



# **UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO**

**FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES  
CUAUTITLAN**

**“EFECTO DEL IMPACTO EN LA ESTRUCTURA DE UN  
ACERO ALTO Mn ALTO C”**

**T E S I S**

**QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE:**

**INGENIERO MECÁNICO ELÉCTRICISTA**

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

**MOISÉS HERNÁNDEZ ARRIAGA**

**ASESOR: DR. HÉCTOR ENRIQUE CURIEL REYNA**



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.

## **POR EL TRABAJO Y ESFUERZO PARA EL DESARROLLO DE ESTA TESIS SE LA DEDICO A:**

Son muchas las personas especiales a las que me gustaría agradecer su amistad, apoyo, ánimo y compañía en las diferentes etapas de mi vida. Algunas están aquí conmigo y otras en mis recuerdos y en el corazón. Sin importar en dónde estén o si alguna vez llegan a leer estas dedicatorias quiero darles las gracias por formar parte de mí, por todo lo que me han brindado y por todas sus bendiciones.

**A DIOS:** Por haberme permitido llegar hasta este punto y haberme dado salud para lograr mis objetivos, además de su infinita bondad, bendiciones y amor.

**A MI MAMÁ MARÍA ELENA ARRIAGA RUÍZ:** Porque gracias a su cariño, guía y apoyo he llegado a realizar uno de mis anhelos más grandes de mi vida, fruto del inmenso apoyo, amor y confianza que en mí se depositó y con los cuales he logrado terminar mis estudios profesionales que constituyen el legado más grande que pudiera recibir y por lo cual le viviré eternamente agradecido.

**A MI ABUELA ELPIDIA RUÍZ:** Para quien espero que esta Tesis represente un símbolo de signo de un esfuerzo de mucho tiempo, y que vea que con dedicación y empeño todo se puede realizar. Esperando que la motive siempre a lograr lo que se proponga, y agradeciéndole su apoyo durante todo este tiempo a ti con respeto y cariño abue.

**A MI AMIGO RAFAEL HERNÁNDEZ:** Por ofrecerme su incondicional amistad, apoyo en todo momento en la realización de este trabajo y en lo personal, siempre juntos mi compañero de rock.

**A MIS COMPAÑEROS Y AMIGOS:** Oscar Alejandro Veloz, Eric Zenil, Miguel Ángel Hernández, Isaac Hernández, Alejandro Álvarez, Hugo López, Diego García, Leticia Martínez, David Guillermo, por su amistad y a haber estado a mi lado todo este tiempo gracias y recuerden siempre esto **NO ME DEJES QUE NO TE DEJARE.**

## **AGRADECIMIENTOS:**

### **AGRADEZCO A LAS INSTITUCIONES:**

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES CUAUTITLAN-UNAM

**A MI ASESOR DR. HÉCTOR ENRIQUE CURIEL REYNA:** Por el tiempo y dedicación en la realización de esta tesis y por los momentos agradables que nos hizo pasar.

**AL CDR. TOMÁS RANGEL ORTIZ:** Por los momentos agradables que se tuvieron en la realización de esta tesis, por su tiempo, sus consejos y por la paciencia que tuvo hacia conmigo en la elaboración de las probetas la macrodeformación de estas la realización de metalografías y toma de durezas gracias Maestro.

**A MI MAESTRO Y AMIGO M. en I. JOSÉ JUAN CONTRERAS ESPINOSA:** Por el apoyo incondicional que me ofreció durante toda la carrera y sus consejos que me han llevado a lograr mis metas.

**AL ING. NOÉ ALBERTO CORTÉS GUERRERO:** Por todo el apoyo que me brindo para poder realizar la rectificación de mis probetas y la macrodeformación de las mismas gracias.

# INDICE

Introducción.	1
---------------	---

## CAPITULO I

### GENERALIDADES DEL ACERO DE ALTO MANGANESO

1.1.- Acero Hadfield.	
1.1.1.- Acero alto manganeso alto carbono o Hadfield.	4
1.1.2.- Composición química y sus efectos en las propiedades mecánicas del acero Hadfield.	8
1.1.3.- Propiedades mecánicas de los aceros de alto manganeso.	14
1.1.4.-Estructuras Metalúrgicas.	21
1.1.5.- El efecto de estructura del acero al manganeso en su modo de falla.	21

## CAPITULO II

### EXPERIMENTACIÓN

2.1.- Introducción a la investigación experimental.	25
2.2.- Metodología de la investigación experimental	26
2.3.- Preparación de las muestras.	27
2.4.- Fotografías.	29
2.5.- Prueba de Dureza.	35
2.6.- Resultados Obtenidos.	36
2.7.- Discusión de resultados.	37
2.8.- Discusión de resultados en durezas.	38

## **CAPITULO III**

### **CONCLUSIONES.**

3.1.- Microscopia óptica.	39
3.2.- Ensayo de dureza vickers.	40
Conclusiones generales.	41
Bibliografía.	42

## **PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA.**

Los aceros de alto Manganeso o Hadfield se usan donde se requiere de resistencia al impacto o fricción, en tales condiciones tan severas de servicio el material presenta fallas por desgaste o fractura debido a transformaciones en su estructura metalúrgica.

La pérdida de las propiedades mecánicas del material, no se sabe con certeza y claridad cuanto es, cuando el material es sometido a fenómenos térmicos y por consiguiente cuanto se puede afectar sus propiedades de resistencia a la tracción, estructura metalúrgica y dureza del mismo.

## **OBJETIVOS.**

- Obtener las propiedades mecánicas del acero Hadfield haciendo variar el tiempo y temperatura de forma experimental y compararlo con una muestra original y estabilizada.
  
- Conocer que sucede con la estructura metalúrgica del material durante el proceso de macrodeformación.



## **HIPOTESIS.**

La permanencia del calor en la masa del acero, favorecen la precipitación intercrystalina de carburo de Manganeso, la cual se ha encontrado que es un factor de las causas de falla por fractura de los aceros Hadfield, por lo tanto se inhibe el fenómeno de difusión del Carbono para que no se combine químicamente con el Manganeso.

## INTRODUCCIÓN

El acero de Manganeso austenítico original que contiene alrededor de 1.2% C y 12. % Mn fue inventado por el señor Robert Hadfield en 1882. El acero Hadfield fue único ya que combinaba una alta dureza y ductibilidad con alta capacidad para el trabajo duro y usualmente resistencia al desgaste.

Consecuentemente gano aceptación rápidamente como un material muy útil para la ingeniería. El acero de Manganeso austenítico sigue siendo usado extensivamente con algunas modificaciones menores en su composición y en su tratamiento térmico, principalmente en la minería, en la excavación, en la tala de árboles, en la fabricación de trenes, y en la manufactura de cemento y productos de arcillas. El acero Hadfield es usado en trituradoras, excavadoras, y bombas para el manejo de arado. Otras aplicaciones incluyen el fragmentado de martillos y parrillas para el reciclado de automóviles.

En este acero se han realizado varias modificaciones pero solamente unas pocas han sido mejoras significativas, estas incluyen variaciones de carbono y manganeso, con o sin aleaciones adicionales como el Cromo, Níquel, Molibdeno, Vanadio, Bismuto y Titanio.

Las propiedades mecánicas del acero Hadfield varían con el contenido de Carbono y Manganeso entre mas se incrementa el carbón este se vuelve mas difícil de retener en solución sólida, el cual puede contar con reducciones en la dureza y en ductibilidad.

Sin embargo debido a que la resistencia a la abrasión tiende a incrementarse con el Carbono, lo normal es que contenga 1.2% de C y se dice que es grado A. Este acero es preferible pero su ductibilidad es disminuida. El contenido de Carbono encima de los 1.4% es raramente usado debido a la dificultad de obtener una estructura austenítica suficientemente libre de impurezas, carburos limitantes, los cuales son perjudiciales para la dureza y la ductibilidad. El efecto puede también ser observado con aceros que contienen (13% de Mn y menos de 1.4% C) debido a que la segregación puede resultar en variaciones locales de mas o menos 17% ( $\pm 0.2\%$  C) en el promedio de Carbono determinado por un análisis químico.

El contenido de bajo Carbono (0.7% de C) en los grado D y E1 pueden ser usados para minimizar la precipitación de 1 carbono en piezas fundidas pesadas o en soldaduras.

Los carburos en piezas fundidas lentamente en los moldes contienen mas de un por ciento de Carbono sin tomar en cuenta los rangos de enfriamiento de los moldes. Estos se forman en moldes de secciones pesadas durante el tratamiento al calor en caso de que al templarlas no se enfrié rápido el exterior. Los carbonos pueden formarse durante la soldadura o durante los servicios a temperaturas encima de los 275 grados centígrados.

El titanio puede reducir el Carbono en Austenita formando carburos muy estable esta estructura se parece a los aceros de mas bajo carbono. Puede también neutralizar el efecto del fósforo excesivo. Las altas cantidades de Níquel ayudan a la perdida de la ductibilidad. El Nitrógeno en cantidades mas grandes del 0.2 % produce porosidad. En las piezas fundidas una reducción en el tamaño del grano reduce subseptibilidad del acero al rasgado caliente.

