



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES CUAUTITLAN

MAESTRIA EN INGENIERIA

**“INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA Y EL TIEMPO EN LAS
PROPIEDADES MECANICAS EN EL ACERO DE ALTO
MANGANESO (HADFIELD)”**

TESIS

Que para obtener el titulo de

Maestro en Ingeniería

Presenta

Gerardo Aarón Maya Gómez

Cuautitlán Izcalli, Estado de México.

2008





Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

JURADO ASIGNADO:

Presidente: DR. HÉCTOR ENRIQUE CURIEL REYNA.

Secretario: CDR TOMÁS RANGEL ORTIZ

Vocal. M. en I. JOSÉ JUAN CONTRERAS ESPINOSA

1^{er} Suplente M. en I. JESÚS GARCÍA LIRA

2^{do} Suplente M. en I. RAMÓN OSORIO GALICIA.

Lugar donde se realizo la tesis:

**CENTRO DE ASIMILACIÓN TECNOLÓGICA.
UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO**

**TUTOR DE TESIS:
DR. HÉCTOR ENRIQUE CURIEL REYNA**



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

MI ESPOSA

ENF. GRAL. MARIA DEL CARMEN CUEVAS RAMIREZ

MIS HIJAS:

DANIELA MAYA CUEVAS
MONICA MAYA CUEVAS

A LA MEMORIA DE MIS PADRES

RODOLFO MAYA SANCHEZ
IGNACIA DOLORES GOMEZ BARRERA

MIS HERMANAS

DRA. GRACIELA MAYA GOMEZ
ENF. JUANA MAYA GOMEZ
CECILIA MAYA GOMEZ

A MIS SUEGROS

JOSE DONATO CUEVAS MARQUEZ
CARMEN RAMIREZ Y ALVAREZ

A MI FAMILIA EN GENERAL

A MIS AMIGOS

AGRADECIMIENTOS

AGRADEZCO POR SU APOYO Y ORIENTACION EN LA REALIZACION DE ESTE TRABAJO DE INVESTIGACION EXPERIMENTAL A MI ASESOR:

DR. HECTOR ENRIQUE CURIEL REYNA

AGRADEZCO EN FORMA ESPECIAL POR SU COLABORACION Y APOYO EN LA PREPARACIÓN DE MUESTRAS Y PROBETAS EN EL TRABAJO EXPERIMENTAL DE ESTA INVESTIGACION:

CDR. TOMAS RANGEL ORTIZ

AGRADEZCO A LAS INSTITUCIONES:

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES CUAUTITLAN-UNAM

INSTITUTO MEXICANO DEL PETROLEO

FACULTAD DE INGENIERIA – UNAM

NDICE GENERAL	Pág.
Resumen	14
1.- Planteamiento del problema	18
2.- Objetivo	19
2.- Hipótesis	20
3.- GENERALIDADES DEL ACERO DE ALTO MANAGNESO	
3.1.- Acero Hadfield.	
3.1.1.- Acero alto manganeso alto carbono o Hadfield.	21
3.1.2.- Composición química y sus efectos en las propiedades del acero Hadfield.	26
3.1.3.- Tratamiento térmico del acero de alto manganeso	31
3.1.4.- Propiedades de los aceros de alto manganeso	37
3.1.5 Estructuras Metalúrgicas	46
3.1.6.- El efecto de estructura del acero al manganeso en su modo de falla.	46

4.- Desarrollo experimental en la variación de la temperatura y el tiempo en el acero Hadfield.	
4.1.- Introducción a la investigación experimental	54
4.2.- Metodología de la investigación experimental	56
4.2.1.-Planteamiento de los experimentos	56
4.2.2.-Preparación de las muestras	57
5.- Resultados obtenidos en las probetas obtenidas del acero Hadfield.	
5.1.- Microscopia electrónica.	58
5.2.- Ensayo de microdureza Vickers.	66
5.3.- Ensayo de Tensión.	67
6.- Discusión de Resultados obtenidos en las probetas obtenidas del Acero Hadfield.	
6.1.- Micoscopia electrónica.	95
6.2.- Ensayo de Tensión.	99
6.3.- Ensayo de microdureza Vickers	99
7.- Conclusiones de la Investigación.	
7.1.- Micoscopia electrónica.	103
7.2.- Ensayo de microdureza Vickers.	104

7.3.- Ensayo de Tensión.	104
7.4.- Conclusión General.	105
Bibliografía consultada.	106

INDICE DE FIGURAS

Pág.

3.- GENERALIDADES DEL ACERO DE ALTO MANGANESO

Figura 3.1 Solubilidad de Carbono en el acero Hadfield. 27

Figura 3.2 Cambio de las propiedades mecánicas con el contenido de carbono. 28

Figura 3.3 Cambio de las propiedades mecánicas con el contenido de manganeso. 29

Figura 3.4 Variaciones de la temperatura M_s con los contenidos de carbono 30

5.- Resultados Obtenidos de las diferentes probetas del acero Hadfield.

Figura 5.1 Muestra de 300 ° C 1 hr. 59

Figura 5.2 Muestra de 300 ° C 5 hr. 59

Figura 5.3 Muestra de 300 ° C 10 hr. 59

Figura 5.4 Muestra de 400 ° C 1 hr. 60

Figura 5.5 Muestra de 400 ° C 5 hr. 60

Figura 5.6 Muestra de 400 ° C 10 hr. 60

Figura 5.7 Muestra de 500 ° C 1 hr. 61

Figura 5.8 Muestra de 500 ° C 5 hr. 61

Figura 5.9 Muestra de 500 ° C 10 hr. 61

Figura 5.10 Muestra de 600 ° C 1 hr.	62
Figura 5.11 Muestra de 600 ° C 5 hr.	62
Figura 5.12 Muestra de 600 ° C 10 hr.	62
Figura 5.13 Muestra de 700 ° C 1 hr.	63
Figura 5.14 Muestra de 700 ° C 5 hr.	63
Figura 5.15 Muestra de 700 ° C 10 hr.	63
Figura 5.16 Muestra de 800 ° C 1 hr.	64
Figura 5.17 Muestra de 800 ° C 5 hr.	64
Figura 5.18 Muestra de 800 ° C 10 hr.	64
Figura 5.19 Muestra Estabilizada a 900 ° C	65
Figura 5.20 Muestra Original.	65
Figura 5.21 Porcentaje de carbón en el carburo $Mn_{23}C_6$ con respecto a la temperatura.	98
Figura 5.22 Porcentaje de carbón en el carburo $Mn_{23}C_6$ con respecto a la temperatura.	99

INDICE DE GRÁFICAS	Pág
5.- Resultados obtenidos de las muestras experimentadas.	
Grafica 5.1.1 Histograma de durezas en muestras de 1 hora.	66
Grafica 5.1.2 Histograma de durezas en muestras de 5 horas.	66
Grafica 5.1.3 Histograma de durezas en muestras de 10 horas.	66
Gráfica 5.2.1 Histograma de las fases presentes en las muestras en 1 hora.	67
Gráfica 5.2.2 Histograma de las fases presentes en las muestras en 5 horas.	67
Gráfica 5.2.3 Histograma de las fases presentes en las muestras en 10 horas.	67
Gráfica 5.3 Muestra de 300 ° C 1 hora	
Gráfica 5.3a Esfuerzo Deformación Ingenieril	70
Gráfica 5.3b Esfuerzo Deformación Verdadera	70
Gráfica 5.3c Modulo de Young	70
Gráfica 5.3d Curva de Endurecimiento	70
Gráfica 5.4 Muestra de 300 ° C 5 horas	
Gráfica 5.4a Esfuerzo Deformación Ingenieril	71
Gráfica 5.4b Esfuerzo Deformación Verdadera	71
Gráfica 5.4c Modulo de Young	71
Gráfica 5.4d Curva de Endurecimiento	71

Gráfica 5.5 Muestra de 300 ° C 10 horas	
Gráfica 5.5a Esfuerzo Deformación Ingenieril	72
Gráfica 5.5b Esfuerzo Deformación Verdadera	72
Gráfica 5.5c Modulo de Young	72
Gráfica 5.5d Curva de Endurecimiento	72
Gráfica 5.6 Muestra de 400 ° C 1 hora	
Gráfica 5.6a Esfuerzo Deformación Ingenieril	73
Gráfica 5.6b Esfuerzo Deformación Verdadera	73
Gráfica 5.6c Modulo de Young	73
Gráfica 5.6b Curva de Endurecimiento	73
Gráfica 5.7 Muestra de 400 ° C 5 horas	
Gráfica 5.7a Esfuerzo Deformación Ingenieril	74
Gráfica 5.7b Esfuerzo Deformación Verdadera	74
Gráfica 5.7c Modulo de Young	74
Gráfica 5.7d Curva de Endurecimiento	74
Gráfica 5.8 Muestra de 400 ° C 10 horas	
Gráfica 5.8a Esfuerzo Deformación Ingenieril	75
Gráfica 5.8b Esfuerzo Deformación Verdadera	75
Gráfica 5.8c Modulo de Young	75

Gráfica 5.8d Curva de Endurecimiento	75
Gráfica 5.9 Muestra de 500 ° C 1 hora	
Gráfica 5.9a Esfuerzo Deformación Ingenieril	76
Gráfica 5.9b Esfuerzo Deformación Verdadera	76
Gráfica 5.9c Modulo de Young	76
Gráfica 5.9d Curva de Endurecimiento	76
Gráfica 5.10 Muestra de 500 ° C 5 horas	
Gráfica 5.10a Esfuerzo Deformación Ingenieril	77
Gráfica 5.10b Esfuerzo Deformación Verdadera	77
Gráfica 5.10c Modulo de Young	77
Gráfica 5.10d Curva de Endurecimiento	77
Gráfica 5.11 Muestra de 500 ° C 10 horas	
Gráfica 5.11a Esfuerzo Deformación Ingenieril	78
Gráfica 5.11b Esfuerzo Deformación Verdadera	78
Gráfica 5.11c Modulo de Young	78
Gráfica 5.11d Curva de Endurecimiento	78
Gráfica 5.12 Muestra de 600 ° C 1 hora	
Gráfica 5.12a Esfuerzo Deformación Ingenieril	79
Gráfica 5.12b Esfuerzo Deformación Verdadera	79
Gráfica 5.12c Modulo de Young	79

Gráfica 5.12d Curva de Endurecimiento	79
Gráfica 5.13 Muestra de 600 ° C 5 horas	
Gráfica 5.13a Esfuerzo Deformación Ingenieril	80
Gráfica 5.13b Esfuerzo Deformación Verdadera	80
Gráfica 5.13c Modulo de Young	80
Gráfica 5.13d Curva de Endurecimiento	80
Gráfica 5.14 Muestra de 600 ° C 10 horas	
Gráfica 5.14a Esfuerzo Deformación Ingenieril	81
Gráfica 5.14b Esfuerzo Deformación Verdadera 1	81
Gráfica 5.14c Modulo de Young	81
Gráfica 5.14d Curva de Endurecimiento	81
Gráfica 5.15 Muestra de 700 ° C 1 hora	
Gráfica 5.15a Esfuerzo Deformación Ingenieril	82
Gráfica 5.15b Esfuerzo Deformación Verdadera	82
Gráfica 5.15c Modulo de Young	82
Gráfica 5.15d Curva de Endurecimiento	82
Gráfica 5.16 Muestra de 700 ° C 5 horas	
Gráfica 5.16a Esfuerzo Deformación Ingenieril	83
Gráfica 5.16b Esfuerzo Deformación Verdadera	83

Gráfica 5.16c Modulo de Young	83
Gráfica 5.16d Curva de Endurecimiento	83
Gráfica 5.17 Muestra de 700 ° C 10 horas	
Gráfica 5.17a Esfuerzo Deformación Ingenieril	84
Gráfica 5.17b Esfuerzo Deformación Verdadera	84
Gráfica 5.17c Modulo de Young	84
Gráfica 5.17d Curva de Endurecimiento	84
Gráfica 5.18 Muestra de 800 ° C 1 hora	
Gráfica 5.18a Esfuerzo Deformación Ingenieril	85
Gráfica 5.18b Esfuerzo Deformación Verdadera	85
Gráfica 5.18c Modulo de Young	85
Gráfica 5.18d Curva de Endurecimiento	85
Gráfica 5.19 Muestra de 800 ° C 5 horas	
Gráfica 5.19a Esfuerzo Deformación Ingenieril	86
Gráfica 5.19b Esfuerzo Deformación Verdadera	86
Gráfica 5.19c Modulo de Young	86
Gráfica 5.19d Curva de Endurecimiento	86
Gráfica 5.20 Muestra de 800 ° C 10 horas	
Gráfica 5.20a Esfuerzo Deformación Ingenieril	87
Gráfica 5.20b Esfuerzo Deformación Verdadera	87

Gráfica 5.20c Modulo de Young	87
Gráfica 5.20d Curva de Endurecimiento	87
Gráfica 5.21 Muestra Original	
Gráfica 5.21a Esfuerzo Deformación Ingenieril	89
Gráfica 5.21b Esfuerzo Deformación Verdadera	89
Gráfica 5.21c Modulo de Young	89
Gráfica 5.21d Curva de Endurecimiento	89
6.- Discusión de Resultados obtenidos de las muestras experimentadas.	
Gráfica 6.3 Histograma de promedio de durezas	100

INDICE DE TABLAS

Pág.

3.- GENERALIDADES DEL ACERO DE ALTO MANGANESO

Tabla 3.1 Aceros fundidos austeníticos de alto manganeso (ASTM) 23

Tabla 3.2 Propiedades mecánicas de un acero con
1.4 %C – 12 % Mn 41

Tabla 3.3 Resistencia al impacto (Charpy) 42

Tabla 3.4 Propiedades mecánicas de un acero austenítico
con 13 % de manganeso 44

Tabla 3.5 Efecto de la temperatura sobre las propiedades físicas
De un acero con 13 % de Manganeso. 45

4.- Desarrollo experimental de las muestras

4.1 Comparativo entre la norma ASTM y la muestra a experimentar 56

5.- Resultados obtenidos de las muestras experimentadas

Tabla 5.1 Para obtener el coeficiente de endurecimiento 69

Tabla 5.2 Propiedades Mecánicas de las muestras en 1 hr. 94

Tabla 5.3 Propiedades Mecánicas de las muestras en 5 hrs. 94

Tabla 5.4 Propiedades Mecánicas de las muestras en 10 hrs. 94

1.- 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.

2.- 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 experimental de calentamiento y enfriamiento.

2.1.- HIPOTESIS

La permanencia del calor en la masa del acero, favorecen la precipitación intercristalina 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.

3.- GENERALIDADES DEL ACERO DE ALTO MANGANESO

3.1.- ACERO HADFIELD

3.1.1- 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 hierro. 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. [Society for metals 1992, Doepken H. et. Al. 1986](#)

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. [Smith R. 2004](#), [Maratray F. 1961](#).

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. [Fabert A., 1974](#), [Plotnikov G. N. 1964](#).

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. [Tianfu J. 1997](#).

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

(Tabla 1).

TABLA 3.1.- RANGOS DE COMPOSICION DE LOS ACEROS AUSTENITICOS FUNDIDOS DE ALTO MANGANESO.

**ASTM
A128**

COMPOSICION

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

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. Hall E. 1966.

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- γ 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. Maratray F. 1979.

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. Antón N. et al. 2003, Roberts A. 1985.

3.1.2.- COMPOSICION QUIMICA Y SUS EFECTOS EN LAS PROPIEDADES 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. Tasker J. 1982, Harina Y. et al, 1997.

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 inoxidables 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. Masumoto et al, 1983.

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. Chernyak S. 1987, Junyou L. et al. 2002.

La composición química no permite cualquier transformación de la Austenita cuando las aleaciones son templadas en agua desde temperaturas por arriba línea Acm (Figura 3.1). Esto significa que pierden ductilidad en secciones gruesas del material, el efecto de debe a la precipitación de carburos intercristalinos. El comportamiento de un acero Hadfield depende básicamente del contenido de carbono y manganeso. Society for Metals, 1992, Maratray F. 1961.

Temperatura °C

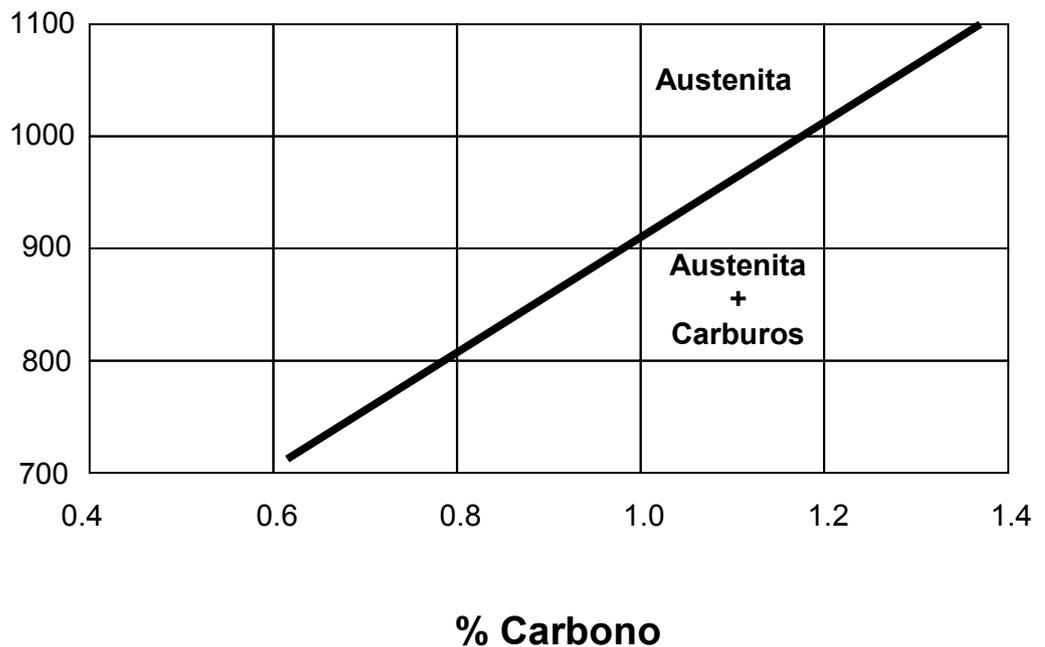


Figura 3.1 Solubilidad del Carbono en el acero Hadfiel.

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 3.2).

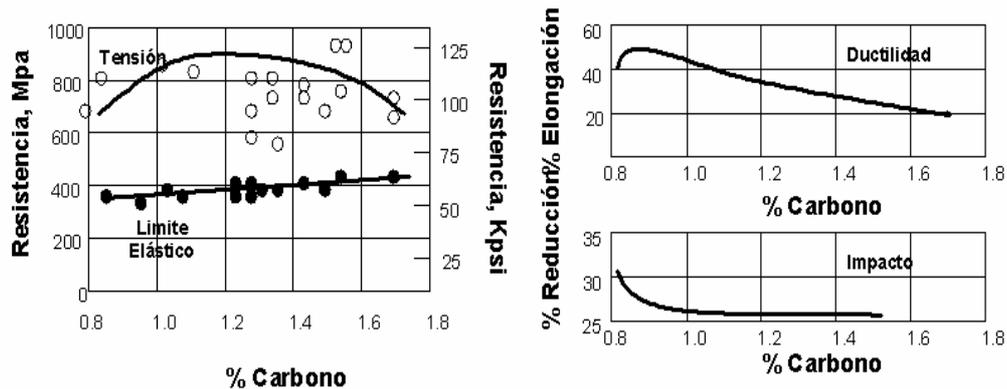


Figura 3.2 Cambio de las propiedades mecánicas con el contenido de carbono en un acero austenítico con 13 % de manganeso.

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. Doepken H. et al, 1986, Tasker J. 1982.

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 3.3). Su unión con el azufre forma el sulfuro α -MnS que baja la susceptibilidad del acero al agrietamiento en caliente. Vinokur B. 1993, Kawasaki S. 1980.

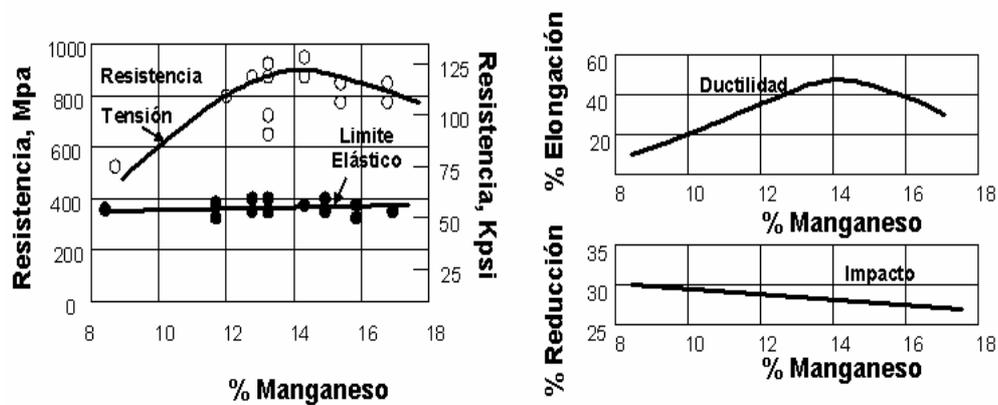


Figura 3.3 Cambio de las propiedades mecánicas con el contenido de carbono en un acero austenítico con 13 % de Manganeso.

El efecto del porcentaje de carbono y el carbono sobre la temperatura M_s de una austenita totalmente homogénea se observa en la figura 3.4. El comportamiento de las propiedades mecánicas de un acero Hadfield depende básicamente del contenido de Carbono y Manganeso. Society for Metals 1992.

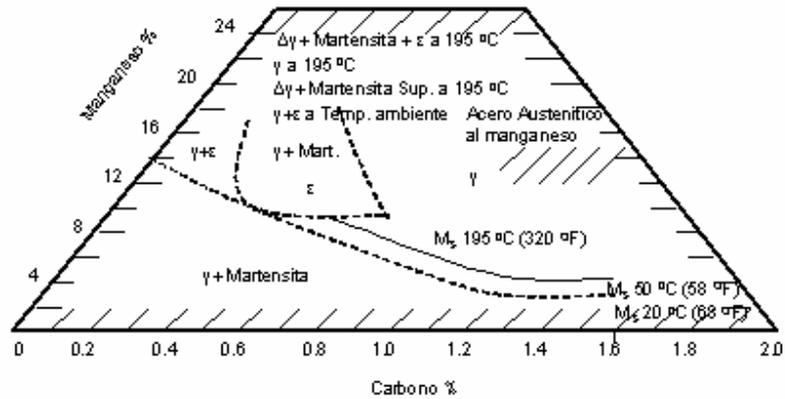


Figura 3.4 Variaciones de la temperatura M_s con los contenidos de carbono y de Manganeso.

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. Kawasaki S. 1980.

El cromo es un elemento que depende del porcentaje de carbono presente en el acero, con contenidos bajos no tiene 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. Hümme-Rothery, 1970, Roberts A, 1985.

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 hierro. 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. Masumoto H. et al, Weimin Z. 1999.

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. Society for Metals, 1992.

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. Welding AWS 1984.

3.1.3.- TRATAMIENTO TERMICO DEL ACERO AL ALTO MANGANESO

La estructura cristalina de los aceros Hadfield o alto Manganeso es el cúbico de caras centradas o gama del hierro, esta estructura se

presenta por efecto austenitizante del Manganeso a una concentración al 13 %. La presencia de estructuras como carburos, perlita o martensita dependerán de la velocidad de enfriamiento, masa de la pieza y composición química. Smith R. et al, 2004, Maratray F. 1979.

Las características de un acero de alto Manganeso en resistencia y tenacidad después del temple en agua, se debe a la homogeneización de la estructura austenítica, sin embargo, pueden aparecer carburos que dependiendo de su continuidad y localización, provocan fragilidad en el material. Doo J. 1975.

La figura 3.1 nos muestra el resultado de la relación entre la temperatura de calentamiento y la concentración de Carbono, para obtener la estructura del acero de alto manganeso. Para alcanzar la máxima resistencia, las temperaturas de austenitización deben estar por arriba de A_{cm} y de esta manera el acero es totalmente austenítico y el Carbono esta completamente solubilizado en la estructura de la austenita. Irvine K. 1976.

Cuando el material tiene una deformación muy alta, el porcentaje de carburos de manganeso aumenta hasta el límite de fragilizar el acero que producirá la fractura del material; esta ruptura se produce no solo por el trabajo combinado de alto impacto y desgaste (abrasión o fricción), sino también por un fenómeno térmico como el que se produce en un proceso de soldadura. Horiuchi T. et al, 2003.

La sensibilidad de la Austenita de este acero, hace que sea un material con una alta respuesta a los efectos térmicos, ya que en el rango de temperatura de 300 a 900 °C la presencia de carburos que precipitan en los límites de grano y en el interior del cristal en los planos preferenciales de la Austenita modifica en forma significativa sus propiedades mecánicas. Vinokur B. 1993.

Los rangos de temperatura usados para austenitización completa son de 990°C a 1100 °C, ya que a menor temperatura no todos los carburos se disuelven en la solución sólida de la Fe- γ y los carburos remanentes no disueltos pueden formar placas o glóbulos en los límites de grano originales. Society for Metals, 1992.

El tiempo de permanencia no es crítico pero se puede establecer entre 30 a 45 minutos por pulgada de sección, sin embargo, también se debe considerar en el temple de un acero de alto manganeso la baja conductividad térmica del acero, que incluso con un alta velocidad de enfriamiento de su superficie, en el centro presenta transformaciones en las piezas robustas provocadas por la precipitación de carburos (esto se conoce como efecto de masa), por consiguiente, para piezas masivas a temperaturas elevadas de austenitización, la superficie del acero puede descarburarse parcialmente y volverse magnética. Doepken H. et al, 1986.

También el porcentaje de manganeso puede disminuir en la superficie de la pieza y una microestructura de martensita puede formarse con una precipitación de carburos, generándose en esta

superficie muchas microfracturas que pueden causar fracturas internas en el material. Doepken H. et al, 1986.

Los micro-mecanismos de falla y cambio de la microestructura en las zonas plásticas de los aceros austeníticos que tienen diferente estabilidad de austenita con respecto a las transformaciones de la martensita y pruebas bajo diferentes condiciones de tipos de carga, tienen una relación entre el micromecanismo de falla y la distribución de la α -martensita en las zonas plásticas del acero austenítico bajo prueba estática, de impacto o de choque de alta velocidad. Zhao C. et al, 2004, Klevtsov G. et al 1997.

Para establecer las condiciones de carga, la cantidad de α -martensita no cambia prácticamente dentro de la zona plástica microscópica bajo el micromecanismo de falla dúctil; sin embargo la cantidad de α -martensita en las zonas sin plasticidad disminuye desde la superficie hasta la profundidad de la fractura a través del espécimen, con falla frágil o una combinación de dúctil frágil. La cantidad máxima de ε -martensita se encuentra a poca distancia de la superficie de la fractura sin considerar el tipo y condiciones de carga. Klotz U. et al, 1999, Klevtsov G. et al 1997.

El aumento de la velocidad de carga causa una disminución de la cantidad de α -martensita en las zonas plásticas. Bajo la condición de cargas cíclicas (fatiga) la cantidad de α -martensita en las zonas plásticas es mas bajo que en cargas estáticas, impacto y también al choque de alta velocidad. Klevtsov G. et al 1997.

Cuando un acero con alto contenido de carbono en solución sólida en la estructura de Austenita, es enfriado rápidamente en agua desde la temperatura de austenitización (temple), se presenta una estructura homogénea de Austenita. Sin embargo, cuando se comparan entre si las curvas de Temperatura-Tiempo-Transformación de dos aceros de alto manganeso, que tengan una composición química similar, pero a uno se le agrega un 2 % de Molibdeno. El Molibdeno tiende a retrasar considerablemente la precipitación de carburos aciculares transcristalinos e intercristalinos, así como la transformación perlítica. Maratray F., 1961, Harina Y. et al, 1997.

Con un tratamiento isotérmico el acero Hadfield en un rango de temperaturas de 500 a 600 °C la Austenita se descompone formando carburos o perlita. A temperatura de 770 °C la descomposición empieza en los límites de granos y en los planos cristalográficos preferenciales. El grado de descomposición de la solución sólida depende de la composición química del acero. En el caso de espesores grandes, la descomposición es variable dependiendo de la temperatura por efecto de la velocidad de enfriamiento. Permana M., 2000, Boris F., 1971.

