

131 met

No. Adq. J 50163

No. Titulo

TS 672

R696e

COMUNIDAD DE BARRIO

DEPARTAMENTO DE JUSTICIA SOCIAL  
Y SERVICIO SOCIAL



LISTA

DEPARTAMENTO DE JUSTICIA SOCIAL

COMUNIDAD DE BARRIO

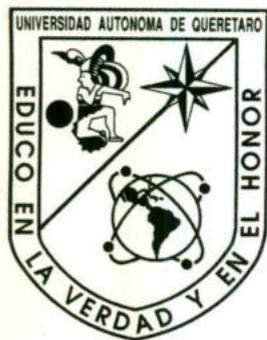
LISTA

DEPARTAMENTO DE JUSTICIA SOCIAL

COMUNIDAD DE BARRIO

DEPARTAMENTO DE JUSTICIA SOCIAL

COMUNIDAD DE BARRIO



**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE QUERÉTARO**

**FACULTAD DE QUÍMICA**

PROPIEDAD DE LA FACULTAD  
DE QUÍMICA DE LA U. A. Q.

**“EFECTO DE LA MICROESTRUCTURA EN LA TENACIDAD A  
LA FRACTURA ( $J_{IC}$ ) DE UN ACERO ESTRUCTURAL A36”**

**TESIS**

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE

INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO

PRESENTA

OLGA PATRICIA RODRÍGUEZ GUERRERO

DIRIGIDA POR

Dr. FRANCISCO JAVIER CARRIÓN VIRAMONTES

SANTIAGO DE QUERÉTARO, QUERÉTARO, 2006.

FACULTAD DE  
QUÍMICA



BIBLOTECA

## ÍNDICE GENERAL

Contenido	Página
ÍNDICE GENERAL	i
ÍNDICE DE CUADROS	vi
ÍNDICE DE FIGURAS	ix
RESUMEN	
I. INTRODUCCIÓN	1
II. ANTECEDENTES	4
II.1 Aceros Estructurales	4
II.1.1 Aplicación de los aceros estructurales	4
II.1.2 Clasificación de los aceros	6
II.1.3 Efecto de los elementos aleantes	12
II.1.4 Aceros de bajo carbono	15
II.1.5 Acero A36	16
II.1.6 Aceros de bajo carbono y alta resistencia	17
II.1.7 Problemas de los aceros de bajo carbono y alta resistencia	20
II.1.8 Ventajas de los aceros bainíticos	20
II.2 Tratamientos térmicos de los aceros	22
II.2.1 Generalidades	22
II.2.2 Recocido	22
II.2.3 Normalizado	23
II.2.4 Temple y revenido	23
II.2.5 Tratamiento térmico intercrítico	24
II.2.6 Definiciones en tratamientos térmicos	25
II.2.6.1 Templabilidad	25
II.2.6.2 Diámetro ideal	26
II.2.6.3 Diámetro crítico	26
II.2.6.4 Aplicaciones	27

V.3.1.2 Identificación de la microestructura y tamaño de grano	58
V.3.1.3 Dureza	60
V.3.1.4 Determinación de inclusiones en el material	61
V.3.2 Pruebas de tensión	61
V.3.2.1 Diseño de probetas de tensión	62
V.3.2.2 Muestreo del material	62
V.3.2.3 Habilitado del material	63
V.3.2.4 Maquinado del material a dimensiones	64
V.3.2.5 Preparación de probetas para su ensayo	66
V.3.3 Pruebas de mecánica de fractura	73
V.3.3.1 Pruebas de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles, $J_{IC}$	73
V.3.3.2 Pruebas de tenacidad a la fractura de materiales frágiles, $K_{IC}$	80
V.3.3.3 Pruebas de desplazamiento de abertura en la punta de la grieta, $\delta_{IC}$	81
V.3.4 Tratamiento térmico	83
VI. RESULTADOS	97
VI.1 Caracterización del material	97
VI.1.1 Medición de la zona afectada por el calor, ZAC	97
VI.1.2 Análisis químico	98
VI.1.3 Identificación de la microestructura y tamaño de grano	99
VI.1.4 Dureza	102
VI.1.5 Determinación de inclusiones en el material	102
VI.2 Tratamiento térmico	104
VI.3 Pruebas de tensión	120
VI.3.1 Probetas sin tratamiento térmico	120
VI.3.2 Probetas con tratamiento térmico	123

VI.4 Pruebas de mecánica de fractura sin tratamiento térmico	125
VI.4.1 Determinación de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles para probetas sin tratamiento térmico, $J_{IC}$	125
VI.4.2 Determinación de tenacidad a la fractura de materiales frágiles para probetas sin tratamiento térmico, $K_{JIC}$	131
VI.4.3 Determinación del desplazamiento de abertura en la punta de la grieta para probetas sin tratamiento térmico, $\delta_{JIC}$	132
VI.5 Pruebas de mecánica de fractura con tratamiento térmico	133
VI.5.1 Determinación de tenacidad a la fractura de materiales frágiles para probetas con tratamiento térmico, $K_{IC}$	133
VI.5.2 Determinación del desplazamiento de abertura en la punta de la grieta para probetas con tratamiento térmico, $\delta_{IC}$	135
VI.5.3 Determinación de tenacidad a la fractura de materiales frágiles para probetas con tratamiento térmico, $K_{\delta IC}$	137
VI.5.4 Determinación de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles para probetas con tratamiento térmico, $J_{\delta IC}$	138
VI.6 Preagrietamiento por fatiga	138
VII. DISCUSIÓN	140
VII.1 Medición de la zona afectada por el calor, ZAC	140
VII.2 Identificación de la microestructura y tamaño de grano	140
VII.3 Análisis químico y ensayo de dureza	141
VII.4 Tratamiento térmico	141

VII.5 Análisis estadístico de las pruebas de tensión	143
VII.6 Análisis estadístico de las pruebas de mecánica de fractura	148
VII.7 Determinación de tenacidad a la fractura de materiales frágiles para probetas con tratamiento térmico, $K_{IC}$	150
VII.8 Preagrietamiento por fatiga	150
VIII. CONCLUSIONES	151
IX. BIBLIOGRAFÍA	154
X. ANEXOS	157
X.1 Trabajos Futuros	157
X.2 Tabla de valores críticos de t de student	158
X.3 Reconocimientos	159
X.3.1 Aceptación de presentación en congreso	159
X.3.2 Diploma de participación en congreso	160

## ÍNDICE DE CUADROS

Cuadro	Página
1. Clasificación de aceros	6
2. Clasificación de aceros herramienta	8
3. Clasificación de aceros estructurales según la ASTM	10
4. Usos de los aceros estructurales	11
5. Intervalo de valores de las propiedades mecánicas del acero AISI 1018	15
6. Propiedades mecánicas del acero 1020	16
7. Ejemplos de aceros estructurales	17
8. Velocidades de corte y avance para cortadores de acero rápido	65
9. Coeficientes de severidad de temple, H, para diferentes medios	85
10. Tamaño de la zona afectada por el calor, ZAC	98
11. Análisis químico del acero	99
12. Resultados del ensayo de dureza para material de llegada	102
13. Promedio de mediciones de dureza para temperaturas de recocido intercrítico en escala Rockwell C	106
14. Porcentajes de producto de transformación para temperaturas de recocido intercrítico	112
15. Promedio de valores de dureza Rockwell C para la temperatura de 786,4°C y 850-786,4°C	113
16. Dureza Vickers por microindentación para ambas fases de la microestructura dual	116
17. Incertidumbre calculada para la medición de dureza Vickers por microindentación	117
18. Valores de dureza Rockwell C para tratamiento de revenido	117
19. Promedio de las propiedades mecánicas ingenieriles de probetas longitudinales	122

20. Promedio de las propiedades mecánicas ingenieriles de probetas transversales	122
21. Porcentaje promedio de reducción de área y elongación de probetas longitudinales	123
22. Porcentaje promedio de reducción de área y elongación de probetas transversales	123
23. Propiedades mecánicas ingenieriles promedio para probetas de tensión transversales tratadas térmicamente	124
24. Porcentajes promedio de reducción de área y elongación de probetas transversales tratadas térmicamente	125
25. Valor promedio de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles, $J_{IC}$ , determinados para probetas longitudinales tipo compactas de tensión, C(T), sin tratamiento térmico	126
26. Valor promedio de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles, $J_{IC}$ , determinados para probetas transversales tipo compactas de tensión, C(T), sin tratamiento térmico	128
27. Medición de longitud de preagrietamiento de probeta tipo compacta de tensión de una probeta transversal	130
28. Medición de grieta estable de probeta tipo compacta de tensión para una probeta transversal	131
29. Valores promedio de tenacidad a la fractura de materiales frágiles, $K_{JIC}$ , para probetas sin tratamiento térmico longitudinales y transversales tipo compactas de tensión, C(T)	132
30. Valores promedio de desplazamiento de abertura en la punta de la grieta, $\delta_{JIC}$ , para probetas sin tratamiento térmico longitudinales y transversales tipo compactas de tensión, C(T)	133
31. Valor de tenacidad a la fractura de materiales frágiles, $K_{IC}$ , para probetas longitudinales tratadas térmicamente tipo compactas de tensión, C(T)	134

32.	Valor promedio de desplazamiento de abertura en la punta de la grieta, $\delta_{IC}$ , para probetas tratadas térmicamente tipo compactas de tensión, C(T)	135
33.	Medición de grieta estable de probeta tipo compacta de tensión tratada térmicamente	137
34.	Valor promedio de tenacidad a la fractura de materiales frágiles, $K_{\delta IC}$ , para probetas tratadas térmicamente tipo compactas de tensión, C(T)	138
35.	Valor promedio de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles, $J_{\delta IC}$ , para probetas tratadas térmicamente tipo compactas de tensión, C(T)	138
36.	Ciclos totales de preagrietamiento para probetas tipo compactas de tensión, C(T), sin tratamiento térmico	139
37.	Ciclos totales de preagrietamiento para probetas tipo compactas de tensión, C(T), con tratamiento térmico	139
38.	Coeficientes de variación para propiedades mecánicas en probetas de tensión con y sin tratamiento térmico	144
39.	Prueba t de student para probetas de tensión con y sin tratamiento térmico con un nivel de significancia $\alpha=0,05$	147
40.	Prueba t de student para probetas de mecánica de fractura con y sin tratamiento térmico con un nivel de significancia $\alpha=0,05$	149
A2.1	Valores críticos de t de student	158

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura	Página
1. Puente de acero ubicado en Runcorn, Cheshire, Inglaterra	5
2. Tren bala japonés Shinkansen, cruzando el río Fuji, Japón	5
3. Intervalos de la formación de la martensita acicular y de listón en aleaciones de hierro-carbono	24
4. Diagrama Fe-C con cuatro temperaturas de recocido intercrítico indicadas	25
5. Modos de carga en una estructura	33
6. Sistema de coordenadas para un cuerpo agrietado	33
7. Distribución de esfuerzos en la dirección Y en la punta de la grieta	34
8. Efecto del espesor en la tenacidad a la fractura de materiales frágiles, $K_{IC}$	36
9. Balance de energía alrededor de la punta de una grieta	37
10. Curva de resistencia esquemática del proceso de fractura	39
11. Tipos de probetas usadas para determinar la tenacidad a la fractura de materiales frágiles, $K_{IC}$	42
12. Probeta compacta de tensión, C(T), modificada en la entalla para el uso de extensómetro	45
13. Curva carga contra desplazamiento del extensómetro	45
14. Esquema de la curva tipo J-R	46
15. Diferentes tipos de comportamiento de las curvas de carga contra desplazamiento del extensómetro	49
16. Relación de los parámetros de mecánica de fractura	51
17. Diagrama de flujo del diseño experimental	57
18. Microscopio metalográfico de platina invertida ubicado en las instalaciones del Instituto Mexicano del Transporte	59

19.	Durómetro HOYTOM ubicado en las instalaciones del Instituto Mexicano del transporte	60
20.	Diseño de probeta de tensión redonda	62
21.	Dirección que deben tener las probetas tanto de tensión como de mecánica de fractura en una placa de acero	63
22.	Pieza cilíndrica de acero A36	65
23.	Tallado de cuerdas en torno EMCO para probetas de tensión redondas	66
24.	Marcado de longitud calibrada en probetas redondas de tensión	67
25.	Uso del vernier de alturas para el rayado de probeta redonda de tensión	67
26.	Probeta de tensión redonda	68
27.	Dispositivo utilizado para la sujeción de probetas redondas de tensión, fabricado en las instalaciones del Instituto Mexicano del Transporte	68
28.	Probeta de tensión montada en la máquina Instron ubicada en las instalaciones del Instituto Mexicano del Transporte	69
29.	Máquina servohidráulica Instron realizando pruebas de tensión, ubicada en las instalaciones del Instituto Mexicano del Transporte	69
30.	Uso de extensómetro en pruebas de tensión realizadas en las instalaciones del Instituto Mexicano del Transporte	71
31.	Método paralelo para la determinación del esfuerzo de cedencia	72
32.	Diseño de probeta compacta de tensión utilizada en las pruebas de mecánica de fractura	74
33.	Curva tipo J-R obtenida de una prueba de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles sin tratamiento térmico, $J_{IC}$	76
34.	Probetas tipo compactas de tensión, C(T), con y sin muesca lateral	77

35. Bosquejo de la curva carga versus el desplazamiento del extensómetro ubicado en la línea de carga	79
36. Dispositivos de mecánica de fractura sujetando una probeta tipo compacta de tensión, C(T), en la máquina Instron	80
37. Diámetro crítico como una función del contenido de carbón y el tamaño de grano de la austenita para aceros al carbón	84
38. Factores de multiplicación para diferentes elementos de aleación para cálculos de templabilidad	84
39. Relación entre el diámetro crítico, $D_0$ , el diámetro ideal, $D_i$ , y el valor de severidad de temple, H	86
40. Diagrama de flujo para la determinación del diámetro crítico, $D_0$	87
41. Relación entre el diámetro ideal de un redondo, $D_i$ , y el espesor ideal de una placa, $L_i$	88
42. Relación entre el espesor ideal de una placa, $L_i$ , el espesor crítico de una placa, L, y el valor de H	89
43. Correlación entre velocidades de enfriamiento de redondos y otras formas	90
44. Relación entre el extremo templado de la barra de prueba y el punto central para varios tamaños de barras templadas bajo diferentes condiciones	91
45. Diagrama TTT para un acero 1021 con curvas de enfriamiento y distancias Jominy	92
46. Diagrama de flujo para la determinación de la distancia Jominy	93
47. Fragmento del diagrama Fe-C con las temperaturas de recocido intercrítico para un acero con 0,19% de carbono	94
48. Porcentaje de producto de transformación contra temperatura de tratamiento	95
49. Fotomicrografía de la zona afectada por el calor, ZAC, en acero estructural cortado con oxiacetileno, atacada con Nital al 3%, 200x	97

50.	Fotomicrografía de la transición de las microestructuras en la zona afectada por el calor, ZAC, atacada con Nital al 3%, 100x	98
51.	Fotomicrografía que muestra la microestructura en la dirección transversal para la determinación de tamaño de grano, atacada con Nital al 3%, 100x	100
52.	Fotomicrografía que muestra la microestructura en la dirección corta para la determinación de tamaño de grano, atacada con Nital al 3%, 100x	100
53.	Fotomicrografía que muestra la microestructura en la dirección transversal, atacada con Nital al 3%, 200x	101
54.	Fotomicrografía que muestra la microestructura en la dirección corta, 200x	101
55.	Fotomicrografía que muestra la microestructura en la dirección corta, atacada con Nital al 3%, 50x	102
56.	Inclusiones de sulfuro de manganeso, MnS, encontradas en el material, 1000x	103
57.	Inclusiones de sulfuro de manganeso, MnS, siguiendo la orientación de la estructura bandeada, atacada con Nital al 3%, 500x	103
58.	Inclusiones de sulfuro de manganeso, MnS, junto con la bainita y ferrita, atacada con Nital al 3%, 1250x	104
59.	Fragmento del diagrama Fe-C con las temperaturas de recocido intercrítico para un acero con 0,19% de carbono	107
60.	Microestructura correspondiente a la temperatura de 750°C atacada con Nital al 3%. 500x	108
61.	Microestructura correspondiente a la temperatura de 770°C atacada con Nital al 3%. 500x	108
62.	Microestructura correspondiente a la temperatura de 790°C atacada con Nital al 3%. 1000x	109

63. Microestructura correspondiente a la temperatura de 820°C atacada con Nital al 3%. 1000x	109
64. Microestructura correspondiente a la temperatura de 750°C. 1000x	110
65. Microestructura correspondiente a la temperatura de 770°C. 1000x	110
66. Microestructura correspondiente a la temperatura de 790°C. 1000x	111
67. Microestructura correspondiente a la temperatura de 820°C. 1000x	111
68. Porcentaje de producto de transformación contra temperatura de tratamiento intercrítico	112
69. Microestructura correspondiente a la temperatura de 786,4°C atacada con Nital al 3%. 1000x	113
70. Microestructura correspondiente a la temperatura de 850 – 786,4 °C atacada con Nital al 3%. 1000x	114
71. Curvas de profundidad de temple para muestras enfriadas en salmuera con las primeras cuatro temperaturas de tratamiento	115
72. Profundidad de temple para muestras enfriadas en salmuera para las dos últimas temperaturas de tratamiento	115
73. Microestructura correspondiente a la temperatura de recocido intercrítico de 786,4°C y 200°C de revenido, atacada con Nital al 3%. 1000x	118
74. Microestructura correspondiente a la temperatura de recocido intercrítico de 786,4°C y 310°C de revenido, atacada con Nital al 3%. 1000x	118
75. Microestructura correspondiente a la temperatura de recocido intercrítico de 786,4°C y 400°C de revenido, atacada con Nital al 3%. 1000x	119

76.	Curvas esfuerzo-deformación ingenieril y verdadera obtenidas en pruebas de tensión de acero estructural sin tratamiento térmico	120
77.	Curva esfuerzo-deformación ingenieril mostrando el esfuerzo de cedencia para el acero estructural	121
78.	Curva esfuerzo-deformación ingenieril y verdadera para probetas de tensión con tratamiento térmico	124
79.	Curvas de integral J para probetas longitudinales tipo compactas de tensión, C(T), sin tratamiento térmico	126
76.	Zonas de fractura de una probeta longitudinal tipo compacta de tensión, C(T), después de una prueba de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles sin tratamiento térmico, $J_{IC}$	127
77.	Curvas de integral J para probetas transversales tipo compactas de tensión, C(T), sin tratamiento térmico	128
78.	Zonas de fractura de probeta transversal tipo compactas de tensión, C(T), después de una prueba de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles sin tratamiento térmico, $J_{IC}$	129
79.	Zonas de fractura de una probeta longitudinal tratada térmicamente	135
80.	Zona de preagrietamiento donde se realizan mediciones para la validez de la prueba de desplazamiento de abertura en la punta de la grieta para probetas con tratamiento térmico, $\delta_{IC}$	136

## RESUMEN

El acero A36 es un acero bajo carbono que es comúnmente utilizado en construcciones de puentes soldadas ó atornilladas, y en edificios. En este trabajo se evaluaron los efectos sobre las propiedades de mecánica de fractura del acero, debido al cambio en la microestructura inducido por medio de un tratamiento térmico. Se realizó la caracterización con ensayos de análisis químico, dureza y microestructura para una identificación del material; así también, se realizaron pruebas de tensión basadas en la norma ASTM E8M-00 para la obtención de las propiedades mecánicas más importantes. El análisis de los cambios obtenidos se realiza mediante la comparación de dos condiciones: una que corresponde al material sin tratamiento térmico, y otra que se trata térmicamente de tal forma que se busca optimizar las propiedades mecánicas mediante la obtención de una microestructura de fase dual que tiene una buena combinación entre las propiedades de ductilidad y resistencia mecánica. Se demostró la validez de las pruebas de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles, tenacidad a la fractura de materiales frágiles y el desplazamiento de abertura de la punta de la grieta ( $J_{IC}$ ,  $K_{IC}$  y  $\delta_{IC}$ , respectivamente) mediante el análisis de la superficie de fractura y comprobando los criterios que establecen las normas ASTM E1820-99a, E399-90 y E1290-89 para las pruebas correspondientes. Los resultados nos muestran que la resistencia del material aumentó gracias al cambio de microestructura debido al tratamiento térmico aplicado, mientras que la tenacidad a la fractura no tiene un cambio significativo. Lo anterior significa que puede existir una ventaja técnica que justifique aplicar un tratamiento térmico al material para mejorar su desempeño, siendo que generalmente a éste no se le aplica ningún tipo de tratamiento.

