitado	4
9	Isotérmico 1° Enfriado a 600 °C y mantenido 15 min. 2° Enfriado en agua a partir de los 600 °C	21 8

Tabla 6.4. Tamaño de grano obtenidas después del la forja y el tratamiento térmico

CONCLUSIONES

- Con la forja de un acero HSLA 1141, y el un tratamiento térmico se propicia que las propiedades de resistencia y dureza sean controladas en la dirección del conformado.

- El endurecimiento en un acero HSLA 1141 se da no solamente por el tratamiento térmico sino también por el endurecimiento por precipitación

- La nucleación y el crecimiento de los precipitados se da en los límites de grano, anclándose preferentemente en la matriz ferrítica.

- El tratamiento térmico de un acero HSLA 1141 en un medio de enfriamiento lento propicia que las fase ferrítica presente precipitados de forma circular y además una homogénea distribución de los sulfuros.

-En un medio de enfriamiento severo el acero HSLA 1141 presenta una estructura martensítica y con presencia de precipitados pero estos son pequeños dando con esto un acero muy duro en su totalidad.

- En un medio de enfriamiento medio el acero HSLA 1141 tiene una matriz que puede ser bainita o austenita retenida y los precipitados se encuentran en los límites de grano.

- Las mejores propiedades obtenidas correspondieron al la muestra tratada isotérmicamente, debido que a esta condiciones de tratamiento térmico la precipitados tienden a desarrollarse en mayor cantidad, y permite que el tamaño de grano sea más uniforme, mejorando con esto sus propiedades de la forja o formabilidad.

BIBLIOGRAFÍA.

- 1.- Duckworth, W. E. and J. B. Baird J. Y. S. I. 207 854 (1969)
- 2.- The Oxford Dictionary, Oxford University Press, London (1933).
- 3.- Macfarlane, W. "Iron and steel manufacture", longmans Green and Co , London (1906).
- 4.- Hadfield R. A. "Metallurgy and its Influence on modern progress", Chapman and Hall, London, (1925).
- 5.- Dulieu, D. J. Hist. Met. Soc. 19 (1) 104, (1985).
- 6.- Porter, L. F. and P. E. Repas, J. of Metals 34, 14, (1982)
- 7.- Irvine, K. J. "strong tough structural steels", Iron and Steel Inst. spec. report. 104, (1967).
- 8.- Noren, T. M. "Spacial report on Columbium as a micro-alloying elements in steels and its effect an welding technology", Ship structure committee, Washington, D.C. (1963).
- 9.- Bullens, D. K. "steel and its heat treatment", John Wiley, New York, (1916).
- 10.- Cone, E. F. steel 41 (sept. 24th 1934).
- 11.- P. E. Repas, "HSLA steels technology and applications", p 203- 208, American Society for metals, (1983).
- 12.- Nipon Kokan. Steel corporation, Kawasaki, Japan
- 13.- Metals Handbook. Nineth Edition. Volume 14. "Forming and Forging ASM International". (1988)
- 14.- "The Making, Shaping and treating of steel". Tenth Edition. United States Steel. (1985).
- 15.- A. J. DeArdo. "Proceeding of the international conference on processing, microstructure and properties of microalloyed HSLA steel". Conference Chairman and editor University of Pittsburg. Iron and Steel Society, AIME (1991)
- 16.- World Materials Congress (1988). "Microalloyed HSLA steel". Conference proceeding ASM International (1988)

Bibliografía

- 17.- "Niobium, Proceeding of the international symposium" Ed by Harry Stuart. Technology of metallurgy series. Ed. The metallurgical society of AIME. (1981).
- 18.- George E. Dieter. "Mechanical metallurgy". Second edition Ed Mc Graw-Hill. (1976)
- 19.- Gregory A. Fett. " The influence of vanadium and columbium on the hardenability of steel".
- 20.- J. P. Mohen. "Metalurgia prehistorica" Ed. Masson Madrid (1992)
- 21.- G. Magallon, C. Molina, D. López, L. Matrinez. Microalloyed steel rebars of 590 Mpa minimum yield strength.
- 23.-A. T. Peters. Producción Siderúrgica. Ed Limusa. México 1987