El contenido del sulfuro en aceros del Manganeso influencia raramente sus características, porque el efecto del barrido del Manganeso funciona para eliminar el sulfuro fijándolo bajo la forma de inofensivo, redondeado, las inclusiones del sulfuro. El alargamiento de estas inclusiones en aceros labrados puede contribuir en características direccionales; en steefs echados tales inclusiones son inofensivas. Sin embargo, es el mejor guardar el sulfuro tan bajo como es prácticamente posible reducir al mínimo el número de inclusiones en la micro estructura que sería sitios potenciales para el nucleation de las grietas de fatiga en servicio. Un acero más alto del contenido del manganeso Los aceros con un contenido más alto del Manganeso (el >15%) se han desarrollado recientemente para los usos que requerían permeabilidad magnética baja, fuerza (criogénica) de la baja temperatura y dureza de la baja temperatura. Este los usos provienen el desarrollo de las tecnologías superconductoras usadas en sistemas del transporte y la investigación de la fusión nuclear y resolver la necesidad de materiales estructurales de almacenar y de transportar los gases licuados. Para la permeabilidad magnética baja, estas aleaciones tienen contenido más bajo del carbón que los aceros regulares de Hadfield. La pérdida correspondiente en fuerza de la producción es compensada aleando con vanadio, nitrógeno, cromo, molibdeno, y el titanio. El Cromo también imparte resistencia a la corrosión, como se requiere en algunos usos criogénicos. Las aleaciones se utilizan en la condición (solución-recocida y

apagada) sometida a un tratamiento térmico a excepción de las que sean mas duros a través del tiempo. Las aleaciones labradas están disponibles en las condiciones laminadas en caliente. La micro estructura es generalmente una mezcla del austenita FCC y martensita HCP.

Estas aleaciones son caracterizadas por la buenas ductilidad y dureza, ambas cualidades especialmente deseables en usos criogénicos. Además, la transición dúctil-frágil es gradual, no precipitada. Porque la estabilidad de la Austenita es dependiente de la composición, una transformación de deformación inducida puede ocurrir en servicio bajo ciertas condiciones. Esto es generalmente indeseable porque es acompañada por un aumento correspondiente en permeabilidad magnética.

Las adiciones del sulfuro, del calcio, y del aluminio se hacen para realzar la maquinabilidad de estas aleaciones donde se requiera. Debido a su contenido más bajo del carbón, la mayor parte de estas aleaciones son fácilmente soldables por la soldadura de arco blindada del metal (SMAW), soldadura de arco del metal del gas (GMAW), y los procesos de la soldadura de haz electrónico (EBW), la composición del metal de soldadura es similar a la del metal bajo y de la permeabilidad magnética baja. El contenido del fósforo se mantiene generalmente debajo de 0.02% para reducir al mínimo la tendencia para agrietarse caliente.

Otra clase de aceros austeníticos con las altas adiciones del manganeso se ha desarrollado para los usos criogénicos y para marinas con resistencia a la corrosión. Estas aleaciones se han visto como substitutos económicos para los aceros inoxidable austeníticos convencionales porque contienen Aluminio y el Manganeso en vez del Cromo y del Níquel. Por lo tanto, estas aleaciones están generalmente de una fuerza más alta pero de una ductilidad más baja que los aceros inoxidable convencionales tales como tipo 304. La micro estructura de estas aleaciones es una mezcla del Austenita de  $\gamma$  (FCC) y del Martensita de  $\epsilon$  (hcp), y en algunos casos (especialmente cuando el contenido de Aluminio excede del cerca de 5%) Ferrita de  $\alpha$  (bcc).

La presente investigación es realizada con el fin de observar que efectos son los que se producen en la zona de impacto de un acero alto Mn alto C.

## **1.- GENERALIDADES DEL ACERO DE ALTO MANGANESO**

### **1.1.- ACERO HADFIELD**

#### **1.1.1-ACERO ALTO MANGANESO ALTO CARBONO O HADFIELD**

Los aceros con alto Manganeso y alto Carbono son llamados Hadfield, en honor de su descubridor, es un material que contiene 0.7 – 1.45 % C, 11.0 -14.0 % Mn, como elementos principales de su composición química y en algunos casos de 1.5 – 2.5 % Cr, 3.0 – 4.0 % Ni y 0.8 – 2.1 % Mo y el resto fierro. En su fabricación se le da un tratamiento térmico de temple en agua, el cual permite la formación de una estructura de tipo austenítica (f. c. c.) metaestable en forma homogénea. Los aceros de alto Manganeso o Hadfield se utilizan en donde se requiere que el material tenga resistencia al alto impacto con abrasión o alto impacto con fricción metal – metal, la aplicación industrial de estos materiales los podemos tener En la industria minera en los molinos, quebradoras, martillos de molienda. En la industria de los ferrocarriles. En los cambios de vía. En la industria de movimientos de tierra en los dientes cargadores frontales, etc.

Los aceros austeníticos al manganeso son aleaciones extremadamente tenaces y no magnéticas, en las cuales su mecanismo de endurecimiento por transformación ha sido suprimido por el alto contenido de Manganeso y por su rápido enfriamiento desde alta temperatura.

El rango de composición en la cual los aceros de alto Manganeso retienen una estructura austenítica a baja temperatura es amplia, sin embargo los contenidos de Carbono y Manganeso no son adecuados para grandes secciones de piezas para conservar la estructura de Austenita, este efecto de masa en la pieza se produce después del enfriamiento mostrando microconstituyentes en los que se transforma la Austenita.

Las propiedades no magnéticas, alta tenacidad y bajo costo son las características principales de los aceros austeníticos de alto-Manganeso con diferentes aplicaciones: un acero bajo-Carbono con 25% de Manganeso no-magnético para usos criogénicos (temperatura extrema-baja), un acero medio-Carbono con 18 % de Manganeso no-magnético para maquinado y un acero alto-Carbono con 15 % de Manganeso para su uso a temperatura ordinaria. Estas diferentes clases de aceros fueron experimentados y fueron hechos con procesos comerciales para su uso.

Los aceros Hadfield o de alto Manganeso se norman en A.S.T.M. A-128

(Tabla 1).

**TABLA 1.1.- RANGOS DE COMPOSICIÓN DE LOS ACEROS AUSTENÍTICOS FUNDIDOS DE ALTO MANGANESO.**

**ASTM  
A128**

**COMPOSICIÓN**

<b>GRADO</b>	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Ni</b>	<b>Si(Max.)</b>	<b>P (Max.)</b>
<b>A</b>	<b>1.05-1.35</b>	<b>11.0 min.</b>	<b>----</b>	<b>----</b>	<b>----</b>	<b>1.00</b>	<b>0.07</b>
<b>B-1</b>	<b>0.9-1.05</b>	<b>11.05-14.0</b>	<b>----</b>	<b>----</b>	<b>----</b>	<b>1.00</b>	<b>0.07</b>
<b>B-2</b>	<b>1.05-1.2</b>	<b>11.05-14.0</b>	<b>----</b>	<b>----</b>	<b>----</b>	<b>1.00</b>	<b>0.07</b>
<b>B-3</b>	<b>1.12-1.28</b>	<b>11.05-14.0</b>	<b>----</b>	<b>----</b>	<b>----</b>	<b>1.00</b>	<b>0.07</b>
<b>B-4</b>	<b>1.2-1.35</b>	<b>11.05-14.0</b>	<b>----</b>	<b>----</b>	<b>----</b>	<b>1.00</b>	<b>0.07</b>
<b>C</b>	<b>1.05-1.35</b>	<b>11.05-14.0</b>	<b>.5-2.5</b>	<b>----</b>	<b>----</b>	<b>1.00</b>	<b>0.07</b>
<b>D</b>	<b>0.7-1.3</b>	<b>11.05-14.0</b>	<b>----</b>	<b>----</b>	<b>3.0-4.0</b>	<b>1.00</b>	<b>0.07</b>
<b>E-1</b>	<b>0.7-1.3</b>	<b>11.05-14.0</b>	<b>----</b>	<b>0.9-1.2</b>	<b>----</b>	<b>1.00</b>	<b>0.07</b>
<b>E-2</b>	<b>1.05-1.45</b>	<b>11.05-14.0</b>	<b>----</b>	<b>1.8-2.1</b>	<b>----</b>	<b>1.00</b>	<b>0.07</b>
<b>F</b>	<b>1.05-1.35</b>	<b>6.0-8.0</b>	<b>----</b>	<b>0.9-1.2</b>	<b>----</b>	<b>1.00</b>	<b>0.07</b>

La adición de una cantidad elevada de Manganeso como elemento transformador de Austenita, provoca el aumento del rango de estabilidad de temperatura de la solución sólida gama por debajo de la temperatura ambiente. La estructura de Austenita que se obtiene en los materiales de base fierro conocidos como aceros, se debe fundamentalmente a la presencia de elementos químicos que se usan como aleantes tanto intersticiales como sustitucionales con estructura cristalina del tipo FCC.