## I. INTRODUCCIÓN

El acero A36 es un acero de bajo carbono, el más popular dentro de la categoría de los denominados aceros estructurales. Por lo general, se fabrica en forma de placas y barras, y se utiliza fundamentalmente para construcciones de puentes, edificios y obras civiles que deben ser soldadas o atornilladas.

Ante el uso de este material para la fabricación de estructuras, es muy conveniente conocer sus propiedades mecánicas para predecir su comportamiento bajo diferentes condiciones de operación y establecer criterios de control de calidad e inspección, tanto en el proceso de fabricación como durante su operación.

En general, para asegurar el buen desempeño de cualquier material estructural, las propiedades que define la mecánica de fractura son parámetros fundamentales que permiten predecir su comportamiento y estimar su vida útil, de manera que se pueda realizar un estudio integral de costo-beneficio. Al contener una grieta, un material puede llegar a fallar debido a que esta grieta se propaga y su resistencia se ve disminuida. La importancia de la predicción de vida útil se establece en la capacidad de diseñar una estructura para que ésta se desempeñe satisfactoriamente durante un periodo predeterminado, además de prevenir fallas y programar una inspección o mantenimiento. Lo anterior, permite realizar una mejor selección de un material considerando todas las etapas de su vida útil, desde la fabricación hasta su mantenimiento o reposición. Las formas de daño acumulativas son las que se consideran más importantes en la estimación de la vida útil de un componente, las cuales crecen con el paso del tiempo. Estas formas de daño acumulativo se derivan de las condiciones de servicio, es por esto que el primer paso en la estimación de vida útil es conocer éstas condiciones de servicio para comprender cómo se comporta y deteriora el material.

Para saber si un componente desempeña la función para la que fue diseñado y cumple con su tiempo esperado de vida se realiza un análisis de integridad estructural, lo que se refiere a hacer una evaluación cuantitativa de las propiedades mecánicas del material, los valores de carga y esfuerzo de servicio, la

inspección no destructiva de grietas, la medición de las condiciones del ambiente de servicio y los mecanismos de deterioro estructural. En sí, el análisis de integridad busca responder tres preguntas básicas, cuál es la carga máxima que soporta la estructura, cuál es la magnitud de daño tolerable y cuál es la vida útil de la estructura. El análisis de integridad se implementa a través del mantenimiento y dan las bases para extender la vida útil del componente y puede contribuir a importantes ahorros económicos.

Un ejemplo concreto al que se puede aplicar el análisis de integridad, es el caso de los puentes carreteros. En México, el sistema carretero nacional alcanza los 240000 km de longitud, de los que se destacan por su importancia 46000 km que conforman la Red Federal Carretera. Esta red tiene más de 6 500 puentes con una longitud mayor a 6 m y que en total conforman aproximadamente 200 km de extensión total. En una evaluación reciente de los puentes de la red federal, se estimó que aproximadamente 3000 de ellos requieren acciones importantes de rehabilitación.

Por otra parte, existe un número significativo de puentes que operan actualmente en forma adecuada pero, por su antigüedad y considerando los criterios de diseño utilizados para su construcción, surge una gran incertidumbre sobre su desempeño estructural ya que la demanda en su capacidad por el incremento en el tráfico y en el peso bruto vehicular, ha crecido a tal grado que se han rebasado los criterios de diseño inicialmente considerados.

Como se mencionó anteriormente, el acero A36 se utiliza para la fabricación de ciertas estructuras tales como en puentes, en donde se requiere de una buena resistencia mecánica, sin embargo el acero A36 es un acero de baja resistencia y lo que lo hace de uso extensivo es lo económico. Aún así, su limitada resistencia puede ser mejorada por medio de un tratamiento térmico que consiste en modificar la microestructura ferrítica-perlítica en una microestructura ferrítica-bainítica. Los aceros de alta resistencia y baja aleación son a menudo dos o tres veces más resistentes que los aceros de bajo carbono rolados en caliente. Lo anterior se logra con pequeñísimas adiciones de elementos aleantes como niobio, titanio y vanadio, lo que los hace más caros que el acero al carbono normal. Estos

elementos son formadores de carburos, los cuales dependiendo del contenido de carbono, será la cantidad y la forma en la que se presenten. Estos carburos se pueden precipitar en las fronteras de los granos de ferrita, lo que puede ocasionar fragilidad en el acero.

El propósito de este trabajo es analizar el efecto que la modificación en la microestructura del acero estructural A36 produce sobre la resistencia mecánica y la tenacidad a la fractura del material. Esta modificación se induce por medio de un tratamiento térmico intercrítico seguido de un temple y revenido que permite obtener la microestructura ferrítica-bainítica, Para lograr lo anterior se evaluaron varias muestras del acero que se trataron a diferentes temperaturas de recocido intercrítico y diferentes temperaturas de revenido, corroborando su microestructura mediante microscopía óptica. Una vez obtenida la microestructura deseada se realizaron pruebas mecánicas y de mecánica de fractura para evaluar la resistencia mecánica y tenacidad a la fractura.

## II. ANTECEDENTES

### II.1 Aceros Estructurales

#### II.1.1 Aplicaciones de los aceros estructurales

Se consideran aceros estructurales todos aquellos que generalmente se emplean para la fabricación de piezas, componentes o elementos de máquinas, motores, de construcciones o instalaciones. En ellos son fundamentales ciertas propiedades de orden mecánico, como la resistencia a la tracción, tenacidad, resistencia a la fatiga, alargamiento, etc. (Apraiz, 1971).

Anteriormente eran poco comunes los elementos estructurales que no estaban fabricados con acero; sin embargo, hoy en día diversas piezas son elaboradas con otro tipo de materiales. El acero ha llegado a ser sustituido en diversas aplicaciones por un motivo muy importante, la relación rendimiento-costo. Un ejemplo muy claro se presenta en la industria automotriz, donde el acero ha sido sustituido por aluminio y materiales compuestos para que los autos sean más ligeros y, por consiguiente, consuman menos combustible, lo que radica en un menor costo para el consumidor y un ahorro en el consumo total de combustibles. Aún con lo anterior, uno de los muchos campos en donde no se ha podido reemplazar completamente el acero es la industria de la construcción, como lo muestran la Figura 1 y Figura 2, ya que la relación costo-beneficio sigue favoreciendo al acero, respecto a los materiales alternos y debido a la gran variedad de aleaciones que se pueden lograr nos brindan propiedades específicas para aplicaciones específicas.

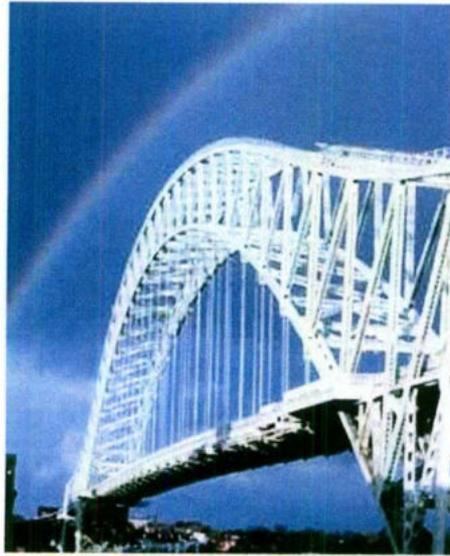


Figura 1. Puente de acero ubicado en Runcorn, Cheshire, Inglaterra  
([www.caminos.udc.es/grupos/mmcte/docencia/puentes2/03\\_arcos/Image262.jpg](http://www.caminos.udc.es/grupos/mmcte/docencia/puentes2/03_arcos/Image262.jpg)).



Figura 2. Tren bala japonés Shinkansen, cruzando el río Fuji, Japón  
([www.icarito.latercera.cl/especiales/transportes/terrestre/img/tren\\_bala.jpg](http://www.icarito.latercera.cl/especiales/transportes/terrestre/img/tren_bala.jpg)).

Se puede pensar en el acero estructural como un material universal debido a las notables propiedades que brinda (como su plasticidad y su maleabilidad a altas temperaturas) y a los numerosos yacimientos de minerales de hierro, el cual es

sometido a procesos de fabricación tradicionales y fáciles de llevar a cabo, que en parte también son económicos.

### II.1.2 Clasificación de los aceros

El acero es por definición una aleación de hierro y carbono, los cuales son sus principales constituyentes y tienen un máximo de 2,08% en peso de carbono, con silicio y manganeso como parte del mismo, y tiene impurezas como el azufre y fósforo.

Los aceros pueden ser clasificados por una variedad de sistemas, como lo muestra el Cuadro 1.

Cuadro 1. Clasificación de aceros (ASM Handbook, 1990).

Forma de clasificación	Ejemplo
Composición química	Acero al carbono, baja aleación ó acero inoxidable
Métodos de manufactura	Corazón abierto, procesos básicos y ácidos ó métodos de horno eléctrico
Método de acabado	Rolado en caliente ó rolado en frío
Forma del producto	Barra, placa, hoja, tubo o forma estructural
Práctica de desoxidación	Calmado, semicalmado ó acero efervescente
Microestructura	Ferrítica, perlítica y martensítica
Niveles de esfuerzo requeridos	Según la especificación de la norma de la ASTM
Tratamiento térmico	Recocido, templado y revenido, y proceso termomecánico
Descriptor de calidad	Calidad de forjado y calidad comercial

De la clasificación anterior la composición química es la más ampliamente utilizada internacionalmente; así, algunos de los aceros se clasifican por la American Iron and Steel Institute (AISI) como:

- Acero bajo carbono. Normalmente es considerado aquel cuyo contenido de carbono está por debajo del 0,25%, con 0,4 a 0,7% de manganeso, 0,1 a 0,5% de silicio y otros elementos como azufre o fósforo. Se fabrica rolado, forjado o recocido y raramente es templado y revenido. (ASM Handbook, 1990).
- Acero medio carbono. El contenido de carbono para este acero está en el intervalo de 0,30 a 0,60% y el manganeso de 0,60 a 1,65%. Su uso incluye flechas, acopladores, ejes, engranes, forjas (ASM Handbook, 1990).
- Acero alto carbono. Contiene de 0,60 a 1,00% de carbono y 0,30 a 0,90% de manganeso (ASM Handbook, 1990). Este acero ha sido usado en forma de placa, hoja, barra y sección estructural.
- Acero de baja aleación. Contiene elementos de aleación, incluyendo carbono, en un contenido total de 8,0%. Tiene una capacidad mayor de endurecimiento que el acero estructural al carbono y puede tener alta resistencia y buena tenacidad en secciones delgadas tratadas térmicamente (ASM Handbook, 1992).
- Acero de alta resistencia y baja aleación. Es un acero de bajo carbono que tiene pequeñísimas cantidades de elementos aleantes, con lo cual tiene esfuerzos de cedencia más altos a 275 MPa en condiciones de rolado o normalizado (ASM Handbook, 1992).
- Acero herramienta. Cualquier acero utilizado como herramienta puede clasificarse como tal; sin embargo, el término suele limitarse a aceros especiales de alta calidad utilizados para corte o formado. Se puede clasificar por el medio de templado, el contenido de aleación y su empleo. Los tipos de acero herramienta más usados se clasifican en 7 grupos como lo muestra el Cuadro 2, al que se le ha asignado una letra del alfabeto (Avner, 1992).

Cuadro 2. Clasificación de aceros herramienta (Avner, 1992).

Grupo	Símbolo y tipo
Templados en agua	W
Resistentes al impacto	S
Trabajo en frío	O Templable en aceite
	A Mediana aleación y templable en aire
	D Alto carbono, alto cromo
Trabajo en caliente	H H1-H19 incluso base cromo
	H20-H39 incluso base tungsteno
	H40-H59 incluso base molibdeno
Alta velocidad	T Base tungsteno
	M Base Molibdeno
Moldes	P Aceros para moldes (P1-P19 incluso bajo carbono, P20-P39 incluso otros tipos)
Propósitos específicos	L Baja aleación
	F Carbono-tungsteno

Las especificaciones más ampliamente usadas en los Estados Unidos de América son las publicadas por la ASTM y generalmente están orientadas hacia el desarrollo o propósito del producto terminado y considerando la composición química. Muchos aceros son descritos por las especificaciones de la ASTM: hojas, alambres y aceros usados para aplicaciones estructurales tales como vigas de edificios, columnas, tubería, tanques y recipientes a presión. Las designaciones ASTM para aceros al carbono y baja aleación incluyen las designaciones AISI como grados, por ejemplo, el acero AISI 1020 es un acero ASTM A 29 grado 1020 (Budinski, 1999).

De acuerdo a la ASTM los aceros estructurales pueden clasificarse en (Espino, 2000):

- Aceros generales (A36)
- Aceros estructurales de carbono (A529)
  - Bajo contenido de carbono ( $<0,15$  %)
  - Dulce al carbono ( $0,15 - 0,29$  %)
  - Medio al carbono ( $0,30 - 0,59$  %)
  - Alto contenido de carbono ( $0,6 - 1,7$  %)
- Aceros estructurales de alta resistencia y baja aleación (Mo, V y Cr), (A441 y A572) aleación al 5 %.
- Aceros estructurales de alta resistencia y baja aleación, resistentes a la corrosión atmosférica (A242, A588).
- Acero templado y revenido (A514).

El Cuadro 3 y el Cuadro 4 nos muestran un resumen de la clasificación de los aceros estructurales y sus usos más frecuentes.

Cuadro 3. Clasificación de aceros estructurales según la ASTM (Espino, 2000).

Designación ASTM	Acero	Formas	Usos	$\sigma_0$ (MPa)	$\sigma_U$ (MPa)
A36 NOM B-254	Al carbono	Perfiles, barras y placas	Puentes, edificios estructurales en gral. Atornillados, remachados y soldados	248,21 e < 203,2mm  220,63 e > 203,2mm	399,90 -551,58
A529 NOM B-99	Al carbono	Perfiles y placas  e < 12,7mm	Igual al A36	289,58	413,69 -586,05
A441 NOM B-284	Al manganeso, vanadio de alta resistencia y baja aleación	Perfiles, placas y barras  e < 203,2mm	Igual al A36  Tanques	275,79 - 344,73	413,69 -482,63
A572 NOM B	Alta resistencia y baja aleación	Perfiles, placas y barras  e < 152,4mm	Construcciones atornilladas, remaches. No en puentes soldados cuando $\sigma_0 > 379,21$ MPa	289,58 - 448,16	413,69 -551,58
A242 NOM B-282	Alta resistencia, baja aleación y resistente a la corrosión atmosférica	Perfiles, placas y barras  e < 101,6mm	Construcciones soldadas, atornillada, técnica especial de soldadura	289,58 - 344,74	434,37 -482,63
A514	Templados y revenidos	Placas  e < 101,6mm	Construcciones soldadas especialmente. No se usa si se requiere gran ductilidad	620,53 - 689,47	689,47- 1034,21

Cuadro 4. Usos de los aceros estructurales (Espino, 2000).

A53 NOM B-177	Tubo de acero, con o sin costura, negro y galvanizado por inmersión en caliente.
A500 NOM B-199	Tubo de acero para usos estructurales formados en frío con o sin costura de sección circular y otras formas.
A501 NOM B-200	Tubo de acero al carbono con o sin costura formado en caliente para uso estructural.
A606 NOM B-277	Lámina de acero de baja aleación y alta resistencia. Laminada en caliente o en frío, resistente a la corrosión.
A570 NOM B-347	Lámina de acero al carbono laminada en caliente para uso estructural.
A27 NOM B-353	Piezas coladas de acero de alta resistencia.
A36 NOM B-254	Puentes y edificios estructurales en general. Estructuras atornilladas, remachadas y soldadas
A668	Forjados de acero al carbono y de aleación para uso industrial general.

Los aceros también se pueden clasificar por el proceso de solidificación como sigue (Peters, 1993):

- Acero calmado colado por arriba. Este proceso busca reducir todo o casi todo el FeO disuelto en el acero, lo cual implica que no se desprende CO durante la solidificación, es decir, el acero se cuaja desde las paredes de la lingotera hacia adentro y de la base hacia arriba, desplazando las inclusiones y segregando hacia delante del frente sólido de avance. La parte superior del lingote se cuaja inmediatamente después de que se cierra el chorro de acero, de modo que nada se opone a la contracción del 4 al 6% del volumen y debajo de la superficie más o menos sólida del lingote, se forma un vacío.
- Acero calmado de conicidad normal con mazarota consumible. El principal problema del acero calmado es el fenómeno denominado rechupe, el cual es una contracción por solidificación, y se reduce considerablemente por medio

del "calentamiento de la cabeza" de los lingotes abiertos. La prevención de este enfriamiento durante el periodo de solidificación mantiene una reserva de acero líquido que alimenta la cavidad del rechupe, según se va formando en el cuerpo del lingote. El resultado es un cuerpo limpio y una cabeza con poco rechupe que se elimina en el laminado primario.

- Acero semicalmado. Su principal requerimiento es una pequeña cantidad de gas debido a la reacción  $\text{FeO} + \text{C} \rightarrow \text{Fe} + \text{CO}$ . Como la cantidad requerida de FeO es pequeña es posible hacer estos aceros hasta con un 0,30% de carbono. Se emplea una pequeña cantidad de Si como desoxidante para reducir cualquier exceso de FeO, siendo el análisis típico en la olla de 0,03 a 0,05% de silicio. En este tipo de aceros se utiliza poca alimentación superior. A medida que se enfría su lingote también se enfría se cabeza, después de unos cuantos minutos se genera una pequeña cantidad de CO que provoca contrapresión gaseosa e hincha la superficie sólida del lingote y contrarresta la contracción por solidificación, dispersando el gas en forma de sopladuras.
- Aceros efervescentes. Se requiere una superficie limpia, segregada negativamente que se conserva en el laminado final, proporcionando un producto plano, lámina o banda en rollo, propio para artículos en los que las propiedades mecánicas no son importantes pero si su apariencia superficial.

### II.1.3 Efecto de los elementos aleantes

Los elementos de aleación son de gran importancia ya que son capaces de modificar el diagrama de equilibrio hierro-carbono, cada uno de los siguientes elementos tienen un efecto determinado en el acero.

- Níquel.

Evita el crecimiento del grano en los tratamientos térmicos, lo que sirve para producir aceros de gran tenacidad. Además, hace descender los puntos críticos y por ello, los tratamientos se pueden hacer a temperaturas ligeramente más bajas que la de los aceros ordinarios (Avner, 1992).

- Cromo

Se emplea en cantidades diversas desde 0,30 a 30% en peso, según los casos y sirve para aumentar la dureza y la resistencia a la tracción de los aceros, mejora la templabilidad, impide las deformaciones en el temple, aumenta la resistencia al desgaste, la resistencia a la oxidación, etc. (Avner, 1992).

- Molibdeno

Mejora notablemente la resistencia a la tracción, la templabilidad y la resistencia a la fluencia lenta de los aceros. Aumenta también la resistencia mecánica de los aceros en caliente y reemplaza al tungsteno en la fabricación de los aceros rápidos, pudiéndose emplear para las mismas aplicaciones aproximadamente una parte de molibdeno por cada dos de tungsteno (Avner, 1992).

- Tungsteno

Sirve para mantener la dureza de los aceros a elevada temperatura y evitan que se desafilen o ablanden las herramientas, aunque lleguen a calentarse a 500° o 600°. También se usa para la fabricación de aceros para imanes. El tungsteno se disuelve ligeramente en la ferrita y tiene una gran tendencia a formar carburos, los cuales tienen gran estabilidad (Avner, 1992).

- Vanadio

Tiende a afinar el grano y a disminuir la templabilidad. Es un elemento desoxidante muy fuerte y tiene una gran tendencia a formar carburos, por esta razón, basta con añadir pequeñas cantidades, y pocos aceros, excepto los de herramientas, contienen más de 0,02% de vanadio. Una característica de los aceros con vanadio, es su gran resistencia al ablandamiento por revenido (Avner, 1992).

- Manganeso

Aparece prácticamente en todos los aceros, ya que se añade como elemento de adición para neutralizar la perniciosa influencia del azufre y del oxígeno, que siempre suelen contener los aceros cuando se encuentran en estado líquido en los hornos durante los procesos de fabricación. El manganeso actúa también como desoxidante y evita, en parte, que en la solidificación del acero se desprendan gases que den lugar a porosidades perjudiciales en el material (Avner, 1992).

- Silicio

Este elemento aparece en todos los aceros, lo mismo que el manganeso, porque se añade intencionadamente durante el proceso de fabricación. Se emplea como elemento desoxidante complementario del manganeso con objeto de evitar que aparezcan en el acero los poros y otros defectos internos. Mejora ligeramente la templabilidad y la resistencia de los aceros a disminuir la tenacidad, y en ciertos casos mejora también su resistencia a la oxidación (Avner, 1992).