Para prevenir la fragilización del acero al alto Manganeso no se debe hacer después del temple o un proceso de soldadura tratamientos térmicos de revenido o relevado de esfuerzos, ya que estos aceros tienen un elevado riesgo de descarburización debido al porcentaje de carbono presente y a su elevada temperatura de austenitización. Cuando sucede el fenómeno de descarburización, la

transformación de la Austenita a otros componentes, principalmente martensita, generan esfuerzos en las zonas y el riesgo de formación de fracturas entre ellas es elevado. Permana M., 2000, Boris F., 1971.

Tanto la composición química como la temperatura influyen en los cambios de conductividad y expansión térmica (tabla IV), la expansión térmica es una característica de los aceros al Manganeso como la que presentan los aceros austeníticos inoxidable cromo-níquel. El cambio de longitud es de 1.5 veces mayor que los aceros ferríticos. Su coeficiente de expansión térmica lineal es de 18 mm/m⁰C. Las transformaciones de la austenita a otras estructuras, como carburos y perlita modifican el coeficiente de expansión térmica en 360 °C y 760 °C respectivamente. Kopac J. 2001.

Los fenómenos de difusión en los límites de grano son mayores, que cuando se producen dentro de los granos y la velocidad de difusión total es mayor en un metal de grano fino. Sin embargo, en la gama usual de tamaños de granos no es preciso tener en cuenta el tamaño de grano al efectuar los cálculos de difusión. En los aceros al manganeso entre mayor sea su sección, la ductilidad y la resistencia a la tensión disminuyen, excepto cuando por un control de velocidad de enfriamiento se evita la presencia del cristal basto de austenita en la solidificación. Masumoto H. et al, 1983. Hume-Rothery ,1970.

La difusión de los átomos en un sólido es cuando saltan de una posición en la estructura a otra vecina. La explicación del mecanismo que produce estos saltos, es útil considerar primeramente cómo están

relacionados los saltos atómicos en los fenómenos de difusión en gran escala. En un metal puro, dado que todos los átomos son semejantes es difícil detectar cualquier signo de difusión. Sin embargo, se ha podido distinguir ciertos átomos cuando estos son isótopos radiactivos agregados al metal en estudio; esto ha permitido medir la velocidad de autodifusión. Verhoeven J. 1989.

La precipitación de la fase k tiene un efecto significativo en las propiedades mecánicas de las aleaciones del Fe-Mn-Al-C. La fase k puede estar presente en los límites de grano o intra granular. El efecto de los contenidos de Al y Mn en el solvus y en la fase k inter e intra granular significativamente, mientras que la adición de Mn sólo causa una ligera reducción de solvus. Li M. et al, 1999.

Las aplicaciones del acero Hadfield de alta aleación en la industria son: en la industria minera en sus molinos, quebradoras y martillos de molienda, en la industria de ferrocarriles en los cambios de vías y en la industria de movimiento de tierras en los dientes de cargadores frontales; en perforadoras de torres de petróleo, en la fabricación del cemento en bombas de manipulación de grava y rocas, debido a que este material resiste el desgaste metal-metal, es usado en piñones, engranes, ruedas de ferrocarril, entre otras. Vander Voort, 1984.

3.1.4.- PROPIEDADES 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). Society for Metals, 1992.

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. Sakamoto H. et al, 2000.

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 3.3). 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., 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 3.2. Society for Metals, 1992.

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. Society for Metals, 1992.

Propiedades físicas.- Las propiedades físicas de un acero al Manganeso son compiladas en los siguientes datos (Tabla 5). 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 (Tabla VII).

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

1. Composición química.
2. Tratamiento térmico.

Tamaño del cristal Austenítico

TABLA 3.2.- PROPIEDADES MECANICAS DE UN ACERO DE 1.4 % C Y 12 % Mn A VARIAS TEMPERATURAS.

TEMPERATURA C	RESISTEN CIA A LA TENSION lb/in2	LIMITE ELASTICO lb/in2	ELONGACION %	DUREZA HV
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 3.3.- RESISTENCIA AL IMPACTO (CHARPY “V”).

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

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 (tabla 3.4). Estas dos propiedades se ven influenciadas por tres

parámetros que son: composición química, tratamiento térmico y tamaño de cristal austenítico. Society for Metals, 1992.

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 3.4). Society for Metals, 1992.

TABLA 3.4.- PROPIEDADES MECÁNICAS DE UN ACERO AUSTENÍTICO CON 13 % DE MANGANESO, QUE FUE CALENTADO A 425 °C POR 48 HORAS.

Componentes					Tamaño de grano	Templado		Calentamiento	
C	Mn	S	N	Mo		Resistencia a la tensión	Elong %	Resistencia a la tensión	Elong %
1.3	12.	0.3	---	---	G.	75	35.	65	1.
					G.	91	42.	65	1.
1.2	13.	0.5	---	---	G.	74	49.	67	3.
					G.	87	48.	67	2.
1.0	12.	0.5	---	---	G.	73	39.	63	11.
					G.	89	46.	74	12.
1.1	12.	0.5	3.5	---	G.	76	48.	59	3.
					G.	78	48.	67	4.
1.1	12.	0.5	---	0.9	G.	88	48.	72	19.
					G.	93	49.	73	23.

G. B. = Grano basto de tamaño 1 a 5 ASTM.

G. F. = Grano fino de tamaño 6 a 9 ASTM.

TABLA 3.5.- EFECTO DE LA TEMPERATURA SOBRE LAS PROPIEDADES FISICAS DE UN ACERO CON 13 % DE Mn.

TEMPERATURA C	CALOR ESPECIFICO MEDIO J/kg K	COEFICIENTE MEDIO DE EXPANSION TERMICA DESDE 0 °C µm/m-K	RESISTENCIA ELECTRICA NΩ-m	CONDUCTIVIDAD TERMICA 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.

3.1.5.- ESTRUCTURAS METALURGICAS

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 (Tabla 5), 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.

3.1.6.- 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. Vinokur B., 1993.

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. Nasin M. et al, 2000, Shen Y. 1997.

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. Zhang X. et al 1997, Tvergaard V., 1998.

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 media $\bar{\delta}_m$, dividido por la tensión equivalente de Von Misses $\bar{\delta}_{eq}$. 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:

$$R = 0.283 * R_o * \varepsilon * \exp (3/2 * \bar{\delta}_m / \bar{\delta}_{eq})$$

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 ε_v y termina con la coalescencia de huecos al inicio de la tensión ε_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. Arndt J., 1997.

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. Yoshida H., 1998. Ristinmaa M., 1997.

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. Saxena A., 1980, Bandstra J., et el 2004.

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. Saxena A. 1980, Bandastra J. et al 2004.

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. Zhang J. et al 1998, Li X. et al 1998.

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. Zhang J. et al 1998, Li X. et al 1998.

Los microhuecos en el límite de grano son los puntos de inicio de las fracturas en las pruebas de creep, alivio de tensión y ataque por hidrógeno en aceros. La fractura ítergranular por creep puede ocurrir a través del desarrollo espaciado de huecos sobre los límites de grano, orientados respecto a la normal de la tensión aplicada. Por otro lado, este modo de fractura es común en las aleaciones sometidas a tensión y baja temperatura, porque solo se esta permitiendo en forma limitada un movimiento de la dislocación a través de la celda cristalina.

Por otro lado el crecimiento de los huecos por difusión en el límite de grano esta bien establecido, el modo de la nucleación de los huecos es incierto. Bayraktar E. et al 2004, Da Silva V. et al 1999.

La ruptura por microhuecos en la fractura por borde de grano, también se encuentra en algunas fracturas de ataque por hidrógeno en los aceros Cr-Mo de recipientes a presión, así como en la fractura de relevado de esfuerzos en las soldaduras de los aceros Cr-Mo. Estos modos de ruptura permiten un cálculo del tiempo para la fractura, esto depende principalmente del espacio del hueco y el coeficiente de difusión. Ristinmaa M. 1997, Bayraktar E. et al 2004.

La teoría de la fractura por esfuerzos se ajusta satisfactoriamente a la formación de microhuecos en la superficie de la fractura, aunque algunas veces es poco satisfactoria, quizás es debido al hecho de que la teoría no puede predecir cuando o cómo se presentan las diferentes fases en la formación de los huecos en el límite de grano. Es decir, hay un tiempo incubación desconocido antes de la formación en el límite de grano de los granos desarrollados. La velocidad de nucleación p se obtiene por la multiplicación del número de sitios por unidad de área dónde un núcleo podría formarse, por la probabilidad de desarrollar un núcleo crítico en ese sitio $\exp(-G/Kt)$ y el tiempo de frecuencia con que una vacante (ausencia de un átomo) entra al núcleo crítico. Shewmon P. 1998, Tomoya Y. et al 1998.

El daño por creep y el curso de su acción están basados en el crecimiento y coalescencia de cavidades. En las aleaciones

conformadas de base níquel en general, las cavidades son preexistentes en los límites de grano como la porosidad interdendrítica en la fundición, cuando ocurre creep los huecos nuclean y las fracturas crecen en la misma forma como ocurre en los aceros ferríticos. Arai M. 1998, Komenda J. 1997, Lam Y. 1997, Owen W. 1999.

El factor principal en el creep y creep-fatiga a la temperatura para un acero inoxidable, es la nucleación y crecimiento de las cavidades en el límite de grano. En el modelo de crecimiento de cavidad en la condición de creep-fatiga, el autor propuso aumentar el crecimiento de la cavidad existente. La condición de creep se basa en un modelo de velocidad de crecimiento, que se comparó con la cavidad teórica de los datos experimentales obtenidos del estudio de la formación continua con microscopía electrónica de barrido (SEM). Como resultado se encontró que la velocidad experimental de crecimiento de la cavidad bajo una tensión controlada en la condición de creep-fatiga, podría explicarse por la ecuación de velocidad de crecimiento de cavidad, que está compuesta por la suma de una difusión y la deformación controlada de la velocidad de crecimiento. Hostemeyer M. 1999, Arai M. 1998.

La formación de huecos inducida por el deslizamiento de dislocaciones, no pudo proporcionar valores exactos cuantitativos de tensión debido a la pequeña escala de longitud, cuando un proceso de deslizamiento discreto cristalográfico es considerado. Sin embargo, para los propósitos de construir un modelo micro-mecánico, los datos cualitativos obtenidos sobre el cálculo anterior como una primera

aproximación es satisfactoria. Shen Y. 1997, Abe F. 1998, Bae D. et al 2003.

El modelo propuesto con el comienzo del hueco por la desunión local preexistente (o cualquier sitio considerado débil), la cedencia plástica ocurre en el borde del grano por el deslizamiento de dislocaciones de borde a lo largo de los sistemas del deslizamiento en un sentido bidimensional; el “medio extra plano” asociado con la dislocación de borde se especifica por el símbolo de la dislocación en un sentido normal al esfuerzo. El movimiento de la dislocación es totalmente compatible con la condición y evolución de tensión cortante resuelta. Shen Y. 1997, Abe F. 1998, Bae D. et al 2003.

Para un hueco muy pequeño en el material entre huecos mucho más grandes, la influencia de los aumentos de tensión locales inducida por los huecos más grandes, será un estudio de interés de si es o no el resultado del aumento de tensión local en la inestabilidad de la cavitación del hueco diminuto, aún cuando el nivel medio de la tensión global están por debajo de aquel requerido para el crecimiento de una cavidad inestable. Tvergaard V., 1998, Komenda J. 1998.

El análisis de la tensión está basado en el modelo de la celda unitaria asimétrica, lo cual permiten una investigación relativamente simple de una serie completa en tres dimensiones de un hueco esférico. Para los niveles de tensión global tan grandes como aquellos alcanzados delante de la punta de la fractura, una estabilidad de la cavidad del pequeño hueco lo induce a una interacción con el hueco

mayor. Los resultados mostraron que la localización del flujo plástico en la celda unitaria juega un papel importante. Volodin V. et al 1989, Bayraktar E. et al 2004.

4.- DESARROLLO EXPERIMENTAL VARIACIÓN DEL TIEMPO Y LA TEMPERATURA EN UN ACERO HADFIELD.

4.1 INTRODUCCIÓN A LA INVESTIGACIÓN EXPERIMENTAL.

Los materiales al ser sometidos a la acción del calor se 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 debido 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 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 huecos grandes relacionados con

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 intercristalinos en la precipitación 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 intercristalinos y transcristalinos en la estructura austenítica, así como a su cantidad y continuidad de los cuales permiten el incremento de la fragilidad del acero Hadfield.

En el ensayo de tensión la presencia de fisuras, grietas, carburos, huecos y microhuecos en borde granos, tienen una influencia en las propiedades mecánicas, ya que la disminución de su resistencia máxima, límite elástico y deformación son marcadas, con respecto al material homogenizado y el nuevo material sin trabajado.

4.2 METODOLOGIA DE LA INVESTIGACION 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
Carbono 0.90 – 1.40 % Manganeso 11.00 – 14 % Silicio 1.00 % máx. Fósforo 0.07 % máx. Azufre 0.04 % máx.	Carbono 0.51 % Manganeso 11.80 % Silicio 0.97 % Fósforo 0.012 % Azufre 0.005 %

Tabla 4.1 Comparativo de la muestra ensayada contra la norma.

4.2.1. – PLANTEAMIENTO DE LOS EXPERIMENTOS

Para desarrollar la investigación experimental se cortaron y prepararon por cada temperatura dentro del horno por 1 hora, 5 horas y 10 horas. Las probetas se estabilizaron a 900 ° C y se enfriaron en agua. Se sometieron a procedimientos de calentamiento predeterminados.

Las muestras se sometieron a calentamiento dentro del horno de la siguiente manera:

- A 300 ° C por 1 hora, 5 horas y 10 horas.
- A 400 ° C por 1 hora, 5 horas y 10 horas.
- A 500 ° C por 1 hora, 5 horas y 10 horas.
- A 600 ° C por 1 hora, 5 horas y 10 horas.
- A 700 ° C por 1 hora, 5 horas y 10 horas.
- A 800 ° C por 1 hora, 5 horas y 10 horas.

Las siguientes dos muestras de la siguiente forma, una estabilizada a 900 ° C y la otra una muestra original.

4.2.2.- 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:

- Cortar y preparar las muestras de 60 x 30 x 20, una se considera como muestra original y otra estabilizada y el resto se utilizó para ponerlas dentro del horno a temperaturas y tiempo indicados.
- Se cortaron otras de 20 x 10 x 0.5 para metalografía.

La preparación metalográfica consistió en:

- Desbaste con lija de agua número 1000.

- Pulido con Alumina 0.03 y 0.05 micras.
- Ataque con nital al 2 %, HCL al 2 % (microscopia óptica y microdureza).

La preparación de las probetas para ensayo de tensión por el método de investigación:

- Ensayo de Tensión cuasi – estático.
- Muestras de 60 x 30 x 20.
- Corte con disco del acero hadfield.
- Maquinadas con torno y rectificadas.
- Tomando como referencia la estandarizada de 2 pulgadas de longitud.

5.- RESULTADOS OBTENIDOS DE LAS MUESTRAS DE ACERO HADFIELD.

5.1 Microscopia óptica

Los resultados obtenidos de las observaciones de las 25 muestras con diferentes condiciones experimentales y muestra original estabilizada, fueron los siguientes:

En las muestras tratadas se observaron carburos intercristalinos en los límites de grano, antes y después de 600 ° C se tuvo la presencia de carburos de los tipos Mn_7C_3 y $Mn_{23}C_6$ 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 a 300 °C en todos sus tiempos en forma general. En la temperatura de 400 °C el comportamiento es similar a las de 300 °C con un cambio sensible a las 10 horas de permanecía ya que existen carburos de mayor tamaño intercristalino y aparecen carburos trascristalinos de forma globular.

Figuras de las muestras ensayadas.

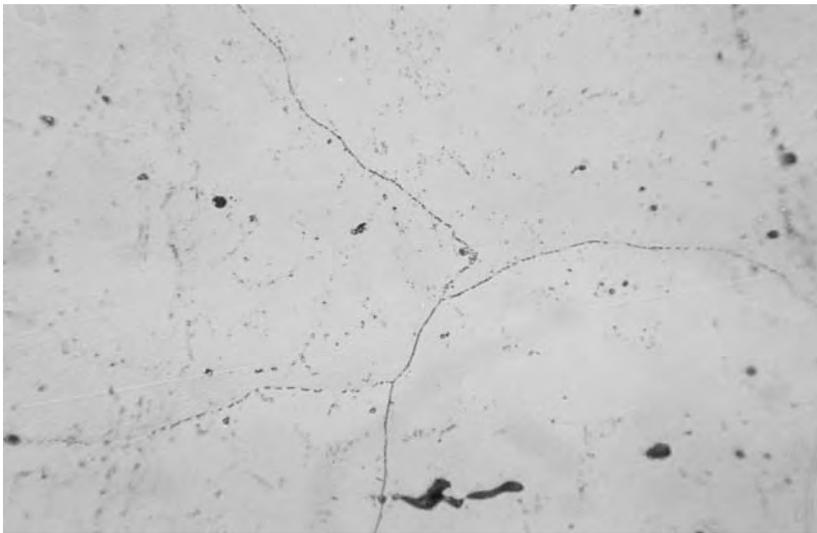
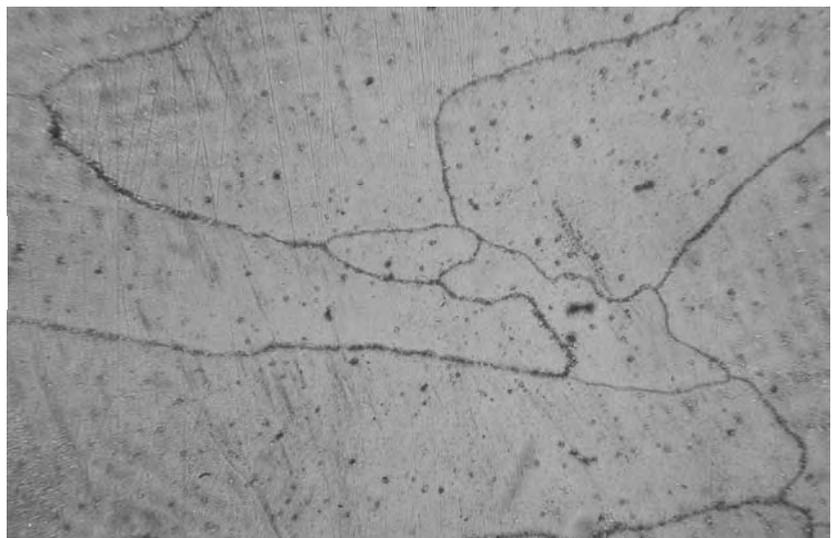


Figura 5.1.- Muestra de 300 ° C
1 Hora 600 Aumentos

Figura 5.2.- Muestra de 300 ° C
5 Horas 600 Aumentos



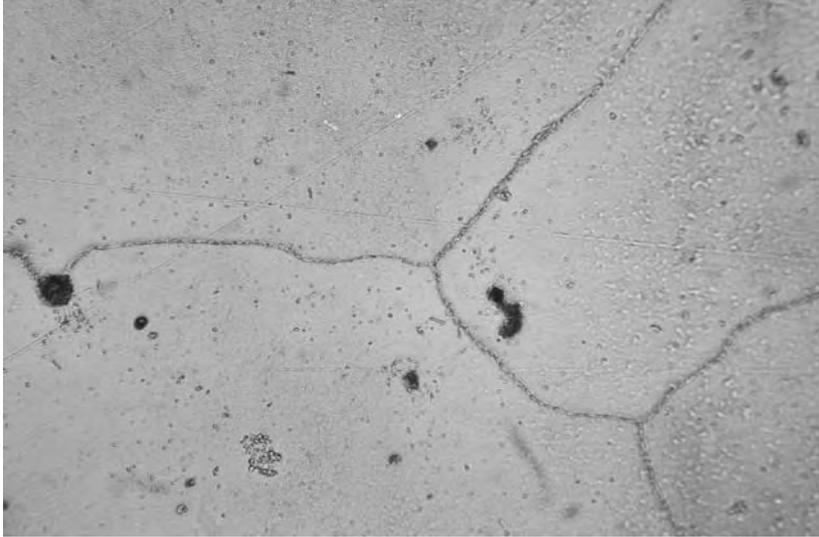
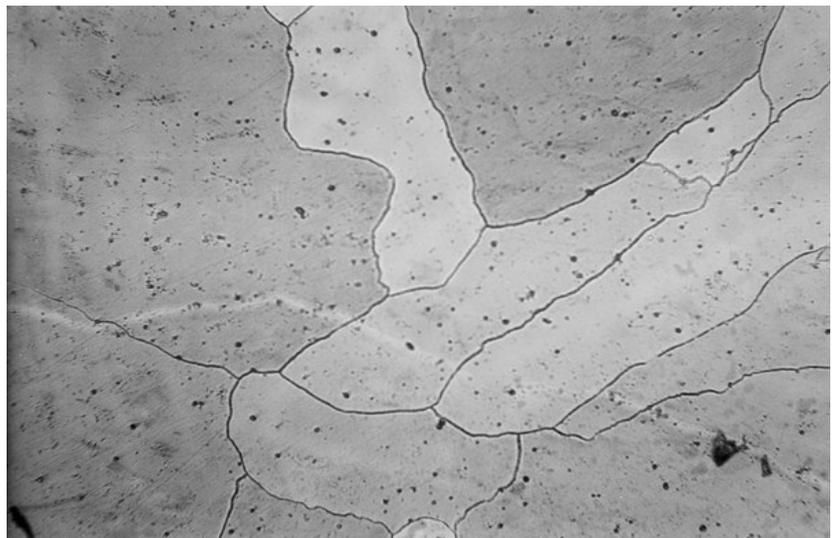