En el grupo de los elementos que producen el efecto austenitizante en el fierro, según las reglas de Hume-Rothery se encuentran el Manganeso y como átomos intersticiales el Carbono, los cuales son dos elementos básicos para obtener la estructura FCC. El Manganeso estabiliza al Fe- $\gamma$  para conservar una estructura de Austenita y sobre todo para mantener un alto contenido de carbono en la solución sólida, sin embargo, su intensidad depende de su efecto como aleante y de su concentración química en el acero, esta intensidad da como resultado la estabilidad de la Austenita o a la transformación en otra estructura o producir otro fenómeno como es la presencia de otra u otras fases, cuando el material sufre un incremento de su energía interna a través de acciones térmicas o mecánicas.

El efecto de los aleantes en los aceros Hadfield que producen los elementos austenitizantes es función de la concentración química, velocidad de enfriamiento y tamaño de pieza. Sin embargo, la baja estabilidad de la Austenita en estos aceros, permite que cuando pequeñas cantidades de energía en forma mecánica o térmica, se presenten otras estructuras como Perlita, Martensita o carburos, los cuales modifican las propiedades del material.



### **1.1.2.- COMPOSICIÓN QUÍMICA Y SUS EFECTOS EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DEL ACERO HADFIELD.**

Existen varios tipos de acero Hadfield, que se basan en los porcentajes de Carbono y Manganeso, pero con la adición de elementos de aleación como Cromo, Níquel, Molibdeno, Vanadio, Titanio y Bismuto, se obtienen aceros modificados para productos que requieren la fabricación de piezas con tamaños de sección grande, aumento de solubilidad de las estructuras de la Austenita, endurecimiento por transformación martensítica, etc.

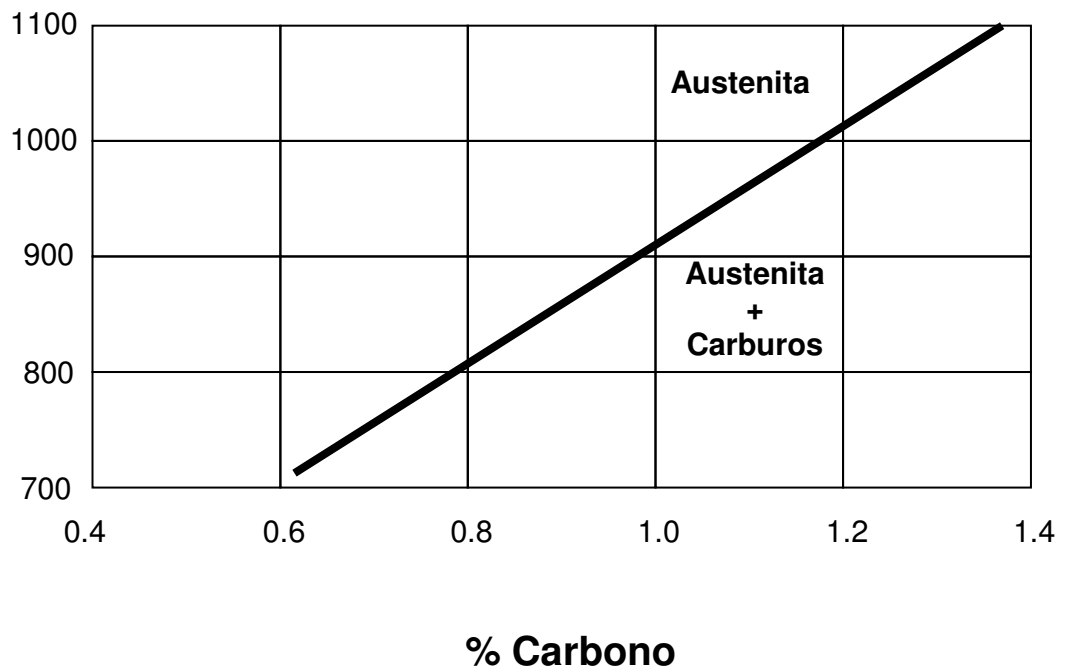
Las características del acero al alto Manganeso son resistencia a la tensión, no magnético y alta tenacidad después del temple en agua, estas se deben a la homogeneización de la estructura austenítica.

Los aceros austeníticos al Manganeso son aleaciones en las cuales su mecanismo de endurecimiento por transformación, ha sido suprimido por el alto contenido de Manganeso y a pesar de que la estabilidad de la Austenita en este acero no es alta como la que presentan los aceros inoxidable austeníticos, porque cuando introduce energía a la estructura se provoca la precipitación de carburos de Manganeso transcristalinos en planos preferenciales, así como en las zonas intercristalinas del acero.

Esta precipitación puede alcanzar cantidades elevadas de carburos que dependiendo de su continuidad y localización, imparten fragilidad en el material y pueden elevar la dureza y propiedades mecánicas del acero hasta producir su ruptura.

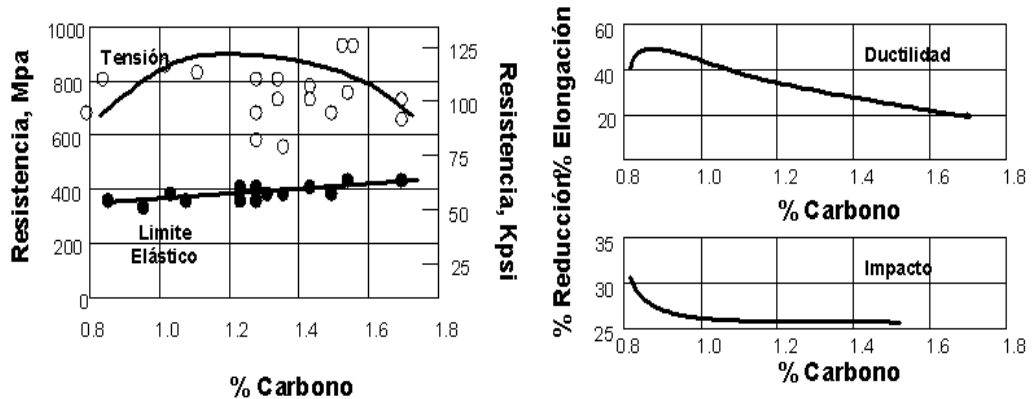
La composición química no permite cualquier transformación de la Austenita cuando las aleaciones son templadas en agua desde temperaturas por arriba línea Acm (Figura 1.1). Esto significa que pierden ductilidad en secciones gruesas del material, el efecto de debe a la precipitación de carburos intercrystalinos. El comportamiento de un acero Hadfield depende básicamente del contenido de Carbono y Manganeso.

**Temperatura °C**



**Figura 1.1** Solubilidad del Carbono en el acero Hadfield.

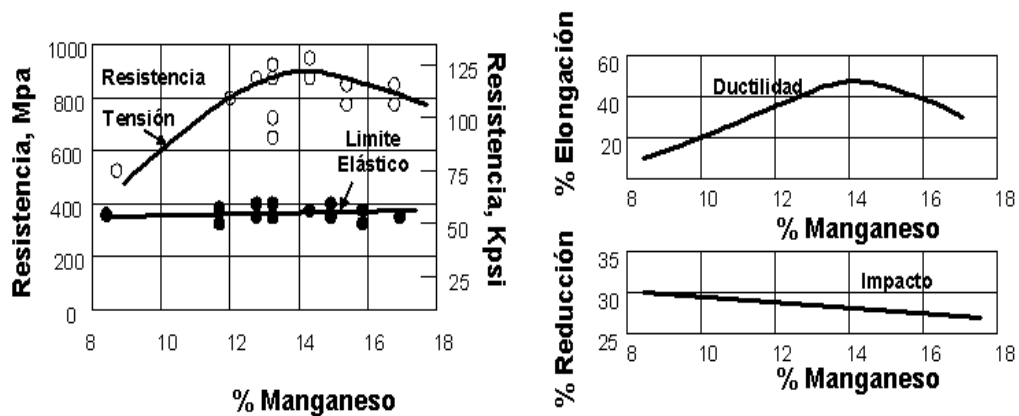
La disminución del porcentaje de carbono afecta al límite elástico del material con decrecimiento, este efecto se enmascara por el tamaño del cristal, sin embargo, el porcentaje óptimo de Carbono es entre 1.15 y 1.20 % (figura 1.2).



**Figura 1.2** Cambio de las propiedades mecánicas con el contenido de Manganeso en un acero austenítico con 13 % de Manganeso.

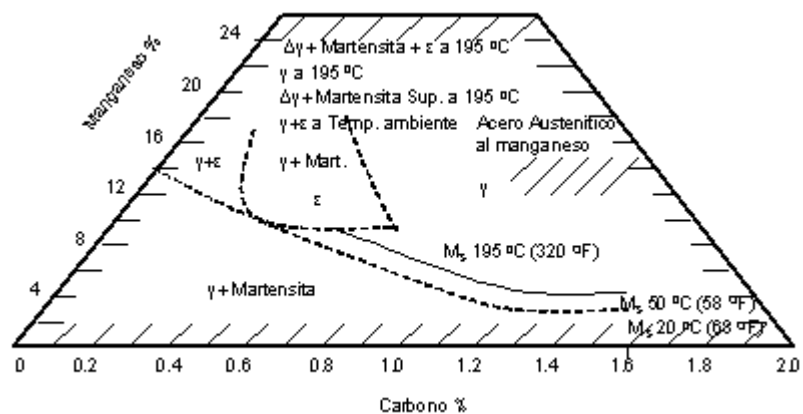
Los niveles elevados de Carbono causan problemas en el tratamiento térmico del acero, los contenidos bajos de Carbono ayudan a eliminar el efecto de fragilización por la precipitación de carburos en el enfriamiento; pero el aumento del mismo favorece la precipitación de carburos acirculares intercristalinos y transcristalinos.