- Cobalto

Este elemento al ser incorporado en los aceros, se combina con la ferrita, aumentando su dureza y su resistencia. Es uno de los pocos elementos aleados que mueva el punto eutectoide hacia la derecha y reduce la templabilidad de los aceros (Avner, 1992).

- Aluminio

Se emplea como elemento de aleación en los aceros de nitruración, que suele tener 1% aproximadamente de aluminio. Como desoxidante se suele emplear frecuentemente en la fabricación de muchos aceros (Avner, 1992).

- Titanio

Se suele añadir pequeñas cantidades de titanio a algunos aceros muy especiales para desoxidar y afinar el grano. El titanio tiene gran tendencia a formar carburos y a combinarse con el nitrógeno. En los aceros inoxidables cromo-níquel, actúa como estabilizador de los carburos y evita la corrosión intercrystalina (Krauss, 1994).

- Cobre

El cobre se suele emplear para mejorar la resistencia a la corrosión de ciertos aceros de 0,15 a 0,30% de carbono, que se usan para grandes construcciones metálicas. Se suele emplear contenidos en cobre variables de 0,40 a 0,50% (Krauss, 1994).

- Boro

Se ha visto que en cantidades pequeñísimas del orden de 0,0001 a 0,0006%, mejoran notablemente la templabilidad, siendo en este aspecto el más efectivo de los elementos aleados (Krauss, 1994).

#### II.1.4 Aceros de bajo carbono

- Acero 1018

El acero AISI 1018 tiene un alto contenido de manganeso en comparación con otros aceros de bajo carbono, tal como el AISI 1020, llegando a ser rico en manganeso, el acero AISI 1018 es un mejor acero para partes carburizadas, ya que produce una capa más dura y más uniforme. También tiene propiedades mecánicas más altas y mejores características de maquinado (Camsteel, 2005).

Es un acero muy usado en la fabricación de moldes en la industria de los plásticos. En un tratamiento térmico de temple, los medios de enfriamiento pueden ser agua, salmuera o aceite, de acuerdo a las necesidades que se tengan, por el bajo contenido de carbono no sufre grietas al templarlo, así tenemos durezas de hasta 394 HB al ser enfriado en agua y una dureza de 148 HB al ser templado en aceite (Arcos, 1976).

La composición química típica de este acero es de 0,15 a 0,20% de carbono, de 0,60 a 0,90% de manganeso, 0,04% máximo de fósforo y 0,05% máximo de azufre. El Cuadro 5 nos muestra algunas de las propiedades mecánicas del acero AISI 1018, ahí se muestra un intervalo y pueden ser considerados como representativos.

Cuadro 5. Intervalo de valores de las propiedades mecánicas del acero AISI 1018 (<http://www.geocities.com/SiliconValley/Campus/8262/htdocs/steels/1018.html>).

Esfuerzo tensil	MPa	551,58	689,48
Punto de cedencia	MPa	482,63	586,05
Elongación	%	15	25
Reducción en área	%	45	55
Dureza	Brinell	170	220

- Acero 1020

El acero AISI 1020 puede utilizarse en estado cementado, laminado en caliente o estirado en frío (calibrado). Se utiliza en elementos de maquinaria que requieran gran tenacidad, junto con una dureza no muy elevada. Se utiliza principalmente para partes de vehículos y maquinarias, las cuales no estén sometidas a grandes esfuerzos mecánicos como ejes, eslabones para cadenas, pasadores, bujes cementados, tornillería corriente, bridas, clavos para ferrocarril, grapas, etc.

También puede utilizarse como refuerzo en el mortero en construcciones y pequeñas partes de maquinaria, pero al lado de buenas propiedades mecánicas su superficie sufre de una severa corrosión y una alta velocidad de deterioro, debido a su modesta dureza (Gomes y col., 2004).

Su composición química oscila entre 0,18 a 0,23% de carbono, 0,30 a 0,60 de manganeso, 0,04% de fósforo máximo, 0,050% de azufre máximo y de 0,15 a 0,30% de silicio. El Cuadro 6 nos muestra algunas de sus propiedades mecánicas.

Cuadro 6. Propiedades mecánicas del acero 1020  
([http://www.sidelpa.com/acero\\_1020.htm](http://www.sidelpa.com/acero_1020.htm)).

Propiedades Mecánicas					
Estado de Suministro	Resistencia Tracción MPa	Límite Elástico MPa	Alargamiento %	Reducción de Área %	Dureza Brinell
Laminado en Caliente	392,4	304,11	25	45	140/180
Calibrado	539,55	372,78	15	30	180/220

### II.1.5 Acero A36

Es un acero normalmente considerado con un contenido de carbono debajo de 0,25% y alrededor de 0,4 a 0,7% manganeso, 0,1 a 0,5% de silicio y algunos elementos residuales como el azufre, fósforo, entre otros. Estos aceros no son deliberadamente reforzados por elementos de aleación diferentes al carbono,

contienen algo de manganeso para la estabilización del azufre y silicio para la desoxidación. Los aceros de bajo carbono son mayormente usados como rolados, forjados o en condición de recocido y son raramente templados y revenidos. Los aceros de este tipo con un contenido de carbono más alto de 0,08% y altos contenidos de manganeso han sido también usados para productos estructurales tales como placas, hojas, barras y secciones estructurales (ASM Handbook, 1990). Ejemplos típicos se muestran en el Cuadro 7,

Cuadro 7. Ejemplos de aceros estructurales (ASM Handbook, 1990).

Acero	Esfuerzo de cedencia mínimo	
	MPa	ksi
Hoja de acero SAE 1010 rolado en caliente	207	30
ASTM A 283, grado D	228	33
ASTM A36	250	36

Antes del avance de los aceros HSLA estos aceros eran comúnmente usados para partes estructurales automotrices, de puentes y edificios. La tendencia para aceros estructurales usados en la construcción de puentes y edificios ha sido también de aceros bajo carbono hacia aceros HSLA. Por muchos años el acero ASTM A7 (ahora ASTM A283, grado D) fue ampliamente usado como acero estructural. Alrededor de 1960, una mejora en los métodos de fabricación de aceros resultó en la introducción del acero ASTM A36, con una mejorada soldabilidad y un esfuerzo de cedencia ligeramente alto. Ahora, sin embargo, los aceros HSLA son a menudo un sustituto superior para el acero A36 (ASM Handbook, 1990).

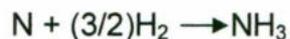
#### II.1.6 Aceros de bajo carbono y alta resistencia

Familias de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS, por sus siglas en inglés) están siendo desarrollados y cada vez son más extensamente usados en

aplicaciones automotrices (Speer y col., 2005). Algunas clases de estos aceros incluyen:

- Aceros libres de intersticios

Este tipo de aceros tienen un contenido de carbono ultra bajo y el endurecimiento primario es debido a una combinación de elementos en solución sólida, precipitación de carburos y/o refinamiento de grano por nitruros. En esta categoría de aceros uno de los elementos aleantes más común para incrementar el esfuerzo es el fósforo y es ampliamente usado para aplicaciones estructurales (Worldautosteel, 2005). Para mejorar su ductilidad se lleva a cabo una descarburización y remoción de nitrógeno siguiendo las siguientes reacciones.



Incluso después de estos tratamientos pequeñas cantidades de carbono y nitrógeno están presentes en el acero y para removerlas se agregan elementos como el aluminio y titanio desgasificando al vacío. El recocido de estos aceros es a temperaturas más altas de 700°C (Cahn y col., 1992).

- Aceros endurecidos en horno

Estos aceros tienen microestructura ferrítica y son reforzados principalmente debido a reforzadores en solución sólida. La característica única de estos aceros es que el procesamiento y la química es tal que el carbono está en solución, este carbono sale de la solución durante el secado de la pintura incrementándose el esfuerzo de cedencia de las partes (Worldautosteel, 2005). En este proceso, partes prensadas son calentadas a 150-250°C alrededor de 15-20 minutos. Si estos aceros contienen alrededor de 0,001% en peso de carbono y nitrógeno disueltos, el envejecido por deformación en el tratamiento de horneado resulta en un incremento, al igual que en la resistencia. Es llamado endurecido en horno (BH), porque la resistencia puede incrementarse hasta 50 MPa (Cahn y col., 1992).

- Aceros de transformación inducida por plasticidad (TRIP)

La microestructura de estos aceros consiste en una matriz de ferrita conteniendo una dispersión de segundas fases duras (martensita y/o bainita). También contienen austenita retenida en fracciones de volumen más grandes al 5%, esta austenita retenida progresivamente se transforma a martensita con un incremento en la deformación. Usan cantidades más altas de carbono y silicio y/o aluminio que los aceros de fase dual para bajar la temperatura de terminación de la martensita a la temperatura ambiente y formar la fase de austenita retenida. A niveles de contenido de carbono más bajos, la austenita retenida comienza a transformar casi inmediatamente bajo deformación incrementando la velocidad de endurecido por trabajo y la formabilidad durante el proceso de estampado (Worldautosteel, 2005). Mientras que la formabilidad mejorada asociada al proceso de estos aceros se ha divulgado extensamente, la aplicación en vehículos es también conducido por una potencial pérdida de peso resultando en mejoras de la energía de impacto asociada con el único comportamiento de la velocidad de deformación de estos aceros (Speer y col., 2005).

- Aceros de Fase Dual

Su microestructura está compuesta de una ferrita suave y, dependiendo del esfuerzo, entre 10 y 80% de fases duras, normalmente martensita. La fase de ferrita suave es generalmente continua, dando a estos aceros una excelente ductilidad. La velocidad de endurecido por trabajado junto con una excelente elongación da aceros de fase dual con un esfuerzo de resistencia último mucho más alto que los aceros convencionales de esfuerzo de cedencia similar. En estos aceros el carbono es capaz de formar martensita a velocidades de enfriamiento prácticas, esto es, se incrementa la templabilidad del acero. El Mn, Cr, Mo, V y el Ni agregados individualmente o en combinación también incrementan la templabilidad. Estas adiciones son cuidadosamente balanceadas, no sólo para producir propiedades mecánicas únicas sino para minimizar cualquier dificultad con la resistencia a la soldadura, la cual es, en general buena (Worldautosteel, 2005). Este tipo de aceros son producidos a una temperatura (por instancia 800°C) en el intervalo intercrítico ( $\alpha + \gamma$ ) y templadas rápidamente. Durante el

enfriamiento rápido, la austenita cambia a martensita aunque la ferrita permanezca inalterada. Después del temple un número suficiente de dislocaciones son generadas en los granos de ferrita adyacentes a las partículas de martensita para el inicio de la deformación plástica. Estas dislocaciones no son bloqueadas por solutos intersticiales, por lo tanto el punto de cedencia no ocurre en estos aceros y también pueden contener austenita retenida, en un volumen de 5-10 % (Cahn y col., 1992).

#### II.1.7 Problemas de los aceros de bajo carbono y alta resistencia

El contenido de carbono es de importancia en los aceros, ya que éste es el principal formador de perlita, y conforme se tenga una mayor cantidad de carbono habrá una mayor cantidad de perlita, la cual tiene un efecto directo en la tenacidad del material. Es importante mencionar que el contenido de carbono también afecta en la cantidad y tamaño de los carburos que se formen, dependiendo de la velocidad de enfriamiento. Los aceros de alta resistencia tienen como parte de su composición química elementos como el niobio, el titanio y el vanadio, los cuales a la larga pueden representar problemas en el material, ya que estos elementos son fuertes formadores de carburos y cuando se encuentran en aceros de muy bajo carbono se pueden precipitar en las fronteras de granos de la ferrita. El niobio, por ejemplo, al formar carburos puede refinar el tamaño de grano de la ferrita, ya que estos carburos son grandes y no están disueltos en la ferrita y precipitan durante el rolado en caliente o durante el normalizado, obstaculizando el crecimiento de grano de la ferrita. Para aceros que contienen alrededor de 0,15% de carbono y 0,85% de manganeso, el contenido de perlita decrece con un incremento de niobio. Los aceros que contienen niobio pueden ser endurecidos por precipitación, con un tratamiento de envejecido, a una temperatura de aproximadamente 600°C en la que se producen los carburos de niobio. La velocidad de enfriamiento de un acero debe ser muy tomada en cuenta porque los carburos no se forman en aceros enfriados al aire con un contenido de carbono muy bajo, es por eso que en aceros enfriados más rápidamente el grado de fragilidad aumenta (McEvily, 1967).

### II.1.8 Ventajas de los aceros bainíticos

Los aceros bainíticos de alta resistencia no han sido puestos en práctica como los aceros martensíticos templados y revenidos debido a que las partículas de cementita en la bainita crean un detrimento en la tenacidad. La precipitación de la cementita durante la transformación bainítica puede ser suprimida aleando el acero con 1,5% de silicio, el cual tiene muy baja solubilidad en la cementita y retarda grandemente su crecimiento.

Las ventajas potenciales de la mezcla de microestructura ferrita bainítica y austenita pueden ser listadas como sigue:

- La cementita frágil es eliminada, el acero es más resistente a la fractura por clivaje y a la formación de huecos.
- La microestructura, la cual es generada por un simple tratamiento térmico, debe su resistencia a unas capas ultrafinas de ferrita, las cuales tienen mucho menos de una millonésima de metro en el espesor.
- Las películas dúctiles de austenita, las cuales están íntimamente dispersas entre las placas de ferrita, generan una grieta por efecto de achatamiento.
- La difusión de hidrógeno en la austenita es mucho menor que en la ferrita. La austenita puede por lo tanto permitir una mejora en la resistencia a la corrosión bajo esfuerzos.
- Los aceros con esta microestructura son baratos.

Una reciente aplicación ha sido en el desarrollo de aceros para rieles los cuales son tenaces y al mismo tiempo extremadamente resistentes al desgaste. La microestructura de rieles convencionales está basada en una mezcla de cementita y ferrita en forma de perlita. La cementita es dura y por lo tanto provee resistencia al desgaste, pero es al mismo tiempo frágil. Los nuevos aceros bainíticos para rieles están completamente libres de carburos; tienen mucha más alta tenacidad mientras que al mismo tiempo llegan a ser más duros debido al tamaño de grano fino y a la presencia de algo de martensita y austenita retenida (Bhadeshia, 2001)

## II.2 Tratamientos térmicos de los aceros

### II.2.1 Generalidades

Es importante en el acero admitir el tratamiento térmico, como el temple, con lo que aumenta su dureza y su flexibilidad. Algunos materiales son usados directamente de colada y son capaces de resistir ciertos esfuerzos de fatiga. Otros sin embargo, por su naturaleza, deben ser sometidos a un tratamiento térmico, lo que provocará que el material adquiera un cambio en algunas de sus propiedades mecánicas, como por ejemplo la dureza, para así obtener resistencia y cumplir con la función a la que está destinado.

Un tratamiento térmico consiste en calentar y mantener las piezas a una temperatura adecuada durante un cierto tiempo y enfriarlas luego en condiciones convenientes y a la vez diferentes, dependiendo de la combinación de propiedades mecánicas que se le quiera brindar al material y del uso posterior que se le vaya a dar (Avner, 1992).

El tiempo y la temperatura son los factores principales e importantes y hay que fijarlos siempre de acuerdo con la composición del acero, la forma y el tamaño de las piezas y las características que se desean obtener. La microestructura del acero determina la mayoría de sus propiedades y aquella está determinada por el tratamiento térmico y la composición química del material (Avner, 1992). Es por esto que se debe poner mucha atención al momento de realizar un tratamiento térmico.

### II.2.2 Recocido

Consiste en calentar el acero a la temperatura adecuada y luego enfriar lentamente a lo largo del intervalo de transformación, preferentemente en el horno. Se puede refinar el grano, proporcionar suavidad, mejorar las propiedades eléctricas y magnéticas y en algunos casos, mejorar el maquinado. Es un proceso de enfriamiento muy lento (Avner, 1992).

### II.2.3 Normalizado

Con enfriamientos más rápidos (al aire) se puede lograr una difusión suficiente para nuclear las fases estables, pero no permitir que los granos se conformen y se desarrollen. Este tratamiento se aplica para obtener estructuras homogéneas de grano fino y eliminar la distribución localizada de algún constituyente, por ejemplo, la estructura en bandas (Lindenvald, 1972).

### II.2.4 Temple y revenido

El temple en agua debe ser usado para secciones gruesas. Este tratamiento es usado para partes como cigüeñales de motores. Los límites del intervalo de composición para tales aceros debe ser muy estricto y el tratamiento térmico llevado a cabo con mucho cuidado. Desde muchos puntos de vista el temple en agua es un método conveniente de enfriamiento. El agua es un medio de temple barato y las partes templadas no necesitan una operación de limpieza extra como las templadas en aceite. Además el temple en agua produce una máxima dureza y una máxima penetración de dureza. Sin embargo, debido a las grandes diferencias de temperaturas establecidas en el acero durante el temple en agua, las cuales pueden causar distorsión y agrietamiento, éste tratamiento térmico es limitado a partes de diseño simple y preferiblemente a aquellas que poseen una simetría rotacional (Thelning, 1978). Después de un enfriamiento drástico, la martensita aparece microscópicamente de dos formas, la primera, como una estructura blanca acicular o tipo aguja (Avner, 1992) y la segunda con forma de listón. La martensita de listón se presenta en aceros con un contenido de carbono de hasta 0,6%, es decir en aceros de bajo y medio carbono, la martensita acicular se presenta en aceros con un contenido de carbono mayor al 1%, es decir en aceros de alto contenido de carbono, en el intervalo de 0,6 a 1% se presenta en los aceros una combinación de ambas, como lo muestra la Figura 3 (Krauss, 1994).

Los aceros después del temple suelen quedar demasiado frágiles para la mayoría de los usos a que van a ser destinados. Por ello, las piezas después del temple se someten a un revenido, que consiste en calentar el acero a una temperatura más baja que su temperatura crítica inferior  $A_1$ , para eliminar las tensiones internas y

umentar la tenacidad y ductilidad del acero, a costa de una disminución de la dureza y la resistencia.

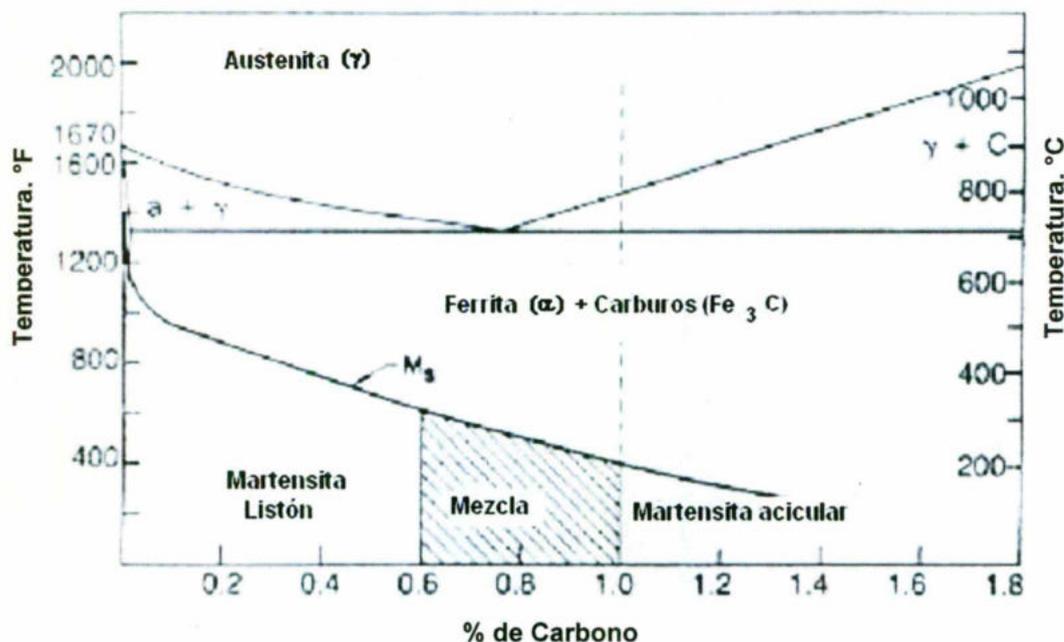


Figura 3. Intervalos de la formación de la martensita acicular y de listón en aleaciones de hierro-carbono (Krauss, 1994).