Figura 5.3.- Muestra de 300 ° C
10 horas 600 aumentos

Figura 5.4.- Muestra de 400 ° C
1 Hora 600 Aumentos



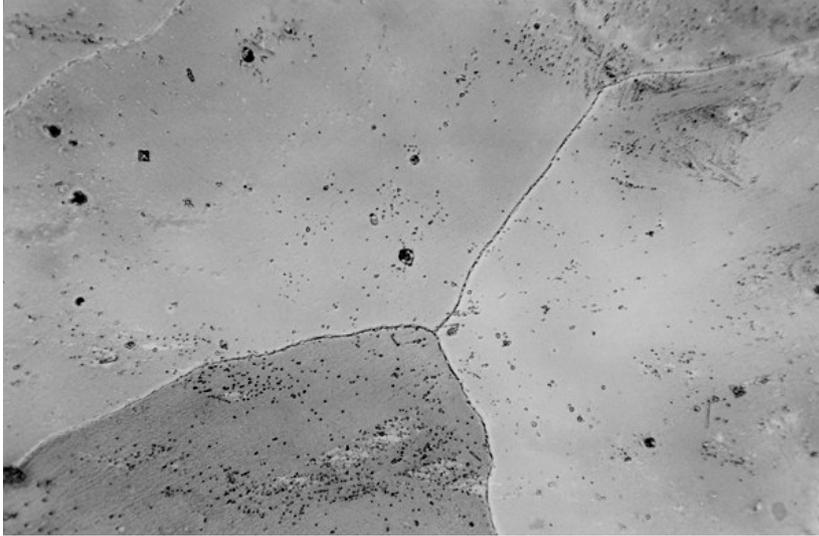


Figura 5.5.- Muestra de 400 ° C
5 Horas 600 Aumentos

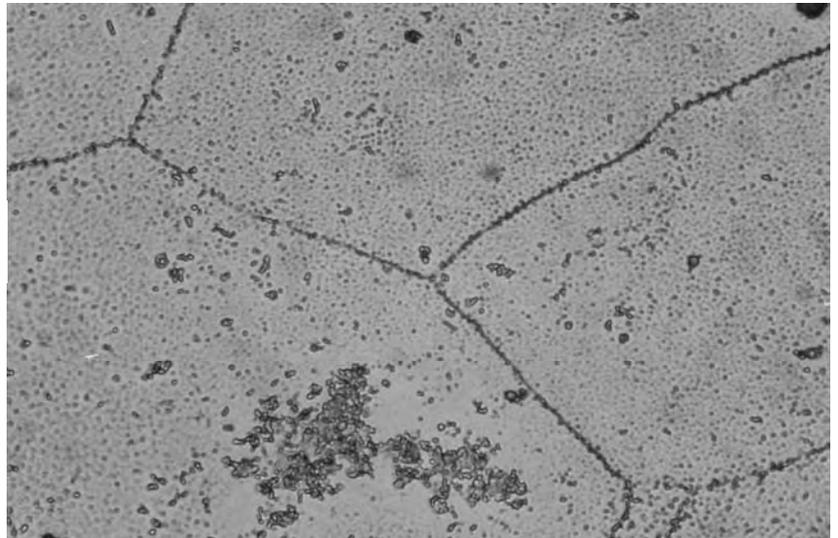


Figura 5.6.- Muestra de 400 ° C
10 horas 600 aumentos

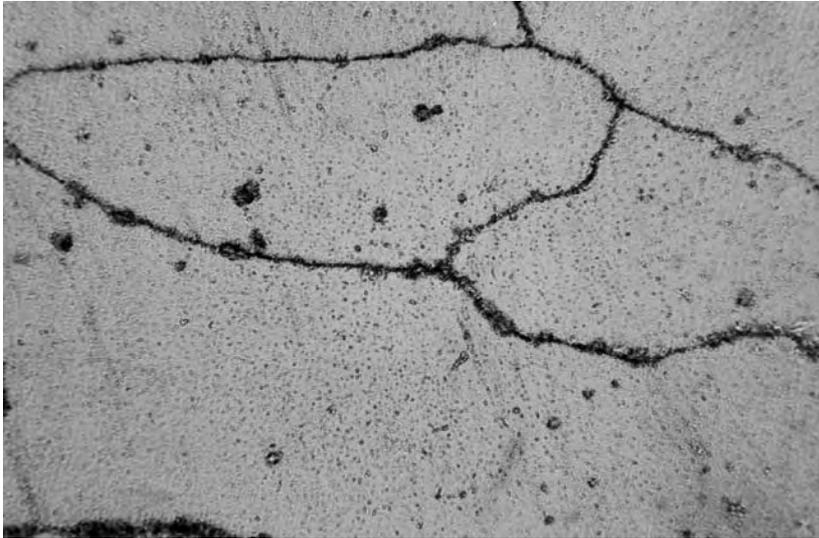


Figura 5.7.- Muestra de 500 ° C
1 Hora 600 Aumentos

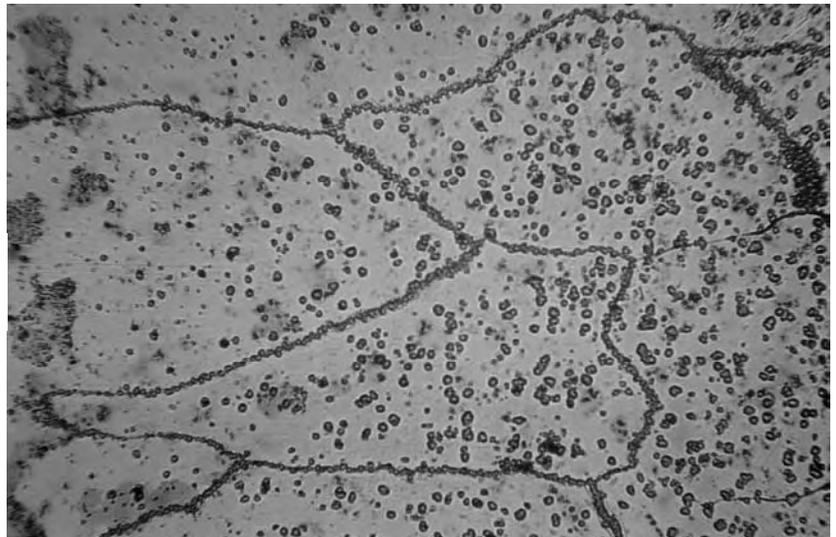


Figura 5.8.- Muestra de 500 ° C
5 Horas 600 Aumentos

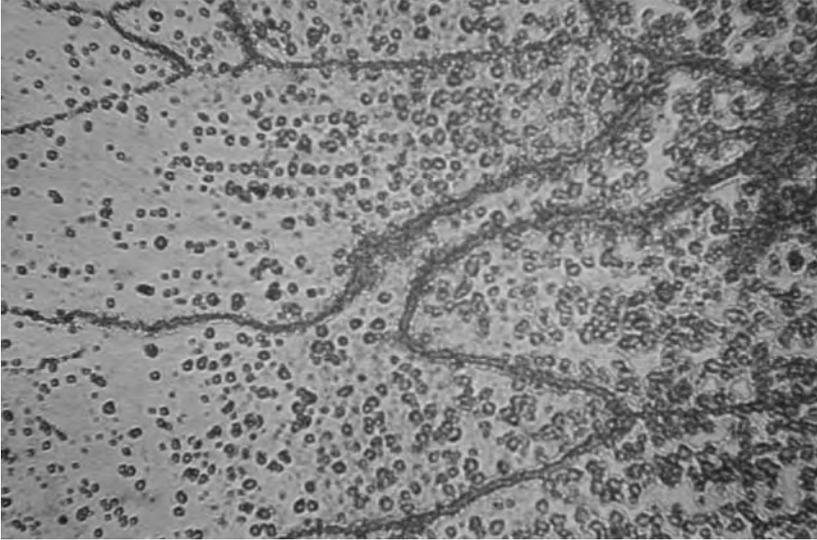


Figura 5.9.- Muestra de 500 ° C
10 horas 600 aumentos

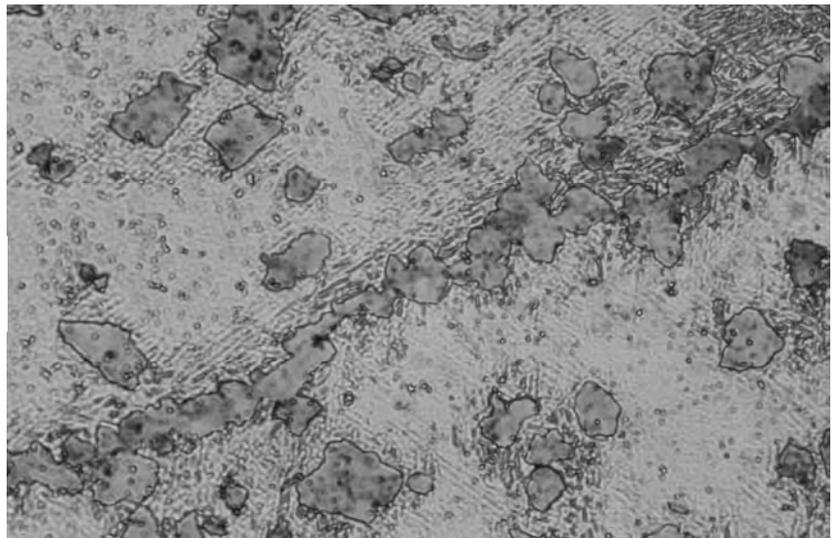


Figura 5.10.- Muestra de 600 ° C
1 Hora 600 Aumentos

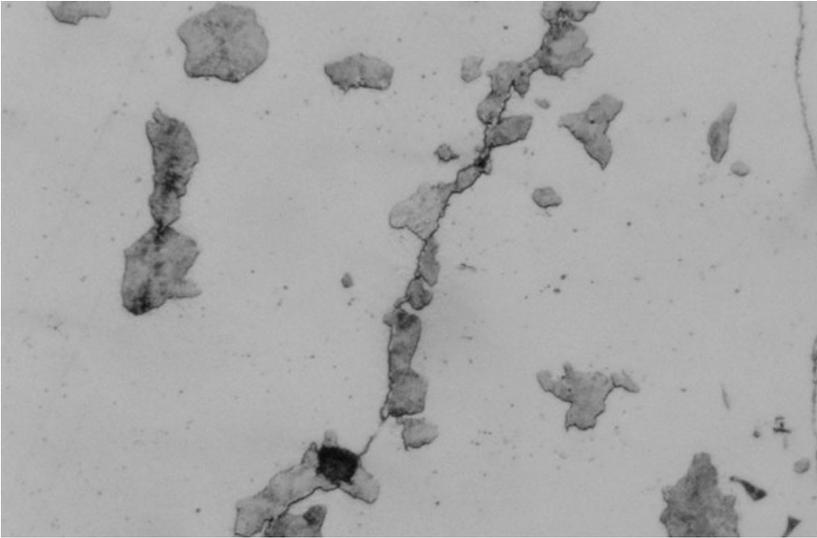


Figura 5.11.- Muestra de 600 ° C
5 Horas 600 Aumentos

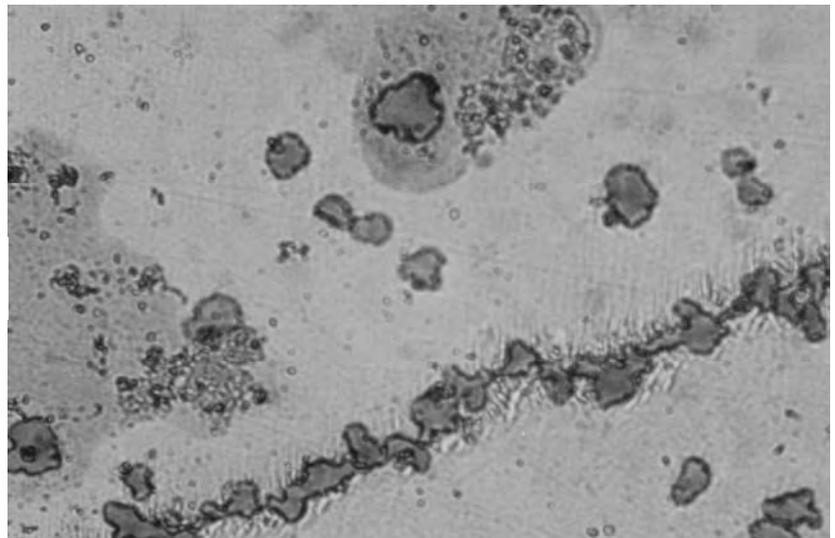


Figura 5.12.- Muestra de 600 ° C
10 horas 600 aumentos

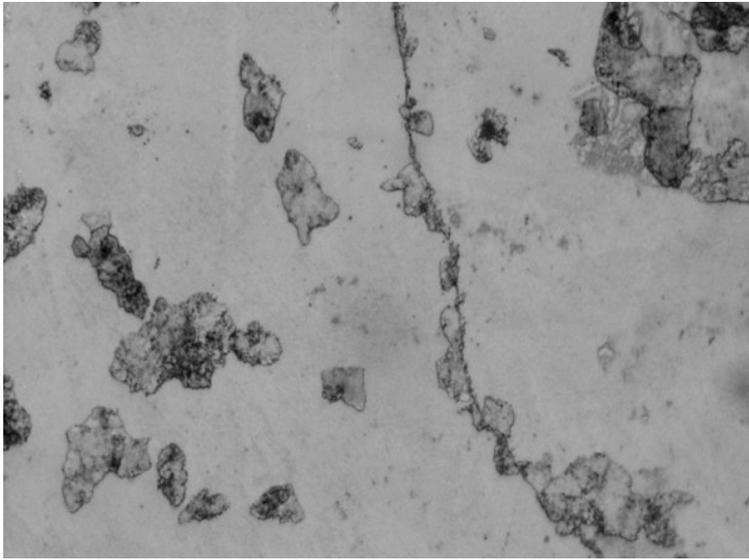


Figura 5.13.- Muestra de 700 ° C
1 Hora 600 Aumentos

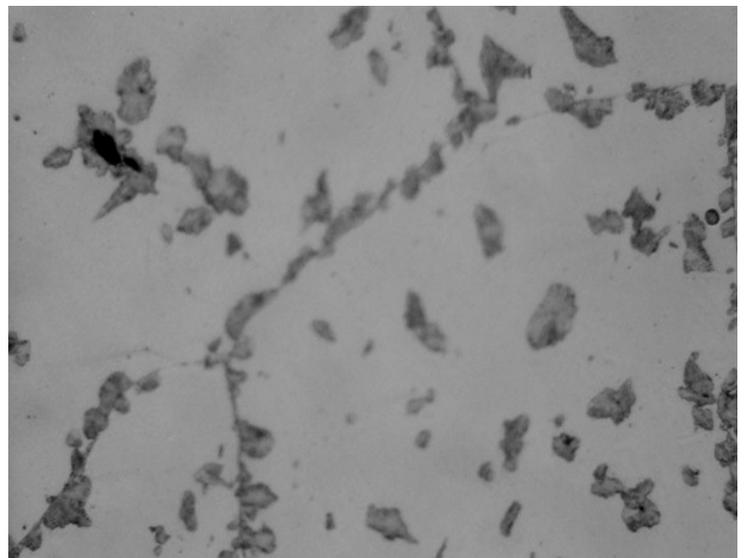


Figura 5.14.- Muestra de 700 ° C
5 Horas 600 Aumentos

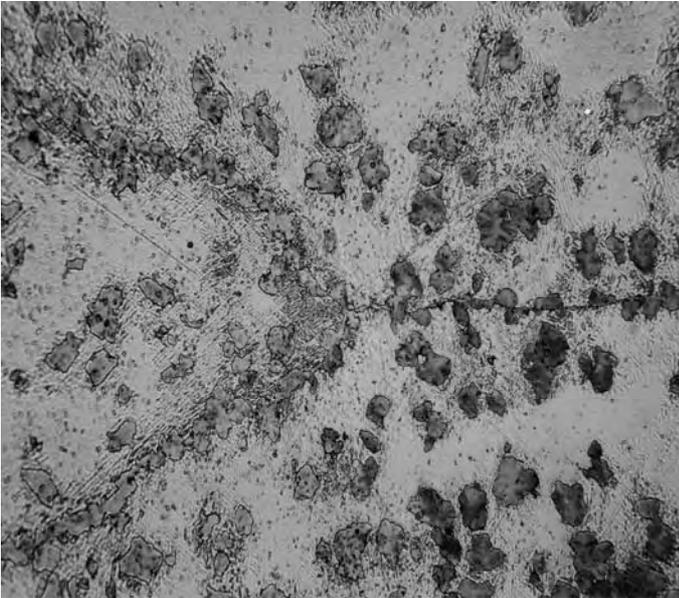
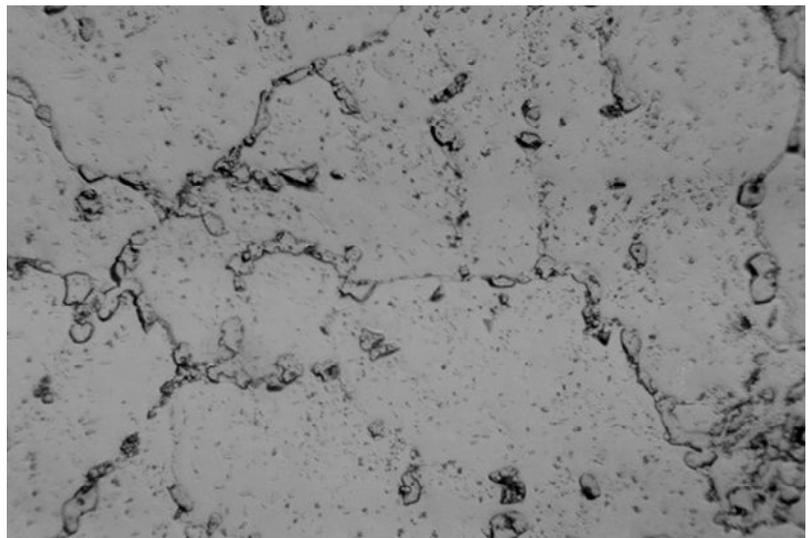


Figura 5.15.- Muestra de 700 ° C
10 horas 600 aumentos

Figura 5.16.- Muestra de
800 ° C 1 Hora 600
Aumentos



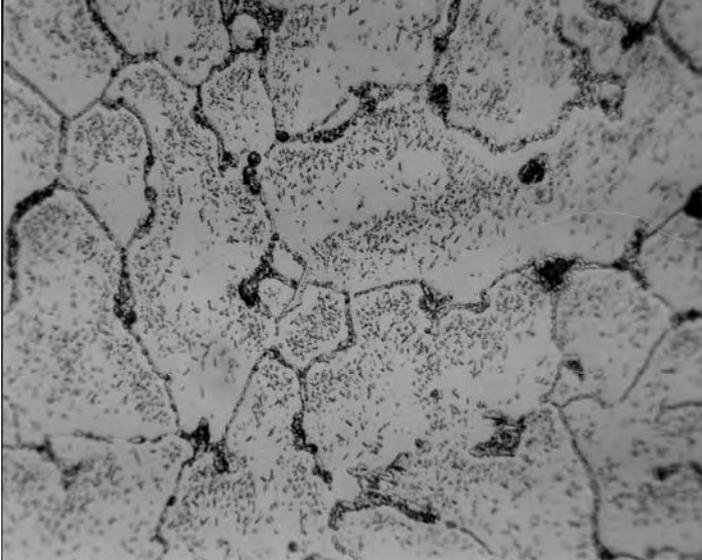


Figura 5.17.- Muestra de 800 ° C
5 Horas 600 Aumentos

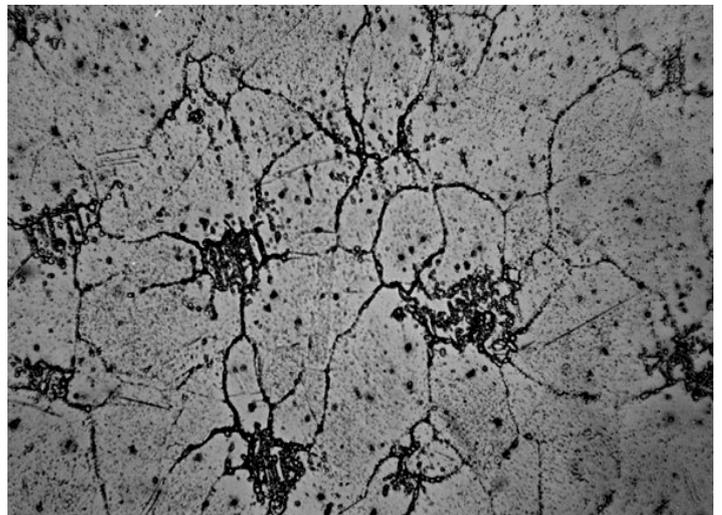


Figura 5.18.- Muestra de 800 ° C
10 horas 600 aumentos

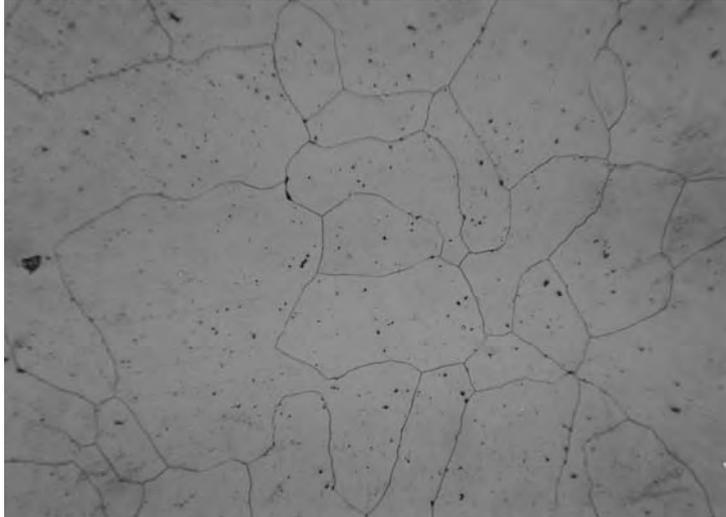


Figura 5.19.- Muestra Original Homogeneizada

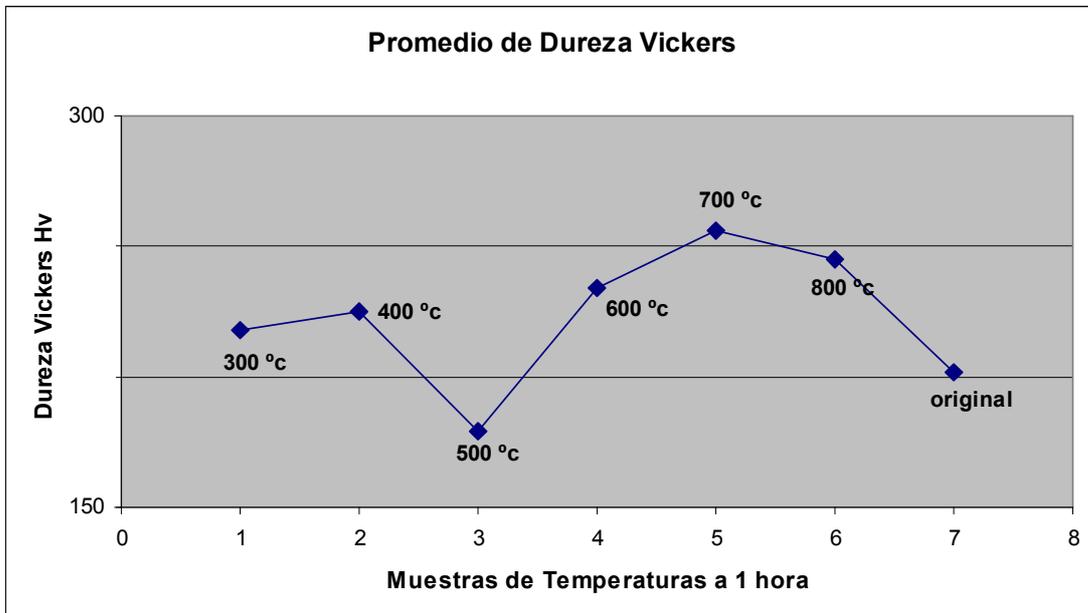
En las muestras de 500 °C los carburos intercrystalino se presentan en forma pequeña y rodeando los cristales de austenita, los carburos trascristalinos se presenta en forma globular.

En las muestras de 600 700 y 800 ° C los carburos presenta una morfología masiva tanto en las zonas intercrystalinas como transcristalinas. Las dos últimas muestras de 800 ° C presentan zonas específicas de una concentración de carburos esféricos como si fuera un eutectoide de ferrita y carburo como posible perlita.

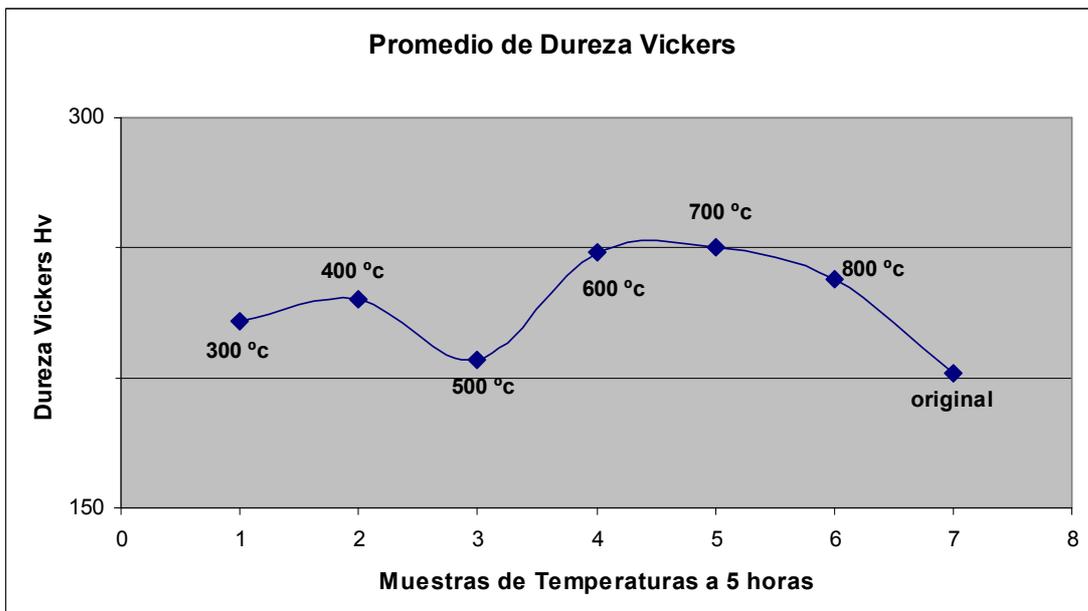
La muestra original homogeneizada presenta cristales continuos de Austenita, sin la presencia de carburos de ningún tipo.

5.2.- ENSAYO DE DUREZA VICKERS.

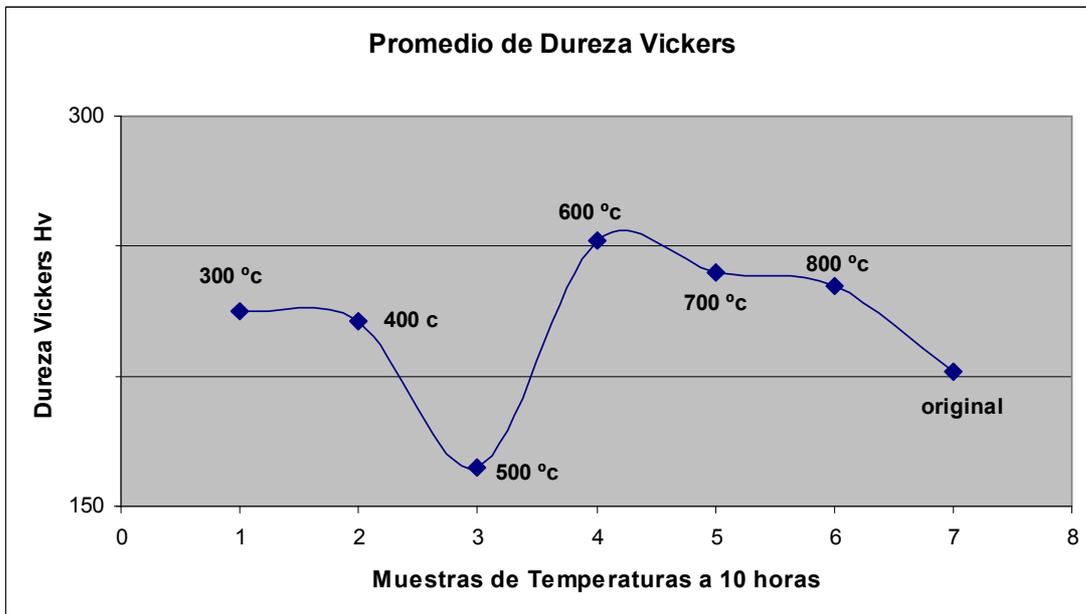
En las muestras de 20 x 10 x 5 mm experimentadas, así como la muestra original estabilizada se tomaron 10 lecturas a cada muestra.



Grafica 5.1.1 Histograma de durezas en muestras de 1 hora.



Grafica 5.1.2 Histograma de durezas en muestras de 5 horas.

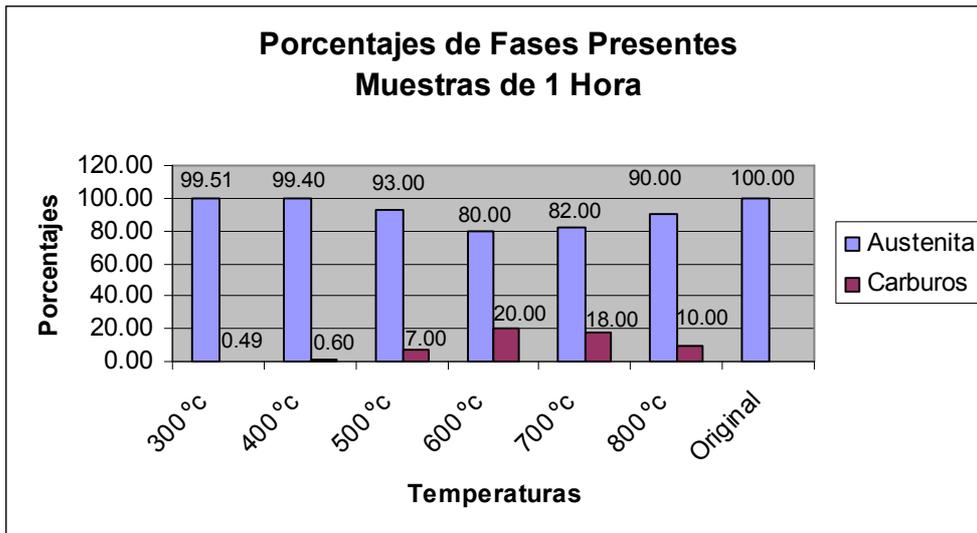


Grafica 5.1.3 Histograma de durezas en muestras de 10 horas.

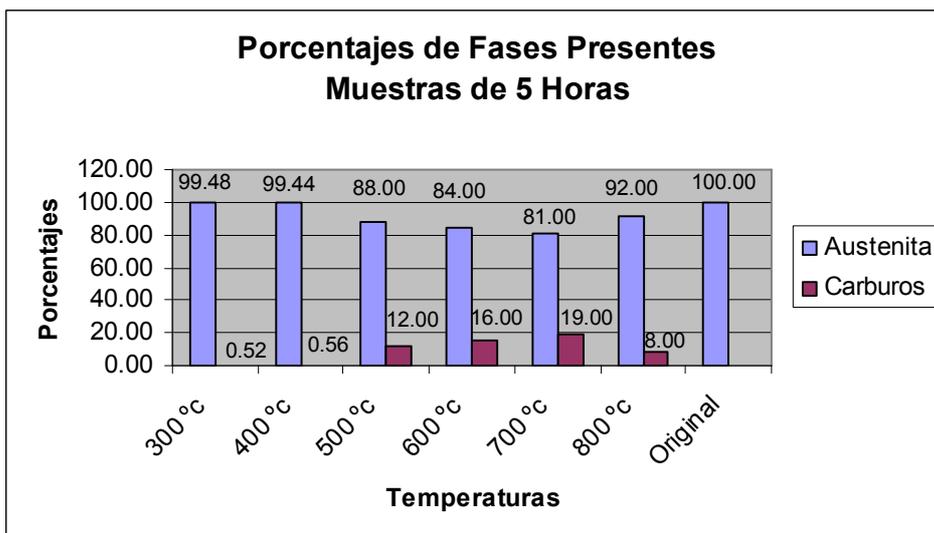
En el resultado de los ensayos de dureza se observó que las muestras tratadas a 300 y 400 ° C presentan los resultados más semejantes a la muestra original homogeneizada, pero la muestra que presenta la menor dureza de todas es la que se trato a 500 ° C en sus tres condiciones de tiempo.

Las muestras tratadas a 600, 700 y 800 ° C fueron las que presentaron las durezas más altas en comparación a la muestra homogeneizada, lo que representa un incremento de entre el 15 al 20 % mas de la muestra original, lo cual se puede considerar como significativo el incremento.

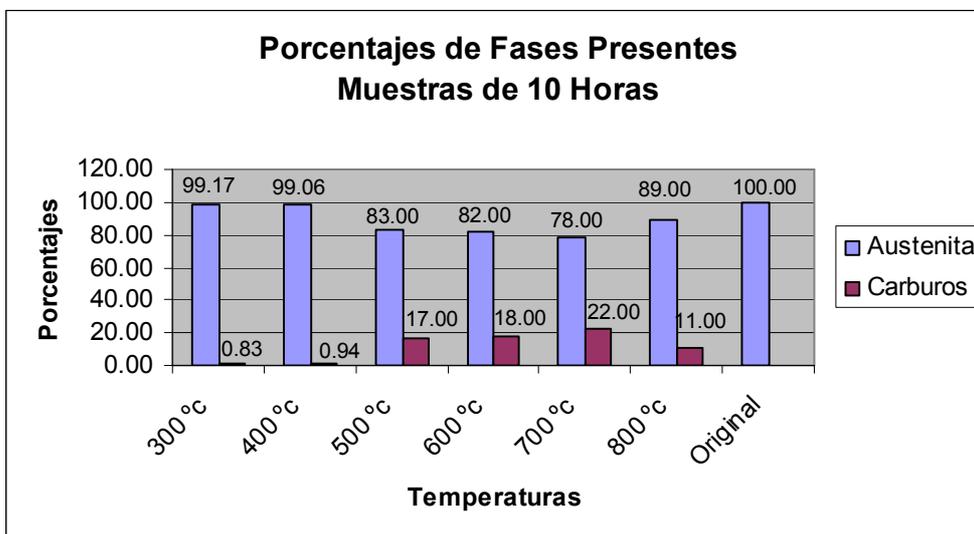
En el estudio de las fases presentes conforma a la metalografía cuantitativa de las fases presentes en las muestras los resultados obtenidos fueron los siguientes:



Gráfica 5.2.1 Histograma de las fases presentes en las muestras de 1 hora.



Gráfica 5.2.2 Histograma de las fases presentes en las muestras de 5 horas.



Gráfica 5.2.3 Histograma de las fases presentes en las muestras de 10 horas

En este estudio muestra que la mayor concentración de carburos presentes en la masa del material tanto de forma intercristalina como transcristalina se incrementa en las medias temperaturas de 500, 600 y 700 ° C, las cuales alcanza su mayor formación entre los 500 y 600 ° C, hay que hacer notar, que a pesar de que son las de mayor concentración de carburos una de ellas la de 500 ° C es la que presenta la menor dureza de todo el experimento de esta investigación.