El Manganeso en cantidades del 10 % al 14 %, no tiene un efecto significativo en el límite elástico, pero si beneficia a la tensión y ductilidad. Con menos del 10 % de Manganeso la resistencia mecánica decrece rápidamente y la falla se puede presentar a la mitad del tiempo normal de uso; por debajo del 8 % de Manganeso el acero tiende a endurecerse al aire, debido a la formación de estructuras de transformación metalúrgica (figura 1.3). Su unión con el azufre forma el sulfuro  $\alpha$ -MnS que baja la susceptibilidad del acero al agrietamiento en caliente.



**Figura 1.3** Cambio de las propiedades mecánicas con el contenido de Manganeso en un acero austenítico con 13 % de Manganeso.

El efecto del porcentaje de Carbono y el Carbono sobre la temperatura  $M_s$  de una Austenita totalmente homogénea se observa en la figura 1.4. El comportamiento de las propiedades mecánicas de un acero Hadfield depende básicamente del contenido de Carbono y Manganeso.



**Figura 1.4** Variaciones de la temperatura  $M_s$  con los contenidos de carbono y de Manganeso.

El Silicio se agrega en la fabricación de fundiciones con un porcentaje menor de uno. Los porcentajes hasta 1 % sirven para elevar el límite elástico y reducir la ductilidad del acero. El Silicio y el Fósforo son dos elementos nocivos cuando se presentan en concentraciones por arriba de 2.2 % y 0.07% respectivamente, el primero disminuye la resistencia a la tensión y el segundo produce fragilidad en caliente. El Fósforo reduce la soldabilidad al acero cuando esta presente, por lo que la máxima cantidad permitida es de 0.05 % para evitar su ruptura.

El Cromo es un elemento que depende del porcentaje de Carbono presente en el acero, con contenidos bajos no tienen efecto en la estabilización de la austenita, pero si en las propiedades mecánicas. A mayor concentración de Cromo se ve favorecida la formación de Martensita y de carburos.

La composición química de los aceros incluye pequeñas cantidades de Molibdeno y Cromo que aumentan la resistencia a la tensión, límite elástico y ductilidad selectivamente. Así mismo, el Níquel aumenta considerablemente la estabilización de la Austenita por efecto austenitizante en la estructura del fierro. El Titanio se usa para estabilizar el carbono en forma de carburos, particularmente durante la austenitización. La adición de pequeñas cantidades de Bismuto mejora la maquinabilidad del acero.

Los aceros de Manganeso se consideran como materiales frágiles, pero con la adición de elementos de aleación o contenidos de carbono del 1.1 % aproximado sus propiedades mejoran significativamente. En la aplicación de soldaduras, tanto en material base como el de aporte tienen los mismos comportamientos por efecto del calentamiento.

El manejo de la composición química se hace para evitar la formación de carburos y las transformaciones de la Austenita, así como para evitar o reducir la probabilidad de fractura del acero austenítico en la solidificación o por el efecto del enfriamiento cuando se calienta.

### 1.1.3.- PROPIEDADES MECÁNICAS DE LOS ACEROS ALTO MANGANESO.

El punto de fusión del acero Hadfield es aproximadamente de 1400 °C, este acero tiene un alto coeficiente de dilatación térmica ( $\alpha= 20.7 \mu\text{mm}^{-1} \text{K}^{-1}$ ) y una conductividad térmica baja ( $\lambda=13.4\text{W m}^{-1}\text{K}^{-1}$ ). Posee un límite elástico relativamente bajo (320-470 MPa), pero tiene una alta resistencia a la tensión (620-1000 MPa), el porcentaje de alargamiento es alto (20-60 %) y su tenacidad es alta (80 J a una temperatura de 40 °C).

Las propiedades mecánicas de los aceros con 13 % de Manganeso entre 45 °C y 205 °C, se vuelven excelentes para diversas aplicaciones. Se tiene una estructura inestable entre 260 °C Y 870 °C por lo que no se recomienda utilizarlos en aplicaciones de desgaste en altas temperaturas, carecen de resistencia mecánica y ductilidad, asociada a la fragilización.

La resistencia a la tensión, límite elástico y elongación entre 200 °C y 98 °C para aceros conformados mecánicamente con 1.4 % de Carbono, 12.5 % de Manganeso y 0.12 % de Silicio se muestran en la tabla II. Los aceros fabricados por fundición sometidos a una temperatura de  $-73$  °C conservan el 85 % de sus propiedades de resistencia al impacto (tabla 1.3). Esto da un factor de seguridad mayor que los aceros ferríticos, en aplicaciones que requieran alto impacto con abrasión, fricción metal – metal a baja temperatura.

Los aceros fundidos, en su mayoría tienen una composición química nominal de 1.0 a 1.2 % de carbono y de 12 a 13 % de Manganeso como elementos fundamentales. En general la industria utiliza este acero según la

norma A. S. T. M - 128 entre 1.00 y 1.40 % de carbono y de 10.0 a 14.0 % de manganeso. Las propiedades físicas de un acero al Manganeso se muestran en la tabla 1.2.

El coeficiente de expansión es semejante a los aceros austeníticos y sus propiedades físicas se ven alteradas por el efecto de la temperatura y tiempo, por la presencia de otras estructuras que dan fragilidad al material. El material es no magnético por su estructura austenítica, pero por su inestabilidad cuando sufre una transformación por efecto térmico o mecánico a otras estructuras metalúrgicas, hace que el magnetismo sea detectable en proporción a la austenita transformada.

Propiedades físicas.- Las propiedades físicas de un acero al Manganeso son compiladas en los siguientes datos. El coeficiente de expansión es semejante a los materiales austeníticos, y las propiedades físicas se ven alteradas por efecto de la temperatura y el tiempo, probablemente por la presencia de otras estructuras que imparten fragilidad al material.

Propiedades magnéticas.- El material es no magnético por su estructura austenítica, pero la inestabilidad de la Austenita cuando sufre transformación por efecto térmico o mecánico a estructuras como Martensita, Perlita o Carburos, el magnetismo se presenta en proporción a la Austenita transformada.



Propiedades mecánicas.- La resistencia a la tensión se ve favorecida por el endurecimiento por trabajo, propiedad significativa de los aceros al alto Manganeso, el límite elástico también se modifica en función a la deformación.

Estas dos propiedades se ven influenciadas a tres parámetros que son:

1. Composición química.
2. Tratamiento térmico.
3. Tamaño del cristal Austenítico

**TABLA 1.2.- PROPIEDADES MECÁNICAS DE UN ACERO DE 1.4  
% C Y 12 % Mn A VARIAS TEMPERATURAS.**

<b>TEMPERATURA °C</b>	<b>RESISTENCIA A LA TENSIÓN lb/in2</b>	<b>LÍMITE ELÁSTICO lb./in2</b>	<b>ELONGACIÓN %</b>	<b>DUREZA HV</b>
98	151000	63,000	56	518
91	163,000	58,000	68	-----
23	151,000	67,000	48	524
23	158,000	43,000	62	-----
22	151,000	53,000	47	-----
-30	150,000	70,000	36	470
-97	147,000	62,000	25	-----
-110	138,000	76,000	25	438
-150	137,000	101,000	12	317
-195	137,000	124,000	4	251
-200	136,000	117,000	4	-----

**TABLA 1.3.- RESISTENCIA AL IMPACTO (CHARPY “V”).**

<b>COMPOSICIÓN, %</b>				<b>PRUEBA DE IMPACTO</b>			
				A 240 °C (75 F)		A -73 °C (-100 F)	
<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>Ni</b>	<b>J</b>	<b>Ft-lb.</b>	<b>J</b>	<b>Ft-lb.</b>
<b>1.03</b>	<b>12.9</b>	<b>0.52</b>	<b>----</b>	<b>128</b>	<b>94.5</b>	<b>71</b>	<b>52.5</b>
<b>1.18</b>	<b>13.0</b>	<b>0.50</b>	<b>----</b>	<b>144</b>	<b>106.0</b>	<b>79</b>	<b>58.5</b>
<b>1.19</b>	<b>14.6</b>	<b>0.50</b>	<b>----</b>	<b>141</b>	<b>104.0</b>	<b>79</b>	<b>58.5</b>
<b>0.84</b>	<b>12.5</b>	<b>0.48</b>	<b>3.46</b>	<b>136</b>	<b>100.0</b>	<b>108</b>	<b>80.0</b>
<b>1.17</b>	<b>12.7</b>	<b>0.53</b>	<b>3.56</b>	<b>142</b>	<b>104.5</b>	<b>119</b>	<b>88.0</b>

La resistencia a la tensión se ve favorecida por el endurecimiento por trabajo, propiedad significativa de los aceros de alto manganeso, el límite elástico también se modifica en función de la deformación. Estas dos propiedades se ven influenciadas por tres parámetros que son: composición química, tratamiento térmico y tamaño de cristal austenítico.