### II.2.5 Tratamiento térmico intercrítico

Este tratamiento se aplica para obtener una buena combinación entre la resistencia y la ductilidad en aceros bajo carbono, placas roladas en frío o caliente con microestructuras compuestas principalmente de ferrita y perlita. La Figura 4 muestra el diagrama Fe-C con cuatro temperaturas indicadas entre las temperaturas  $A_1$  y  $A_3$ . En el enfriamiento la austenita puede transformarse en varias microestructuras cuya formación es dependiente de la velocidad de enfriamiento y la templabilidad de la austenita. Las microestructuras producidas en el enfriamiento de la austenita formada durante el recocido intercrítico son muy dependientes de la composición química de los aleantes y la velocidad de enfriamiento. Este tipo de tratamiento es un temple parcial por estar en la región bifásica. Se requiere un severo temple para formar martensita en aceros con baja templabilidad, pero el enfriamiento en aire es frecuentemente suficiente para

formar una cantidad considerable de martensita en aceros con alta templabilidad. Incluso aunque los aceros sean de bajo carbono, este tratamiento concentra el carbono en la austenita, otro factor útil para mejorar la templabilidad (Krauss, 1994).

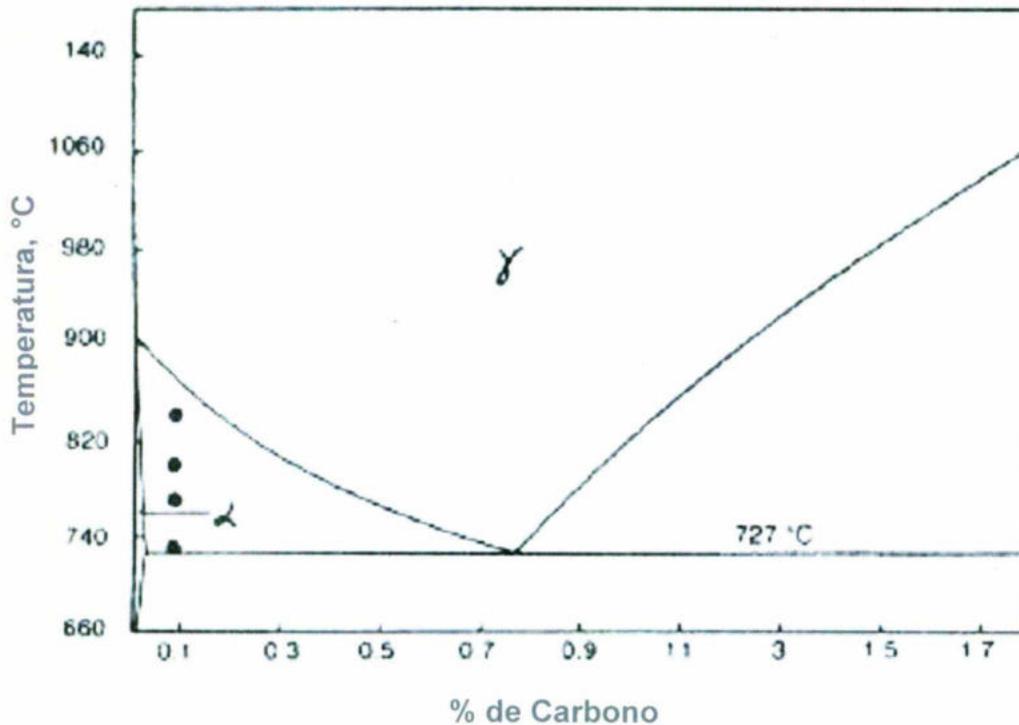


Figura 4. Diagrama Fe-C con cuatro temperaturas de recocido intercrítico indicadas (Krauss, 1994).

## II.2.6 Definiciones en tratamientos térmicos

### II.2.6.1 Templabilidad

La templabilidad de un acero es la respuesta que tiene este a un tratamiento térmico aplicado. El método más empleado para determinar la templabilidad de un acero es la prueba o ensayo de templabilidad por enfriamiento de la punta o prueba Jominy (Avner, 1992).

La templabilidad puede ser tomada como la susceptibilidad al endurecido por un enfriamiento rápido o como la propiedad, en aleaciones ferrosas, que determina la profundidad y distribución de la dureza producida por el temple. Ambas

definiciones hacen énfasis en la dureza. La fuente del endurecimiento del material es la presencia de la martensita, por lo tanto, la templabilidad es la capacidad de un acero para transformar parcial o completamente la austenita a algún porcentaje de martensita a una profundidad dada cuando es enfriado bajo algunas condiciones dadas (Krauss, 1994).

#### II.2.6.2 Diámetro crítico

El diámetro crítico es el diámetro más grande de una barra templada en un medio dado el cual contiene un centro no endurecido después del temple. Un aspecto importante de esta definición es que la dureza que separa la parte endurecida y el centro no endurecido de una barra está asociado con una microestructura que contiene solo 50% martensita. El diámetro crítico de un acero de composición dada está directamente relacionado a un medio de temple dado. Una severidad de temple mayor da un diámetro crítico mayor (Krauss, 1994).

#### II.2.6.3 Diámetro ideal

Este diámetro está definido como el tamaño de una barra templada a 50% martensita por un temple teóricamente perfecto, en el cual se asume la superficie de la barra templada instantáneamente a la temperatura del medio de temple. El diámetro ideal es una medición verdadera de la templabilidad de un acero y puede ser usado para comparar la respuesta al temple de diferentes aceros en el mismo medio de temple. El diámetro ideal se ve afectado por tres diferentes factores, el tamaño de grano austenítico, el contenido de carbono y el contenido de aleantes, fundamentalmente, un aumento en cualquiera de estos factores reduce la velocidad a la cual las transformaciones por difusión controladas de la austenita ocurren y por eso la formación de la martensita se hace más probable a una velocidad de enfriamiento dada (Krauss, 1994).

#### II.2.6.4 Aplicaciones

Para seleccionar un acero a fin de encontrar una dureza mínima en cierto punto en una pieza templada bajo condiciones dadas, primero debe conocerse la rapidez de

enfriamiento en el punto específico y luego debe determinarse el punto de referencia en el extremo templado de la barra de prueba, teniendo la misma rapidez de enfriamiento. Si la pieza es simple en la sección transversal, como redonda, plana o cuadrada, se dispondrá de numerosas cartas que proporcionan la rapidez de enfriamiento en diferentes puntos bajo varias condiciones de temple o el punto equivalente en el extremo templado de la barra de prueba que tiene la misma rapidez de enfriamiento, un ejemplo de estas cartas son las que relacionan el extremo templado de la barra de prueba y el punto central para varios tamaños de barras templadas bajo diferentes condiciones de severidad de temple, en donde se toma en cuenta el diámetro crítico del material (Avner, 1992).

## II.3 Microestructuras en los aceros

### II.3.1 Ferrita y cementita

La ferrita es el nombre dado a la solución sólida  $\alpha$ . Es una solución sólida intersticial de una pequeña cantidad de carbono disuelto en hierro  $\alpha$  (bcc). La máxima solubilidad es de 0,025% de carbono y disuelve sólo 0,008% de carbono a temperatura ambiente. Es la estructura más suave. Las propiedades promedio son: resistencia tensil, 275,79 MPa; elongación, 40% en dos pulgadas; dureza, menor que 90 Rockwell B (Avner, 1992).

La ferrita proeutectoide y la cementita son idénticas en estructura cristalina y en composición a la ferrita y cementita de la perlita pero son distribuidas un poco diferentes en la microestructura al arreglo laminar de la perlita.

La baja solubilidad del carbono en la ferrita requiere que el contenido de carbono se reúna en la austenita. A la temperatura  $A_1$  el contenido de carbono de la austenita coexiste con la ferrita y se transforma en perlita en el enfriamiento.

Dependiendo del contenido de carbono en el acero es posible tener microestructuras consistentes en 100% ferrita (si el contenido de carbono es menor o igual a 0,02%) o 100% perlita (si el contenido de carbono es igual a 0,77%) o una combinación de ferrita proeutectoide y perlita entre estos extremos. Aceros con un contenido de carbono más alto que el punto eutectoide forman

cementita proeutectoide si son enfriados lentamente a través de la región austenita-cementita.

Sin embargo, aunque no puede haber una gran cantidad de cementita proeutectoide, la presencia de una red de cementita proeutectoide es considerada perjudicial para la formabilidad y tenacidad de los aceros alto carbono (Krauss, 1994).

### II.3.2 Perlita

La perlita está compuesta de láminas alternadas de ferrita y cementita. La característica principal de esta microestructura son las colonias de láminas de varias orientaciones y espaciamientos. Las variaciones en el espaciamiento de las láminas de cementita en diferentes áreas puede ser debido en parte a diferencias en los ángulos que las láminas hacen con los planos de pulido y en parte a el hecho de que la perlita se puede haber formado sobre un intervalo de temperaturas.

El origen del término perlita está relacionado al arreglo regular de las láminas en las colonias y al hecho de que los reactivos atacan la fase de ferrita más severamente que la de cementita.

La formación de perlita raramente ocurre cerca de la temperatura  $A_1$  a menos que el acero sea mantenido a una temperatura por periodos de tiempo prolongados (Krauss, 1994).

Las propiedades promedio son: resistencia tensil, 827,37 MPa; elongación, 20% en 2 pulgadas; dureza, 20 HRC (Avner, 1992).

### II.3.3 Martensita

La martensita es una estructura dura encontrada en los aceros al carbono templados. La transformación martensítica también ocurre en sistemas no ferrosos.

La transformación martensítica es sin difusión, y, por lo tanto, la martensita tiene la misma composición que la austenita hasta el 2% de carbono dependiendo de la composición de la aleación. Cuando la difusión es suprimida, generalmente por un

enfriamiento rápido, los átomos de carbono no se reparten entre la cementita y la ferrita pero en su lugar son atrapados en sitios octaédricos de una estructura cúbica de cuerpo centrado, produciendo así una nueva fase, la martensita. La solubilidad del carbono en una estructura bcc es grandemente excedida cuando la martensita se forma; por lo tanto, la martensita asume una celda única tetragonal de cuerpo centrado (bct), en la cual, uno de los lados de la celda es mucho mayor que los otros dos. Con un contenido más alto de carbono, se forman más sitios intersticiales y la tetragonalidad se incrementa. En secciones pulidas y atacadas, los cristales de martensita aparecen como largos y delgados, y son muy a menudo caracterizados como aciculares (Krauss, 1994).

#### II.3.4 Bainita

Similar a la perlita, la bainita es una mezcla de fases de ferrita y cementita y por lo tanto depende de la repartición del carbono por difusión controlada entre la ferrita y la cementita. Existen dos morfologías de la bainita: la bainita superior que se forma en el intervalo de temperaturas justo debajo de la formación de la perlita y la bainita inferior la cual se forma cerca de la temperatura de inicio de formación de la martensita ( $M_s$ ). La bainita aparece oscura debido a la rugosidad producida por el ataque alrededor de las partículas de carburos. Las partículas de carburos de la bainita superior tienden a ser elongadas y se forman entre listones de ferrita. La bainita inferior está compuesta de grandes placas y, análogamente a las placas de la microestructura martensítica, es a menudo caracterizada como acicular. Los carburos son los responsables de su apariencia oscura (Krauss, 1994).

## II.4 Fundamentos de Mecánica de Fractura

### II.4.1 Generalidades

Todos los metales están sometidos a fuerzas que los alargan, los comprimen o tuercen cuando están en servicio, es por esto que se necesita conocer sus propiedades mecánicas y de mecánica de fractura, como la tenacidad a la fractura, que serán de utilidad para predecir la vida útil de servicio de una pieza (Guy, 1970).

Muchos investigadores han aportado sus estudios para el desarrollo de la mecánica de fractura como se conoce actualmente. Uno de los primeros y más importantes trabajos fue el desarrollado por Griffith, quien utilizó la primera ley de la termodinámica e hizo un balance de energía en un material que incluía una grieta y que ha llegado a ser uno de los más famosos desarrollos de la ciencia de materiales (Roylance, 2001).

Más tarde, por los años 50's, G. R. Irwin realizó estudios sobre los trabajos de Griffith e hizo mayores contribuciones incluyendo la disipación de energía por deformación plástica en un material (Anderson, 1991).

En un estudio típico para el diseño de estructuras, uno de los factores que se toman en cuenta es precisamente la resistencia del material cuando se somete a una carga, si su resistencia es mayor a estas cargas, el material es adecuado para el trabajo al que va a ser sometido; en resumen, se busca que la pieza no se vea alterada en su funcionamiento, de no ser así es preferible que se deforme antes de que se fracture, con lo cual se cuenta con tiempo para poder sustituirla. Para un material frágil que no cuenta con una deformación plástica antes de fallar lo anterior no es aplicable y es por eso que es importante conocer su resistencia en diversos ambientes y el límite a considerar será el esfuerzo de cedencia del material.

Actualmente se utiliza el concepto de mecánica de fractura en el diseño de estructuras, éste tiene en cuenta tres aspectos importantes:

- Las cargas aplicadas al material,
- El tamaño de los defectos internos del material, y,

- La tenacidad a la fractura, es decir, la resistencia del material antes de que la fractura se propague.

La fractura es la separación o fragmentación de un sólido bajo la acción de una carga externa, a través de un proceso de creación de nuevas superficies, las superficies de fractura. El objeto de la mecánica de fractura es relacionar el tamaño y forma de una grieta y las fuerzas o cargas que conducen a la fractura de un componente de forma y dimensiones definidas (González, 2004).

El primero en fundar las bases matemáticas del fenómeno de la fractura fue A. A. Griffith quién derivó una expresión para determinar el esfuerzo crítico de fractura en materiales muy frágiles, como el vidrio (Hernández, 1995):

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a}} \quad (1)$$

Donde  $\sigma_c$  = es el esfuerzo de fractura

E = Módulo de elasticidad

a = Longitud de la grieta

$\gamma_s$  = Energía de la superficie generada por una extensión de la grieta

Irwin mostró que los esfuerzos y desplazamientos en la punta de la grieta están definidos por un parámetro, G, al que llamó velocidad de liberación de energía, es decir, la velocidad del cambio en energía potencial con respecto a la extensión de la grieta para un material lineal elástico (Anderson, 1991). Matemáticamente G se expresa como en (2) y representa la razón de liberación de energía:

$$G = -\frac{dU}{da} \quad (2)$$

Para Irwin, el crecimiento de una grieta se da cuando el valor de G alcanza un valor crítico, al que llamó resistencia al agrietamiento. La siguiente expresión relaciona G con los esfuerzos del material, el módulo de Young y la longitud de la grieta:

$$G = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} \quad (3)$$

De acuerdo a (3) y suponiendo una placa que está sometida a cargas que son constantes, G será directamente proporcional al tamaño de la grieta.

#### II.4.2 Criterio de energía

La fractura de un cuerpo sobrevendrá cuando la energía suministrada sea mayor que un valor crítico. Si la mayor parte del cuerpo permanece deformado elásticamente durante la carga, almacenará cierta cantidad de energía elástica. Durante la fractura, la extensión de la grieta se hará a expensas de esa energía (Hernández, 1995).

Si se define  $F$  como el trabajo suministrado por las cargas,  $U$  como la energía elástica almacenada y a  $W$  como la energía necesaria para extender la grieta, el balance de energía durante la extensión de la grieta es:

$$F - U - W = 0 \quad (4)$$

La diferencia  $F-U$  es la energía que entra menos la almacenada, y representa la energía disponible en el sistema para realizar el trabajo. La razón del cambio de esta diferencia con respecto al cambio del tamaño de la grieta representa la rapidez de liberación de energía durante el agrietamiento, esto es, qué tanta energía está liberando el sistema y se está transfiriendo como trabajo para extender la grieta. Si esta rapidez de liberación de energía es  $G$ , y  $R$  es la cantidad de trabajo necesaria para provocar una extensión en la grieta, se puede escribir que (González, 2004):

$$G = \frac{d(F-U)}{da} \quad (5)$$

$$R = \frac{dW}{da} \quad (6)$$

De acuerdo con el criterio de energía, si  $G > R$ , la rapidez de liberación de energía será mayor que la energía requerida para el agrietamiento y la grieta se propagará en forma inestable. Este es el criterio de energía de fractura (Hernández, 1995).

#### II.4.3 Factor de intensidad de esfuerzos, $K$

La mecánica de fractura se basa en el cálculo del campo de esfuerzos y deformaciones alrededor de una grieta (Hernández, 1995). Para la mecánica de fractura lineal elástica (MFLE) existen tres modos de carga en una estructura, mostrados en la Figura 5. La mayoría de los casos se dan en el modo I, aunque también se pueden dar en una combinación del II y III.

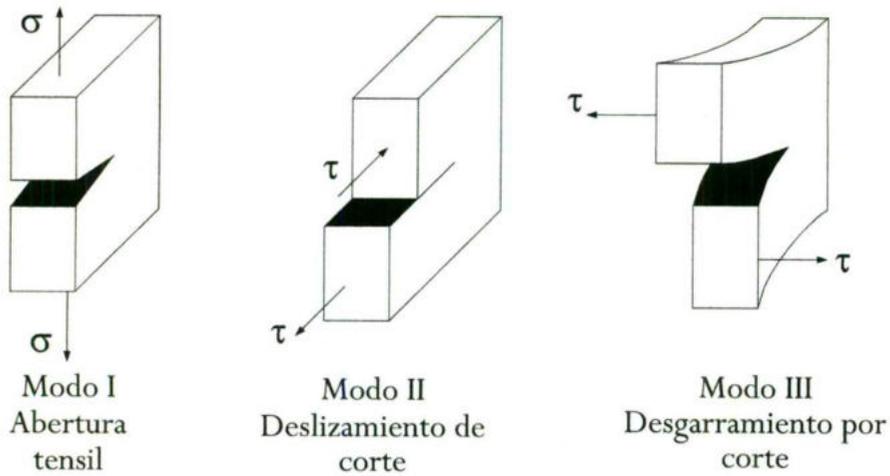


Figura 5. Modos de carga en una estructura (Anderson, 1991).

El cálculo del campo de esfuerzos alrededor de una grieta que está sometida al modo I de carga se muestra en la Figura 6 del que se obtiene (7),

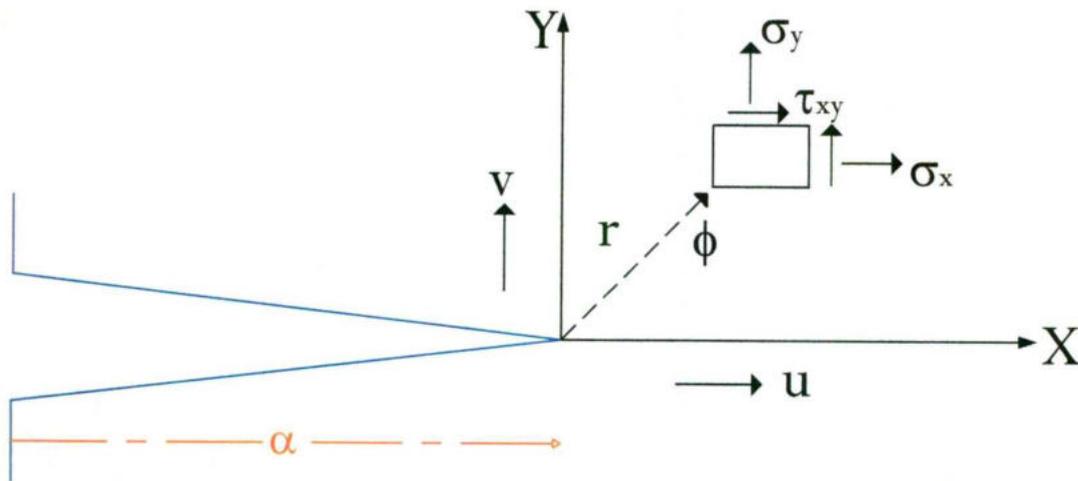


Figura 6. Sistema de coordenadas para un cuerpo agrietado (González, 2004).

$$\sigma_{ij} = \sigma \sqrt{\frac{\alpha}{2r}} f(\phi) \quad (7)$$

En donde  $i$  y  $j$  pueden tomar cualquier valor de  $x$ ,  $y$  ó  $z$ . Para una grieta de una longitud dada la magnitud de los esfuerzos en una posición dada ( $r$ ,  $\phi$ ) de la punta de la grieta, dependen únicamente del término  $\sigma\sqrt{\alpha}$  (González, 2004). De lo anterior se deduce que  $K$  rige el campo de esfuerzos alrededor de una grieta, es decir, una vez conocido  $K$ , el campo de esfuerzos quedará resuelto. La forma más simple para resolver lo anterior es para una placa infinita, en donde  $f_{ij}(\phi)=1$ , quedando:

$$K = \sigma\sqrt{\pi\alpha} \quad (8)$$

En la Figura 7, se observa que conforme  $r$  se acerca a cero los esfuerzos en la punta de la grieta son infinitos, lo cual es imposible, porque el material alcanzará primero el esfuerzo de cedencia y comenzará la deformación plástica, la cual puede ser calculada sustituyendo el esfuerzo de cedencia en (7) y resolviendo para  $r$ , tamaño de la zona plástica (González, 2004):

$$r_p = \frac{1}{\pi} \left( \frac{K^2}{\sigma_0^2} \right) \quad (9)$$

Irwin definió el concepto de factor de intensidad de esfuerzos,  $K$ , el cuál es un parámetro que define la magnitud de los esfuerzos en el vértice de una grieta, por lo tanto cuando  $K$  alcanza un valor crítico  $K_c$ , ocurre el avance inestable de la grieta y por lo tanto la fractura del material (Hernández, 1995).