Las que presentan la menor concentración de carburos, es la de 300 y 400 ° C, las cuales son las que se parecen a la muestra original homogeneizada.

5.3 ENSAYOS DE TENSION

Las muestras ensayadas a tensión reflejan el comportamiento del material en los diferentes tiempos y temperaturas.

Con los datos ingenieriles se calculan los datos de tensión-deformación verdaderos por medio de la deformación y esfuerzos instantáneos, que se obtienen de las siguientes formulas: del área instantánea de $A_2L_2 = A_1L_1$ y de $\delta_{ins} = P/ A_2$ y de $\epsilon_{ins} = \text{Ln} (\epsilon_{ing} + 1)$, y posteriormente se grafica la $\delta_{instantánea}$ vs. $\epsilon_{instantánea}$. Las graficas 5.1 a 5.26 son los resultados de las curvas de tensión-deformación verdaderas.

Con la gráfica de tensión-deformación verdadera, se traza una línea desde el origen hasta el punto máximo tangente de la curva, para determinar la ecuación de la recta $y = mx + b$, donde la pendiente m es el modulo de elasticidad o modulo de Young. Las graficas 5.1ca 5.26c se obtuvieron los coeficientes de elasticidad.

Para determinar el coeficiente de endurecimiento, se grafica logaritmicamente los puntos de máxima resistencia y de limite elástico, y la pendiente de la recta es el coeficiente de endurecimiento. Las graficas 5.1ca 5.26c se obtuvieron los coeficientes de endurecimiento. Para el coeficiente de endurecimiento se utilizo el método del coeficiente de correlación aplicado en estadística el cual consiste de utilizar las siguientes formulas:

- $R^2 = S_{xy}^2 / S_x^2 S_y^2$.
- $S_x^2 = \Sigma x^2 - n \underline{x}^2$
- $S_y^2 = \Sigma y^2 - n \underline{y}^2$
- $S_{xy} = \Sigma xy - n \underline{x} \underline{y}$
- \underline{X} = media de la deformación

- \bar{Y} = media del esfuerzo
- $\sum x^2$ = Auto suma de la deformación
- $\sum y^2$ = Auto suma del esfuerzo
- $\sum xy$ = Auto suma del esfuerzo por la deformación

TABLA 5.1 PARA OBTENER EL COEFICIENTE DE ENDURECIMIENTO (EJEMPLO DE LA MUESTRA DE 300 ° C 1 HORA)

x	y	x ²	y ²	xy
0.0000	0.0000	1.22595E-09	5.8152E-11	2.67005E-10
0.0001	2.1270	1.68858E-08	4.524063529	0.000276392
0.0003	3.0386	8.69528E-08	9.233044989	0.000896013
0.0005	3.9502	2.0683E-07	15.6040395	0.001796492
0.0655	208.5210	0.004291318	43480.98854	13.65982184
0.0657	208.9019	0.004311583	43640.01514	13.71705289
0.0658	209.1309	0.004331277	43735.72556	13.76341241
0.0660	209.2078	0.00435163	43767.89478	13.8007849
13.8574	45212.6061	0.6136	6363011.3707	1975.2933

Media x = 0.03

Media y = 108.68

S_x² = 0.15

S_y² = 1449117.738

S_{xy} = 469.2141984

r² = $\frac{220161.964}{220302.3813}$ = 1.00

R² = 1 Representa el valor de la pendiente de la curva de endurecimiento.

Gráfica 5.3 Muestra de 300 ° C 1 hora.

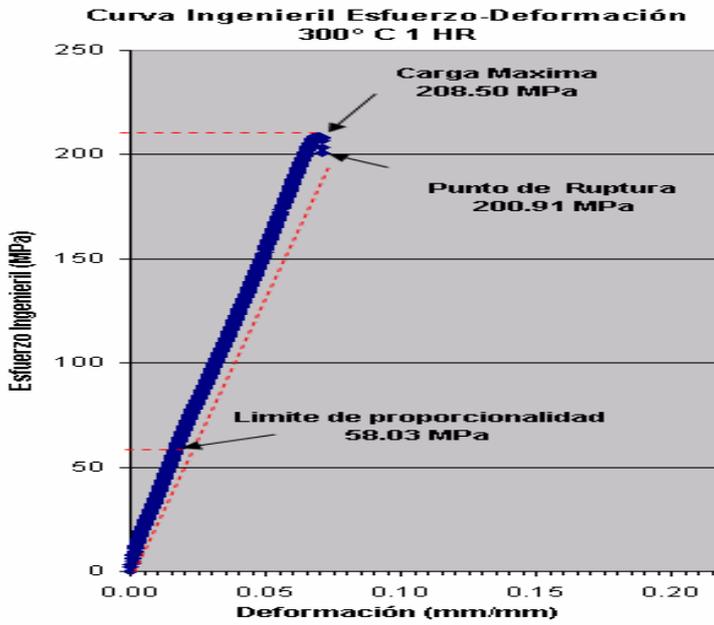


Figura 5.3 a

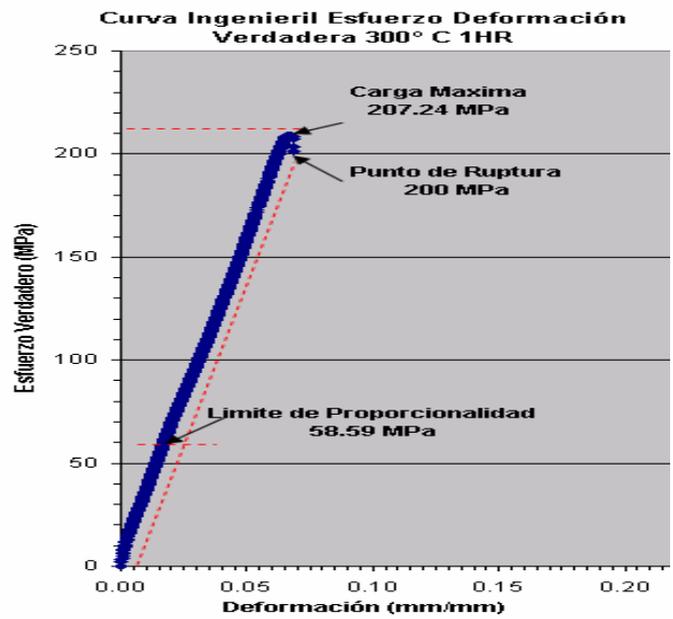


Figura 5.3 b

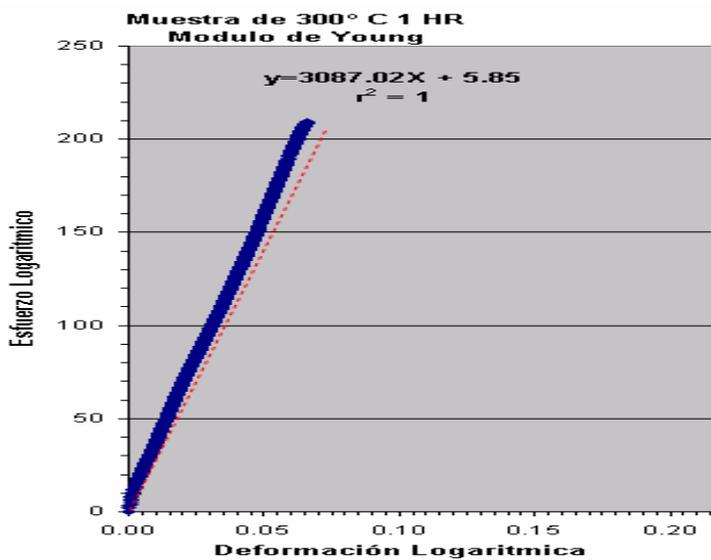


Figura 5.3 c

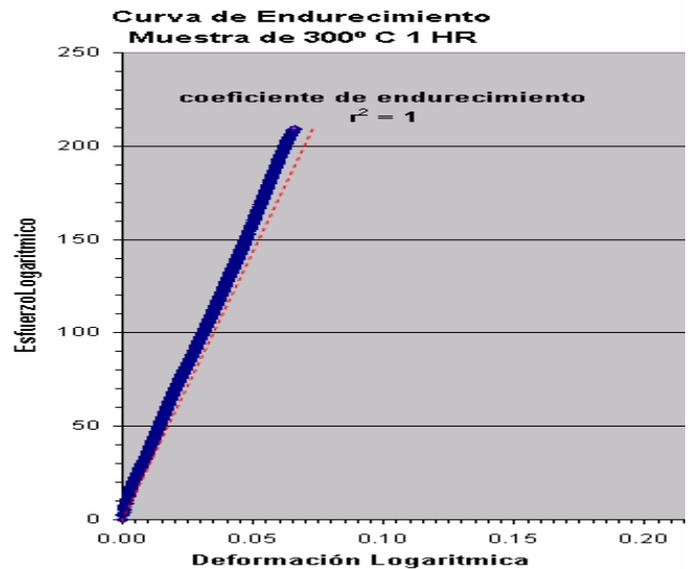


Figura 5.3 d

Figura 5.4 Muestra de 300 ° C 5 horas.

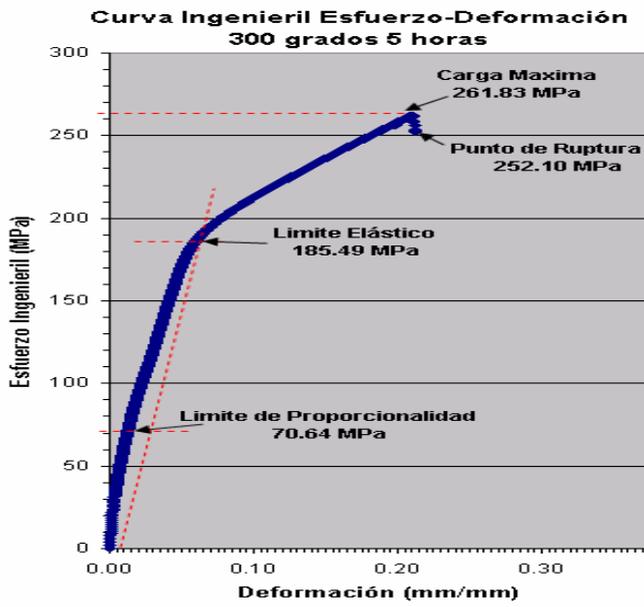


Figura 5.4 a

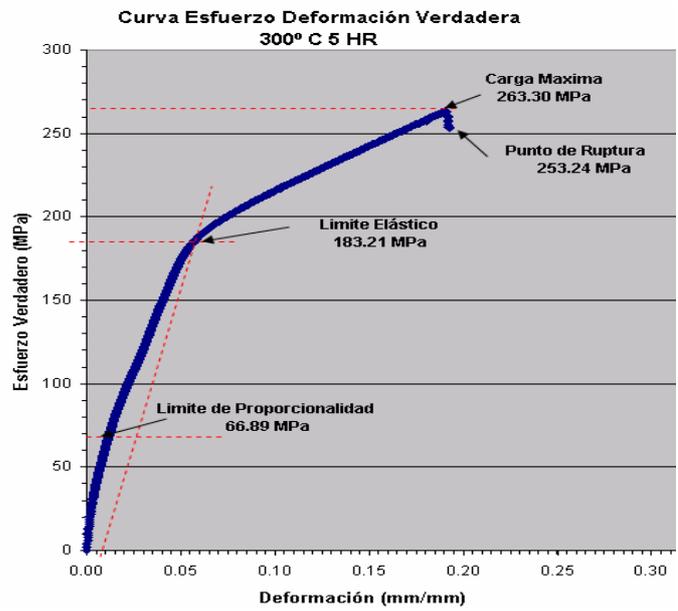


Figura 5.4 b

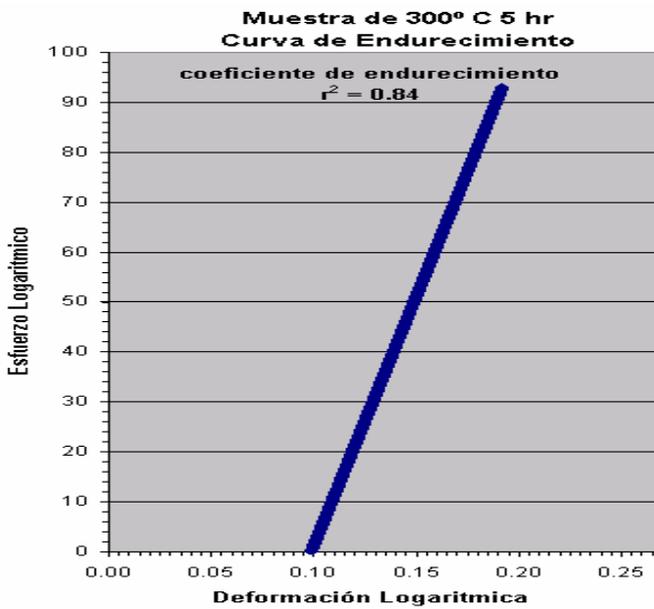


Figura 5.4 c

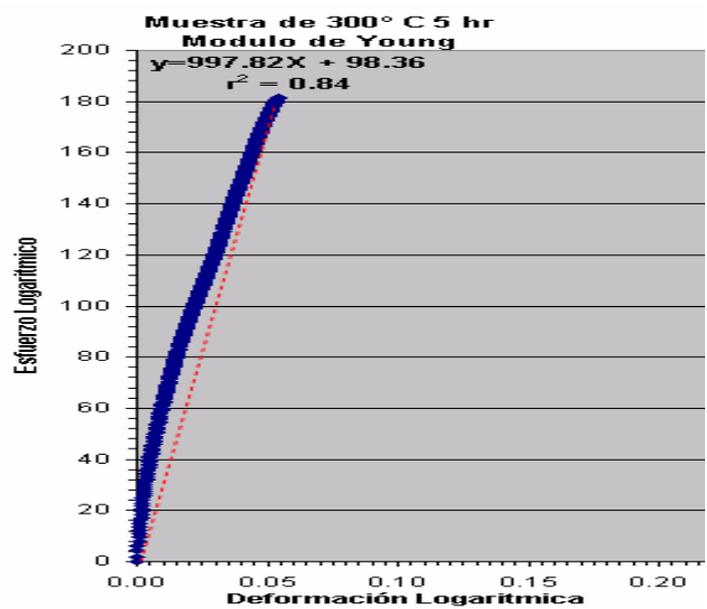


Figura 5.4 d

Figura 5 Muestra de 300 ° C 10 horas.