En los aceros al Manganeso entre mayor sea su sección, la ductilidad y su resistencia a la tensión disminuyen, excepto cuando por un control se evita en la solidificación la presencia de un cristal basto de Austenita.

Los aceros de alto Manganeso son resistentes al alto impacto, esto depende de la calidad del tratamiento térmico y tamaño de la pieza. En general a bajas temperaturas las propiedades al impacto se conservan.

**TABLA 1.4.- EFECTO DE LA TEMPERATURA SOBRE LAS PROPIEDADES FÍSICAS DE UN ACERO CON 13 % DE Mn.**

TEMPERATURA °C	CALOR ESPECÍFICO MEDIO J/Kg. K	COEFICIENTE MEDIO DE EXPANSIÓN TÉRMICA DESDE 0 °C $\mu\text{m/m-K}$	RESISTENCIA ELÉCTRICA $\text{N}\Omega\text{-m}$	CONDUCTIVIDAD TÉRMICA W/m-K
0	494	-----	6.65	13.2
50	510	-----	7.11	14.0
100	527	18.01	7.57	14.9
150	553	-----	8.02	15.7
200	573	19.37	8.47	16.5
250	590	-----	8.89	17.4
300	603	20.71	9.31	18.0
350	607	-----	9.69	18.6
350 – 650	(a)	(a)	(a)	(a)
700	-----	20.49	11.53	21.8
750	-----	-----	11.80	21.8
80	-----	21.86	12.11	22.2
850	-----	-----	12.40	22.4

**NOTA.-** La composición del acero es de: 1.22 % de C, 13.0 % de Mn, 0.22 % de Si, 0.03 % de P, 0.01 % de S, 0.07 % de Ni, 0.03 % de Cr, 0.07 % de Cu, 0.004 % de Al.

(a).- Dependerán de los valores del tiempo y la temperatura, sobre la cantidad de transformación de la Austenita.

#### **1.1.4.- ESTRUCTURAS METALÚRGICAS**

La estructura cristalina fundamental de los aceros Hadfield o de alto Manganeso es el cúbico de caras centradas, esta estructura se obtiene por efecto austenitizante del Manganeso, con una concentración de 13 %, y nos presenta la estructura gama del hierro. La presencia de carburos, Perlita o Martensita dependen de la velocidad de enfriamiento, la masa de la pieza y de su composición química.

Los aceros de Manganeso se consideran como materiales frágiles, pero agregando elementos de aleación o el contenido de Carbono del 1.1 % aproximadamente, sus propiedades mejoran significativamente. El manejo de la composición química es para evitar que se formen carburos y las transformaciones de la Austenita, para evitar o reducir la probabilidad de fractura del acero austenítico, en la solidificación o por efecto del enfriamiento cuando se calienta.

#### **1.1.5.- EL EFECTO DE ESTRUCTURA DEL ACERO AL MANGANESO EN SU MODO DE FALLA.**

Se ha tenido poca atención a la falla del acero al Manganeso por considerar que su matriz de Austenita es una garantía suficiente y su tenacidad al alto impacto, sin embargo un acero monofásico con una estructura de Austenita raramente se usa.

La composición química del acero Hadfield promueve la precipitación de carburos que daña la resistencia al impacto. Los

contenidos bajos en carbono promueven la formación de Martensita con los altos contenidos de Manganeso que también la dañan.

La precipitación de carburos, se debe a la actividad química entre el Manganeso y el Carbono básicamente, sin embargo, hay que considerar que la formación del carburo así como su presencia como fase nueva, está relacionada con un fenómeno de difusión, que a su vez está regida por las variables de concentración, tiempo y temperatura. También hay que considerar que los fenómenos de difusión en los materiales metálicos están relacionados con la estructura cristalina y sus defectos cristalinos, esto quiere decir que la presencia de intersticialidades, vacancias, átomos intersticiales, átomos sustitucionales y dislocaciones, así como los bordes del cristal, tienen una influencia marcada en el fenómeno difusional y en el coeficiente de difusión del material.

La nucleación de huecos en la falla dúctil puede ser dividida en tres etapas: nucleación crecimiento y coalescencia de huecos. Existen varios criterios para describir el proceso de nucleación de huecos; algunos se basan en una tensión crítica, otros en una deformación crítica, ambos criterios se basan en el hecho de un esfuerzo crítico en la interfase de la inclusión con la matriz del metal o en el centro de una inclusión, que causarán la desunión o fractura de la partícula, respectivamente. El criterio de esfuerzo, considera el campo de tensión microscópico y una tensión adicional microscópica localizada, la tensión adicional es debida a diferentes propiedades de elasticidad y plasticidad de la matriz del material y la partícula.

En el proceso de crecimiento de huecos se presupone una deformación plástica de la matriz, el aumento de volumen del hueco

depende fundamentalmente del estado de tensión. Los experimentos y análisis muestran un incremento exponencial con el esfuerzo-triaxial que es la proporción de la tensión  $\delta_m$ , dividido por la tensión equivalente de Von Misses  $\delta_{eq}$ . Una carga triaxial positiva o negativa aumenta disminuye el volumen del hueco respectivamente. La típica ley de crecimiento para un solo hueco en una matriz infinita fue derivada por Rice y Trecey:

$$R = 0.283 * R_o * \varepsilon * \exp (3/2 * \delta_m / \delta_{eq} )$$

La ecuación muestra la influencia del estado de tensiones en el crecimiento del hueco durante el proceso de deformación. Empezando con la nucleación del hueco en un cierto lugar de tensión  $\varepsilon_v$  y termina con la coalescencia de huecos al inicio de la tensión  $\varepsilon_j$ . La velocidad de crecimiento de los huecos es gobernada exponencialmente por el estado de tensión. El cálculo de la velocidad de crecimiento de huecos, la tensión de la nucleación y coalescencia de los huecos se hace experimentalmente.

En la falla dúctil la coalescencia de huecos que representan el inicio de una microfractura, existen varios micro-mecanismos, así como de varios criterios para describir la coalescencia de huecos. El parámetro crítico de daño es el más común que el de la fracción de volumen del hueco. La coalescencia de huecos ocurre si un valor crítico alcanza; otro criterio de coalescencia es cuando se esta alcanzando tensiones críticas y una densidad de energía crítica o la combinación de ambos parámetros. La combinación tensión-triaxial y el equivalente de deformación plástica, en el inicio de una microfractura es determinado por los especímenes así como su historia de carga.

La fractura dúctil de un acero por una falla de huecos ocurre con un alto esfuerzo triaxial, en el cual hay una gran elongación de los huecos



formados en las inclusiones MnS y la coalescencia es resultado de la inestabilidad en la deformación localizada que se forma entre huecos vecinos.

El estudio mediante un modelo micro-mecánico ha sido empleado para examinar el comportamiento de la deformación localizada dentro de las series de huecos, basados en la observación experimental de las microestructuras y de las inclusiones del acero. Tratando los huecos encontrados como agujeros a través de su espesor y utilizando los modelos de multi-agujero e imagen-base, cada uno describe 125 huecos aproximadamente, para identificar los rasgos críticos (tamaño, espaciado y conglomerado) de los huecos en la microestructura en el proceso de la deformación localizada y unión de huecos laminados en la falla.

La localización de la deformación es especialmente sensible a la presencia de escasos huecos grandes espaciados aproximadamente unos 30 diámetros del hueco y orientados en un plano  $45^\circ \pm 15^\circ$  a la máxima tensión principal aplicada. El resultado también muestra que la deformación localizada se desarrolla más rápidamente por una gran tensión axial.

El más pequeño de los huecos “secundarios” puede promover la concentración de una tensión localizada entre los huecos grandes. Aun cuando ellos nucleen después de la nucleación de un gran hueco por la deformación. Dentro de las microestructuras cuando solo existen pequeños huecos, la densidad de los conglomerados pueden causar una intensa deformación localizada, pero esta está determinada dentro de la escala del tamaño del conglomerado.

## **2.- EXPERIMENTACIÓN**

### **2.1.- INTRODUCCIÓN A LA INVESTIGACIÓN EXPERIMENTAL**

Los materiales al ser sometidos a la acción del calor van a modificar sus propiedades internas como son: resistencia a la tensión, dureza y fases presentes.

La acción del calor afectara fácilmente al metal, con una transformación en estado sólido en su estructura metalúrgica en función a su composición química, este cambio se conoce como “respuesta al fenómeno térmico”. Como sucede en el acero Hadfield.

Las fisuras, fracturas y carburos intergranulares están presentes en el material y con el calor aplicado se modifican las propiedades mecánicas del material. La presencia de grietas, fisuras, microfisuras y precipitación de carburos intercrystalinos es más abundante cuando la velocidad de enfriamiento es alta.

La ruptura del material es debida a la contracción inhomogénea del material por el calor al que es sometido. Sin embargo, hay que considerar la presencia y coexistencia de discontinuidades como huecos u oquedades de diferentes tamaños intergranulares, que también interaccionan con ellos, o sea, que la presencia de huecos grandes relacionados con otros pequeños generan tensiones que se pueden considerar como indicadores de fractura o concentradores de esfuerzos.