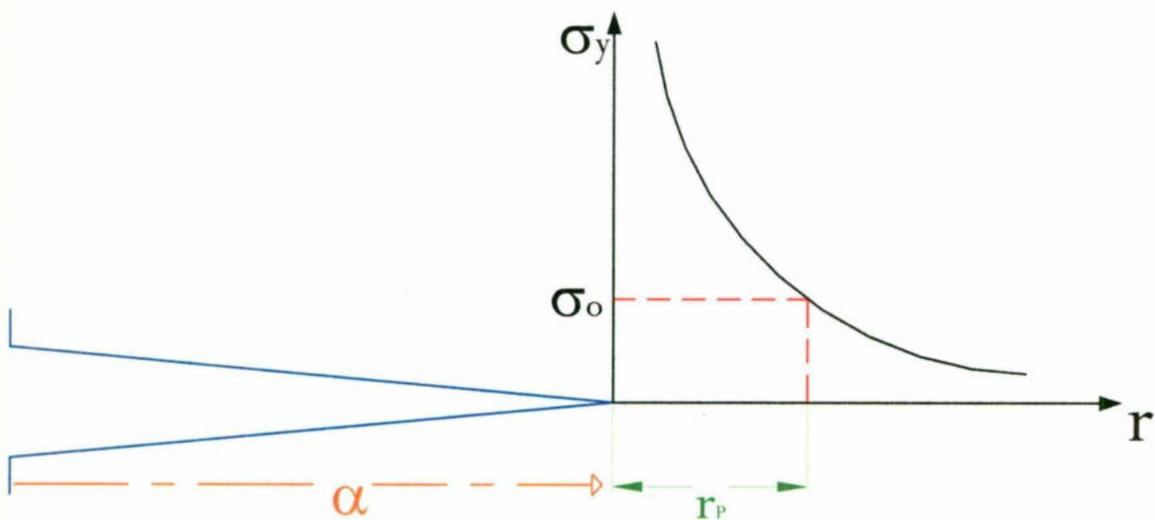


Figura 7. Distribución de esfuerzos en la dirección Y en la punta de la grieta (González, 2004).

#### II.4.4 Efecto del espesor en sobre la tenacidad a la fractura

Experimentalmente se ha encontrado que la tenacidad a la fractura en el modo I de carga ( $K_{IC}$ ) varía con el espesor de la probeta, teniendo su mínimo valor precisamente en condiciones de deformación plana, Figura 8. En deformación plana también se ha encontrado que el valor de  $R$  es constante e independiente de la longitud de la grieta y el espesor, por lo que se considera al  $K_{IC}$  en deformación plana como una propiedad del material. El punto de inestabilidad ocurre cuando  $G = R$  y  $G$  es proporcional a  $K$ , en condiciones de deformación plana se puede emplear indistintamente  $K$  o  $G$ . Al valor de  $K$  en el punto de inicio de la inestabilidad (cuando  $G = R$ ) se le conoce como tenacidad a la fractura en deformación plana y es la principal propiedad derivada de la mecánica de fractura lineal elástica (MFLE) ya que es la medida de la resistencia a la fractura (González, 2004).

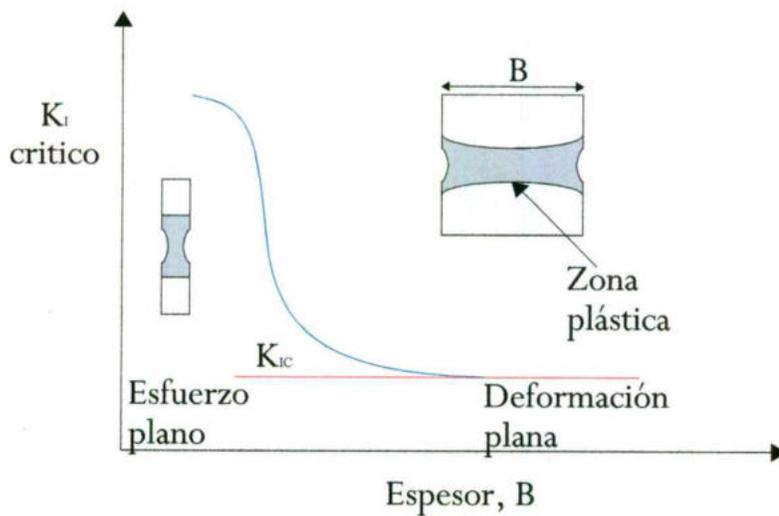


Figura 8. Efecto del espesor en la tenacidad a la fractura de materiales frágiles,  $K_{Ic}$  (Anderson, 1991).

Experimentalmente se ha encontrado que las condiciones de deformación plana ocurren en cuerpos cuyo espesor ( $B$ ) es mayor que la relación

$$B > 2,5 K_{Ic}^2 / \sigma_0$$

#### II.4.5 Integral J

Para la mayoría de los materiales, mientras la carga no exceda el límite elástico, la deformación es proporcional a la carga, ésta relación es conocida como ley de Hooke (Dieter, 1988). La mecánica de fractura lineal elástica (MFLE) puede ser aplicada sólo cuando la deformación plástica está limitada a una zona pequeña en la punta de la grieta y en la curva carga contra desplazamiento se observa un comportamiento lineal. Cuando el material es muy dúctil la curva carga contra desplazamiento presenta variaciones de la linealidad lo que invalida la prueba de  $K_{Ic}$ , es decir, no todos los materiales conocidos se pueden analizar con la MFLE debido a que algunos de ellos muestran propiedades dúctiles, para los casos anteriores se utiliza la mecánica de fractura no lineal o mecánica de fractura elastoplástica (MFEP). Este concepto de mecánica de fractura implica situaciones en donde el material se deforma plásticamente antes de llegar a la falla. Se han

desarrollado estudios para poder determinar la cantidad de energía necesaria para la fractura teniendo en cuenta deformaciones elásticas y plásticas. Este estudio define la integral J, el cual físicamente es un balance de energía en la vecindad de la punta de una grieta, como se muestra en la Figura 9, y matemáticamente se define por (González, 2004):

$$J = \int_{\Gamma} \left[ W dy - T \frac{\partial u}{\partial S} ds \right] = 0 \quad (10)$$

Donde J es la integral J de Rice

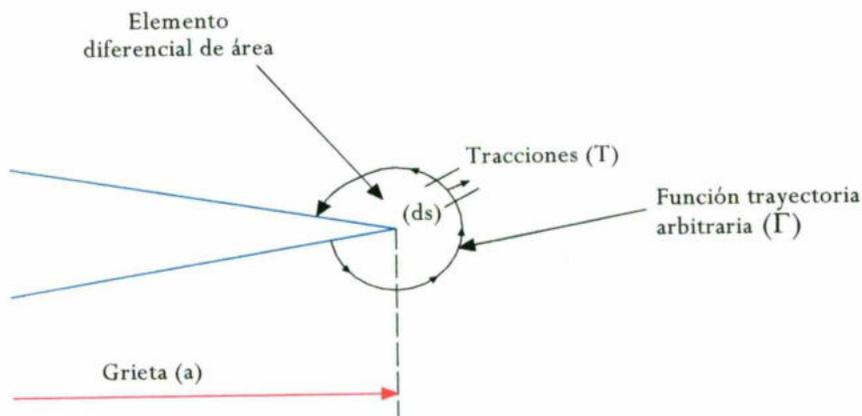
$\Gamma$  = Curva cerrada alrededor de la punta de la grieta

$W(\epsilon)$  = Densidad de energía de deformación =  $f \sigma_{ij} d\epsilon_{ij}$

T = Vector de tracción actuando en el lado exterior de  $\Gamma$

u = Vector de desplazamiento

ds = Elemento de la longitud del arco a lo largo de  $\Gamma$



Energía disponible	=	Trabajo efectuado por las tracciones sobre $\Gamma$	-	Energía de deformación dentro de la trayectoria
--------------------	---	---	---	---

Figura 9. Balance de energía alrededor de la punta de una grieta (González, 2004).

Existen dos métodos para determinar la tenacidad a la fractura de un material dúctil; el primero, el método de múltiples probetas, y el segundo, el método de una probeta. En el segundo método se utiliza una sola probeta para determinar un valor puntual de la tenacidad a la fractura del material, generando una curva con varios ciclos de carga y descarga contra desplazamiento de la punta de la grieta, en la que se analiza la energía de fractura que tiene el material. En el primer método se utilizan varias probetas, al menos 5, en los que de cada probeta al ser ensayada se obtendrá un valor puntual de carga contra desplazamiento de la punta de la grieta, es decir, en cada punto se medirá la energía de fractura, con todos estos valores se desarrolla una curva como la del método anterior y de la misma forma se obtiene un valor de tenacidad a la fractura (González, 2004). Actualmente existen diversos programas de computadora para la determinación experimental de la tenacidad a la fractura de materiales dúctiles,  $J_{IC}$ , y todos ellos se basan en la determinación del área bajo la curva de carga contra desplazamiento de la línea de carga medido con un extensómetro ( $\Delta v$ ). Este software utiliza la ecuación (11) para el cálculo de J.

$$J = \frac{K^2}{E} (1 - \nu^2) + \frac{2A}{B(W - a_0)} \quad (11)$$

Donde A = Área bajo la curva carga contra desplazamiento

B = Espesor de la probeta

W = Ancho de la probeta

$a_0$  = Tamaño inicial de la grieta

E = Módulo de Young

$\nu$  = Razón de Poisson

Los valores que se obtengan de J pueden ser utilizados gracias a la equivalencia de J con G (12). Otra forma de definir J es estimando el cambio de energía almacenada al extender la grieta (Hernández, 1995):

$$J = -\frac{dU}{dA} = -\frac{dU}{Bda} = G \quad (12)$$

$$dA = Bda$$

Existe una equivalencia entre J y K, dada en (13) y que es válida siempre y cuando la plasticidad no sea extensa,

$$J = G = \frac{K^2}{E} \quad (\text{Esfuerzo plano}) \quad (13)$$

$$J = G = \frac{K^2}{E} (1 - \nu^2) \quad (\text{Deformación plana})$$

El uso de J en el análisis de fractura se puede mostrar en la Figura 10, recordando que J es la solución al problema no lineal, que ocurre cuando hay comportamiento plástico, y de ahí que J se haya adoptado como un parámetro que caracteriza el comportamiento elastoplástico de cuerpos agrietados (González, 2004).

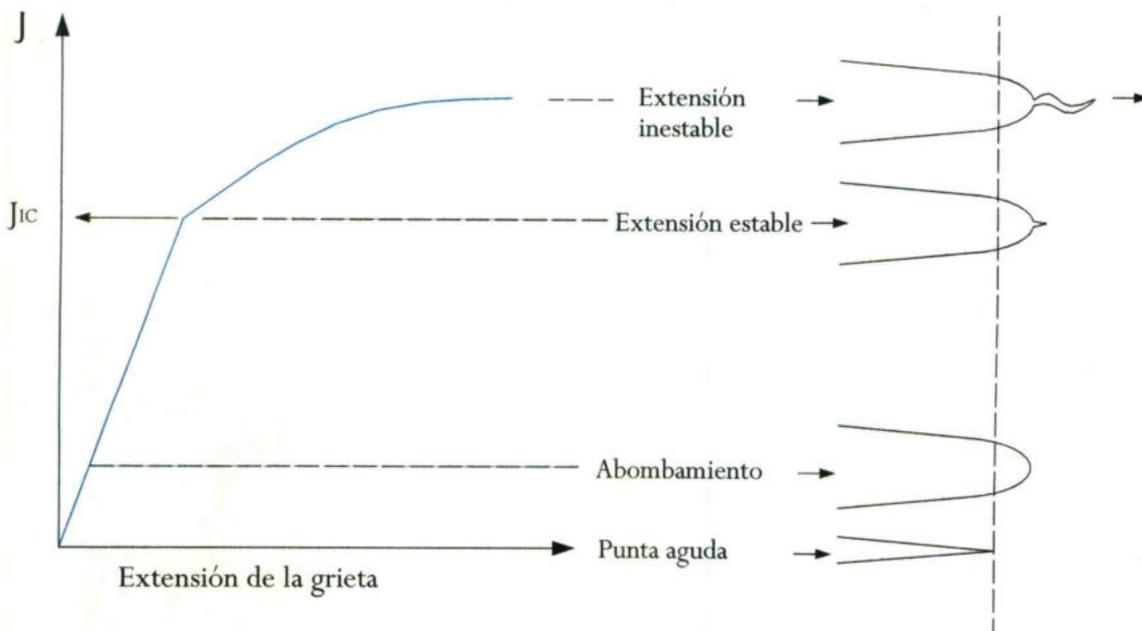


Figura 10. Curva de resistencia esquemática del proceso de fractura (González, 2004).

El proceso de fractura comienza con una grieta puntiaguda cuando la muestra o estructura está descargada. Cuando la grieta experimenta una carga la punta de la grieta comienza a enromarse. Este proceso se incrementa con un incremento en la carga hasta una carga en la que el avance ocurre delante de la grieta enromada original. Al punto donde el primer avance de la grieta ocurre es definida la tenacidad a la fractura y a partir de este punto comienza la extensión estable de la grieta. En términos de  $J$ , este punto se llama  $J_{IC}$ , tenacidad a la fractura de materiales dúctiles. Conforme la carga sigue aumentando se llega al tamaño crítico de grieta a partir del cual crece en forma inestable (Hernández, 1995).

Dependiendo de las propiedades del material, el tamaño crítico de grieta puede variar significativamente, siendo en algunos casos muy grande. De acuerdo con el criterio de energía, la propagación inestable ocurre cuando la rapidez de conversión de energía disponible en la punta de la grieta supera la demanda de energía para extender la grieta (González, 2004).

#### II.4.6 Desplazamiento de abertura en la punta de la grieta, $\delta_{IC}$

La fractura dúctil inicia después de que se ha rebasado una deformación crítica de tensión en la punta de una grieta. La extensión de la componente de deformación en la dirección normal al plano de fractura es llamada desplazamiento de abertura en la punta de la grieta,  $\delta_{IC}$ , o CTOD (por sus siglas en inglés, Crack Tip Opening Displacement), y depende básicamente de la magnitud de los esfuerzos en la punta de la grieta.

La fractura ocurre si se excede un valor crítico de desplazamiento de abertura en la punta de la grieta. Bajo condiciones lineal-elásticas el desplazamiento de abertura en la punta de la grieta está dado por (14):

$$CTOD = \frac{4 K_I^2}{\pi E \sigma_0} \quad (14)$$

Una ventaja en la aplicación de este método como un criterio de fractura es que el concepto de abertura crítica no está limitado por cuestiones de linealidad ni de

plasticidad restringida, sino que puede extenderse a cuestiones de plasticidad generalizada y se puede aplicar a materiales de alta tenacidad y en grietas cortas. El valor del desplazamiento de abertura de la punta de la grieta crítico ha sido adoptado actualmente como parámetro de evaluación de la tenacidad a la fractura y es evaluado en forma indirecta por medio de la medición del desplazamiento en la línea de carga de una probeta, medido a una distancia  $z$  de la superficie, se mide el tamaño de la grieta  $a$  y se calcula con (15) (González, 2004)

$$CTOD = \frac{K^2(1-\nu^2)}{2\sigma_0 E} + \frac{0,4(W-a)COD}{0,4W + 0,6a + z} \quad (15)$$

El segundo término se obtiene de la geometría de la deformación de la muestra, suponiendo un centro de rotación a una distancia de  $0,4(W-a)$  de la punta de la grieta.

Al igual que la tenacidad a la fractura de materiales frágiles,  $K_{IC}$ , y la tenacidad a la fractura de materiales dúctiles,  $J_{IC}$ , el desplazamiento de abertura en la punta de la grieta depende del espesor de la probeta, el tamaño del ligamento ( $W - a$ , donde  $W$  es el ancho de la probeta y  $a$  es la longitud de la grieta) y del tamaño de la grieta. El desplazamiento de abertura en la punta de la grieta es constante bajo las siguientes condiciones,

$$a/W > 0,2$$

$$B > 25 \delta_{IC}$$

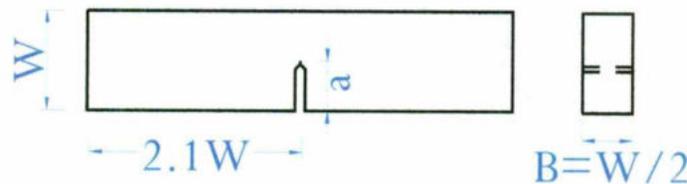
Normalmente la aplicación más frecuente de esta propiedad es para el control de calidad en la evaluación de materiales (González, 2004).

## II.4.7 Métodos de prueba en la mecánica de fractura

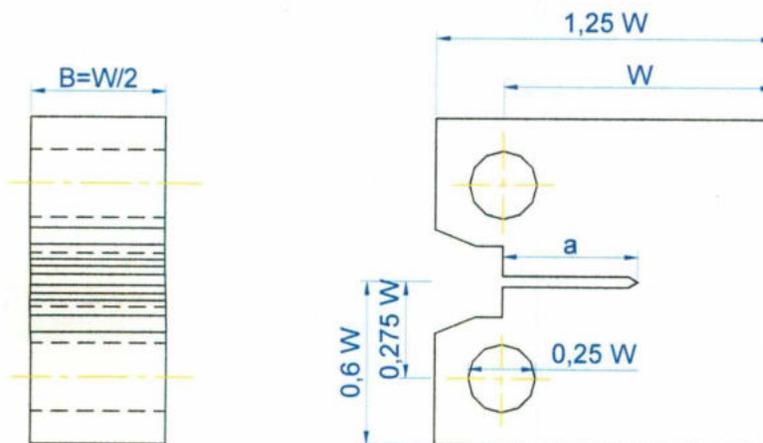
### II.4.7.1 Determinación de tenacidad a la fractura de materiales frágiles,

$$K_{IC}$$

La tenacidad a la fractura en materiales frágiles puede ser determinado con pruebas en probetas del tipo de flexión en tres puntos de apoyo, SE(B), y compacta de tensión, C(T), mostradas en la Figura 11. La precisión con que la tenacidad a la fractura en materiales frágiles,  $K_{IC}$ , describe el comportamiento de fractura de materiales reales depende de que tan bien el factor de intensidad de esfuerzos represente las condiciones de esfuerzo y deformación en la zona del proceso de fractura actual. En este sentido el factor de intensidad de esfuerzos,  $K_I$ , es exacto sólo en el caso en el que la deformación plástica es cero como en materiales frágiles. El método de prueba estandarizado para determinar valores de tenacidad a la fractura de materiales frágiles es el método ASTM-E399.



Probeta tipo de flexión en tres puntos de apoyo, SE(B)



Probeta tipo compacta de tensión, C(T)

Figura 11. Tipos de probetas usadas para determinar la tenacidad a la fractura de materiales frágiles,  $K_{IC}$  (Kosteas, 1994).

Para fabricar una probeta, primero se debe determinar la orientación, sobre la pieza, en la cual se desea determinar la tenacidad del material que se está analizando. Posteriormente, se define la dimensión crítica de la pieza que satisface los requisitos de la constricción máxima y zona plástica pequeña, según las siguientes condiciones (ASTM E 399, 1990):

$$a = \text{tamaño de grieta} > 2,5 (K_{IC}/\sigma_{YS})^2$$
$$B = \text{espesor de la probeta} > 2,5 (K_{IC}/\sigma_{YS})^2$$
$$W = \text{ancho de la probeta} > 5,0 (K_{IC}/\sigma_{YS})^2$$

El tamaño inicial de la longitud de grieta debe ser de  $0,45 W$ , ya que la grieta se puede preagrietar por fatiga hasta aproximadamente  $0,5 W$ , usualmente la selección del espesor de la muestra se hace primero (Kosteas, 1994).

En lo que se refiere a la prueba experimental, normalmente se cumplen los siguientes requerimientos conforme a la norma: someter a la probeta a un preagrietamiento por fatiga; estimar la una curva desplazamiento del extensómetro ( $\Delta v$ ) contra carga ( $P$ ); y analizar la curva anterior para calcular un valor estimado de tenacidad a la fractura de materiales frágiles denominado  $K_Q$ . El criterio para validar este último resultado es que cumpla con los requerimientos arriba indicados con  $K_Q = K_{IC}$ , de no ser así, la prueba resulta inválida. Cabe mencionar que este resultado debe ser usados como una estimación de la tenacidad del material (Kosteas, 1994).