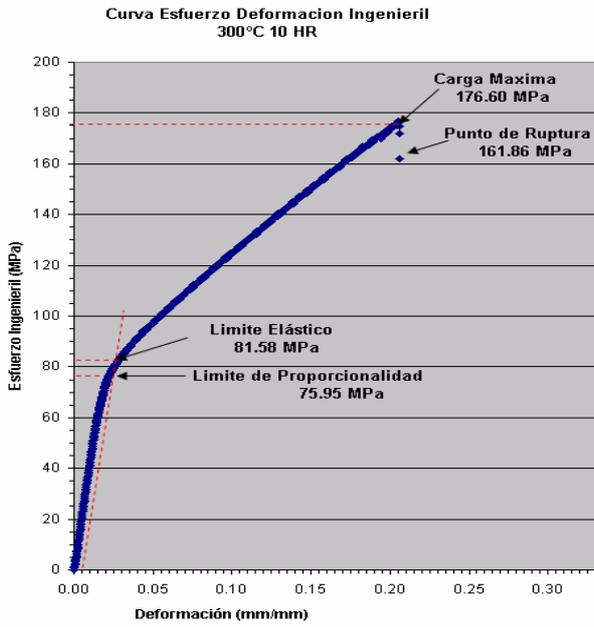


Figura 5.5 a

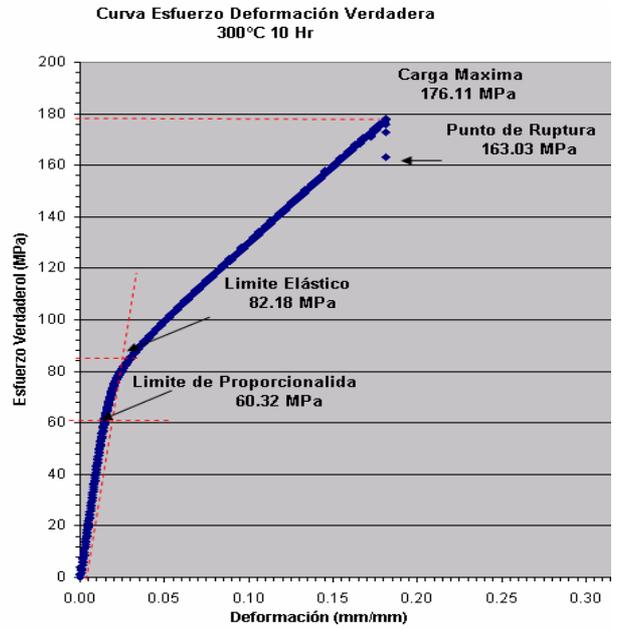


Figura 5.5 b

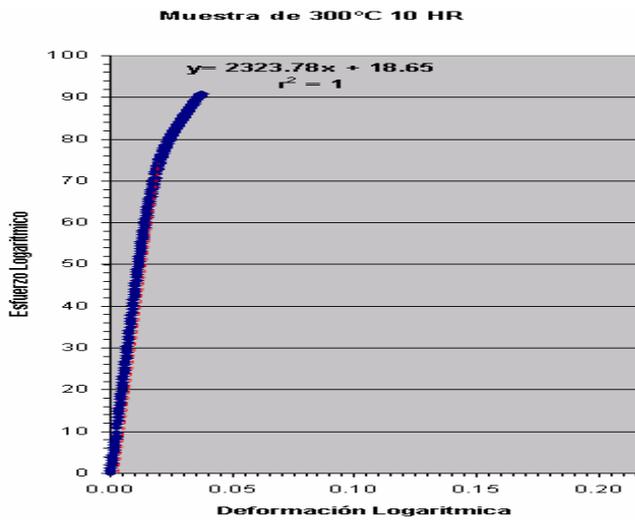


Figura 5.5 c

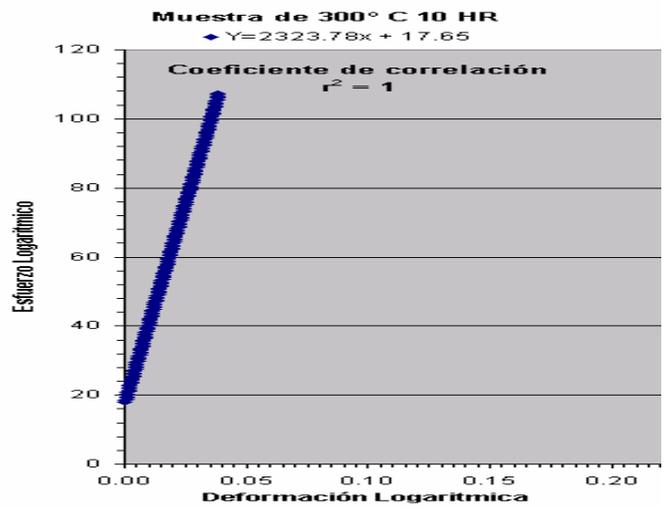


Figura 5.5 d

Figura 5.6 Muestra de 400 ° C 1 hora

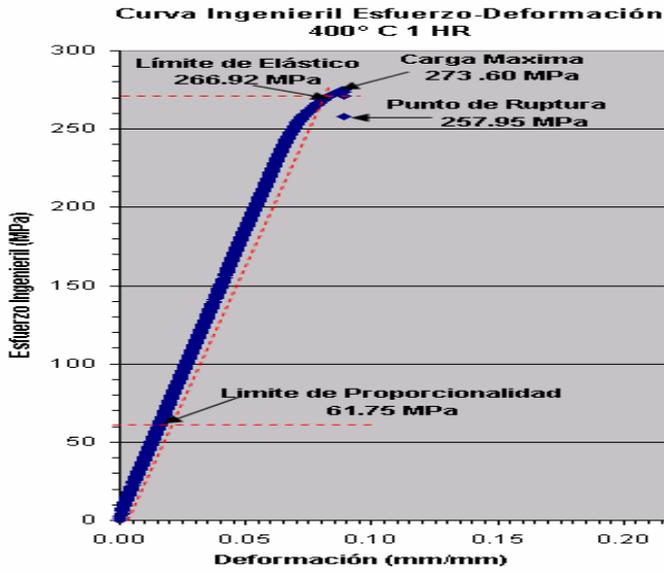


Figura 5.6 a

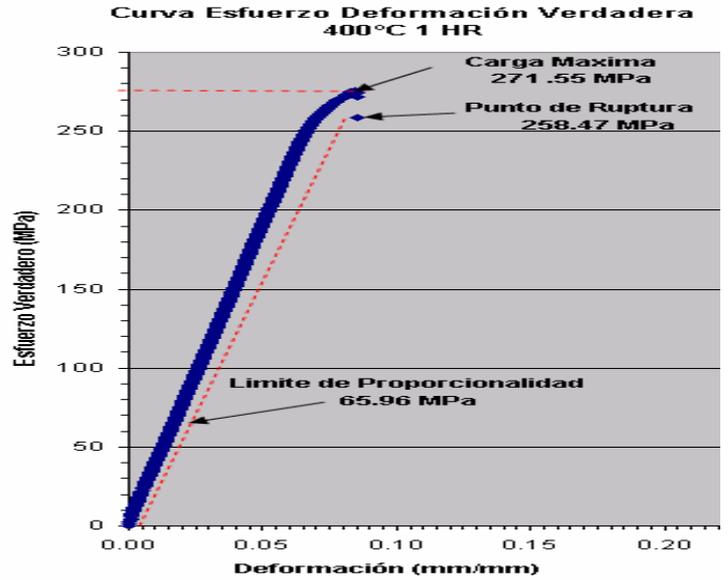


Figura 5.6 b

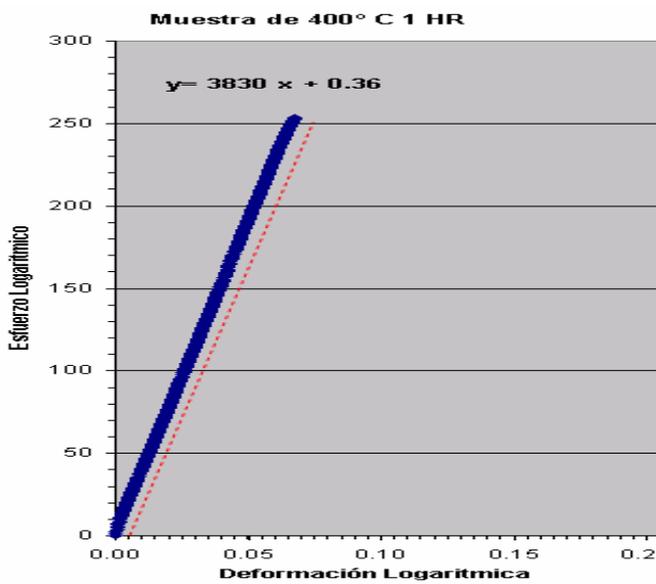


Figura 5.6 c

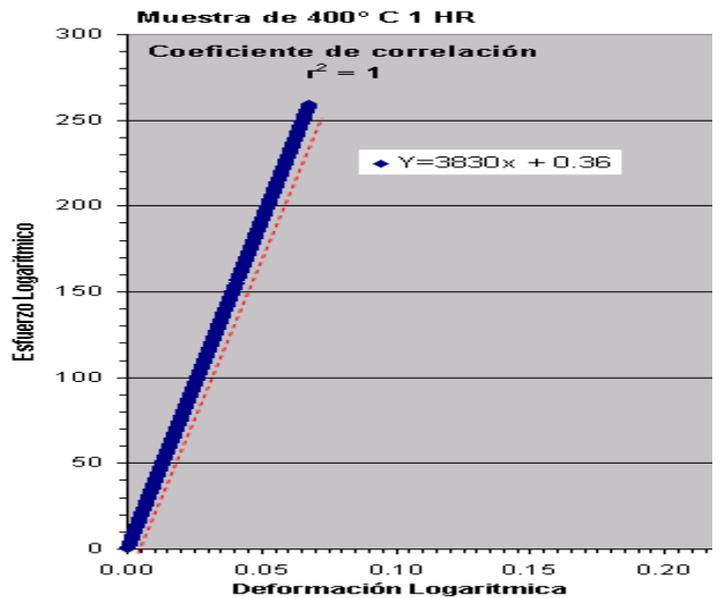


Figura 5.6 d

Figura 5.7 Muestra de 400 ° C 5 horas

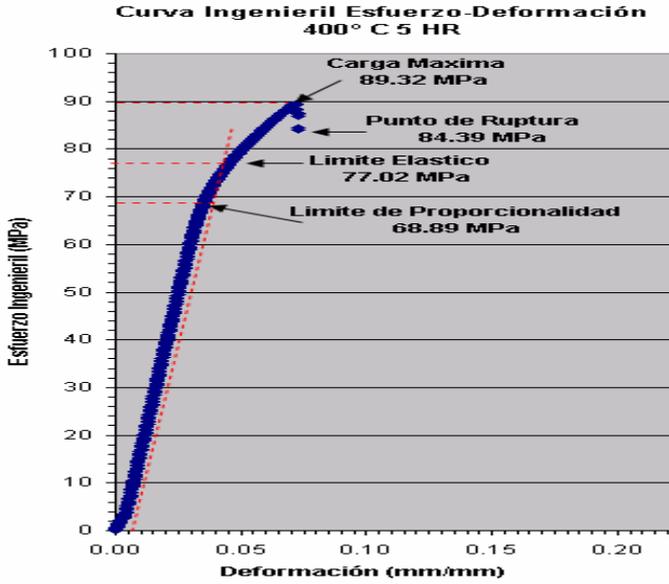


Figura 5.7 a

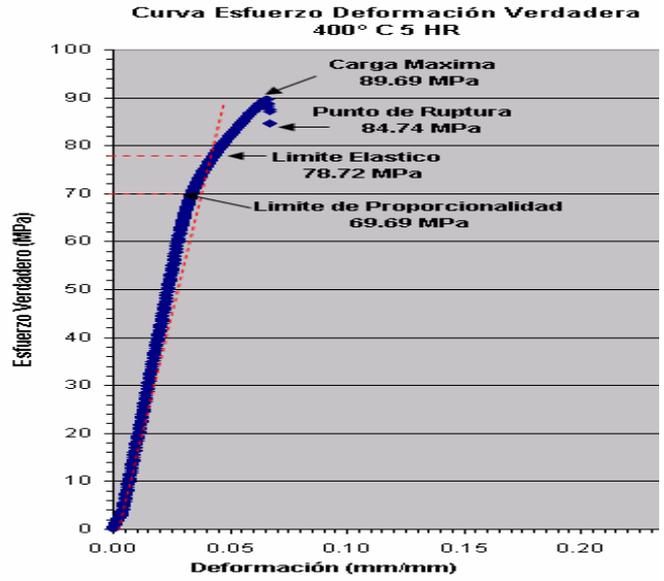


Figura 5.7 b

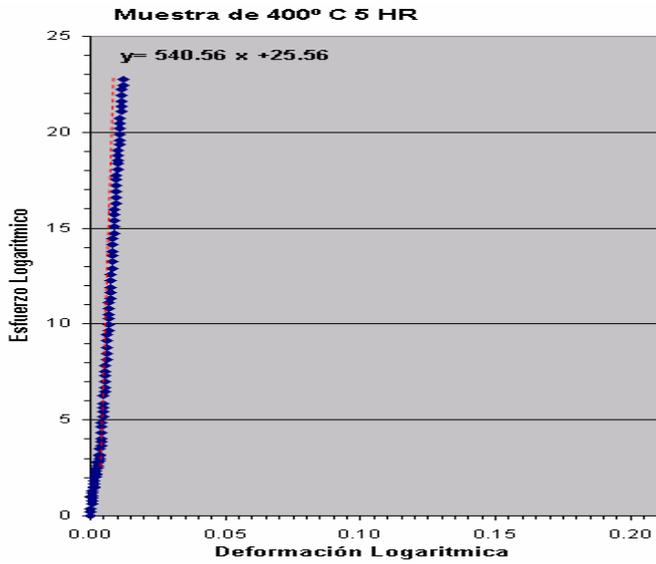


Figura 5.7 c

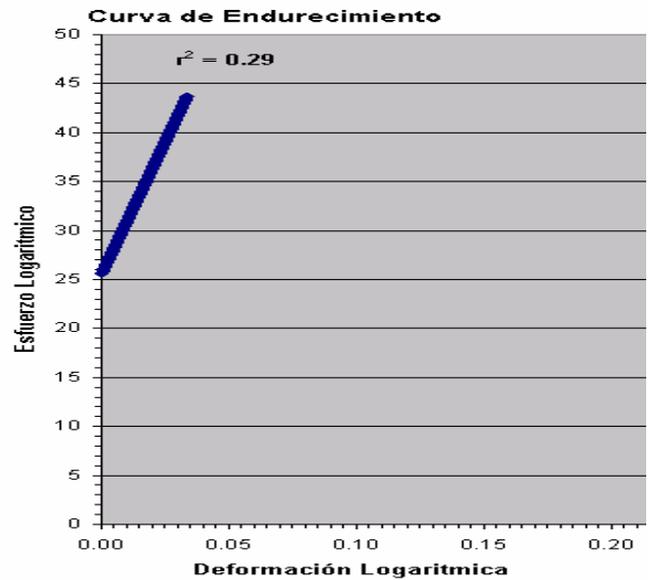


Figura 5.7 d

Figura 5.8 Muestra de 400 ° C 10 horas

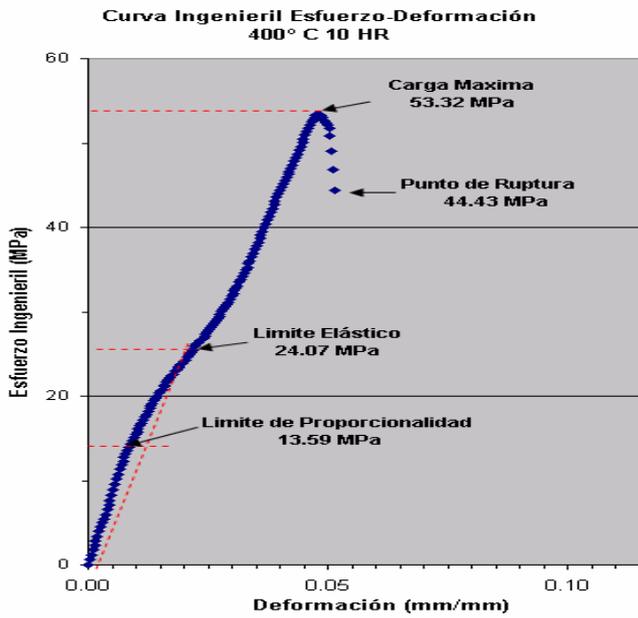


Figura 5.8 a

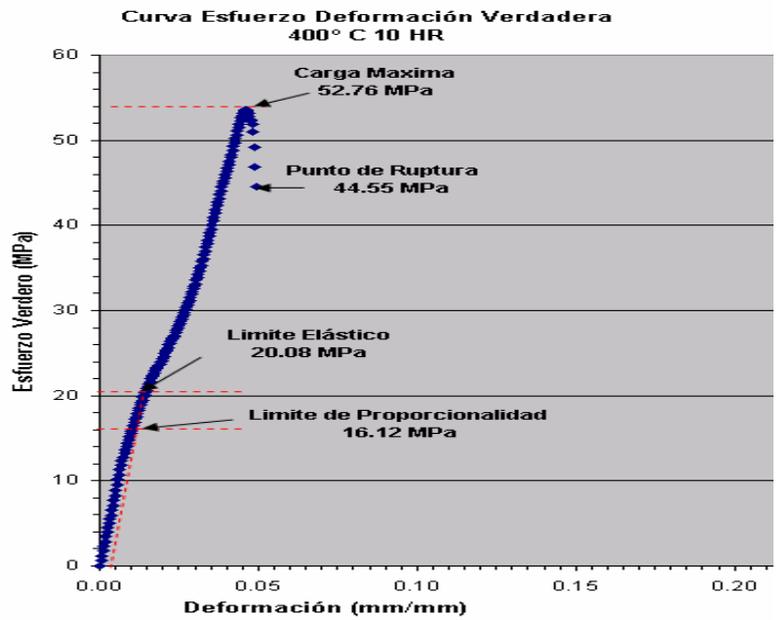


Figura 5.8 b

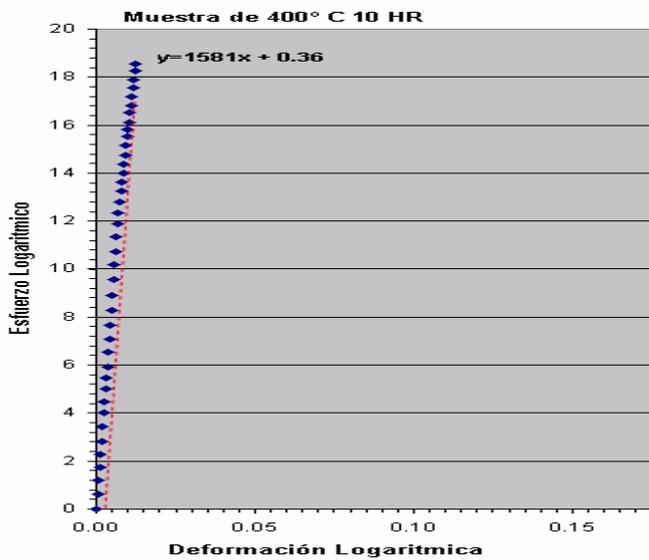


Figura 5.8 c

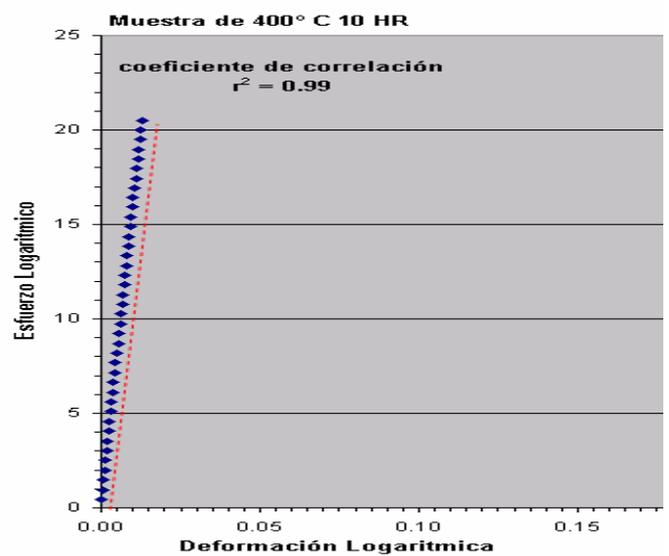


Figura 5.8 d

Figura 5.9 Muestra de 500 ° C 1 hora

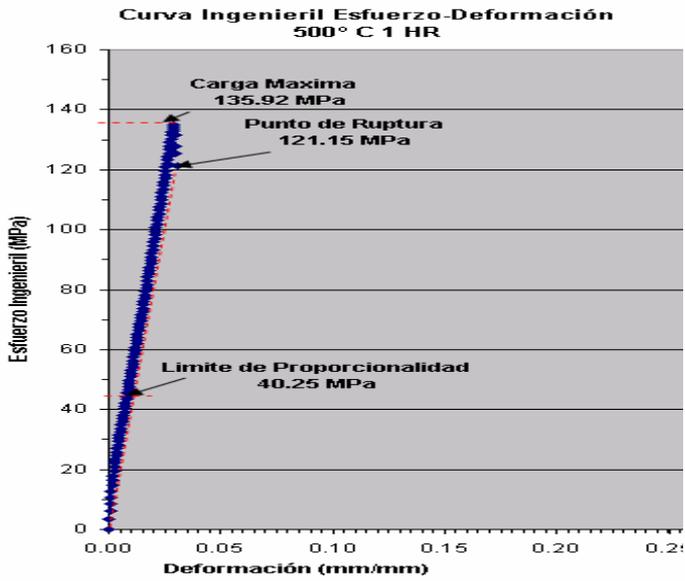


Figura 5.9 a

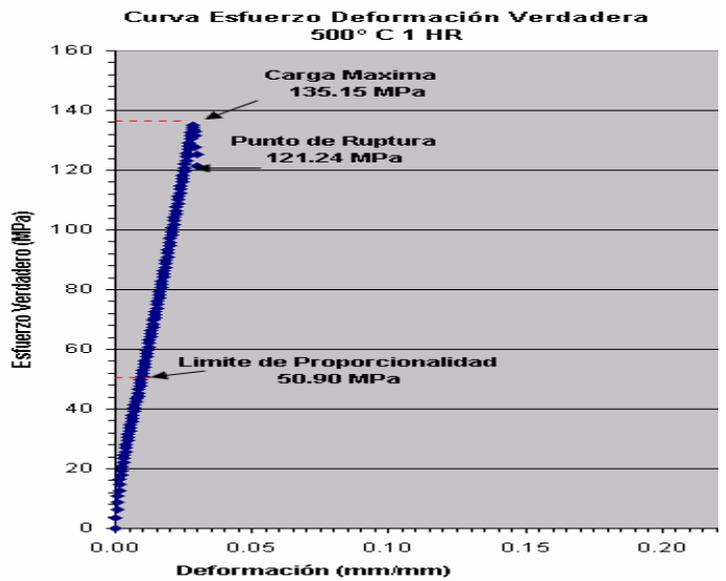


Figura 5.9 b

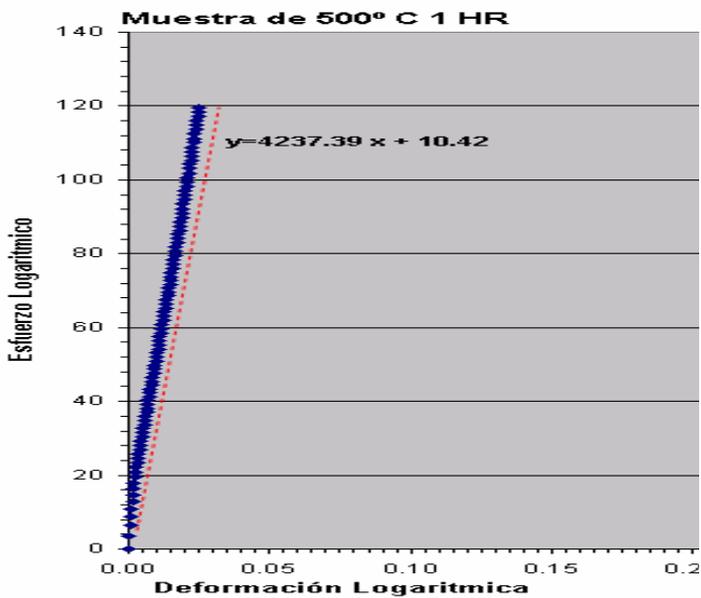


Figura 5.9 c

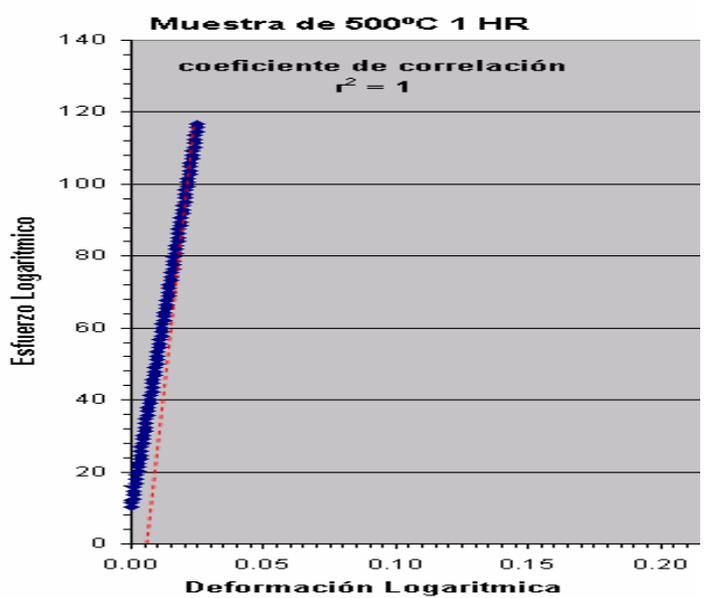


Figura 5.9 d

Figura 5.10 Muestra de 500 ° C 5 horas

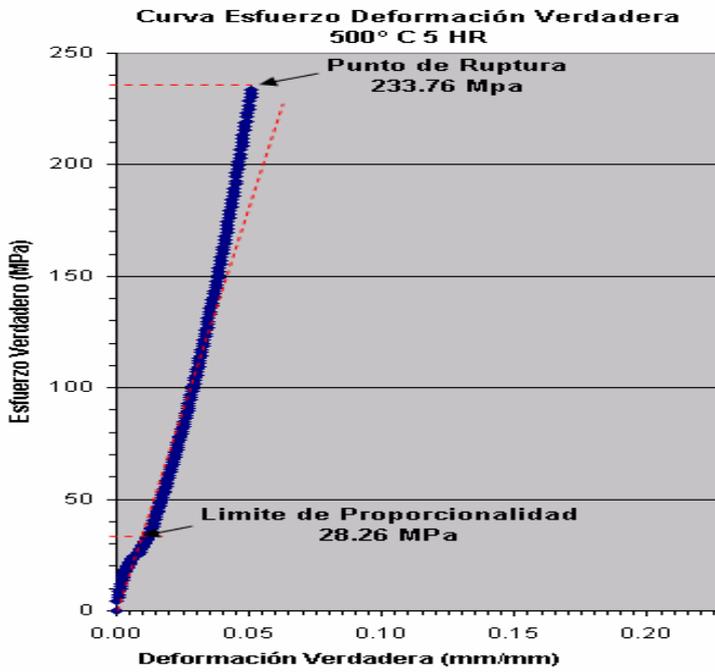


Figura 5.10 a

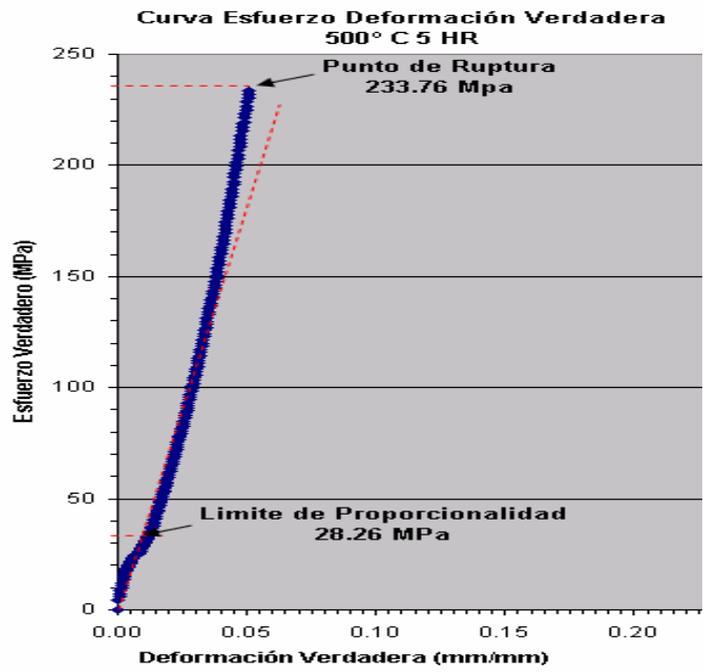


Figura 5.10 b

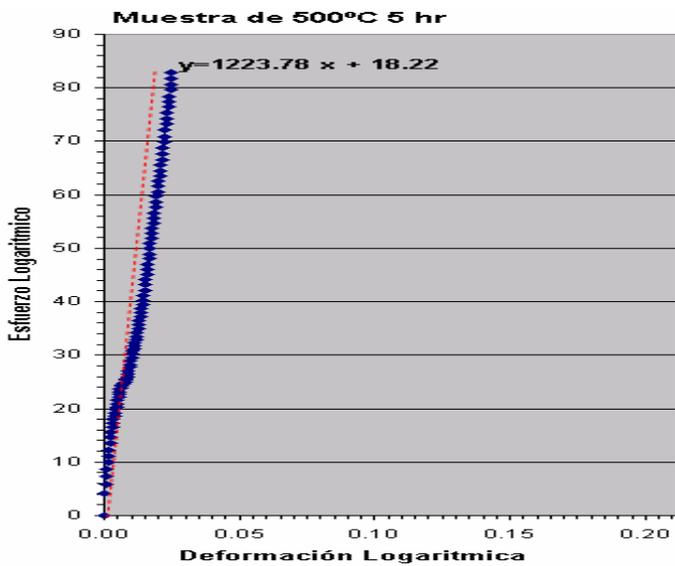


Figura 5.10 c

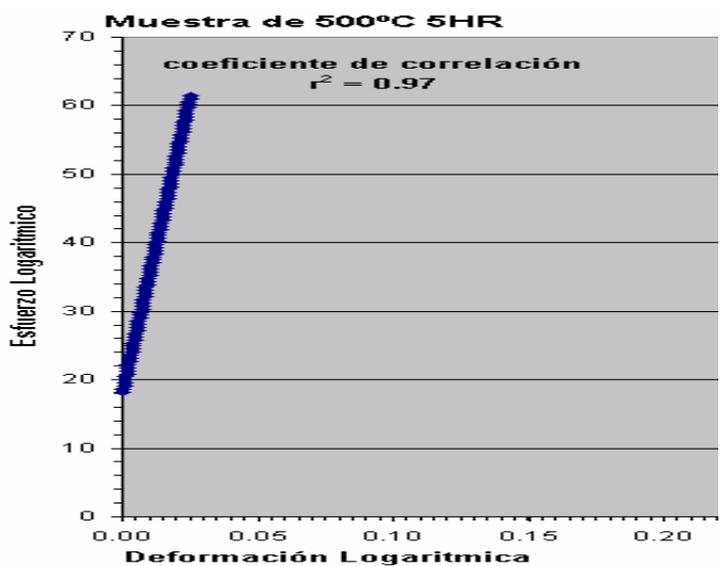


Figura 5.10 d

Figura 5.11 Muestra de 500 ° C 10 horas

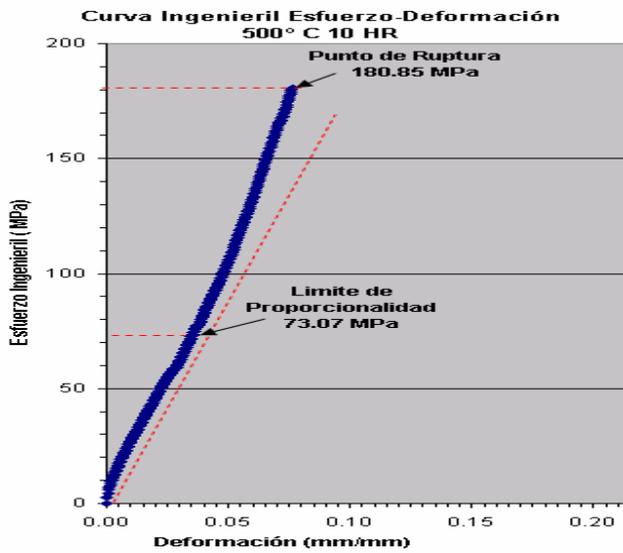


Figura 5.11 a

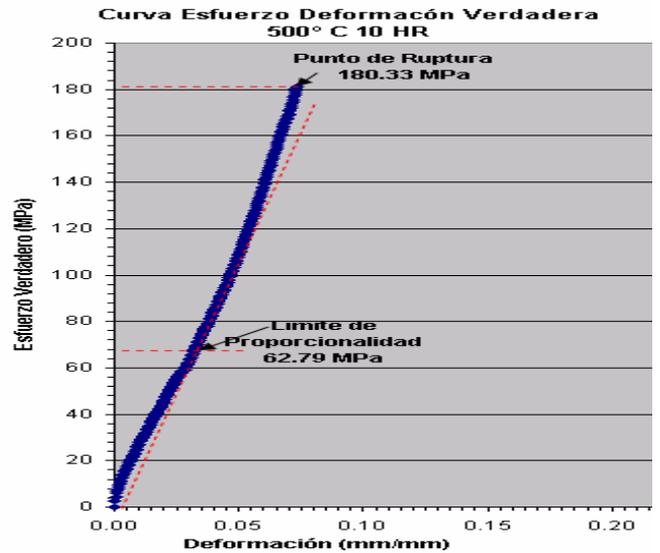


Figura 5.11 b

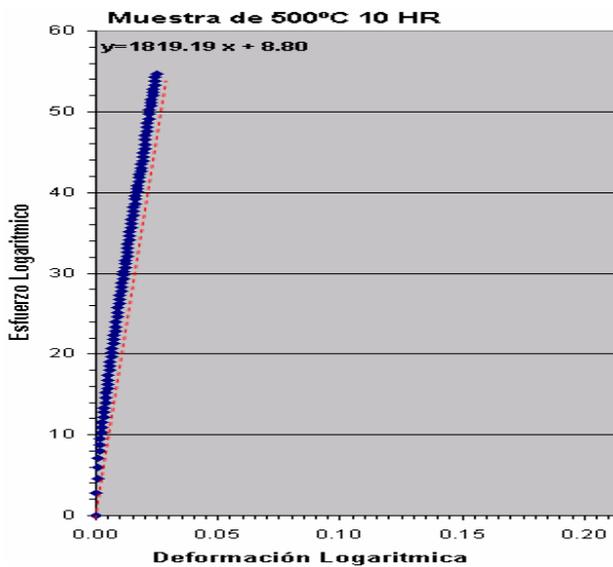


Figura 5.11 c

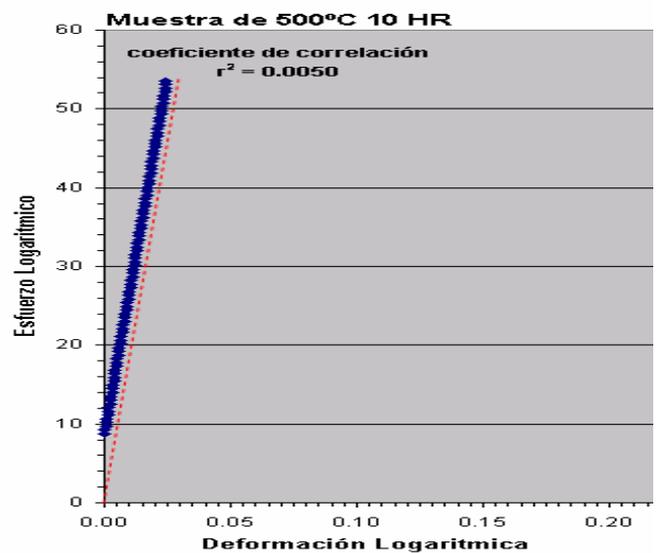


Figura 5.11 d

Figura 5.12 Muestra de 600 ° C 1 hora

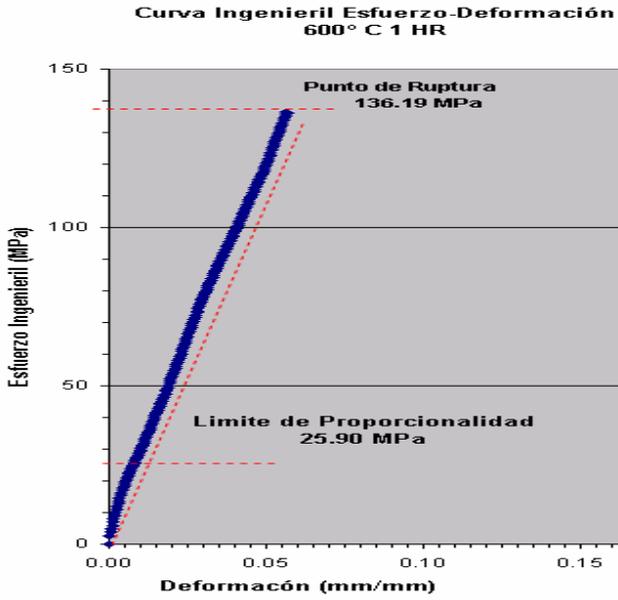


Figura 5.12 a

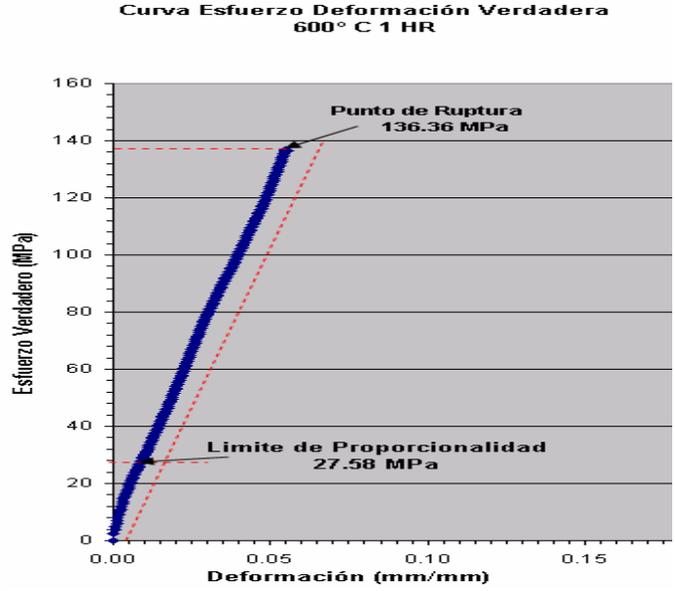


Figura 5.12 b

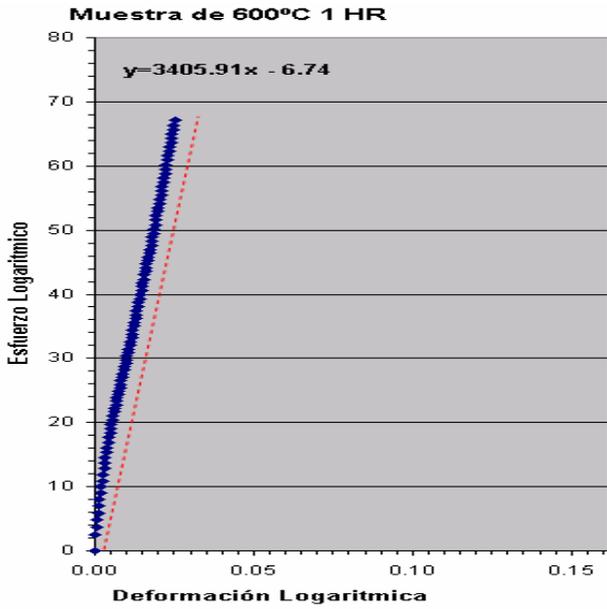


Figura 5.12 c

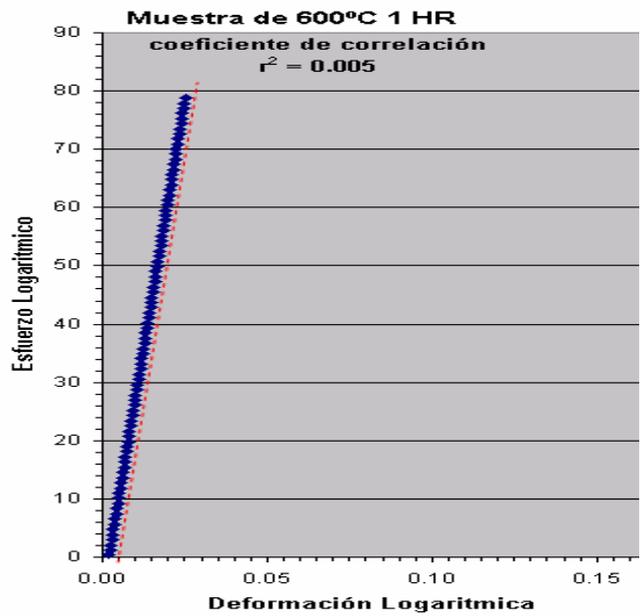


Figura 5.12 d

Figura 5.13 Muestra de 600 ° C 5 horas

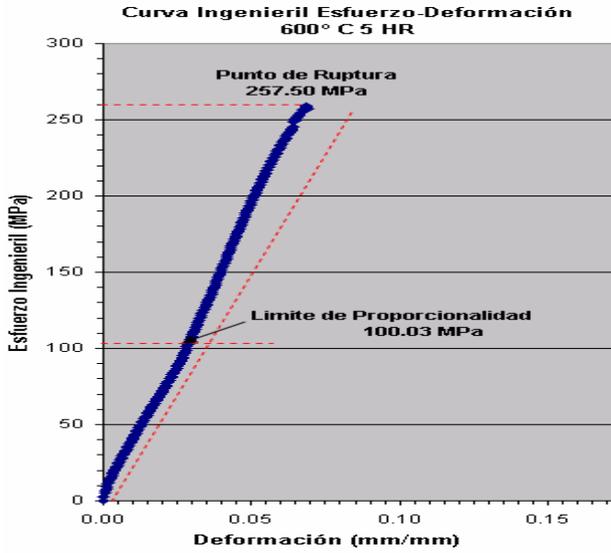


Figura 5.13 a

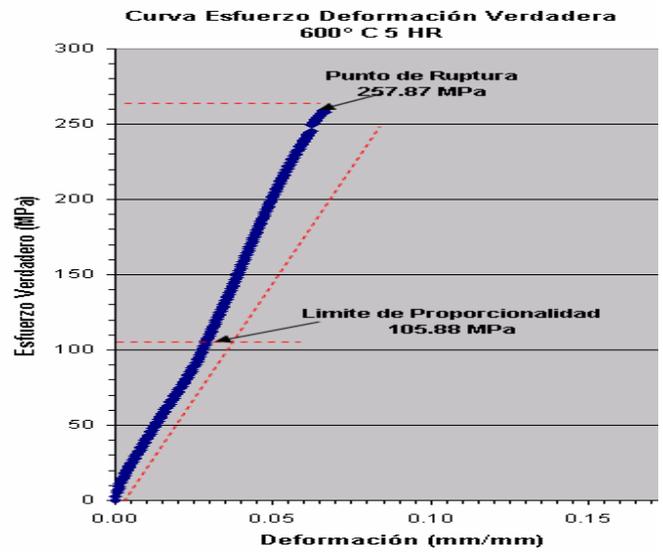


Figura 5.13 b

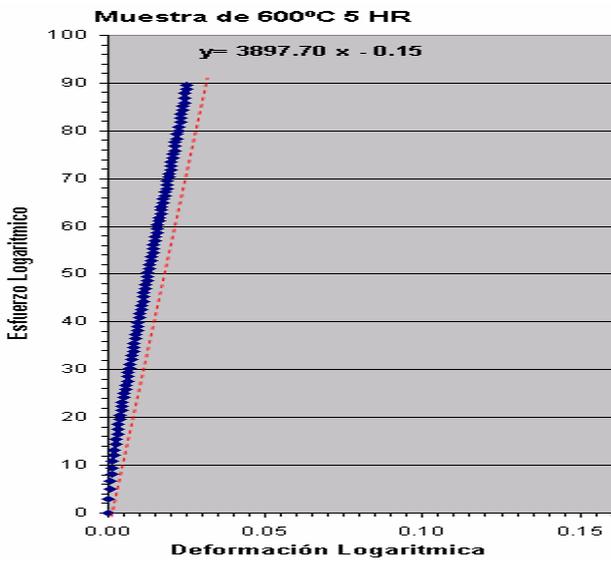


Figura 5.13 c

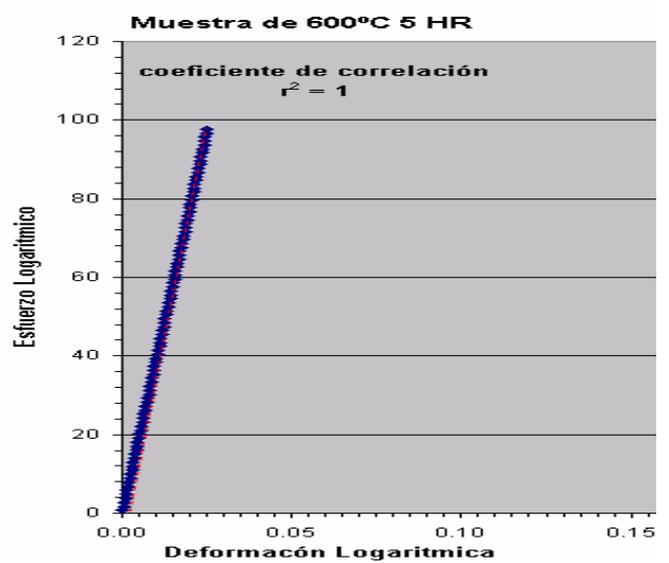


Figura 5.13 d

Figura 5.14 Muestra de 600 ° C 10 horas

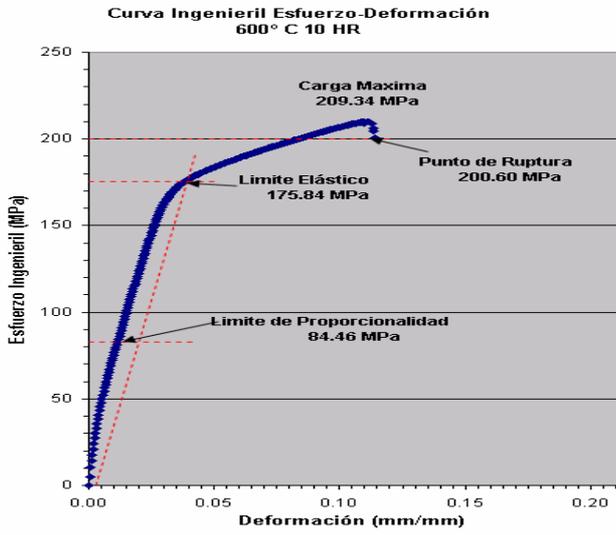


Figura 5.14 a

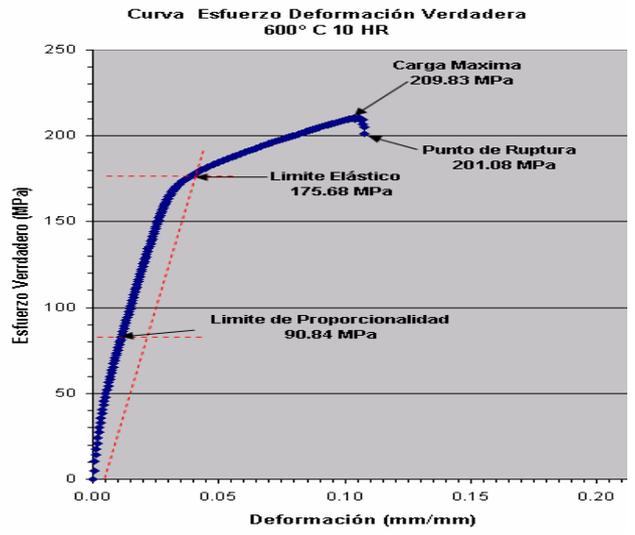


Figura 5.14 b

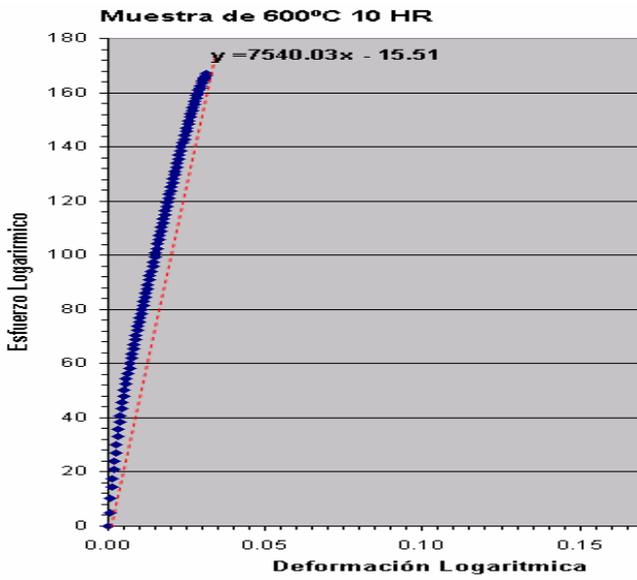


Figura 5.14 c

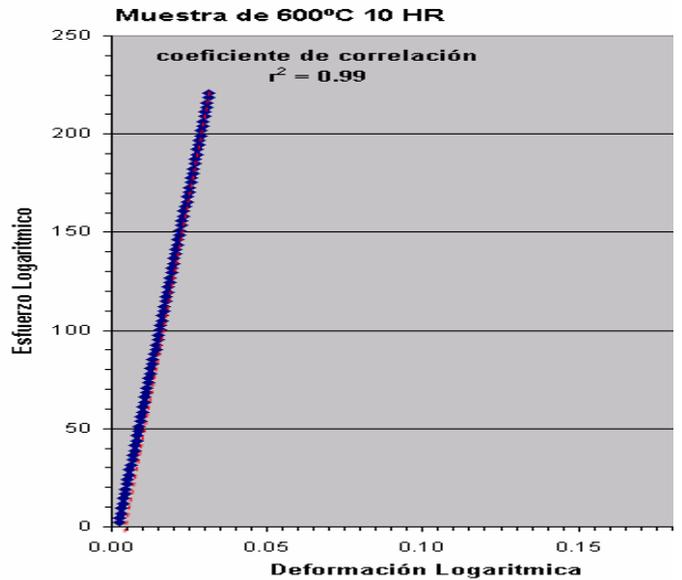


Figura 5.14 d

Figura 5.15 Muestra de 700 ° C 1 hora

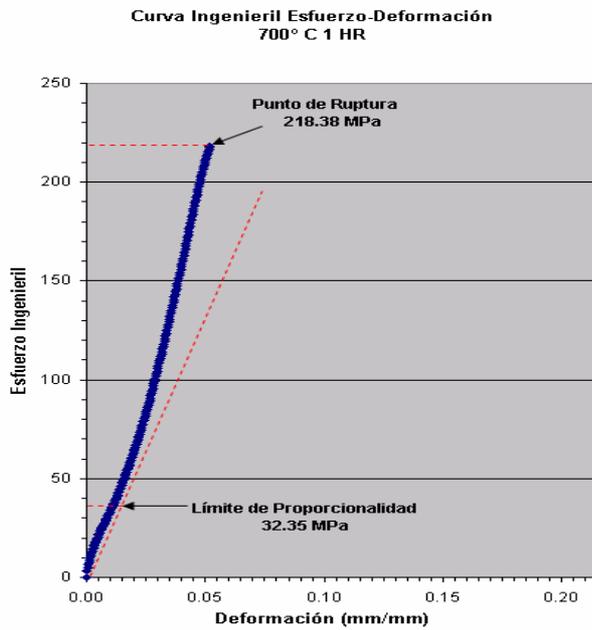


Figura 5.15 a

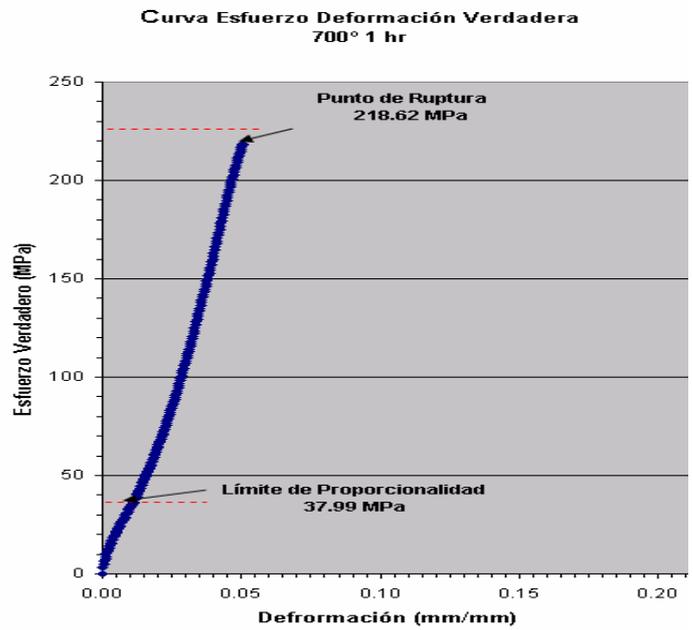


Figura 5.15 b

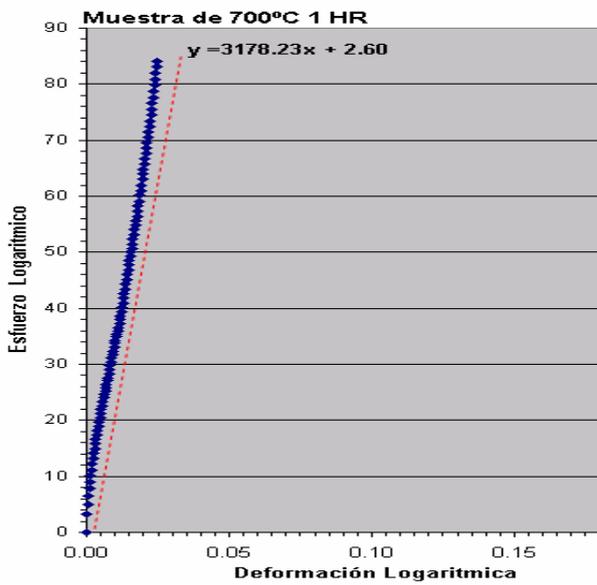


Figura 5.15 c

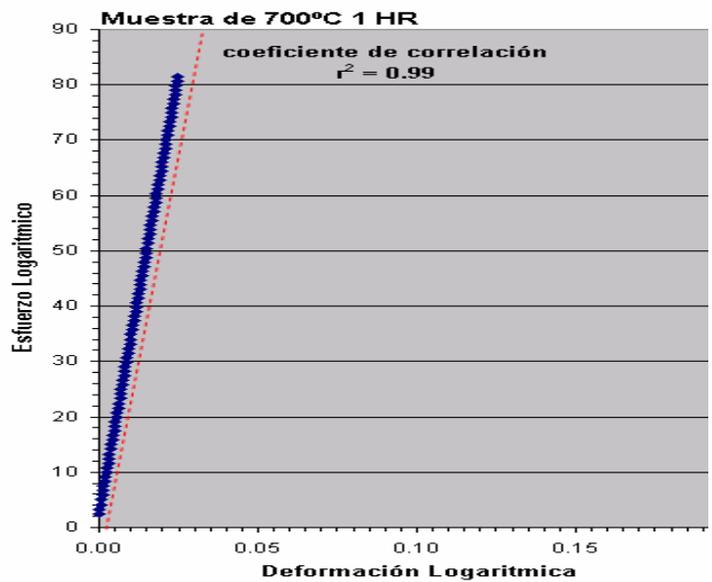


Figura 5.15 d

Figura 5.16 Muestra de 700 ° C 5 horas

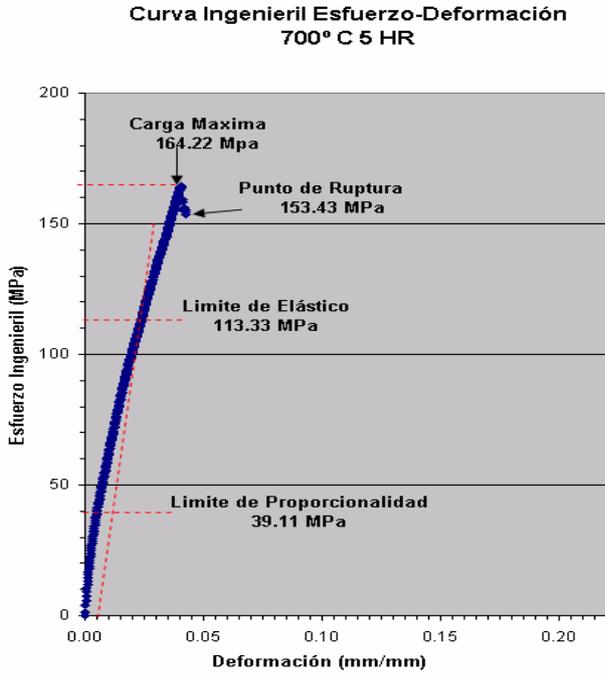


Figura 5.16 a

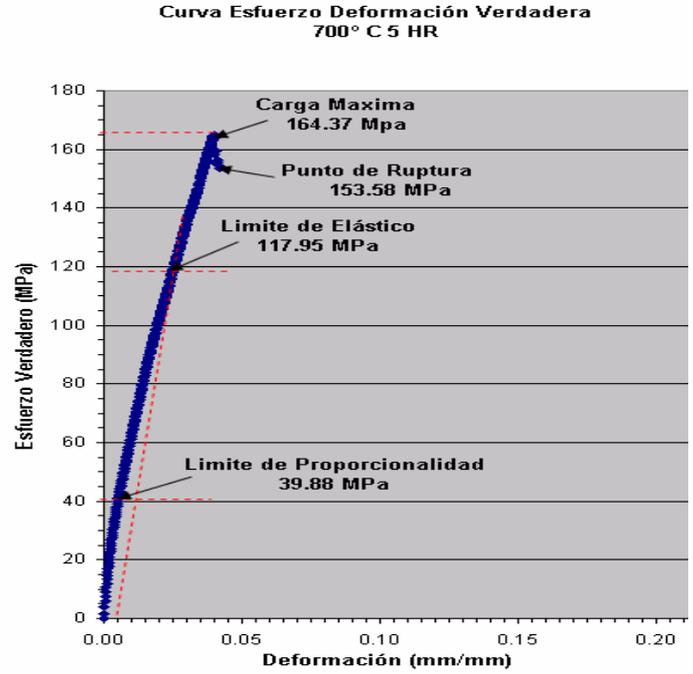


Figura 5.16 b

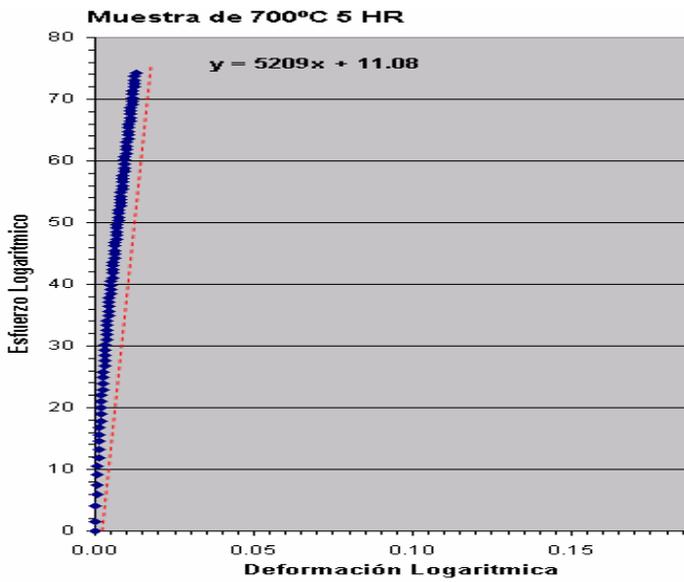


Figura 5.16 c

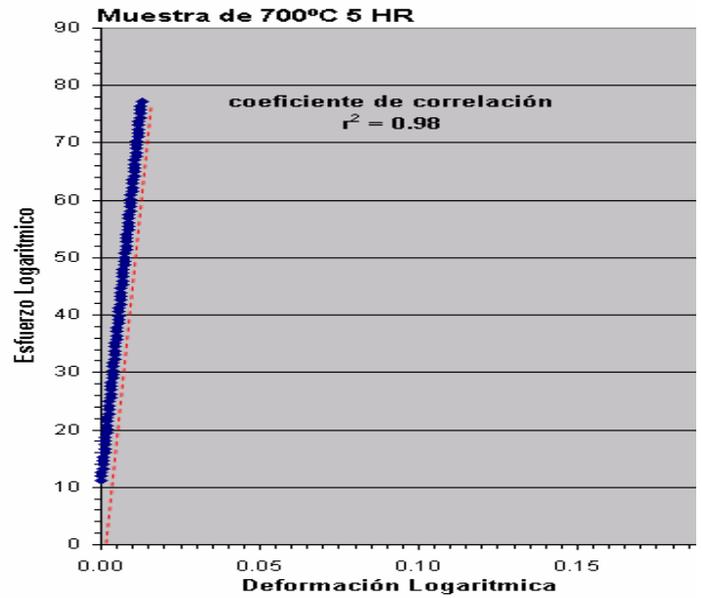


Figura 5.16 d

Figura 5.17 Muestra de 700 ° C 10 horas

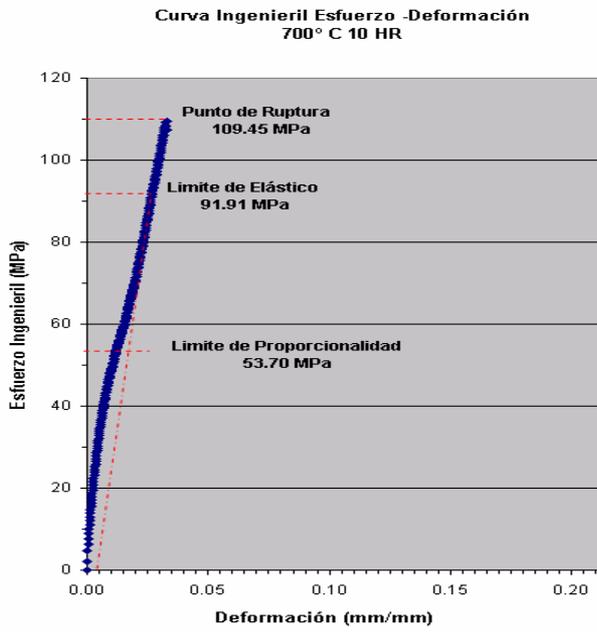


Figura 5.17 a

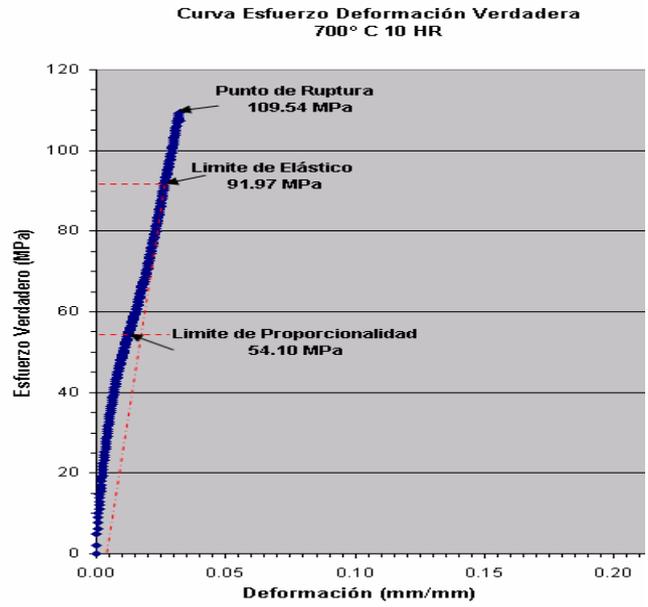


Figura 5.17 b

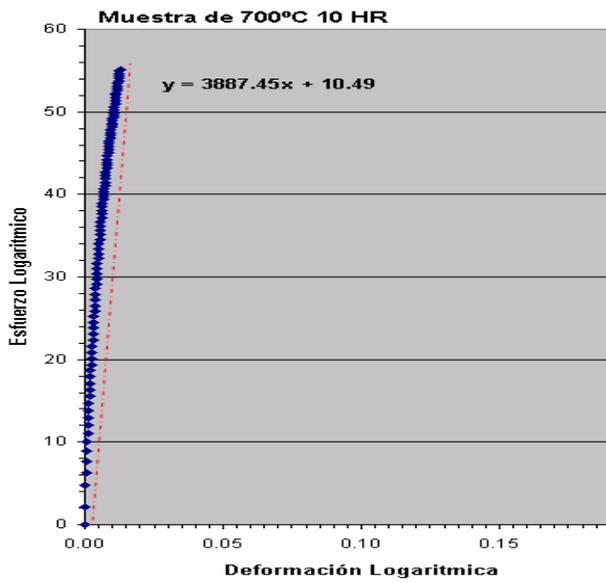


Figura 5.17 c

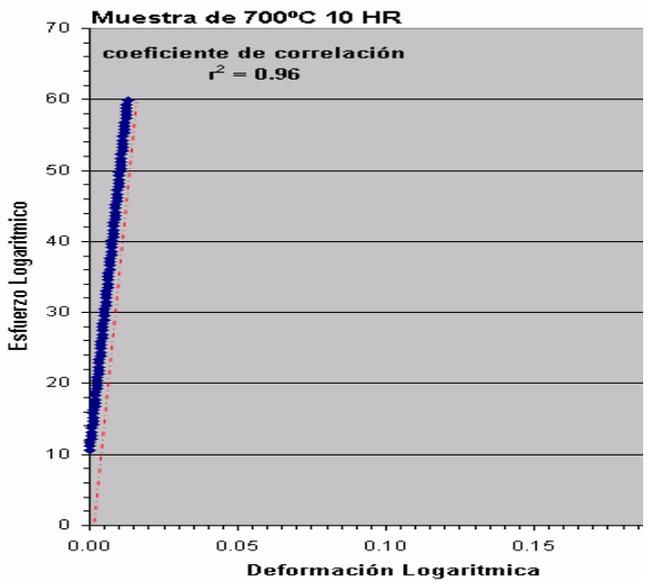


Figura 5.17 d

Figura 5.18 Muestra de 800 ° C 1 hora

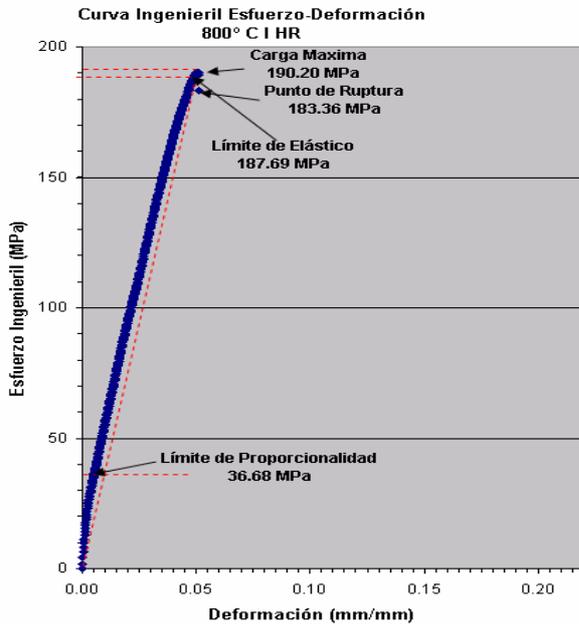


Figura 5.18 a

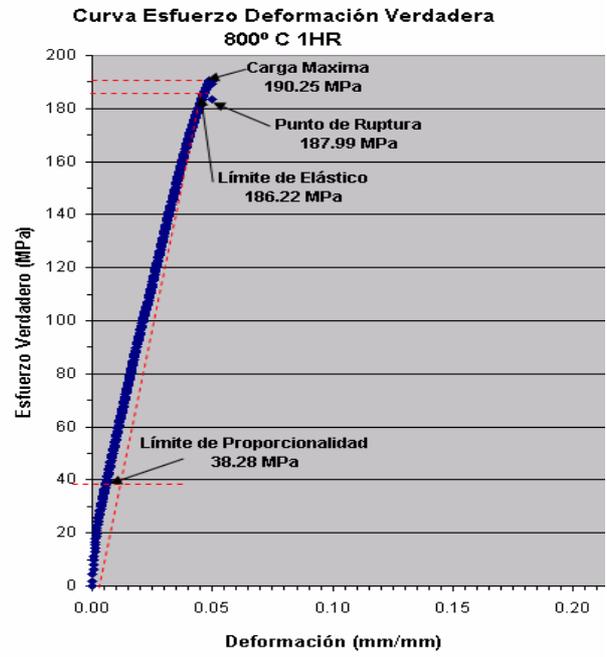


Figura 5.18 b