En los mecanismos de fractura dentro de los metales intervienen esfuerzos y discontinuidades, que a través de las concentraciones, nucleaciones y coalescencias generan fracturas de tipo frágil o dúctil. Se tiene la presencia de oquedades o huecos, que tienen su origen en las condiciones de fabricación o por el trabajo del material en servicio, y la precipitación de carburos intercrystalinos en la formación de la Austenita, se presentan fracturas del tipo frágil.

El incremento de la dureza del acero Hadfield se debe a la sensibilidad de la Austenita en el rango de temperaturas de 300 ° C a 900 ° C, por la precipitación de carburos intercrystalinos y transcrystalinos en la estructura austenítica, así como a su cantidad y continuidad de los cuales que permite el incremento de la fragilidad del acero Hadfield.

## 2.2.- METODOLOGÍA DE LA INVESTIGACIÓN EXPERIMENTAL

Al acero se le realizo un análisis químico, el cual correspondió al de un acero Hadfield según la norma ASTM – 128.

NORMA ASTM:	Acero muestra
<p>Carbono 0.90 – 1.40 %  Manganeso 11.00 – 14 %  Silicio 1.00 % máx.  Fósforo 0.07 % máx.  Azufre 0.04 % máx.</p>	<p>Carbono 0.51 %  Manganeso 11.80 %  Silicio 0.97 %  Fósforo 0.012 %  Azufre 0.005 %</p>

**Tabla 2.2** Comparativo de la muestra ensayada contra la norma.

### 2.3.- PREPARACIÓN DE LAS MUESTRAS.

Las muestras obtenidas del acero Hadfield se prepararon para ser estudiadas con:

- ❖ Microscopia óptica.
- ❖ Ensayo de Microdureza en la escala Vickers.

Los pasos siguientes fueron:

- Se preparan 6 probetas de acero Hadfield previamente cortadas y medidas con un vernier para su macrodeformación.
- Se colocan las 6 probetas en un recipiente de fondo colocando carbón de madera en el recipiente.
- Después se coloca el recipiente en el horno a una temperatura de 1060 °C esperando una hora para la homogenización de las probetas.
- Se dejan enfriar en agua bruscamente inmediatamente de que son extraídas del horno.
- Se toman las probetas para su macrodeformación.

Probeta 1. Se macrodeforma al 5 %.

Probeta 2. Se macrodeforma al 10%.

Probeta 3. Se macrodeforma al 20%.

Probeta 4. Se macrodeforma al 40%.

Probeta 5. Se macrodeforma al límite.

Probeta 6. Homogenizada.

- Una vez concluida la macrodeformación de las 5 primeras probetas excepto la homogenizada se rectificaron las caras laterales para posteriormente la preparación de la superficie, hasta lograr el pulido acabado espejo para preparar el análisis metalográfico.

La preparación metalográfica consistió en:

- Desbaste con lija de agua número 180.
- Desbaste con lija de agua número 220.
- Desbaste con lija de agua número 500.
- Desbaste con lija de agua número 800.
- Desbaste con lija de agua número 1000.
- Desbaste con lija de agua número 1500.
- Pulido con Alumina 0.03 y 0.05 micras.
- Ataque con Nital al 5 %, HCL al 2 % (microscopia óptica y microdureza figura 2.2).



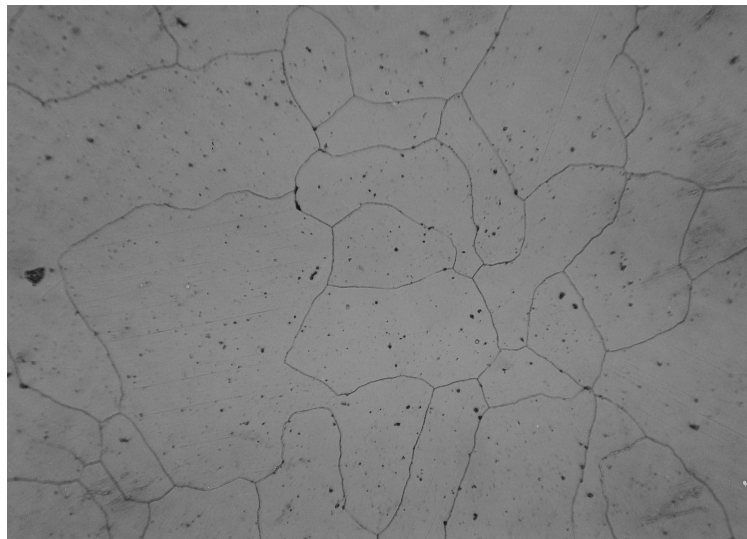
**Figura 2.3**  
Pulido de probeta homogenizada.

## 2.4.- FOTOGRAFÍAS.

De cada muestra se tomaron fotografías en diferentes aumentos (400x, 600x y 800x).

### **Probeta Homogenizada.**

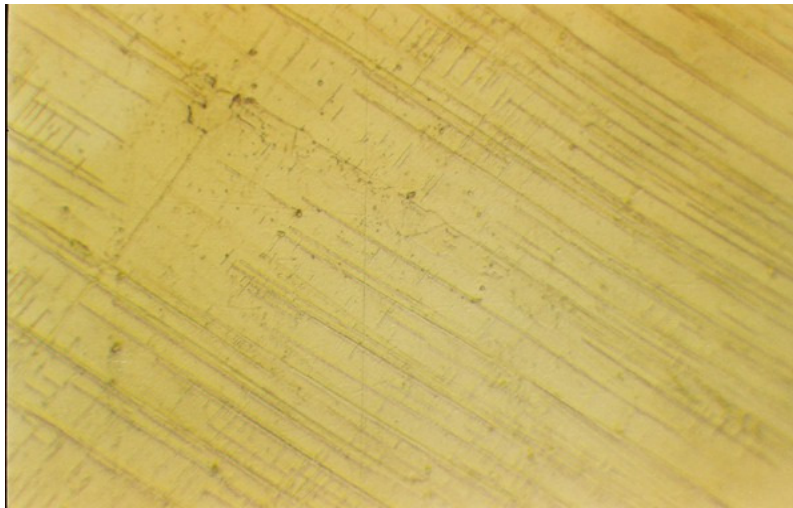
La muestra original homogeneizada presenta cristales continuos de Austenita, sin la presencia de carburos de ningún tipo.



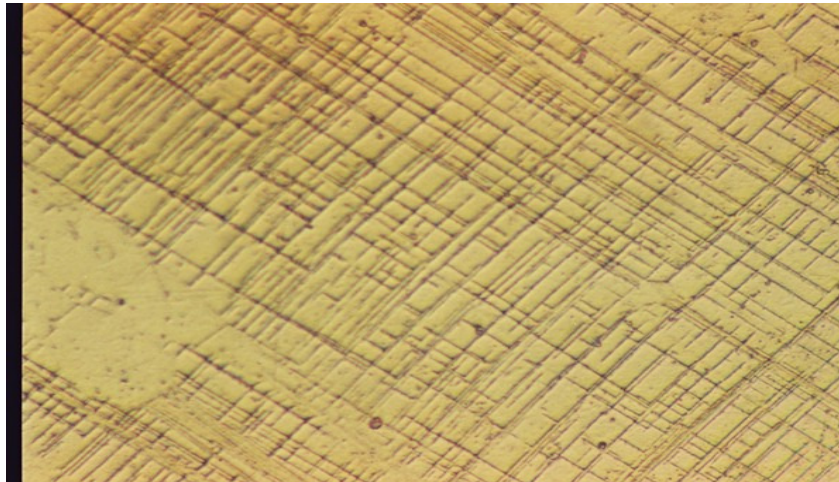
Fotografía con 800x.

### **Probeta al 5 % de macrodeformación.**

La probeta con 5 % de macrodeformación muestra planos de deslizamiento en los primeros granos de la superficie de la probeta donde recibió los impactos para su macrodeformación. Hay que hacer notar que esas líneas de deslizamiento se presentan en las líneas paralelas en dos sentidos las cuales forman en la fotografía la figura de un cuadrado.



Fotografía con 400x.



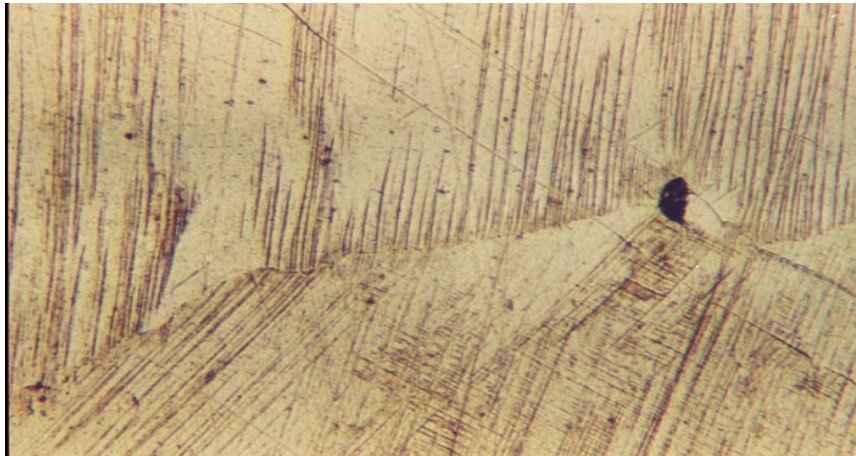
Fotografía con 800x.