En resumen el método para determinar la tenacidad a la fractura de materiales frágiles,  $K_{IC}$ , es el siguiente, de acuerdo a la norma ASTM E399-90 (Curiel, 2005):

- Graficar la curva carga-desplazamiento del extensómetro obtenida experimentalmente con la máquina servohidráulica
- Trazar la recta secante desde el origen en la curva anterior
- Determinar la pendiente de la secante
- Multiplicar el valor de la pendiente por 0,95
- Multiplicar los valores de desplazamiento del extensómetro por el factor obtenido del paso anterior

extensómetro de tipo clip para medir el desplazamiento sobre la línea de carga, Figura 11. La probeta tipo C(T), ha sido modificada en la entalla para acomodar un punto de apoyo, SE(B), y la compacta de tensión C(T), como se muestra en la Las probetas usadas para el desarrollo de esta prueba son la de flexión en tres valor de  $J$  cerca del inicio de la propagación estable de la grieta (Landes, 1977).

El método para evaluar la tenacidad a la fractura en materiales dúctiles fue desarrollado por Landes y Bagley en las normas ASTM E-813 y B57448, respectivamente. En estos métodos el objetivo es desarrollar una curva J-R de la cual se obtiene el valor de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles,  $J_{IC}$ , un

11.4.7.2 Determinación de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles,  $J_{IC}$

ecuación, y todas son diferentes. El factor de forma,  $f(a/W)$ , descrito por (15) cambia con el tipo de probeta utilizado, este factor de forma está establecido para una probeta de tipo compacta de tensión, C(T). Cada tipo de probeta tiene un factor de forma representado por una

→ Con la validación del cociente  $P_{max}/P_Q$ , se concluye que el valor provisional de  $K_Q$  es igual a la tenacidad a la fractura de materiales frágiles,  $K_{IC}$ .

$$f(a/W) = \frac{(2 + \frac{W}{a})(0,886 + 4,64 \frac{W}{a} - 13,32 \frac{W^2}{a^2} + 14,72 \frac{W^3}{a^3} - 5,6 \frac{W^4}{a^4})}{(1 - \frac{W}{a})^{3/2}} \quad (15)$$

donde

$$K_Q = \frac{P_Q}{BW^{1/2}} f(a/W) \quad (14)$$

- Trazar la tangente y el punto que toca a la curva es el valor de  $P_Q$
- Si el cociente de  $P_{max}/P_Q$  es menor a 1,10, entonces, se utiliza el valor de  $P_Q$  para calcular el  $K_Q$ , con (14) y (15)

un significativo crecimiento estable de la grieta (curvas a y b), como se muestra en la Figura 15;  $\delta_U$  es cuando la grieta se propaga inestablemente con una pequeña extensión previa de crecimiento estable de grieta (curvas c y d) y  $\delta_m$  es cuando el comportamiento es totalmente plástico (curva e). Pop-in es el llamado punto de inestabilidad.

Para calcular el desplazamiento de abertura en la punta de la grieta crítico se utiliza la siguiente expresión (ASTM E1290, 1989):

$$\delta = \frac{K_{(i)}^2 (1-\nu^2)}{2\sigma_o E} + \frac{[r_p(W - a_o)]v_{pl(i)}}{[r_p(W - a_o) + a_o + z]} \quad (16)$$

donde

$a_o$  = Longitud de grieta original

$K$  = Factor de intensidad de esfuerzos con  $a = a_o$

$\nu$  = Relación de Poisson

$v_{pl}$  = Desplazamiento plástico en la abertura de la grieta

$\sigma_o$  = Punto de fluencia al 0,2%

$z$  = Distancia del punto de medición donde se coloca el extensómetro a la línea de carga

$r_p$  = Factor de rotación plástica =  $0,4(1+\alpha)$

donde

$$\alpha = 2 \left[ \left( \frac{a_o}{b_o} \right)^2 + \frac{a_o}{b_o} + \frac{1}{2} \right]^{\frac{1}{2}} - 2 \left( \frac{a_o}{b_o} + \frac{1}{2} \right) \quad (17)$$

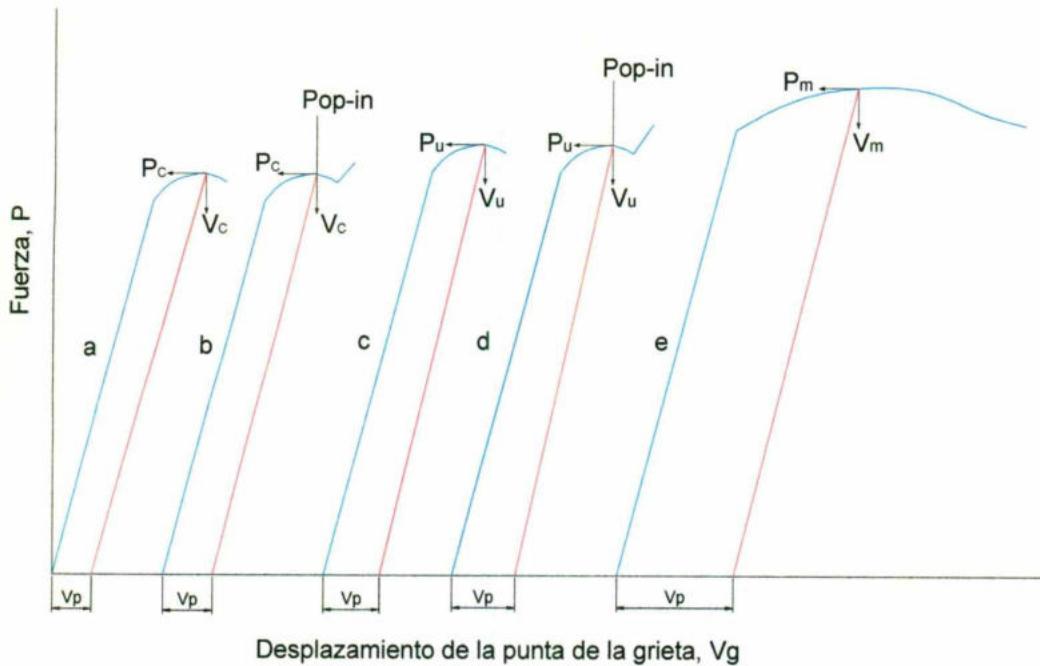


Figura 15. Diferentes tipos de comportamiento de las curvas de carga contra desplazamiento del extensómetro (Curiel, 2005).

El desarrollo del ensayo para determinar la tenacidad a la fractura por éste método permitirá conocer la cantidad de energía que se consume para que la grieta pueda producirse.

El desarrollo del método es de la forma siguiente (Curiel, 2005):

- Se grafican los datos de carga contra desplazamiento  $\Delta v$  obtenidos de la máquina servohidráulica
- Se determina una línea tangente a la curva
- Se traza una línea paralela a la tangente en el punto de carga máxima
- Se determina la deformabilidad de la línea de la carga máxima,  $v_p$
- Se determina la ecuación de la forma geométrica para una probeta compacta de tensión,

$$f(a_0/W) = \frac{(2 + \frac{a_0}{W})(0,886 + 4,64 \frac{a_0}{W} - 13,32 \frac{a_0^2}{W^2} + 14,72 \frac{a_0^3}{W^3} - 5,6 \frac{a_0^4}{W^4})}{(1 - \frac{a_0}{W})^{3/2}}$$

→ Se calcula el factor de intensidad de esfuerzos, K

$$K = \frac{P}{aW^{1/2}} f(a_0/W) \quad (18)$$

→ Se calcula el factor  $\alpha$

$$\alpha = 2 \left[ \left( \frac{a_0}{b_0} \right)^2 + \frac{a_0}{b_0} + \frac{1}{2} \right]^{1/2} - 2 \left( \frac{a_0}{b_0} + \frac{1}{2} \right) \quad (19)$$

→ Se calcula el factor de rotación plástica,  $r_p$

$$r_p = 0,4 (1 + \alpha) \quad (20)$$

→ Se calcula la  $\delta$  elástica

$$\delta_e = \frac{K^2 (1 - \nu^2)}{2\sigma_o E} \quad (21)$$

→ Se calcula la  $\delta$  plástica

$$\delta_p = \frac{r_p (W - a_0) \nu_p}{[r_p (W - a_0) + a_0 + z]} \quad (22)$$

→ Se calcula el desplazamiento de abertura en la punta de la grieta,  $\delta_{IC}$

$$\delta_{IC} = \delta_e + \delta_p \quad (23)$$

Los tres parámetros de la mecánica de fractura descritos anteriormente se relacionan entre sí según lo muestra la Figura 16 (Curiel, 2005).

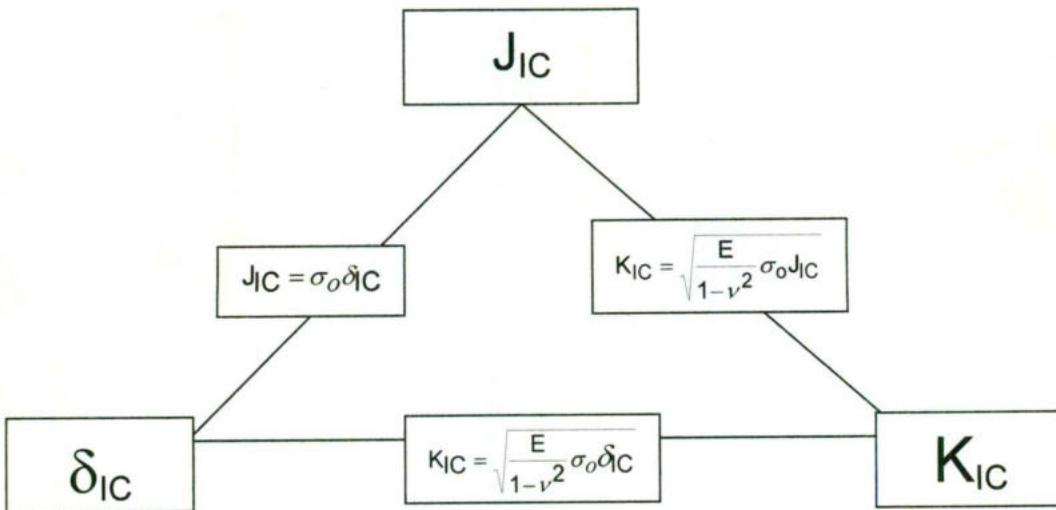


Figura 16. Relación de los parámetros de mecánica de fractura (Curiel, 2005).

### **III. HIPÓTESIS**

Al modificar la microestructura de un acero estructural A36 por medio de un tratamiento térmico, la resistencia mecánica es mayor y la tenacidad a la fractura es inversamente proporcional.

## **IV. OBJETIVOS**

### **GENERAL**

Desarrollar una metodología que nos permita conocer la influencia de la microestructura sobre la tenacidad a la fractura de un acero estructural de bajo carbono.

### **ESPECÍFICOS**

- Caracterizar el material.

Determinar la composición química, la microestructura y tratamiento térmico de llegada del material, además de propiedades mecánicas tales como esfuerzo de cedencia y resistencia última.

- Diseñar el tratamiento térmico a realizar en el material.

Establecer un tratamiento térmico óptimo para obtener una microestructura de ferrita-bainita en el material y así mejorar la resistencia mecánica de este acero estructural y observar su efecto en la tenacidad a la fractura.

- Realizar pruebas de mecánica de fractura.

Estudiar y determinar la tenacidad a la fractura de un acero estructural ASTM A36, tanto de llegada como tratado térmicamente.

Con estos valores de tenacidad a la fractura se puede evaluar el tamaño de grieta crítica que un elemento estructural puede soportar antes de fallar y el efecto que el cambio de microestructura por medio de un tratamiento térmico tiene sobre estos.

## V. METODOLOGÍA

### V.1 MATERIALES

La siguiente es una lista de los materiales utilizados durante el desarrollo del proyecto;

- Placa de acero estructural A36, de 0,0254 m (1 in) de espesor
- Cortadora manual de disco sumergible marca Jean Wirtz
- Montadora hidráulica, modelo Hidropress, marca Jean Wirtz
- Lijadora húmeda de disco doble modelo DUO
- Material para preparación metalográfica
- Reactivos químicos para ataque del material
- Pulidora de mesa de disco doble, modelo TG 250, marca Jean Wirtz
- Durómetro HOYTOM, super Rockwell, Duplex 713-R (identador de cono de diamante de 120° e identador de bola de 2,5 mm)
- Microdurómetro modelo 1600-6000M, serie 574MMT1-00035
- Microscopio metalográfico de platina invertida marca Olympus, modelo PMG3
- Microscopio estereoscopio, marca Olympus
- Analizador de Imágenes, Image Pro
- Espectrómetro de emisión atómica de arco-chispa Perkin Elmer, modelo Espectrolab con electrodo de Tungsteno de 4 mm de diámetro y atmósfera de Argón a una presión de 60 psi
- Mesa de mármol
- Vernier de alturas marca Scherr Tumico
- Vernier digital de 6 pulgadas de longitud, marca Mitutoyo
- Taladro-fresador Emco-FB-2 con dispositivos
- Torno paralelo horizontal EMCO, Maximat Super 11
- Rectificadora Chevalier FSG-1224AD con dispositivos
- Sierra cinta horizontal FUHO, Modelo PMC-F300, Motor ½ H.P. Serial No. 930030
- Mufla para tratamiento térmico, marca Linderg

- Extensómetros para pruebas de tensión y mecánica de fractura, marca Instron
- Máquina servo hidráulica Instron de 500 kN con celdas intercambiables de 10 y 100 kN

## V.2 MÉTODOS

Dado que los laboratorios en los cuales se llevan a cabo las pruebas cuentan con certificación, todas y cada una de las pruebas realizadas se hacen con apego a las normas de calidad.

Los métodos que se siguieron para el desarrollo del presente proyecto se basan en normas, así el ensayo de dureza por macroindentación utiliza la norma ASTM E 18-89a "Standard Test Methods for Rockwell Superficial Hardness of Metallic Materials", el ensayo de dureza por microindentación se basa en la norma ASTM E 384-99 "Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials"; y el análisis metalográfico de tamaño de grano se basa en la norma ASTM E 112-96 "Standard Methods for Estimating the Average Grain Size of Metals". Es importante, para poder llevar a cabo las pruebas o ensayos a que será sometido el material a estudiar, revisar y comprender los fundamentos teóricos sobre el tema de mecánica de fractura. Lo anterior se lleva a cabo realizando una investigación bibliográfica sobre los temas relacionados al proyecto.

Un aspecto primordial fue conocer y aprender el manejo de todo el instrumental necesario para obtener las probetas con las que se realizan los ensayos, así como el equipo de prueba para la obtención de los resultados en los cuales está basado el proyecto. Para lo anterior se toman cursos de capacitación sobre:

- Metrología Dimensional
- Equipo de maquinado
- Pruebas de Tensión y Mecánica de Fractura

Para llevar a cabo las pruebas de tensión y determinar así las propiedades mecánicas del material se utiliza la norma ASTM E8M-00 "Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials (Metric)" y las pruebas de mecánica de fractura se basaron en la norma ASTM E 1820-99a "Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness".

### V.3 DISEÑO EXPERIMENTAL

Este capítulo muestra la puesta en práctica de los aspectos teóricos necesarios para realizar el trabajo de investigación, siguiendo la ruta crítica mostrada en la Figura 17.

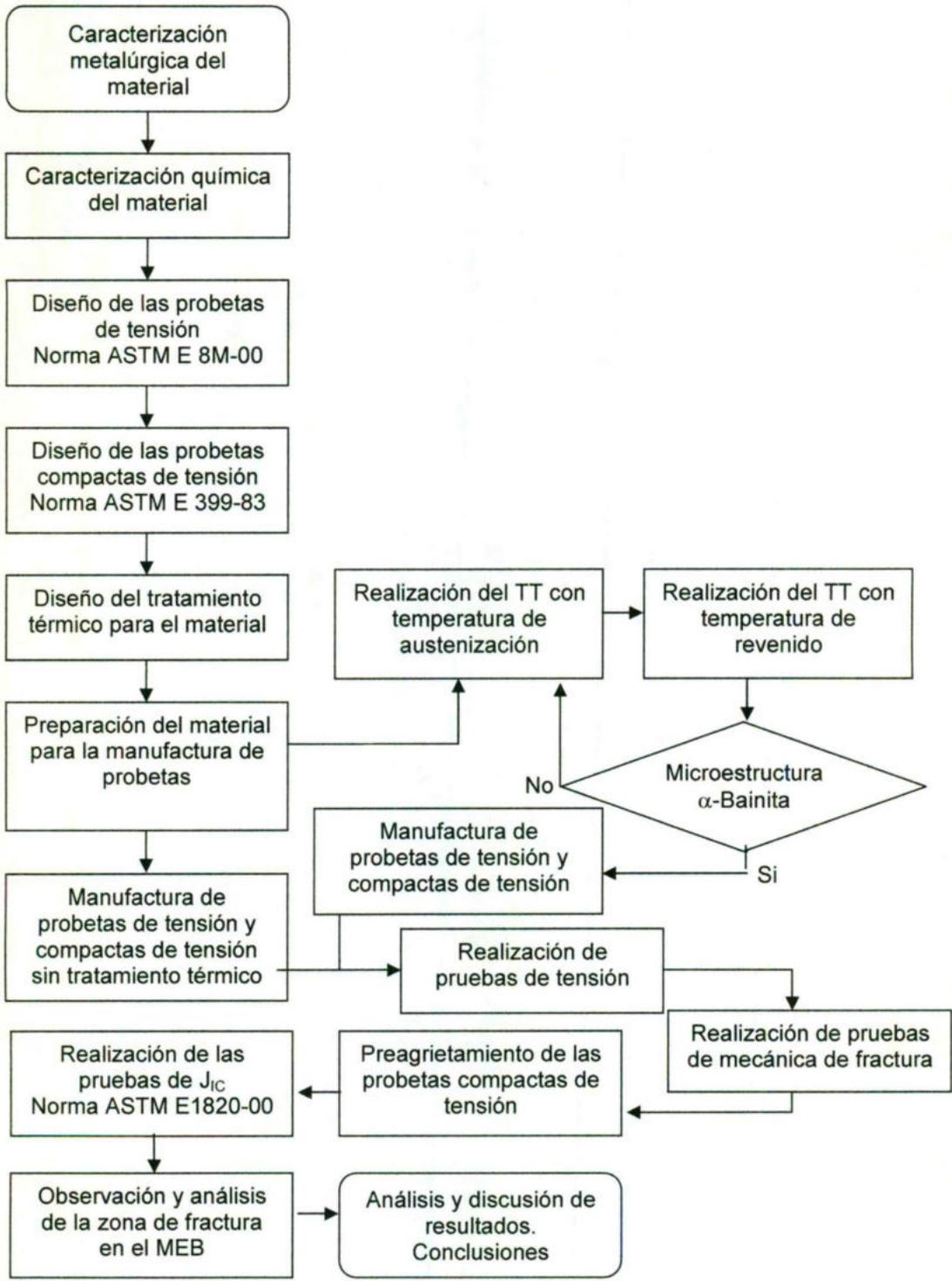


Figura 17. Diagrama de flujo del diseño experimental

### V.3.1 Caracterización del material

#### V.3.1.1 Medición de la zona afectada por el calor, ZAC

El material donde se obtienen las probetas, originalmente se encuentra en forma de placa de una pulgada de espesor. Así, el primer paso para obtener estas probetas es cortar el material con oxiacetileno lo que tiene el inconveniente la generación de una zona afectada por el calor, la cual modifica las propiedades mecánicas del material en la zona aledaña al corte y es de importancia saber la longitud de ésta para que sea removida. Para determinar lo anterior se corta una muestra que en la orilla tenga una parte afectada por el calor y se pule a espejo cuidando que en la orilla no se forme un plano y se curve. Posteriormente la pieza se ataca con Nital para revelar la microestructura y se observa en el microscopio metalográfico de platina invertida. Con ayuda del analizador de imágenes (Image Pro) se mide la longitud de la zona afectada térmicamente.

#### V.3.1.2 Identificación de la microestructura y tamaño de grano

Uno de los pasos principales en la caracterización del material es identificar la microestructura por medio de ensayos de metalografía que son útiles para la orientación del flujo de grano del material y de las inclusiones, lo cual nos ayudará para la identificación clara de las probetas transversales y longitudinales.

Diversas partes (transversal y longitudinal) de la pieza que sean representativas son cortadas y montadas en baquelita con ayuda de la montadora hidráulica a una presión de 90 bar y por un tiempo de 15 minutos, según instrucciones del Manual de Preparación metalográfica del Laboratorio de Microscopía Óptica, para aplicar la presión y tiempo adecuados de acuerdo al material utilizado para montar la pieza.