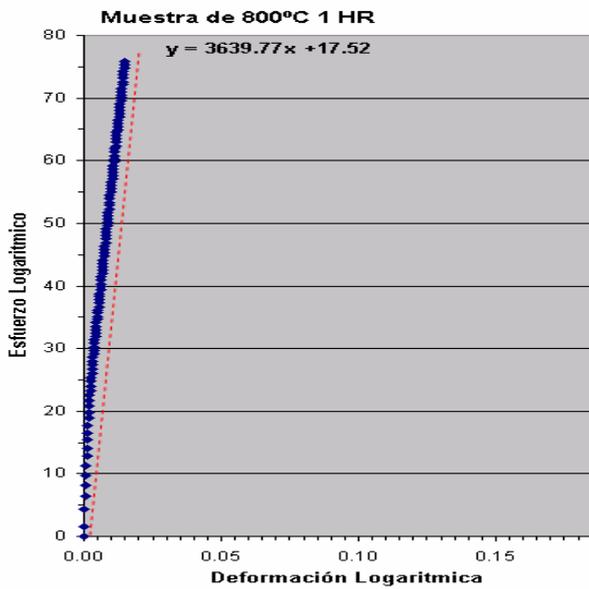


Figura 5.18 c

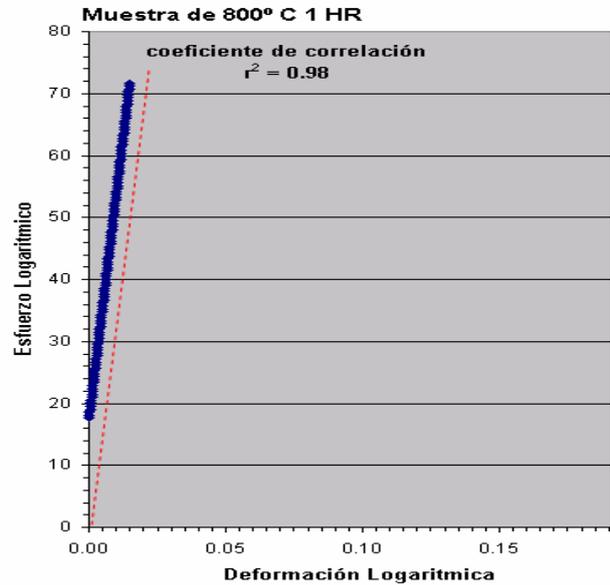


Figura 5.18 d

Figura 5.19 Muestra de 800 ° C 5 horas

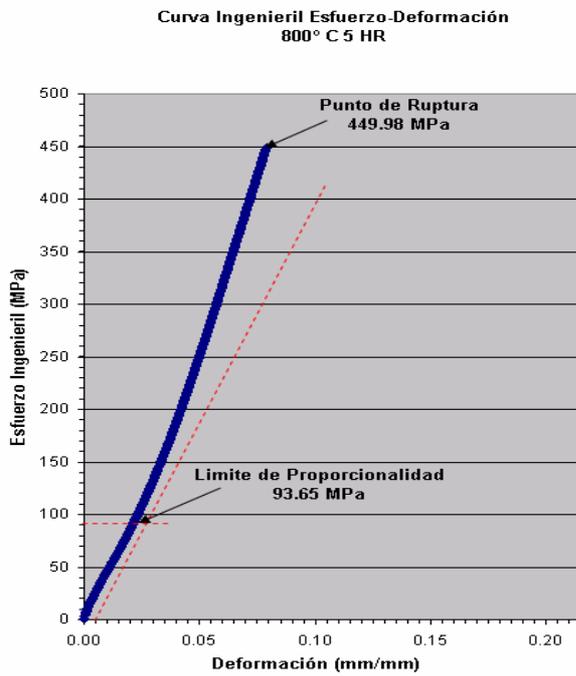


Figura 5.19 a

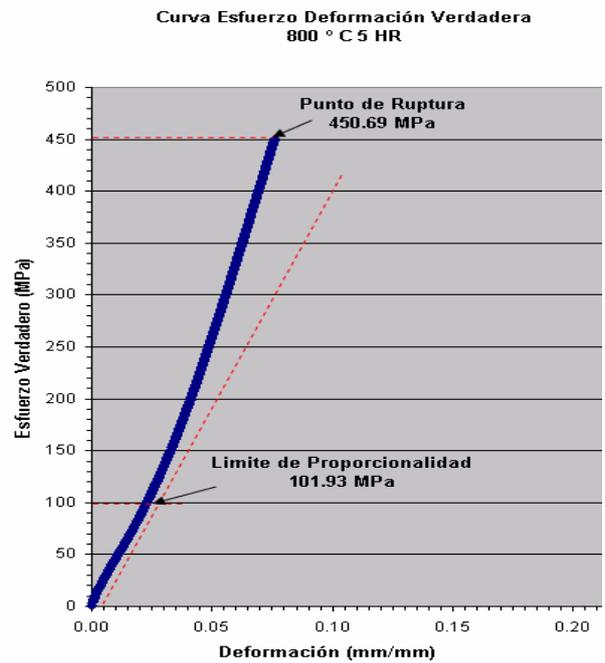


Figura 5.19 b

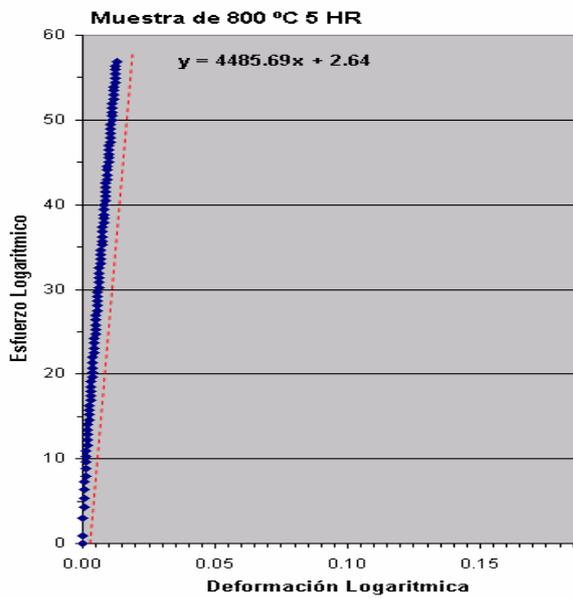


Figura 5.19 c

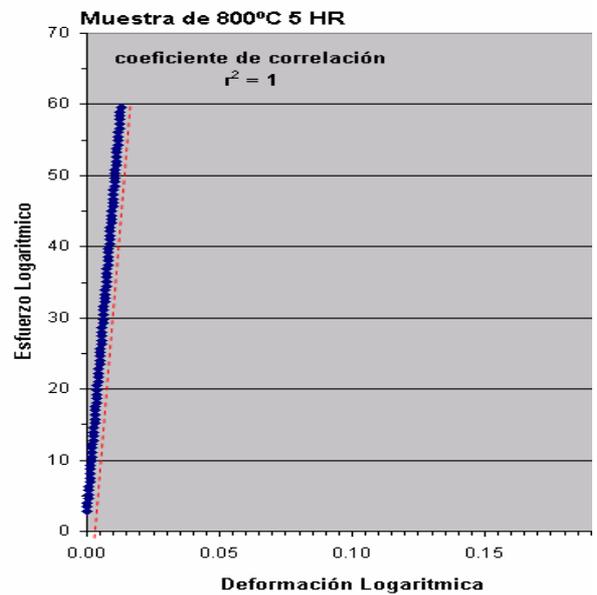


Figura 5.19 d

Figura 5.20 Muestra de 800 ° C 10 horas

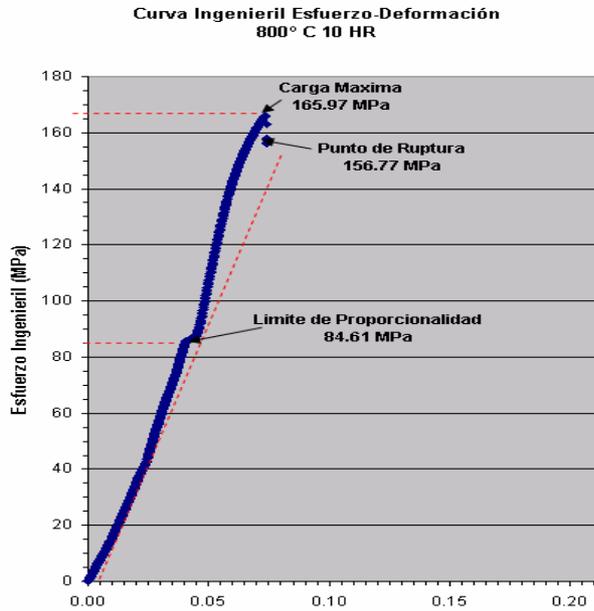


Figura 5.20 a

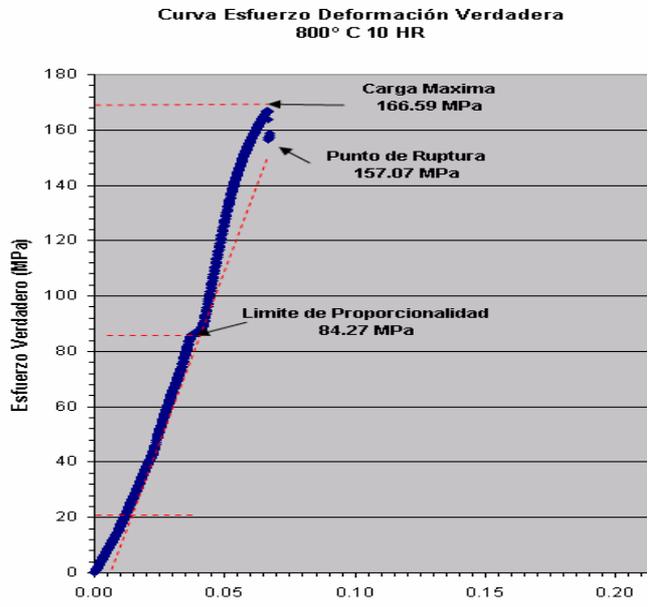


Figura 5.20 b

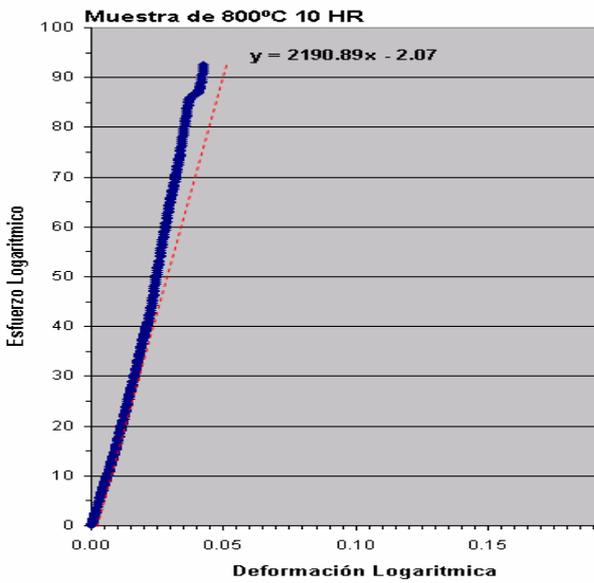


Figura 5.20 c

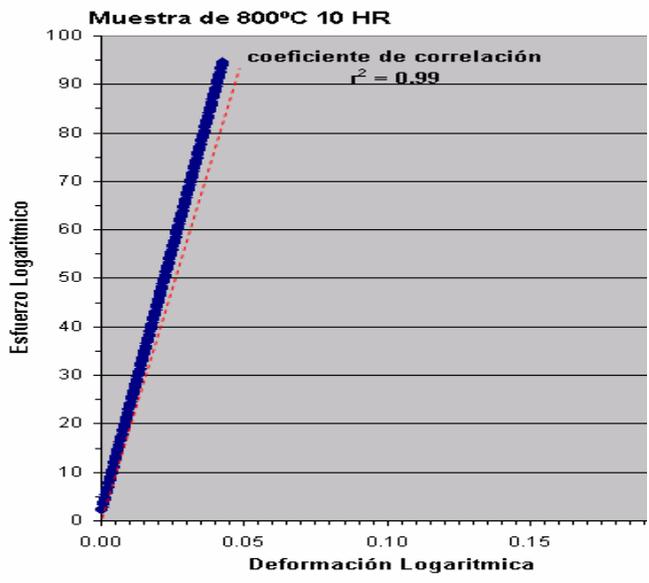


Figura 5.20 d

Figura 5.22 Muestra Original Homogenizada.

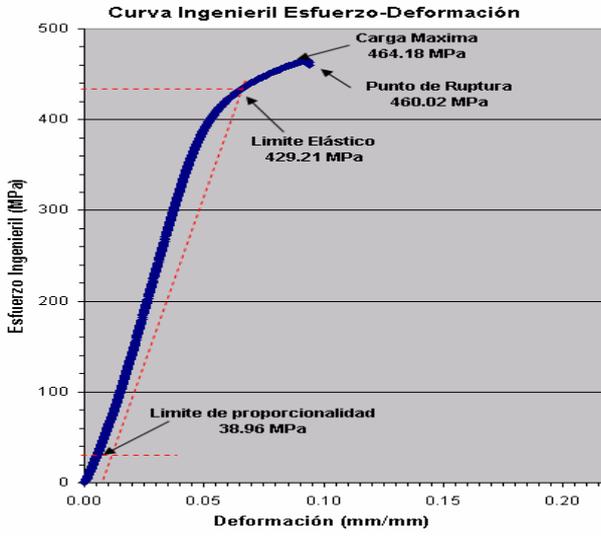


Figura 5.22 a

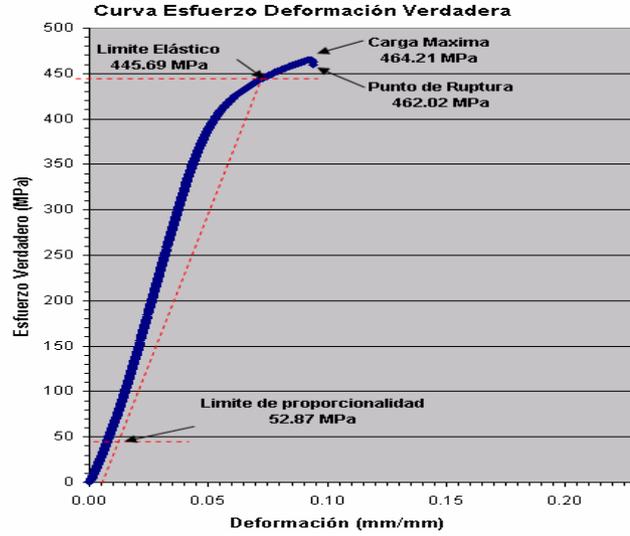


Figura 5.22 b

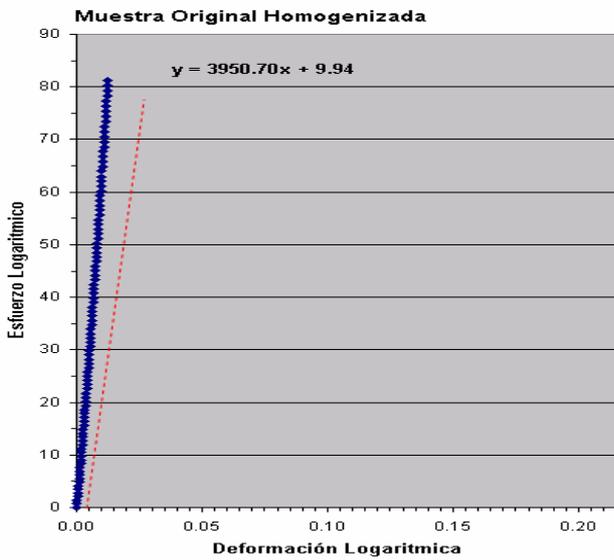


Figura 5.22 c

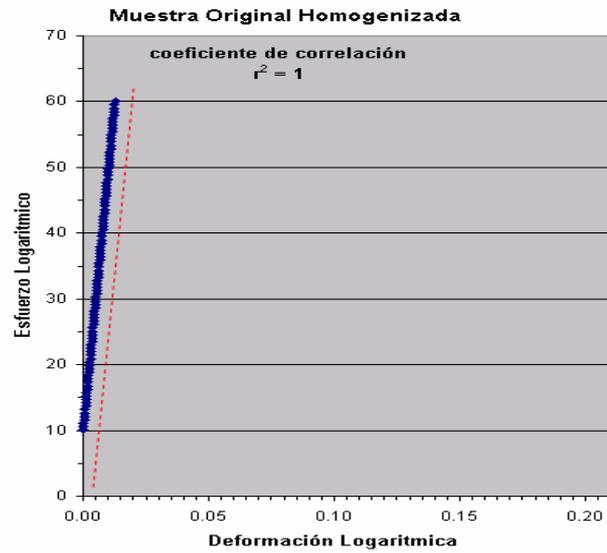


Figura 5.22 d

	Muestras a 600 A	Unidades en Mpa				1 hora			
Ingenieril	Carga Máxima	208.50	273.60	135.92	x	x	190.20	464.18	
	Punto de Ruptura	200.91	257.95	121.15	136.19	218.38	183.36	460.02	
	Límite Elástico	x	266.92	x	x	x	187.69	429.21	
	Límite de Proporcionalidad	58.03	61.75	40.25	25.90	32.35	36.68	38.96	
Verdadera	Carga Máxima	209.20	271.55	135.15	x	x	190.25	464.21	
	Punto de Ruptura	200.00	258.49	121.24	136.36	218.62	187.99	462.02	
	Límite Elástico	x	x	x	x	x	186.22	445.69	
	Límite de Proporcionalidad	58.59	65.96	50.90	27.58	37.99	38.28	52.87	
Modulo de Young	Recta	$y=3087.02 X + 5.85$	$y=3830 X + 0.36$	$y=4237.39 X + 10.42$	$y=3405.91 X - 6.74$	$y=3178.23 X + 2.68$	$y=3639.77 X + 17.52$	$y=3450.70 X + 9.94$	
Curva de Endurecimiento	$r^2 =$	1.00	1.00	1.00	0.970	0.99	0.98	1.00	
		300 grados	400 grados	500 grados	600 grados	700 grados	800 grados	Original	

Tabla 5.2.- Propiedades Mecánicas de las muestras de 1 hora.

	Muestras a 600 A	Unidades en Mpa				5 horas			
Ingenieril	Carga Máxima	261.83	89.32	x	x	164.22	x	464.18	
	Punto de Ruptura	252.10	84.39	233.76	257.50	153.43	449.98	460.02	
	Límite Elástico	185.49	77.02	x	x	113.33	x	429.21	
	Límite de Proporcionalidad	69.65	68.89	28.26	100.03	39.11	93.65	38.96	
Verdadera	Carga Máxima	263.30	89.68	x	x	164.37	x	464.21	
	Punto de Ruptura	253.24	84.74	233.76	257.87	153.58	450.69	462.02	
	Límite Elástico	183.21	78.72	x	x	117.95	x	445.69	
	Límite de Proporcionalidad	66.89	69.69	28.26	105.88	39.88	101.93	52.87	
Modulo de Young	Recta	$y=997.82 X + 98.36$	$y=540.56 X + 25.56$	$y=1723.78 X + 18.22$	$y=3897.70 X - 0.15$	$y=5209 X + 11.08$	$y=4485.69 X + 2.64$	$y=3450.70 X + 9.94$	
Curva de Endurecimiento	$r^2 =$	0.98	0.97	0.97	1.00	0.98	1.00	1.00	
		300 grados	400 grados	500 grados	600 grados	700 grados	800 grados	Original	

Tabla 5.3.- Propiedades Mecánicas de las muestras de 5 horas.

	Muestras a 600 A	Unidades en Mpa				10 horas			
Ingenieril	Carga Máxima	176.60	53.32	x	209.34	x	165.97	464.18	
	Punto de Ruptura	161.86	44.43	180.85	200.60	109.45	156.77	460.02	
	Límite Elástico	81.58	24.07	x	175.84	91.91	x	429.21	
	Límite de Proporcionalidad	75.95	13.59	73.07	84.46	53.70	84.61	38.96	
Verdadera	Carga Máxima	176.11	52.76	x	209.83	x	166.59	464.21	
	Punto de Ruptura	163.03	44.55	180.33	201.08	109.54	157.07	462.02	
	Límite Elástico	85.85	20.08	x	175.68	91.97	x	445.69	
	Límite de Proporcionalidad	60.32	16.12	69.79	90.84	54.10	84.27	52.87	
Modulo de Young	Recta	$y=2323.78 X + 17.85$	$y=1581 X + 0.36$	$y=1819.19 X + 8.80$	$y=7540.03 X - 15.51$	$y=3087.45 X + 10.49$	$y=2190.89 X - 2.07$	$y=3450.70 X + 9.94$	
Curva de Endurecimiento	$r^2 =$	1.00	0.99	0.99	0.99	0.99	0.99	1.00	
		300 grados	400 grados	500 grados	600 grados	700 grados	800 grados	Original	