### **Probeta al 10 % de macrodeformación.**

En la probeta con 10 % de macrodeformación se presentan líneas de deformación intercrystalinas dentro de los cristales de diferentes continuidades, hay que hacer notar que las líneas de deformación tienen diferente orientación. Empiezan a aparecer pequeños carburos intercrystalinos.



Fotografía con 400x.



Fotografía con 800x

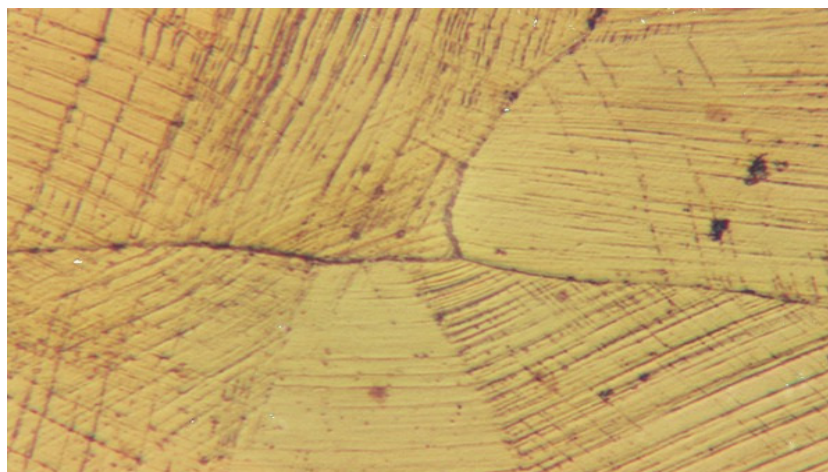


### **Probeta al 20 % de macrodeformación.**

En la muestra con 20 % de macrodeformación presenta un gran incremento de líneas de deformación en el interior de los cristales de Austenita; hacemos notar que las líneas de deformación tienen diferente orientación en cada cristal, también se pudo observar que las líneas en su gran mayoría se presentan en un solo sentido. En cuanto a los bordes de cristal se puede pensar que existen pequeñas concentraciones de carburos de tamaño pequeño. También se puede observar que existe una pequeña microfisura intercrystalina.



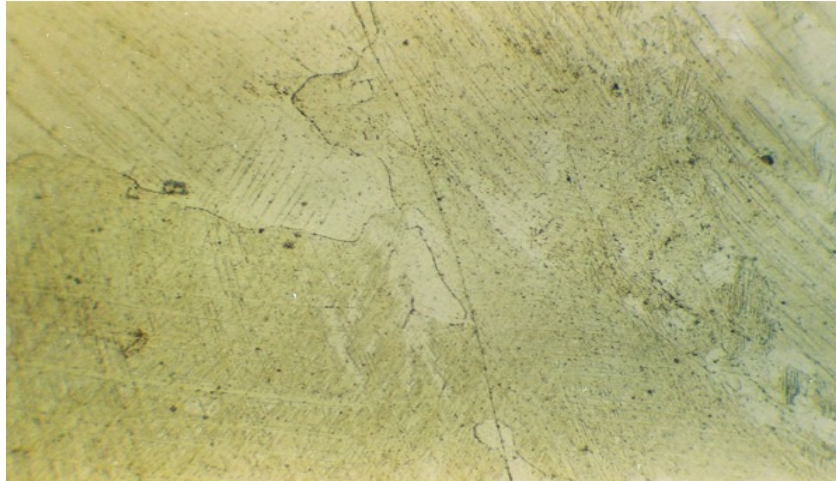
Fotografía con 400x.



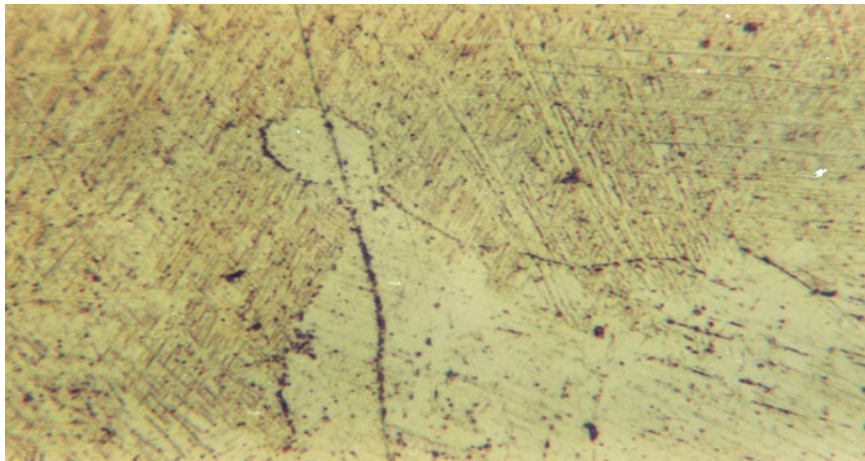
Fotografía con 800x.

### **Probeta al 40 %.**

La muestra con 40 % de macrodeformación presenta gran cantidad de líneas muy finas de deformación. Esta probeta ya presenta gran abundancia tanto de carburos intercristalinos y transcristalinos.



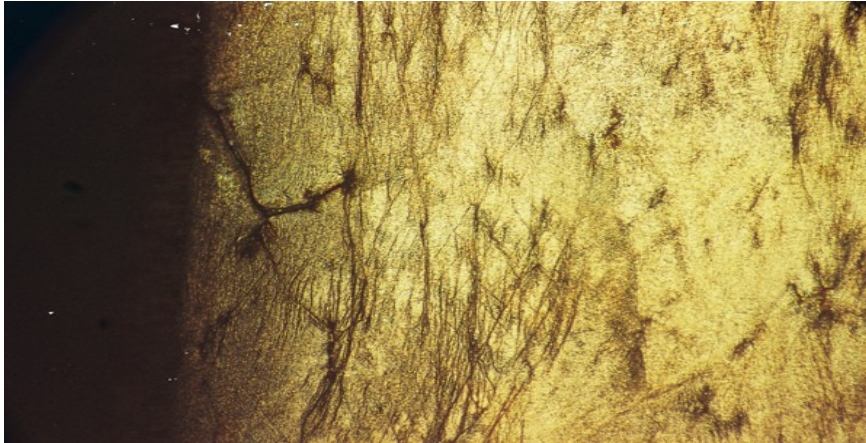
Fotografía con 400x.



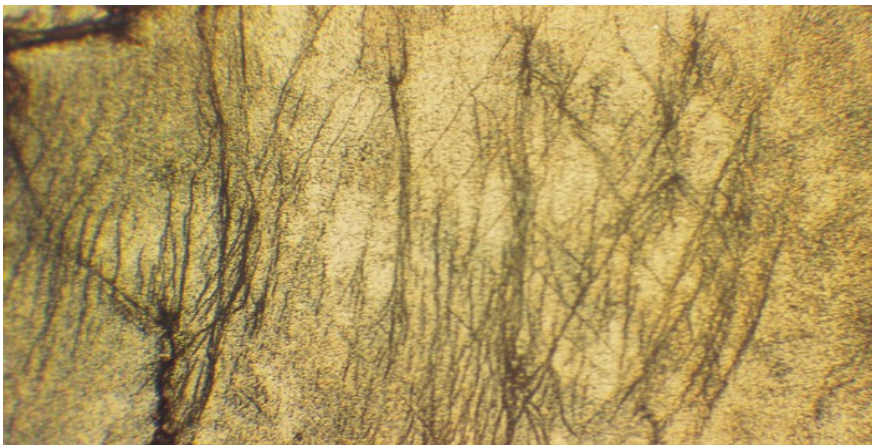
Fotografía con 800x.

### **Probeta al Límite de macrodeformación.**

La probeta con macrodeformación al límite presenta ya no un orden en las líneas de deformación presenta una gran cantidad de carburos precipitados presenta fisuras intercristalinas y hay que hacer notar que ya presenta deformación de los cristales.



Fotografía con 400x.



Fotografía con 800x.



## 2.5.- PRUEBA DE DUREZA.

Posteriormente se realizo la prueba de dureza con un durómetro marca Amsler Otto Wolper modelo D-6700, fabricado en Alemania, el cual maneja durezas en escala Vickers, Brinell y Rockwell.



Figura 2.5 Zona de prueba se observa el Penetrador y el lente objetivo y pantalla de medición de la huella obtenida por el penetrador.

Dicho equipo se ocupó para medir la dureza en escala Vickers-2, por medio de un penetrador punta de diamante aplicando una carga de 2 Kg., en cada una de las probetas la fórmula usada para la dureza Vickers está dada por:

$$HV = \frac{1.854L}{d^2}$$

De la cual:

L = carga aplicada expresada en kg.

d = longitud de la diagonal del cuadrado de la huella de la impresión dada en mm.

## **2.6.- RESULTADOS OBTENIDOS**

PROBETA HOMOGENIZADA: Dureza obtenida HV= 198.

PROBETA AL 5 % de macrodeformación: Dureza obtenida HV= 245.

PROBETA AL 10 % de macrodeformación: Dureza obtenida HV= 296.

PROBETA AL 20 % de macrodeformación: Dureza obtenida HV= 280.

PROBETA AL 40 % de macrodeformación: Dureza obtenida HV= 266.