Las probetas obtenidas son sometidas a un desbaste grueso utilizando la pulidora doble de discos giratorios y las lijas de agua de los diferentes grados. Una vez terminado lo anterior se realiza un desbaste fino en la pulidora, de la misma manera que el desbaste anterior y hasta conseguir una superficie a espejo y sin rayas.

Para observar la microestructura del material es necesario atacarla químicamente con una solución de Nital al 3%, el tiempo de exposición al Nital dependerá de cada material pero en este caso será hasta que la superficie del mismo se vea opaca. Posteriormente la probeta es colocada en el microscopio metalográfico de platina invertida, mostrada en la Figura 18.

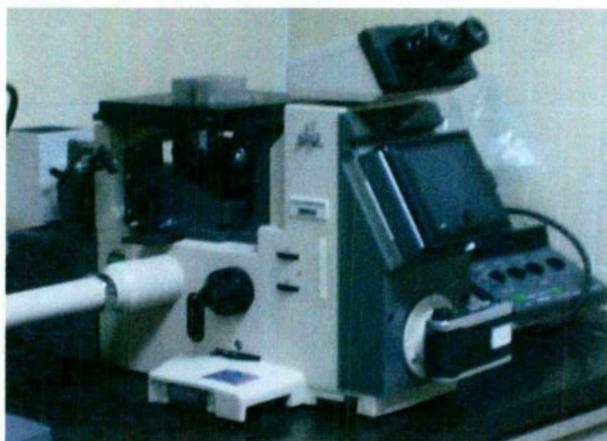


Figura 18. Microscopio metalográfico de platina invertida ubicado en las instalaciones del Instituto Mexicano del Transporte (Fotografía tomada por el autor).

Comenzando por un aumento de 10x en el objetivo y 10x en el ocular se procede a reconocer la microestructura del material en distintos puntos de la probeta, en los cuales se deberán tomar fotografías a estos o más aumentos para tener una buena identificación de la microestructura del material, teniendo en cuenta la señalización de la escala a la que se toma la fotografía.

Determinar el tamaño de grano es también de importancia, lo que se hará a un aumento de 10x en el ocular y 10x en el objetivo y por comparación con los valores estándares ya establecidos, en por lo menos 3 zonas diferentes del acero. Son necesarias las fotografías también en este caso.

### V.3.1.3 Dureza

Otra parte fundamental para obtener información sobre las propiedades mecánicas del material es sin duda la medición de dureza, para lo cual se sigue el procedimiento que se describe a continuación:

Se coloca la probeta en la platina adecuada del durómetro, mostrada en la Figura 19, para medir la dureza del material. Como recomendación se puede realizar una prueba en escala de dureza Rockwell C para darnos una idea de la escala más recomendable para medir la dureza del material y en que intervalo está y se utiliza un indentador de cono de diamante de  $120^\circ$ . Si la escala de Rockwell C no es la adecuada para el material entonces se elige otra escala, para el material de llegada, es decir, en estado normalizado se realizan las mediciones en la escala Brinell, con un mínimo de cinco para de esta forma hacer un promedio de ellas. Se debe tener cuidado en que cada indentación esté lo suficientemente separada de la anterior para evitar errores en la medición, cada medición debe estar separada de otra en por lo menos tres veces el diámetro de la huella. La medición de dureza debe ser tanto transversal como longitudinal.



Figura 19. Durómetro HOYTOM ubicado en las instalaciones del Instituto Mexicano del Transporte (Fotografía tomada por el autor).

#### V.3.1.4 Determinación de inclusiones en el material

También es necesario llevar a cabo un análisis de inclusiones en el material, de la siguiente manera:

Las probetas anteriores deben ser pulidas desde el grado 240 de las lijas y en el pulido fino con la alúmina se debe tener cuidado de que el paño esté poco húmedo, para no arrancar las inclusiones, lo que sólo ayudaría a una difícil determinación de las mismas, de igual forma la probeta girará al contrario del giro del paño, para obtener una superficie a espejo y sin rayas. Posteriormente sin atacar químicamente su superficie se observa en el microscopio de platina invertida.

Las inclusiones son importantes para conocer el grado de pureza del material y estas se checan a un aumento de 10x en el objetivo y 10x en el ocular en el microscopio metalográfico de platina invertida, pero si no se pueden reconocer se checan a 50x en el objetivo y 10x en el ocular. Las inclusiones que contenga el acero deben ser comparadas con una tabla estandarizada de los diferentes tipos de inclusiones. Para tener evidencia física de que se realizó el análisis y de los resultados del mismo se toman fotografías de las inclusiones existentes en el material.

Uno de los cuidados más importantes que se deben tener con las probetas una vez utilizadas es que deberán ser conservadas en un desecador para evitar que su superficie se raye o contamine.

#### V.3.2 Pruebas de tensión

Se realizan pruebas de tensión de las que se obtendrá información sobre las propiedades mecánicas del material como el Módulo de Young, el esfuerzo de cedencia, el porcentaje de elongación y el porcentaje de reducción de área, entre otras. Toda esta información posteriormente será utilizada para el diseño de las probetas de mecánica de fractura. Para realizar los ensayos de tensión se deben fabricar las probetas, esto se logra realizando los siguientes pasos:

### V.3.2.1 Diseño de probetas de tensión

Se toma la norma ASTM E8M-00 para el diseño de las probetas de tensión, Figura 20, las cuales son redondas y cuentan con cuerda en cada extremo para poder adaptarlas a los dispositivos fabricados en el Instituto Mexicano del Transporte, mostrados en la Figura 26, que nos servirán para ser sujetados de forma correcta con las mordazas planas en la máquina servo hidráulica Instron.

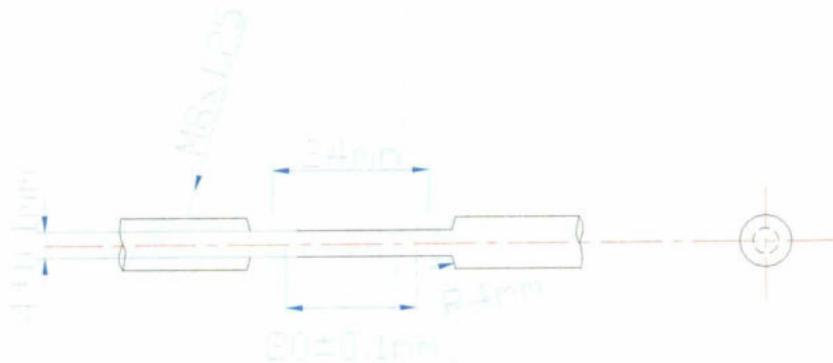


Figura 20. Diseño de probeta de tensión redonda (ASTM E8M-00, 2000).

### V.3.2.2 Muestreo del material

El muestreo debe ser representativo de toda la placa de acero y las probetas que se fabricarán posteriormente deberán ser tomadas en dos direcciones de la placa, transversal y longitudinal, tal como lo indica la norma ASTM E 399-90 "Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials", como se muestra en la Figura 21, las probetas de tensión son cortadas y maquinadas en las mismas direcciones, sin embargo para el análisis posterior de resultados se tomaran en direcciones contrarias, es decir, las propiedades mecánicas de las probetas de tensión longitudinales se aplicarán a las probetas de mecánica de fractura transversales y viceversa.

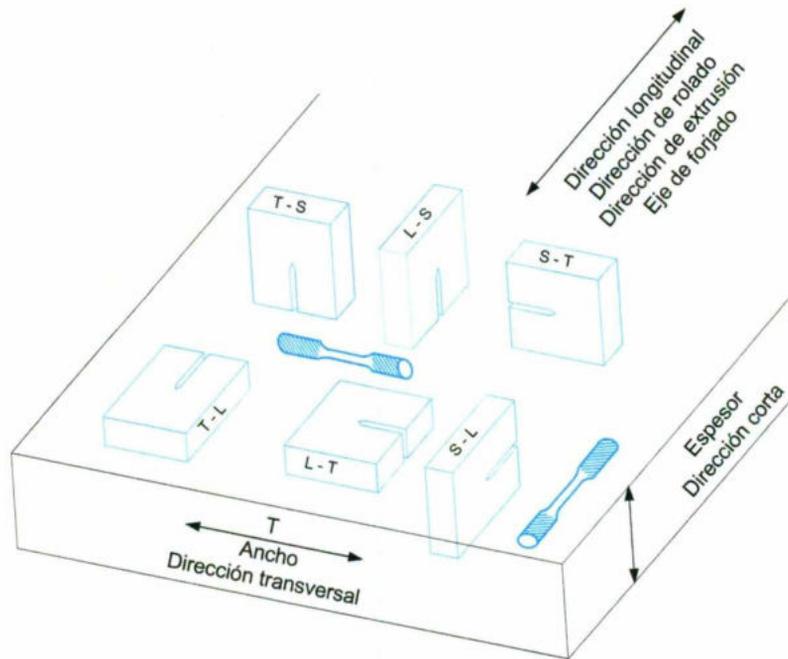


Figura 21. Dirección que deben tener las probetas tanto de tensión como de mecánica de fractura en una placa de acero (ASTM E399-90, 1997).

### V.3.2.3 Habilitado del material

La placa debe ser cortada en partes que tengan dimensiones cercanas a las de la probeta final, para este paso es posible utilizar una sierra cinta horizontal y una cortadora manual, el objetivo es elaborar un rectángulo con las dimensiones de ancho, espesor y largo aproximadas a las dadas en la norma, y dejarlo listo para el maquinado. El objetivo del maquinado es el de quitar el mayor material posible en menos pasadas, en el proceso de desbaste. En el proceso de acabado es quitar lo menos posible por pasada para dar la dimensión final, en este proceso se debe tener en cuenta el acabado de la superficie. En todo momento del maquinado no se debe olvidar usar el refrigerante, con el que tanto la pieza como la herramienta de corte deben estar bañadas, para evitar sobrecalentamientos y generar demasiados esfuerzos en el material que provengan de la fricción entre ambas.

#### V.3.2.4 Maquinado del material a dimensiones

El maquinado según el diseño de la probeta bajo la norma ASTM E8M-00 "Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials" se realiza como sigue:

Para poder realizar el maquinado de las piezas es necesario antes calcular la velocidad de giro que tendrá la pieza a maquinar en el torno EMCO, así también se debe determinar el avance que se tendrá. Teniendo en cuenta (24), se calculará con ella la velocidad de giro para un material determinado, en este caso el acero.

$$S = \frac{1000V_C}{\pi D} \quad (24)$$

Donde, S = Velocidad de giro, RPM.

$V_C$  = Velocidad de corte, m/min.

D = Diámetro del cortador, mm.

La velocidad de corte para un material determinado es mostrada en el Cuadro 8. Se debe tener en cuenta que el diámetro del cortador no puede ser aplicado en este caso ya que es la pieza la que gira en el torno y los cortadores tienen forma de punta, es por lo anterior que el diámetro que se toma en cuenta es el de la pieza. En este caso el material a trabajar es el acero bajo carbono y son estos datos los que se toman para determinar la velocidad de giro. Una vez calculado este dato, el primer paso del maquinado de las probetas de tensión es el de colocar la pieza ya habilitada en el torno para realizar un pequeño punto o barrenado en cada uno de los extremos del rectángulo con una broca de centros.

Cuadro 8. Tabla de velocidades de corte y avance para cortadores de acero rápido, HSS ([www.chi.itesm.mx/~cim/tuto/datcor.htm](http://www.chi.itesm.mx/~cim/tuto/datcor.htm)).

Material a maquinar	Velocidad de corte (m/min)	Avance por filo (fresa o escareador) (mm/filo)
Aluminio	70-100	0.05-0.1
Latón	50-70	0.05-0.1
Hierro fundido	25-40	0.025-0.05
Acero bajo carbono	30-40	0.025-0.05
Acrílico	20-30	0.035-0.075

Una vez realizados ambos puntos se procede a realizar un cilindrado en la pieza rectangular, como se muestra en la Figura 22, para dejar el cilindro a dimensiones próximas a las de la probeta terminada.



Figura 22. Pieza cilíndrica de acero A36 (Fotografía tomada por el autor).

El siguiente paso es realizar el tallado de la cuerda que llevará la probeta de tensión en ambos extremos, como se muestra en la Figura 23, de acuerdo a las especificaciones de diseño. Posteriormente se realiza la entalla de la probeta. Uno de los mayores cuidados que se deben de tener es que la entalla debe ser simétrica, es decir, debe empezar justo en la mitad de la longitud total del cilindro debe medir lo mismo a ambos lados de la probeta. La entalla ya maquinada debe estar libre de las rayas que pudiera dejar el cortador, es por eso que una vez terminada de maquinar se da un acabado con lijas de agua hasta asegurarse de que las rayas han desaparecido. Lo anterior para evitar los concentradores de esfuerzos, es importante que el metal se encuentre libre de trabajado en frío,

muestras, superficies rugosas o filos, sobrecalentamiento o cualquier otra condición que afecte las propiedades de la medición.



Figura 23. Tallado de cuerdas en torno EMCO para probetas de tensión redondas  
(Fotografía tomada por el autor).

#### V.3.2.5 Preparación de probetas para su ensayo

Cada probeta debe ser identificada y se deben realizar mediciones para corroborar que sus dimensiones están dentro de una tolerancia ya especificada y que son aptas para realizar los ensayos con ellas. El realizar las mediciones de la entalla es también importante. Con estas mediciones es posible obtener un promedio de toda esta sección y así poder calcular el área de la sección transversal de una forma más real, lo que nos servirá para posteriores cálculos en la prueba de tensión, de igual forma éstas mediciones nos sirven para marcar en la entalla la longitud calibrada, como se muestra en la Figura 24. Para lograr identificar el rayado en la probeta, esta es pintada con una tinta especial para marcado del color que se desee, para este rayado es necesario utilizar el Vernier de alturas o "Pie de rey", la mesa de mármol y una superficie rectificada, como se muestra en la Figura 25. Para el posterior ensayo de la probeta la norma ASTM E8M-00 indica un longitud calibrada de  $20 \pm 0,1$  mm y se debe tener en cuenta que el rayado de la longitud calibrada debe ser lo más preciso posible, ya que esta parte es una zona crítica de la probeta, en ella se determina la validez de la prueba de tensión. La

Figura 26 muestra una probeta de tensión redonda ya terminada y lista para su ensayo.

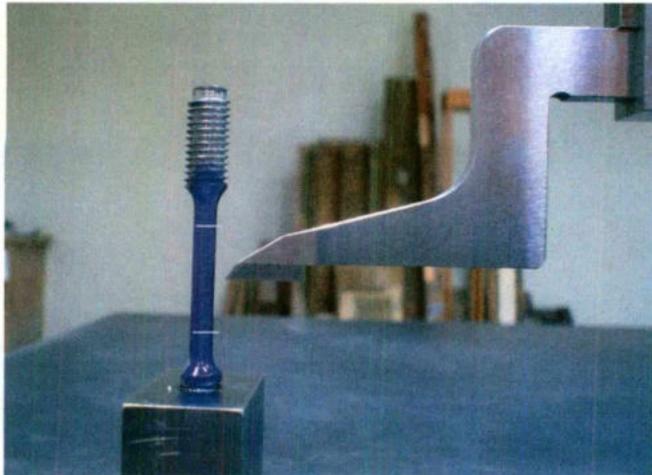


Figura 24. Marcado de longitud calibrada en probetas redondas de tensión  
(Fotografía tomada por el autor).



Figura 25. Uso del vernier de alturas para el rayado de probeta redonda de tensión  
(Fotografía tomada por el autor).

La probeta de tensión se coloca en unos dispositivos diseñados especialmente para la sujeción correcta con las cuerdas, como se muestra en la Figura 27, estos dispositivos se colocan posteriormente en las mordazas planas las cuales se

encuentran ubicadas en la máquina Instron para poder realizar la prueba, como se muestra en la Figura 28 y Figura 29.



Figura 26. Probeta de tensión redonda (Fotografía tomada por el autor).



Figura 27. Dispositivo utilizado para la sujeción de probetas redondas de tensión, fabricado en las instalaciones del Instituto Mexicano del Transporte (Fotografía tomada por el autor).

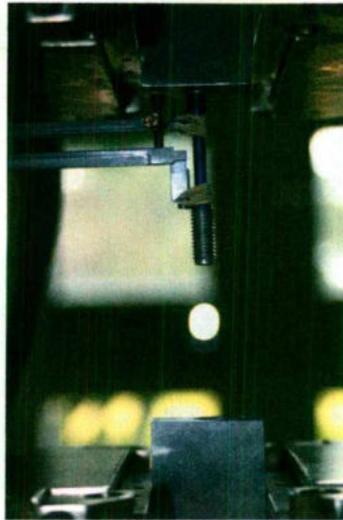


Figura 28. Probeta de tensión montada en la máquina Instron ubicada en las instalaciones del Instituto Mexicano del Transporte (Fotografía tomada por el autor).

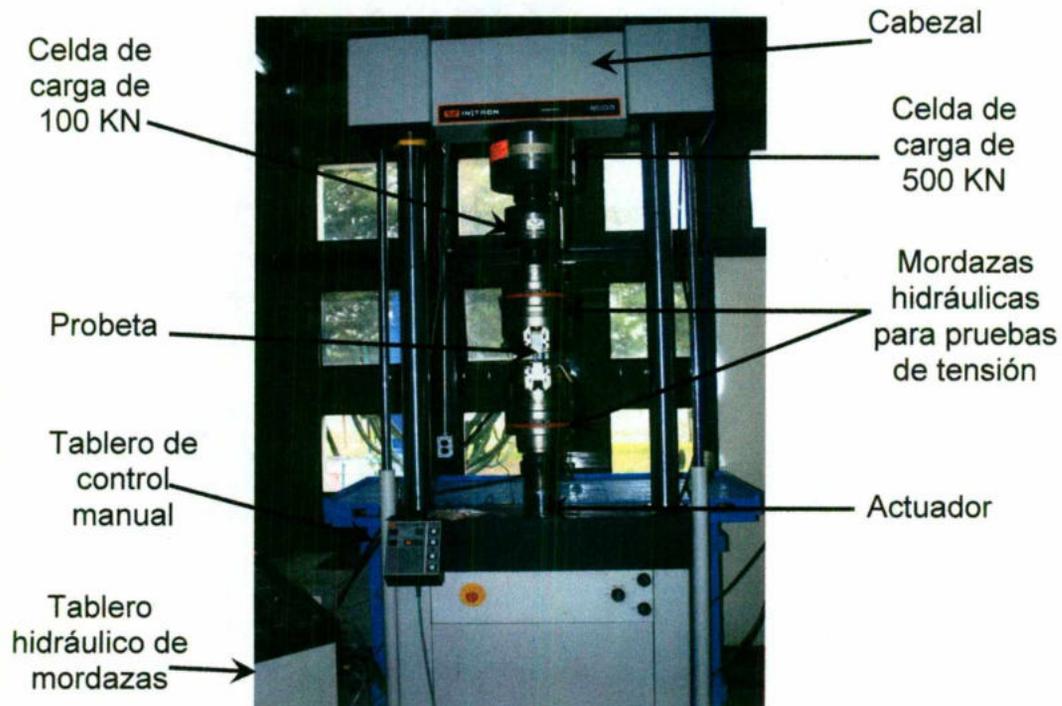


Figura 29. Máquina servohidráulica Instron realizando pruebas de tensión, ubicada en las instalaciones del Instituto Mexicano del Transporte (Fotografía tomada por el autor).

Antes de realizar la prueba se debe calcular la velocidad de aplicación de la fuerza. Para realizar este cálculo se debe conocer el área promedio de la sección reducida de la probeta, en metros. Por ejemplo:

Área promedio de una probeta de tensión redonda =  $12,48 \text{ mm}^2 = 1,248 \times 10^{-5} \text{ m}^2$

La norma ASTM E8M-00 marca un intervalo de velocidad de aplicación de esfuerzos de 1,15 a 11,5 MPa/s (ASTM E8M, 2000). Teniendo (25) para el cálculo de la fuerza que será aplicada a la probeta,

$$F = VAt \quad (25)$$

donde  $F$  = la fuerza aplicada al material en N

$V$  = la velocidad de aplicación de esfuerzos que marca la norma ASTM E8M con unidades en  $\text{N/m}^2\text{s}$

$t$  = el tiempo de aplicación de esfuerzos en segundos

Se lleva a cabo el cálculo de la fuerza requerida utilizando la ecuación anterior para el área específica de la probeta de tensión como sigue:

$$F = \left( 3 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2\text{s}} \right) (12,48 \text{ mm}^2) = 37,44 \text{ N/s}$$

$$F = 0,0374 \text{ KN/s}$$

Este valor de fuerza es el que se aplicará por segundo para realizar las pruebas de tensión.