Tabla 5.3.- Propiedades Mecánicas de las muestras de 10 horas.

Los ensayos realizados a 1 hora de permanencia en resistencia a la tensión y límite elástico son menores en un 50 % de la muestra original desgastada. Todas las muestras ensayadas presentan una característica de endurecimiento, ya que el coeficiente de endurecimiento tiende a 1, presentando una característica de fragilidad. El modulo de Young esta dentro de las condiciones de aceros.

En los ensayos de 5 y 10 horas el comportamiento de las muestras ensayadas se pueden considerar como semejantes a las que se realizaron a 1 hora de permanencia, sin embargo, la resistencia máxima de 800 ° C 5 horas no la tuvo; el modulo de Young de 300 ° C 5 horas, 400 ° C 5 horas y 600 ° C 10 horas también tuvieron variaciones significativas.

6.- DISCUSIÓN DE RESULTADOS DE LA INVESTIGACIÓN.

6.1.- MICROSCOPIA OPTICA.

Los huecos y microhuecos intercristalinos son identificados por esta metodología en las muestras a diferentes temperaturas, la muestra estabilizada a 900 ° C y en la muestra original.

1. Son de tamaño diferente.
2. Su morfología generalmente es pequeña.
3. Coalescencia de los pequeños para formar huecos mas grandes.
4. Coexistencia de carburos fisuras y grietas.
5. Existe formación de fisuras entre ellos.

La presencia de los huecos u oquedades intercristalinos de diferentes tamaños, se pudo observar que se presentan en diferentes etapas que son: microhuevo a partir de otros más pequeños y

macrohuecos que están formados a partir de microhuecos, para dar al final una coalescencia de microhuecos.

La presencia de los microhuecos y los huecos intercristalinos son discontinuidades que existen en el material de origen, ya que la muestra homogenizada también los presenta. El origen de estas pequeñas oquedades se puede pensar que se formaron en la fundición o por la fatiga del trabajo mecánico.

La precipitación de carburos intercristalinos depende del tiempo que permanezca la energía calorífica en el metal, esto quiere decir, que a mayor tiempo de permanencia del calor los carburos grandes son grandes, abundantes y de diferentes morfologías, también están asociados a las rupturas intercristalinas.

Cuando es poco el tiempo de permanencia del calor en el metal, los carburos son pequeños y escasos, por consiguiente, se vuelven parte constitucional de la estructura del metal sin presentar ninguna falla asociada a ellos. La presencia de carburos*, así como del uso del prima de Nomarsky.

Las rupturas intercristalinas provocadas por fisuras, microfisuras, grietas o fracturas son el resultado de la sensibilidad térmica del acero Hadfield. El calor es un medio en el cual se pueden propagar. Se pudieron observar fisuras sin la presencia de una 2ª fase, tales como carburos intercristalinos para su formación, se puede pensar que la cercanía de los huecos influenciados por el tamaño de los mismos son los que generan la formación de las fisuras.

En las observaciones dentro de las muestras metalográficas se observo la presencia del carburo $M_{23}C_7$ el cual esta presente en las muestras de 600 ° C. El carburo M_7C_3 crece entre las temperaturas de 300 ° C, 400 ° C, 500 ° C, también esta presente a 1000 ° C como se muestra en las siguientes graficas. [Roberts A. George and Cary A Roberts, 1985. Tool Steel, 4ª. Edition American Society For Metals, pp 183 – 285.]

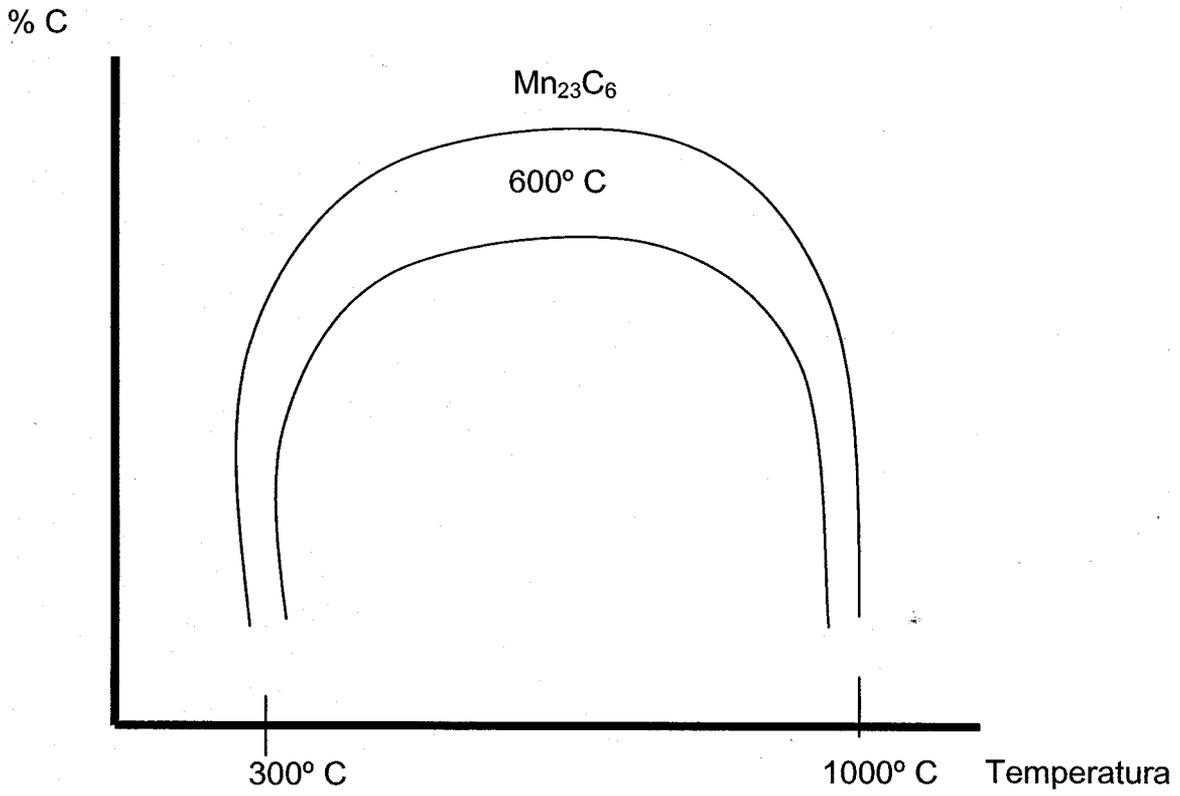


Figura 21 Porcentaje de carbón en el carburo $Mn_{23}C_6$ con respecto a la temperatura.

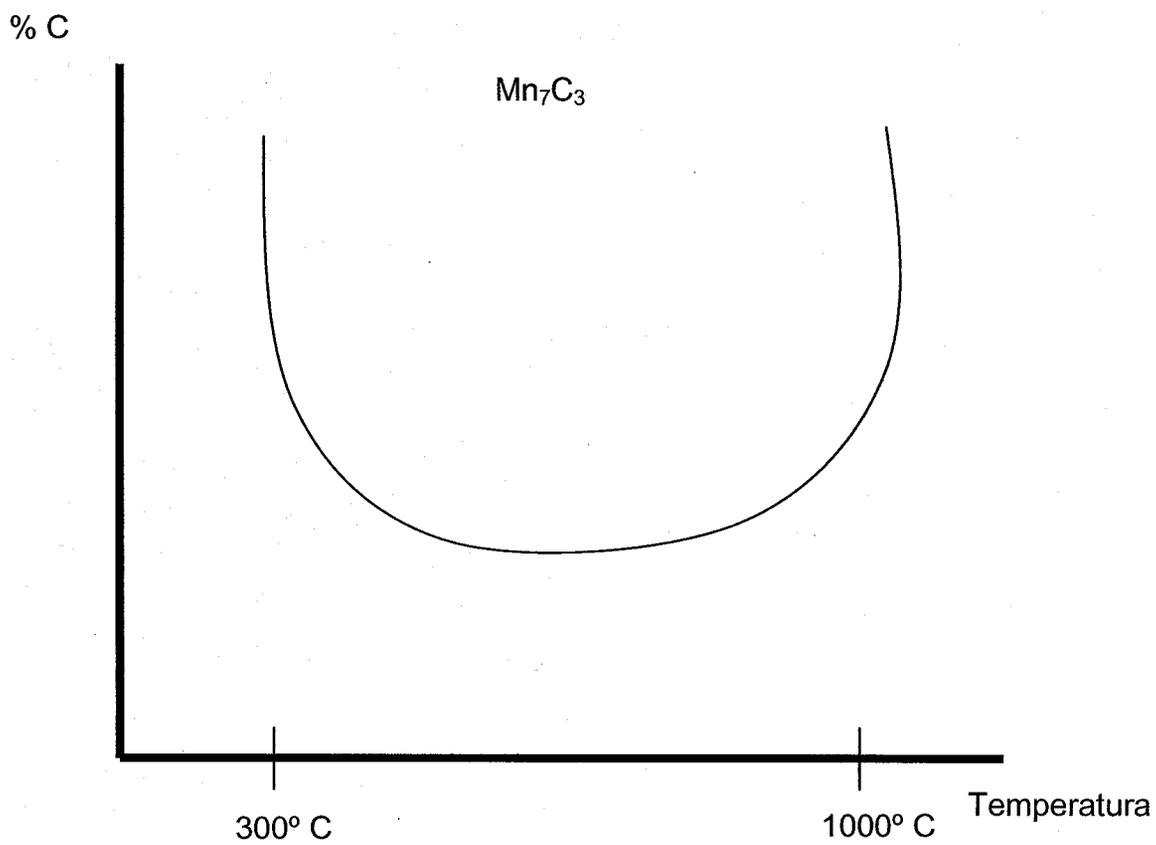


Figura 22 Porcentaje de carbón en el carburo Mn_7C_3 con respecto a la temperatura

6.2.- Ensayo de Tensión.