PROBETA AL LÍMITE de macrodeformación: Dureza obtenida HV= 234.

## 2.7.- DISCUSIÓN DE RESULTADOS

Los resultados obtenidos de las observaciones de las 5 probetas con diferentes condiciones experimentales y la probeta original estabilizada, fueron los siguientes:

En las muestras tratadas se observaron carburos intercristalinos en los límites de grano, se tuvo la presencia de carburos de acuerdo con el diagrama de fases Fe-C-Mn con cual se muestra el comportamiento del material entre estos parámetros así como las fases presentes, Austenita y carburos intercristalinos y transcristalinos de diferentes morfologías.

La presencia de carburos intercristalinos pequeños y finos se pudieron observar en las muestras tratadas.

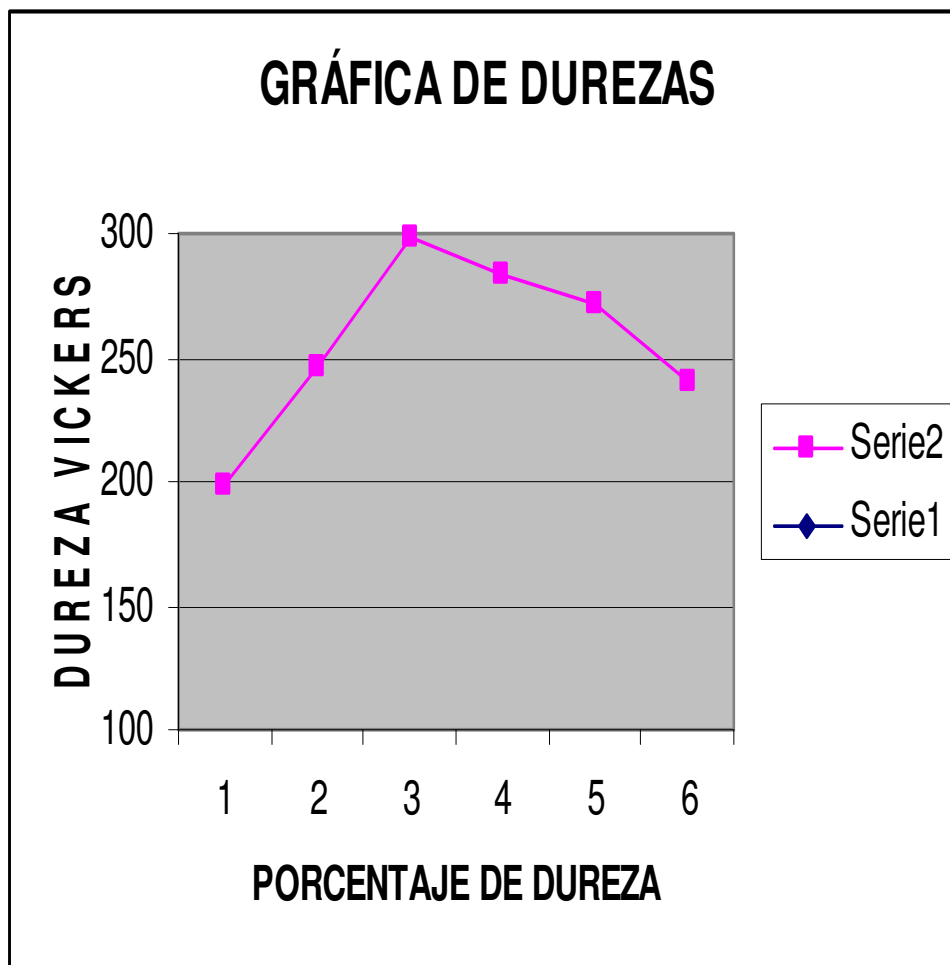
En la probetas al 5 % y 10 % de macrodeformación los carburos intercristalinos se presentan en forma pequeña y rodeando los cristales de Austenita, los carburos transcristalinos se presenta en forma globular también.

En las probetas al 20 % y 40 % de macrodeformación los carburos presentan una morfología masiva tanto en las zonas intercristalinas como transcristalinas. La última probeta llevada al límite de macrodeformación presenta zonas específicas de una concentración de carburos esféricos como si fuera un eutectoide de Ferrita y carburo como posible Perlita.

La probeta homogeneizada presenta cristales continuos de Austenita, sin la presencia de carburos de ningún tipo.

## 2.8.- DISCUSIÓN DE RESULTADOS EN DUREZAS.

Los resultados de dureza que se obtuvieron de las mismas muestras ensayadas, mostraron un incremento máximo con 10 % y 20 % de macrodeformación; cuando se incrementa la macrodeformación baja la dureza aproximadamente un 10 % de la máxima obtenida; sin embargo, cuando se incrementan los impactos para aumentar el porcentaje de macrodeformación la dureza se incrementa desde un 50 % hasta un 33 % más que la dureza obtenida de la muestra homogenizada, el aumento de la dureza se muestra en la siguiente gráfica.



### **3.- CONCLUSIONES.**

#### **3.1.- MICROSCOPIA ÓPTICA.**

Se observó la existencia de huecos u oquedades intercristalinas en todas las probetas y en la probeta original del acero Hadfield.

Se puede pensar que la presencia de huecos y microhuecos intercristalinos en las probetas experimentadas, es el resultado del trabajo al cual es sometida la pieza, una combinación de alto impacto con abrasión, cuando esta quebrando piedra. En otras palabras los movimientos estructurales de material, permiten la concentración en puntos determinados de espacios vacíos principalmente en los bordes de cristal como un fenómeno de fatiga.

En las probetas experimentadas se presentaron los huecos y microhuecos en lugares en los que se dio la concentración de esfuerzos para el inicio de las microfisuras, que coexistían con carburos de diferentes tamaños, sin embargo hay que hacer notar, que los huecos intercristalinos también existen en el acero original desgastado muy probablemente por las condiciones de fabricación y trabajo.

En general, la causa de ruptura intercristalina en el material, es una serie de eventos que se suceden:

- 1) La existencia previa de los huecos en el material desgastado.
- 2) Las tensiones generadas por el calentamiento y enfriamiento del material.
- 3) La permanencia del calor en el acero.
- 4) La precipitación de carburos (no necesaria).



### **3.2. - ENSAYO DE DUREZA VICKERS.**

En el resultado de los ensayos de dureza se observó que las probetas macrodeformadas al 5 % y 40 % presentan los resultados más semejantes a la probeta original, pero la probeta que presenta la menor dureza de todas es la que se llevo al límite debido a su deformación.

Las probetas macrodeformadas al 10 % y 20 % fueron las que presentaron las durezas más altas en comparación a la probeta original, lo que representa un incremento de entre el 15 al 20 % más de la muestra original, lo cual se puede considerar como significativo el incremento.

## CONCLUSIONES GENERALES

El acero de alto Manganeso alto Carbono (13 % Mn y 1.2 % C), aumenta su dureza con la deformación.

La deformación en cristales sucede hasta que se rebasa la macrodeformación del 40 %.

Después del 10 % se presenta precipitación de carburos en planos límites del cristal, además de microfisuras.

La dureza después de un máximo entre el 10 % y 20 % decae y parece que tiende a ser constante.

## BIBLIOGRAFÍA

[1]Abe Fujio, 1998, Kinetics of carbide precipitation during creep and its effect on creep rate of 10 Cr – 30 Mn austenitic steels. Materials Transaction JIM, Vol. 39 No. 1, pp 211 – 217.

[2]Adler P. H., Olson G. B. and Olson W. S., 1986. Strain Hardening of Hadfield manganese steel. Metallurgical transition A., Vol. 17A, pp 1725 - 1737.

[3]American Society for Metals, 1992. Metal handbook ASM, 9a. Edition, USA vol. 9, pp 568 – 588.

[4]Antón N., Delgado J. L., Velasco F. and Torralba J. M., 2003. Influence of alloying elements additions on tribological behavior of sintered steels with high content in manganese-nickel. Journal of Materials Processing Technology 143-144, pp 475-480.

[5]Arndt J. and Dahl W., 1997. Effect of void growth and shape on the initiation of ductile failure of steels. Computational Materials Science 9, pp 1-6.

[6]Bae Dong-Su, Hong Moon-Hi and Miyahara Kazuya, 2003. TEM investigation of the interaction between dislocation and nitride precipitates in deformed high manganese-chromium austenitic steels. Solid State Communications 125, pp 347-350.

[7]Bayraktar Emin, Khalid A. Fazar A. and Levaillant Christopher, 2004. Deformation and fracture behavior of high manganese austenitic steel. Journal of Materials Processing Technology, 147; pp 145-154.

[8]Boric F. and Scholz W. G., 1971. Effects on time and temperature on ductility and toughness of modified austenitic manganese steels. Research Laboratory, Climax Molybdenum Company, pp 110-115.

[9]Hernia S. S., Levin B. M. and Ivakin V. L., 1987. Structure and properties of unstable austenitic high manganese steels. Izvestiya VUZ Chernaya Metallurgiya, pp 77 – 81.

[10]Sakamoto Harou, Toyama Kazuo and Hirakawa Kenji, 2000. Fracture toughness of medium-high carbon steel for railroad wheel. Materials Science and Engineering A 285, pp 288-292.