Las curvas de esfuerzo deformación verdadera y de ingeniería de 300 ° C y 1000 ° C las muestras tienen un comportamiento similar en cuanto a su resistencia a la tensión debido a que en estas esta presente el carburo M_7C_3 . En las muestras de 600 ° C esta presente el carburo $M_{23}C_7$ lo cual se ve reflejado en el comportamiento de las graficas de esfuerzo deformación verdadera y de ingeniería.

El comportamiento elástico de las muestras, se determino por medio de su limite de cedencia en las curvas verdaderas, para poder determinar posteriormente su coeficiente de endurecimiento el cual en general es 1. Sin embargo hay que hacer notar que en todos los casos la deformación es pequeña y en otros casos no se alcanzo el limite elástico porque el material se fracturo. La fractura por lo general en todas las muestras fue del tipo frágil.

6.3- ENSAYO DE MICRODUREZA.

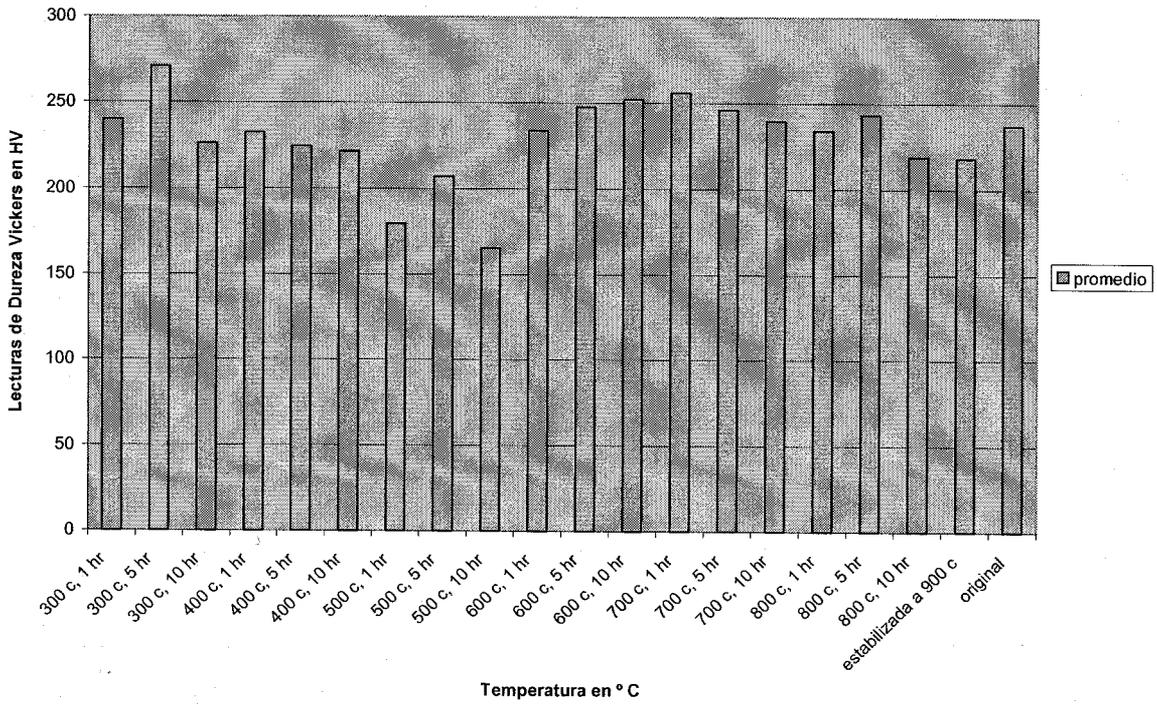
Las mediciones de microdureza obtenidas de las muestras ensayadas, al comparar sus resultados contra la muestra homogenizada presentaron una diferencia significativa en la dureza.

La diferencia mas grande que se obtuvo en microdureza con respecto a la homogenizada, fue la muestra de 600 ° C 10 horas.

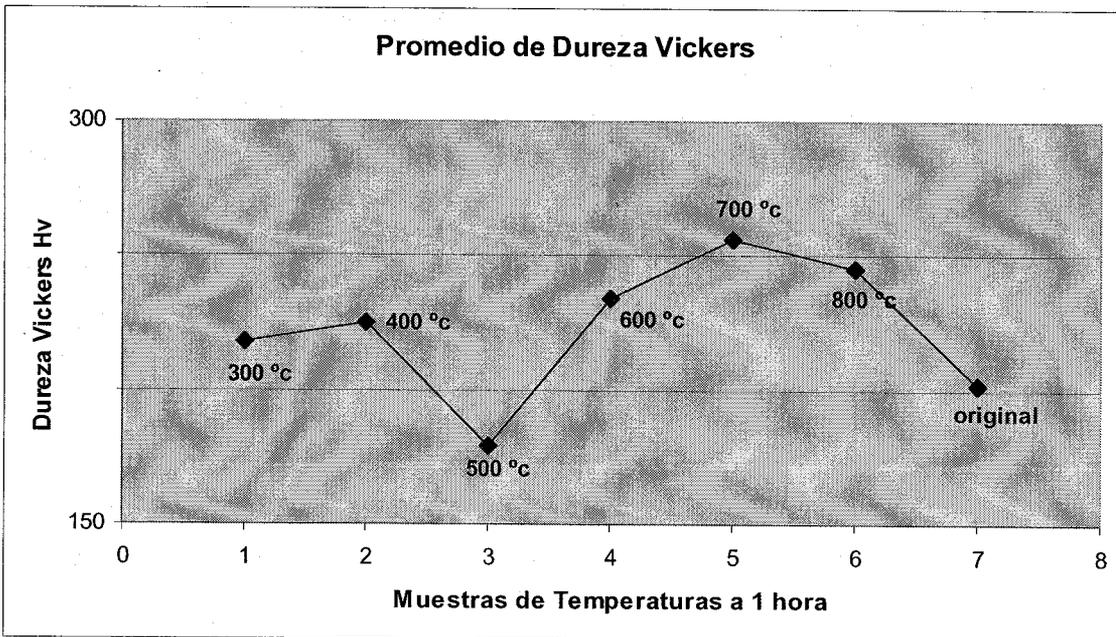
Las condiciones finales que se obtuvieron en el material, después de las temperaturas en las cuales fueron sometidas las probetas de 300 ° C por 1, 5 y 10 horas, 400 ° C por 1, 5 y 10 horas, 500 ° C por 1, 5 y 10 horas, 600 ° C por 1, 5 y 10 horas, 700 ° C por 1, 5 y 10 horas, 800 ° C por 1, 5 y 10 horas, Estabilizada a 900 ° C y la muestra original, en los resultados de micro-durezas, fue una diferencia significativa.

En la grafica se muestra se muestran las diferencias de durezas de las probetas.

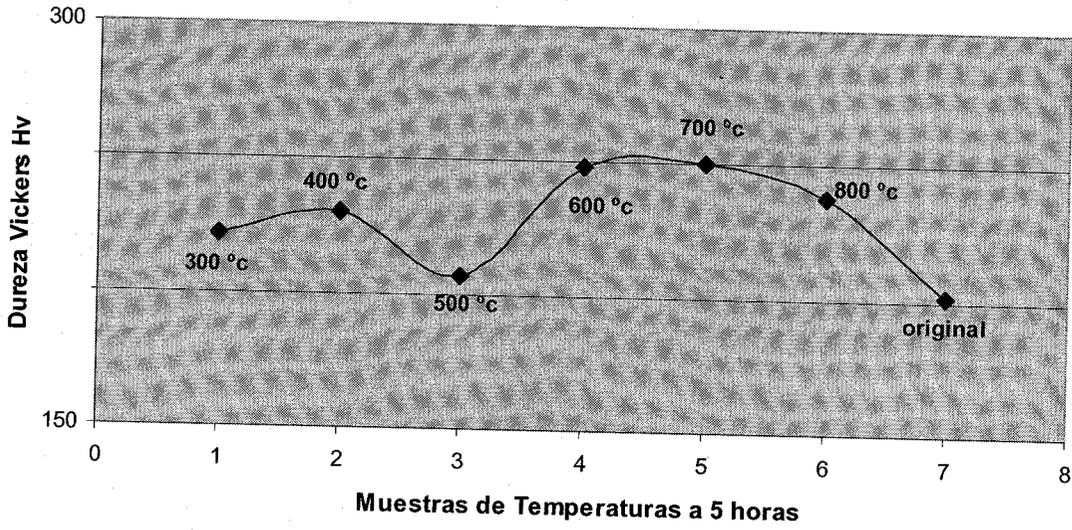
Ensayo de Dureza VICKERS



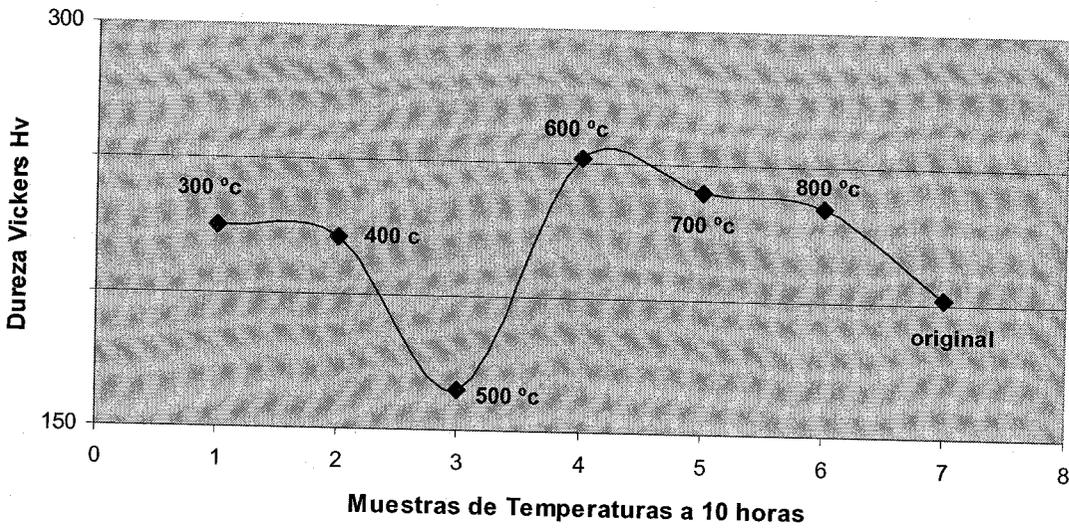
Promedio de Dureza Vickers



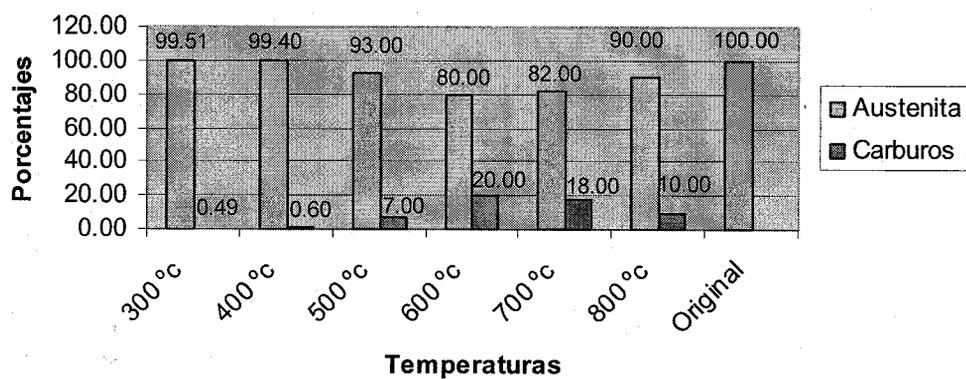
Promedio de Dureza Vickers



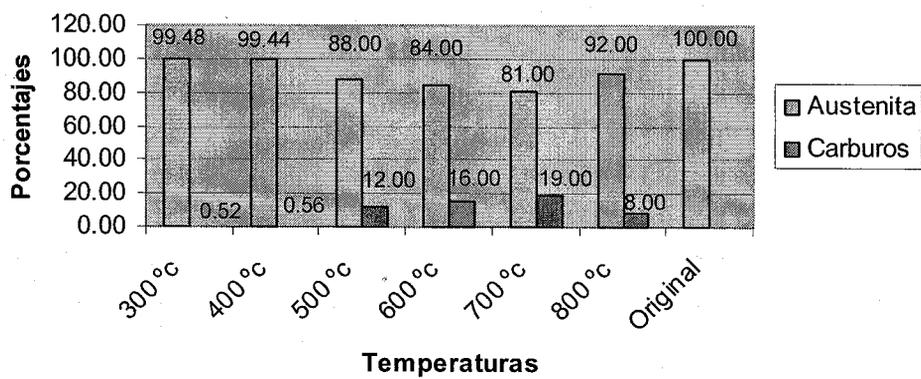
Promedio de Dureza Vickers



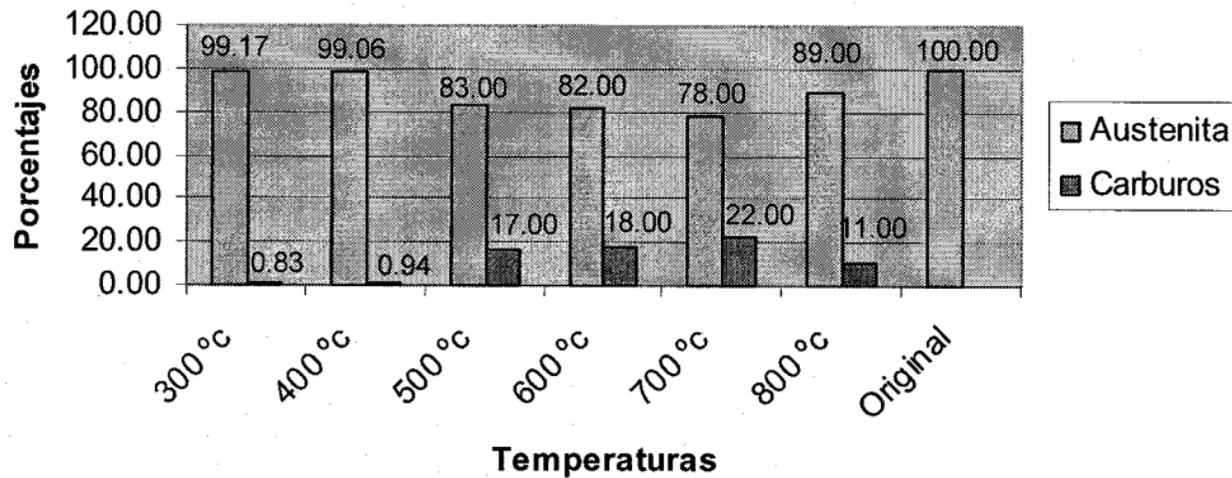
**Porcentajes de Fases Presentes
Muestras de 1 Hora**



**Porcentajes de Fases Presentes
Muestras de 5 Horas**



Porcentajes de Fases Presentes Muestras de 10 Horas



7.- CONCLUSIONES DE LA INVESTIGACIÓN.

7.1.- MICROSCOPIA OPTICA.

Se observó la existencia de huecos u oquedades intercristalinas en todas las muestras calentadas, en la homogenizada y en la muestra original del acero Hadfield.

Se puede pensar que la presencia de huecos y microhuecos intercristalinos en las muestras 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 muestras 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 intercrystalina 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).

7.2 ENSAYO DE MICRODUREZA.

La permanencia del calor en la masa del acero Hadfield, genera la precipitación de fases duras (carburos) en la matriz y borde grano, con lo que se modifica severamente la dureza. En general, el planteamiento de las condiciones experimentales, tuvieron un efecto en la dureza del material, por la precipitación de carburos intercrystalinos y transcristalinos.

Por otro lado, en la fase experimental se tuvieron mayores datos de dureza en las muestras de 600 ° C en los cuales esta presenta el carburo $M_{23}C_7$. Se tienen esfuerzos residuales presentes provocados por la dilatación y contracción del material.

7.3.- ENSAYO DE TENSIÓN.

La presencia de de mecanismos de falla como son huecos, microhuecos, carburos, grietas y microfisuras, provocan que el material altamente frágil sin una deformación plástica, por lo tanto, las propiedades de alta resistencia a la tensión, deformación plástica y tenacidad del acero, presentaron una afectación significativa con respecto a un acero nuevo. En general se comportan como materiales elásticos no lineales.

Sin embargo, hay que recordar que la estructura del acero Hadfield es de hierro γ y que tiene un comportamiento elástico-plástico con una alta tenacidad.

También las resistencias máximas obtenidas a la tensión que se obtuvieron están por debajo de un material nuevo sin trabajar, ya que estas son:

Resistencia Máxima 257.87 MPa

Limite de Cedencia 105.88MPa

Se debe hacer notar que el material conserva un alto porcentaje de su limite cedencia, con respecto al material nuevo sin ser trabajado mecánico.

7.4.- CONCLUSIÓN GENERAL.

Esta investigación experimental se determino que el material presenta carburos dentro del material en los limites de grano, se tienen carburos M_7C_3 que se están presentes entre los $300\text{ }^\circ\text{C}$ y los $1000\text{ }^\circ\text{C}$, el carburo $M_{23}C_7$ que se presenta a los $600\text{ }^\circ\text{C}$. En este valor ($600\text{ }^\circ\text{C}$) se tienen valores de dureza altos de dureza Vickers con respecto a los valores de la muestra estabilizada y la muestra original. Probablemente los huecos y microhuecos que están presentes en el material pueden ser debidos a que este estuvo en servicio o desde su fabricación y estas se pueden considerar que afectan significativamente las propiedades mecánicas del material a las diferentes temperaturas y tiempos de permanencia.

REFERENCIAS:

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.

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.

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

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.

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.

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.

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

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.

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.

Da Silva V. F., Canale L. F., Spinelli D., Bose Filho W. W. and Crnkovic O. R., 1999. Influence of retained austenite on short fatigue crack growth and wear resistance of case carburized steel. Journals of Materials Engineering and Performance, pp 543-548.

Dickson J. I., Vogt J. B., Messai A. H. and Foct J., 1997. A fractographic study of the low temperature fracture of high Mn high N austenitic stainless steel. The Minerals, Metals and Materials Society, pp 227-284.

Doo John, 1975. Trends in the production utilization and development of abrasion-resistant alloys in America. Climax Molybdenum Company, pp 1-18.

Dushin Yu. A., Kunilovskii V. V. and Volodin S. I., 1993. The role of manganese in the behavior of materials at high temperatures. Izvestiya Rossiiskoi Akademii Nauk Metally; No. 4, pp 158-162.

Fabert Herman A., 1974. Manganese steels in crushing and grinding service. Symposium Materials for the Mining Industry, pp 163-168.

Hall E. R., 1966. Modified austenitic manganese steels; American Society for Metals, pp 1-17.

Haruna Y., Yamamoto A. and Tsubakino H., 1997. Aging properties of vanadium-bearing high manganese stainless steel. *Scripta Materialia*, Vol. 37, No. 9, pp 1345-1350.

Horiuchi T., Ogawa R., Shimada M., Tone S., Yamaga M. and Kasamatsu Y., 2003. Mechanical properties of high manganese steels at cryogenic temperature. *Journal of Materials Processing Technology*, pp 93-103.

Hostemeyer Mark F. and Gokhale Arun M., 1999, A void-crack nucleation model for ductile metals. *International Journal of Solids and Structures* 36, pp 5029-5055.

Hume-Rothery W., 1970. *The Structures of Alloys of Iron*; Pergamon-Press, pp 290-293.

Irvine K. J., Pickering F. B., 1976. *Austenitic Manganese Steel-Effect of Heat Treatment on Metallographic and Mechanical Properties*, Iron and Steel.

Jeong D. Y., Tang Y. H. and Orringer O., 1997. Damage tolerance analysis of detail fractures in rail. *Theoretical and Applied Fracture Mechanical* 28, pp 109-115.

Junyou Liu, Zhongliang Shi and Ashen Yin, 2002. Study on alloying process and its influence on microstructure and properties of high manganese steels. *Journal of Materials Processing Technology*, pp 101-107.

Karaman, Sehitoglu Huseyin and Gall Ken, 1998. On the deformation mechanisms in single crystals Hadfield manganese steels. *Scripta Materialia*, Vol. 38, No. 6, pp 1009-1015.

Klevstsov G. V., Klevstsova N. A. and Uvarov A. I., 1997. Austenitic steels failure and local distribution of martensitic phases in plastic zones. 5th European Conference on Advanced Materials, Processes and applications, Vol. 1, Metals and composites, pp 59-60.

Klotz U. E., Solenthaler C., Ernest P., Uggowitzer P. J. and Uggowitzer M. O., 1999. Alloy compositions and mechanicals properties of 9-12 % chromium steels with martensitic-austenitic microstructure. Materials Science and Engineering A272, pp 292-299.

Kolposhon E. Y., 1997. Criteria of stability and diagram of destruction of austenitic steels at cryogenic temperature. 5^a European Conference on Advanced Materials and Processes and Applications, Vol. 1, Metals and Composites, pp 1/621-1/623.

Komenda J. and Henderson P. J., 1997. Growth of pores during the creep of a single crystal nickel-base superalloy. Scripta Materialia, Vol. 37, No. 11, pp 1826-1826.

Kopac Janez, 2001. Hardening phenomena of Mn-austenite steels in the cutting process. Journal of Materials Processing Technology 109, pp 96-104.

Lesuer D. R., Sync C. K., Whittenberger J. D., Carsi M., Ruano O. A. and Sherby O. D., 2001. Creep behavior of Fe-C alloys at high temperatures and high strain rates. Materials Science and Engineering A 317, pp 101-107.

Li M. C., Chang H., Kao P. W. and Gan D., 1999. The effect of Mn and Al contents on the solvus of k phase in austenitic Fe-Mn-Al-C alloys. Materials Chemistry and Physics 59, PP 96-99.

Maratray F., 1979, Nuevas tendencias para la mejora de los aceros austeníticos al manganeso. Colada, Revista Técnica de Fundición-España, pp 1-10.

Maratray, F., T. and Norman T. E., 1961. Contribution to the study of the improvement of the abrasion resistance of manganese austenitic steels. Journées d'Automne of the Société Française de Métallurgie, pp 489-506.

Masumoto Hiroki, Yoshimura Hirofumi, et al, 1983. Development of high manganese steels; Nippon Steel Technical report, No. 22, pp 47-59.

Murtaza G. and Akid R., 2000. Empirical fatigue life prediction models of high strength steel. Engineering Fracture Mechanics 67, pp 461-474.

Nasin M., Edwards B. C. and Wilson E. A., 2000. A study of grain boundary embrittlement in a Fe-8%Mn alloy. Material Science and Engineering, A281, pp 56-67.

Oliferuk Wiera, Korbel Andrzej and Grabski W. Maciej, 1997. Slip behavior and energy storage process during uniaxial tensile deformation of austenitic steel. Material Science and Engineering, pp 1122-1125.

Owen W. S. and Grujicic M., 1999. Strain aging of austenitic hadfield manganese steel. Acta Materialia, Vol. 47, No. 1, pp111-126.

Permana M. S. and Suratman R., 2000. Effect of solution treatment on Hadfield's manganese steel microstructure, Material Research Institute; pp 1-5.

Plotnikov G. N., Shadrow N. Sh. and Krasil'nikova N. I., 1994. Wear-resisting steels for casting used in crushing and mulling equipment; Liteinoe Proizvodstvo, Allerton Press Inc., No. 1, pp26-27.

Ponomarenko V. P., Shvartser A. Y., Stoiko V. P. and Stronganova G. V., 1985. Examination of cold brittleness of high-manganese steels. Problemy Spetsial'noi Electrometallurgil, Vol. 1, No. 3, pp 119-121.

Putatunda Susil K., 2003. Influence of austempering temperature on microstructure and fracture toughness of a high-carbon, high-silicone and high-manganese cast steel. Materials and Design 24, pp 435-443.

Ristinmaa Matti, 1997. Void growth in cyclic loaded porous plastic solid. Mechanics of Material 26, pp 227-245.

Roberts A. George and Cary A. Robert, 1985. Tool Steel, 4a. Edition, American Society for Metals, pp 183-285.

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.

Saul G., Roberson J. A. and Adair A. M., 1970. The effects of thermal treatment on the austenitic grain size and mechanical properties of 18 pct Ni Maraging steels. Metallurgical Transactions, Vol. 1, pp 52-56.

Saxena Ashok and Hudak S. J. Jr., 1980. Review and extension of compliance information of common crack growth specimens. International Journal of Fracture, Vol. 14, No. 5, pp 453-457.

Shen Y. L., 1997. On the formation of voids in the thin-film metal interconnects. Scripta Materialia, Vol. 37, No. 11, pp 1805-1810.

Shewmon P. and Anderson P., 1998. Void nucleation and cracking at grain boundaries. *Acta Metallurgica*, Vol. 46, No. 14, pp 4861-4872.

Smith R. W., DeMonte A. and Mackay W., 2004. Development of high-manganese steels for heavy duty cast-to-shape applications. *Journal of Materials Processing Technology*, pp 1-7.

Sriharsha H. K., Pandey R. K. and Chatterjee S., 1999. Towards standardizing a subsize specimen for fatigue crack propagation behavior of a nuclear pressure vessel. *Engineering Fracture Mechanics*, pp 607-624.

Takahashi H., Shindo Y., Kinoshita H., Shibayama T., Ishiyama S., Fukaya K., Eto M., Kusuhashi M., Hatakeyama T. and Sato I., 1998. Mechanical properties and damage behavior of non-magnetic high manganese austenitic steels. *Journal of Nuclear Materials*, pp 1644-1650.

Tasker John, 1982. Austenitic manganese steel fact and fallacy; Intermountain Minerals Symposium, pp 3-19.

Tianfu Jing and Fucheng Zhang, 1997. The work-hardening behavior of medium manganese steels under impact abrasive wear condition. *Materials Letters* 31, Elsevier, pp 275-279.

Tomota Y., Nakano J., Xia Y. and Inoue K., 1998. Unusual strain rate dependence of low temperature fracture behavior in high nitrogen bearing austenitic steels. *Acta Metallurgica*, Vol. 46, No. 9, pp 3099-3108.

Tvergaard Viggo, 1998. Interaction of very small voids with larger voids. *International Journal Solid Structures*, pp 3989-4000.

Umezawa Osamu and Nagai Kotobu, 1998. Deformation structure and subsurface fatigue crack generation in austenitic steels at low temperature. Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 29, pp 809-822.

Vander Voort, 1984. Metallography, Principles and Practice. Mc Graw-Hill, pp 212-216.

Verhoeven John D., 1989. Fundamentals of physical Metallurgy. John-Wiley and Son. Inc., capitol 6, pp 158-188.

Vinokur B. B., 1993. Cold Toughness of alloyed high-manganese steel. Fiziko-Khimicheskaya Mekhanika Materialov, Vol. 29, No. 2; pp 184-186.

Volodin V. L., et. Al, 1989. Investigation of resistance to crack development in high-manganese steels of different chemical composition. Izvestiya VUZ chernaya Metallurgiya, pp 61-66.

Weimin Zhao and Guixin Wang, 1999. The control of the chemical composition, microstructure and mechanical properties of bainite ductile iron for liner plates. Journal of Materials Processing Technology 95, pp 27-29.

Yoshida Hiroshi and Nagumo Michihiko, 1998. FEM analysis of ductile crack growth in fracture transition region for steels with different void nucleation frequency. ISIJ International, Vol. 38, No. 2, pp 196-202.

Zhang Jihua, Chen Shuchuan, Li Lei and Hsu T. Y., 1998. Analysis of the stress-strain curves of a Fe-Mn-Si shape memory alloy. Materials Characterization 40, pp 37-41.

Zhang Z. L., Thaulow C. and Odegård J., 2000. A complete Gurson model approach for ductile fracture. *Engineering Fracture Mechanics* 67, pp 155-168.

Zao C. Y., Lu Y.T. J., Hodson H. P. and Jackson J. D., 2004. The temperature dependence of effective thermal conductivity of open-cell steel alloy foams. *Material Science and Engineering. A* 357, pp 123-131.