Se debe elegir una velocidad de carga en el límite inferior, en este ejemplo se eligió el valor de  $3 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2\text{s}}$  o  $3 \frac{\text{MPa}}{\text{s}}$ , esto con la finalidad de que la prueba sea lo

suficientemente lenta para poder recopilar los datos necesarios y estos nos permitan reconocer el esfuerzo de cedencia del material en la curva esfuerzo-deformación.

Para la prueba de tensión se requiere del uso de extensómetros, lo que nos ayudará a registrar de forma más precisa la deformación que tiene la probeta de tensión a cada momento en que se registran datos, como se muestra en la Figura 30. Los datos que la máquina arroje son el tiempo de recopilación de datos en

segundos, el desplazamiento del extensómetro en mm y la carga aplicada a cada momento en KN.

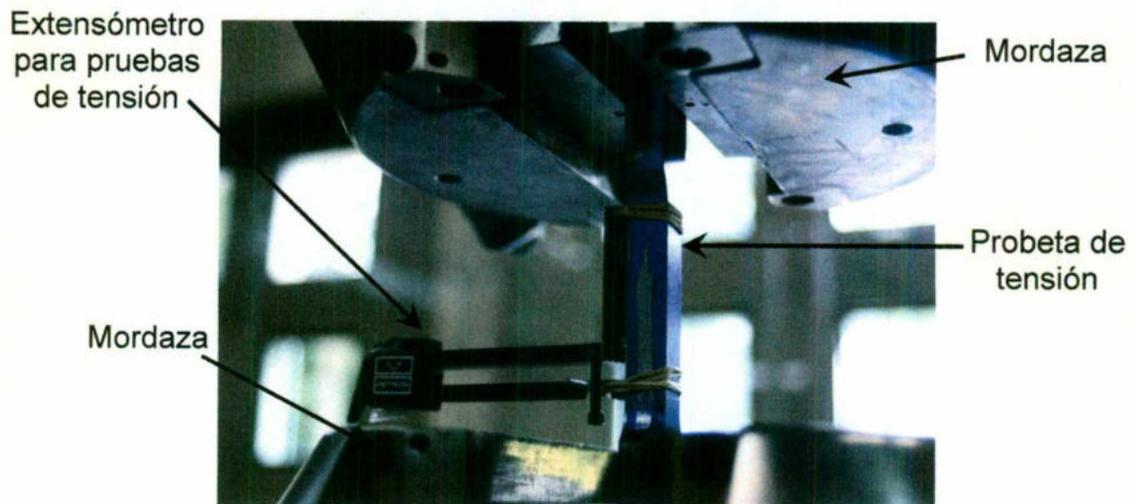


Figura 30. Uso de extensómetro en pruebas de tensión realizadas en las instalaciones del Instituto Mexicano del Transporte (Fotografía tomada por el autor).

Posteriormente se analizan los datos en una hoja de cálculo de Excel, en donde el paso principal es realizar la curva ingenieril de esfuerzo-deformación y así poder usar el método paralelo que marca la norma para determinar el esfuerzo de cedencia, como se muestra en la Figura 31. Una vez que se tiene esta curva se toman los datos de la zona lineal elástica y se hace una regresión lineal para encontrar la ecuación de la recta, teniendo cuidado de que el coeficiente de correlación,  $R$ , sea de 0,99 como mínimo. Con esta ecuación de la recta se hace un ajuste y se vuelven a graficar los datos de esfuerzo-deformación, los cuales deben estar desplazados en el eje de las abscisas un 0,2%, parte  $0 \leftrightarrow m$ , es decir, deberán estar desplazados 0,002 en la deformación. Esta curva desplazada se sobrepone al diagrama esfuerzo-deformación original y se encuentra que esta línea es completamente paralela a la línea  $0A$  del diagrama y es la línea  $mn$ . Es por esto que el punto en donde haya un cruce de la línea  $mn$  y la curva esfuerzo-deformación es identificado como el esfuerzo de cedencia,  $\sigma_0$ , punto  $r$ . El punto  $p$  es llamado el esfuerzo último,  $\sigma_U$ .

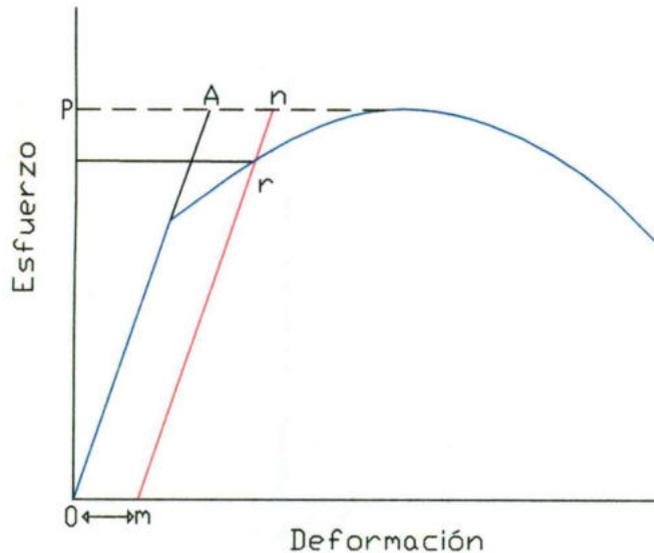


Figura 31. Método paralelo para la determinación del esfuerzo de cedencia (ASTM E8M-00, 2000).

Otro dato importante en este análisis es el Módulo de Young,  $E$ , el cual es obtenido también del método anterior, sin embargo, este dato es el valor de la pendiente que se obtiene al realizar la regresión lineal de la zona lineal elástica de la curva y el cual debe de estar dentro del intervalo de 180 a 210 GPa como lo reporta la literatura. Además, de esta curva se puede obtener información como el esfuerzo último,  $\sigma_U$ , el esfuerzo de flujo, que es el promedio del esfuerzo de cedencia,  $\sigma_0$ , y el esfuerzo último,  $\sigma_U$ , el esfuerzo máximo, el punto de fractura, entre otras propiedades. La información que se obtenga de los ensayos anteriores es la base para el diseño y manufactura de las probetas de los ensayos de mecánica de la fractura tomando en cuenta las propiedades mecánicas obtenidas. El procedimiento antes descrito se realiza para las probetas de tensión con y sin tratamiento térmico.

Con los datos que se obtienen al realizar las pruebas de tensión se pueden generar dos tipos de curvas de esfuerzo-deformación llamadas curva esfuerzo-deformación ingenieril y curva esfuerzo-deformación real. En la curva esfuerzo-deformación ingenieril el esfuerzo se calcula dividiendo la carga entre el área

original de la probeta sin tener en cuenta la reducción de área que se lleva a cabo en la probeta y la deformación se mide en la longitud calibrada por medio de un extensómetro, la deformación unitaria se obtiene al dividir esa deformación entre la longitud calibrada inicial, ésta curva no da una indicación verdadera de las características de deformación ya que está basada completamente en las dimensiones originales de la probeta y éstas dimensiones cambian continuamente durante la prueba de tensión. Ésta curva proporciona valiosa información hasta acercarse al punto de cedencia y más allá de éste punto los valores de esfuerzo son ficticios ya que existe una reducción de área que debe ser tomada en cuenta. Por su parte, en la curva esfuerzo-deformación verdaderos existe una corrección en el cálculo de esfuerzos al dividir la carga entre el área transversal existente a esa intensidad de carga y la deformación real se determina al dividir el cambio en la longitud calibrada entre la longitud calibrada inmediata precedente. En la práctica la curva que más se utiliza es la curva esfuerzo-deformación ingenieril ya que nos permite tener un factor de seguridad al momento de utilizar las propiedades mecánicas del material para una aplicación específica.

### V.3.3 Pruebas de mecánica de fractura

#### V.3.3.1 Pruebas de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles, $J_{IC}$

Posteriormente se elaboran las probetas tipo compactas de tensión, C(T), para la prueba de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles,  $J_{IC}$ , como se muestra en la Figura 32, las cuales están basadas en la norma ASTM E 1820-99a y que tienen una modificación en la entalla para el uso de extensómetros de clip. El parámetro principal a tomarse en cuenta es el espesor de las probetas, el cual será el más cercano al espesor de la placa donde se obtienen las probetas. Una de las dimensiones más importantes en este tipo de probetas es la longitud de la entalla, la cual debe de estar dentro de un intervalo de  $0,45 \leq a/W \leq 0,55$ , donde  $a$  es el tamaño de grieta inicial o, en este caso, el tamaño de la entalla y  $W$  es el ancho de la probeta.

El muestreo y el maquinado de las probetas se realizan en forma similar a las probetas de tensión con la diferencia de que las probetas tipo compactas de

tensión,  $C(T)$ , se elaboran en la fresadora y posteriormente se rectifican las superficies planas. El objetivo de éste método es cargar una probeta preagrietada por fatiga para inducir la propagación de una grieta estable. La separación estable resulta en una relación mostrada en la Figura 33 de tenacidad a la fractura versus extensión de la grieta, la cual es medida con ayuda del extensómetro, del cuál pueden ser determinados valores puntuales. Se utiliza el procedimiento básico en el que se usa una sola probeta por cada prueba y así desarrollar una curva J-R en la cual se evalúa un valor puntual de la tenacidad a la fractura del material. Éste procedimiento se realiza para las probetas con y sin tratamiento térmico.

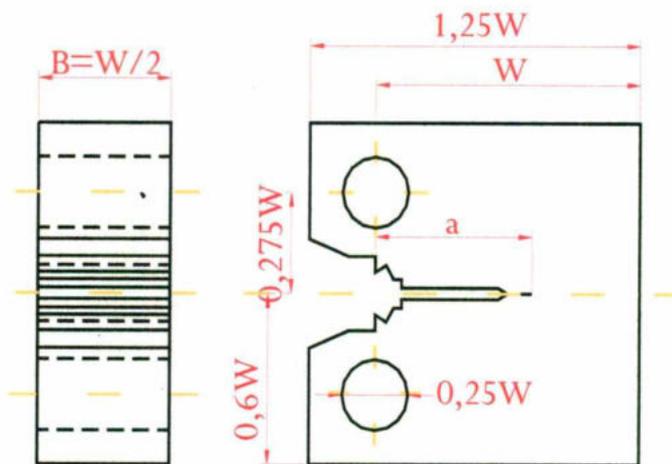


Figura 32. Diseño de probeta compacta de tensión utilizada en las pruebas de mecánica de fractura (ASTM E 1820-99a, 2000)

Una vez calibrada la distancia de abertura del extensómetro con ayuda de un vernier en 10,00 mm se coloca en la probeta y ésta se coloca en los dispositivos adecuados para realizar la prueba de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles,  $J_{IC}$ , como lo muestra la Figura 36. Se ingresan los datos de extensión de la grieta inicial,  $a_0$ , ancho de la probeta,  $W$ , y espesor de la probeta,  $B$ , en el programa de computadora llamado  $da/dN$ , el cual se utiliza para correr la prueba, se debe tener especial cuidado en que la prueba se corre sobre la línea de carga y no en la cara frontal, la línea de carga pasa justamente al centro de ambos barrenos y se muestra de manera vertical en la Figura 32. La rapidez de la

propagación de la grieta dependerá de la amplitud de los esfuerzos en la punta de la grieta. Durante un ciclo la carga varía dentro de un intervalo de carga máxima y carga mínima y queda definido por (26) la relación de cargas, R,

$$R = \frac{P_{\min}}{P_{\max}} \quad (26)$$

R además representa el valor de esfuerzo promedio, si R aumenta el valor del esfuerzo promedio aumenta. En las pruebas de preagrietamiento el valor óptimo de R es de 0,1. Otro dato importante es la razón de Poisson,  $\nu$ , la cual es determinada para aceros en general con un valor de 0,3. El factor de intensidad de esfuerzos, K, típico para un acero de este tipo se toma como  $20 \text{ MPa m}^{1/2}$ . El tamaño de pregrieta debe de estar en el intervalo de  $0,45 \leq a/W \leq 0,70$ . En nuestro caso se optó por el valor medio de este intervalo dando como resultado una relación de  $a = 0,55 W$  con un valor de pregrieta de 9 mm desde la punta de la entalla o 27,5 mm desde la línea de carga.

Los datos necesarios para realizar el preagrietamiento son la precarga, la cual se da para evitar que el material sufra una sobrecarga y ésta llegue a deformar plásticamente al material, la carga máxima y mínima a aplicar, los cálculos se realizan en base a las dimensiones originales del espesor, ancho y longitud de grieta inicial, en este caso, cuando se inicia el preagrietamiento es la longitud de la entalla; de igual manera se necesita el factor de forma de la probeta tipo compacta de tensión, C(T).

El primer paso es calcular el incremento de la carga,  $\Delta P$ , a partir de (27),

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{BW^{1/2}} f(a_0/W) \quad (27)$$

Una vez calculado el  $\Delta P$  se calcula la carga máxima que se le va a aplicar al material durante el preagrietamiento y la carga mínima, (28),

$$P_{\max} = \frac{\Delta P}{1-R} \quad (28)$$

Donde R = relación de carga máxima y mínima, en nuestro caso es 0,1

$$P_{\min} = RP_{\max} \quad (29)$$

Posteriormente se calcula la precarga (30) con los datos ya calculados,

$$\text{Precarga} = \frac{P_{\max} + P_{\min}}{2} \quad (30)$$

Ya que se han ingresado todos los datos necesarios se activa un límite de carga como seguridad para evitar dañar la probeta con algún golpe y se procede a aplicar la precarga a la probeta. De igual manera se tienen que activar el resto de los límites de carga y del extensómetro como seguridad y que serán de ayuda para proteger la probeta y las mordazas y evitar algún accidente antes o durante la prueba. Hasta este momento lo único que se hace es preagrietar la probeta por fatiga, esto se hace para partir del principio de que el material ya tiene un defecto, es decir, está pregrieta hace que la prueba sea más cercana en cuanto a condiciones a la realidad.

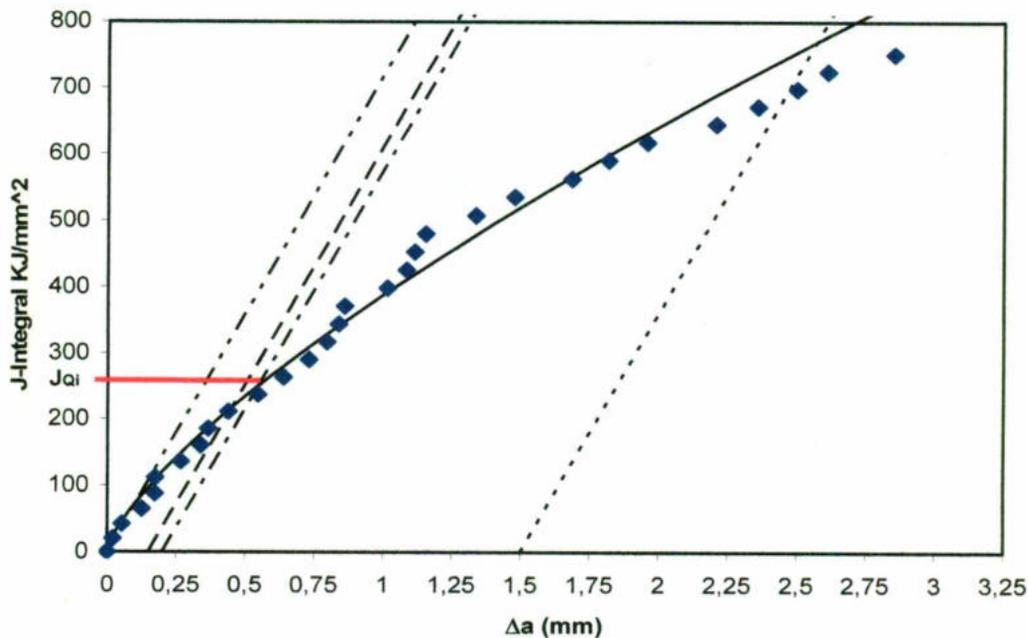


Figura 33. Curva tipo J-R obtenida de una prueba de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles sin tratamiento térmico,  $J_{IC}$ .

Una vez preagrietada la probeta se maquina una muesca lateral de 10% del espesor de la probeta a cada lado, como se muestra en la Figura 34, para que de esta forma la grieta avance en la dirección de la muesca y disminuya un poco la

condición de esfuerzo plano. Posteriormente se procede a realizar la prueba de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles,  $J_{IC}$ , la cual consiste en una prueba con mediciones continuas de varios ciclos de carga y descarga versus el desplazamiento del extensómetro ubicado en la línea de carga y por consiguiente el desplazamiento de la punta de la grieta obteniendo una gráfica como la mostrada en la Figura 35. La parte más importante de esta gráfica está en la pendiente de los ciclos de carga y descarga, la cuál tiene unidades de  $KJ/m^3$  y al realizar la curva de integral J, estos valores se relacionan con la extensión de la grieta,  $\Delta a$ , obteniéndose valores puntuales de tenacidad a la fractura con unidades de  $KJ/m^2$ . Al inicio de la prueba de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles,  $J_{IC}$ , el programa automáticamente realiza tres ciclos de carga y descarga para medir el tamaño de la grieta y a partir de éste calcular los datos de  $\Delta a$  y de la integral J, mostrados en la Figura 33.

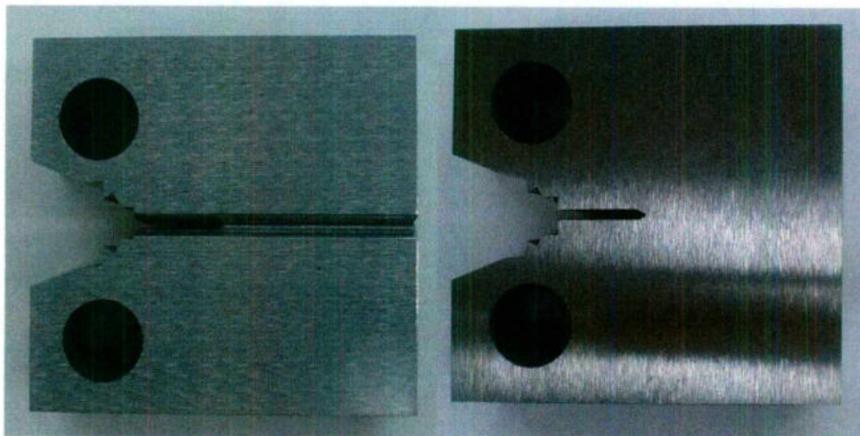


Figura 34. Probetas tipo compactas de tensión, C(T), con y sin muesca lateral.

Con los valores que forman esta curva de integral J se calculan las siguientes líneas

→ Línea de plasticidad o construcción. Se calcula de acuerdo a (31),

$$J = M\sigma_Y\Delta a \tag{31}$$

Donde  $M = 2$  o puede ser determinado de los datos de la prueba

$\sigma_Y$  = esfuerzo de flujo, KJ, es calculado como el promedio del esfuerzo de cedencia a 0,2%  $\sigma_o$ , y el esfuerzo último de tensión,  $\sigma_U$ , (32),

$$\sigma_Y = \frac{\sigma_o + \sigma_U}{2} \quad (32)$$

$\Delta a$  = extensión de la grieta a cada instante, mm.

→ Líneas de exclusión a 0,15 y 1,5. Una vez bosquejada la línea anterior se dibujan dos líneas paralelas a la de construcción y cuya intersección en el eje de las abscisas sea en 0,15 mm y a 1,5 mm.

→ La línea de inicio. Se bosqueja una línea paralela a la línea de construcción y las de exclusión a un valor de inicio de 0,2 mm. Esta línea se usa en común con la línea a 0,2% en la gráfica esfuerzo-deformación para determinar el esfuerzo de cedencia.

Una vez que se tengan estas líneas se usa el método de mínimos cuadrados para determinar una línea de mejor ajuste con (33)

$$\ln J = \ln C_1 + C_2 \ln \left( \frac{\Delta a}{k} \right) \quad (33)$$

donde  $k = 1,0$  mm

La intersección de la línea de mejor ajuste con la línea de inicio en 0,2 mm de  $\Delta a$  define el valor de  $J_Q$  y  $\Delta a_Q$ , los cuales son valores provisionales de tenacidad a la fractura y extensión de la grieta, respectivamente.

Los puntos que no se encuentran entre las líneas de exclusión a 0,15 y 1,5 mm son todos los puntos que deberán ser eliminados según lo indica la norma ASTM E 1820-00 y los que están dentro de ésta región son los puntos válidos para la prueba y deberán ser al menos 5 puntos, el valor en la abcisa que intercepta a 0,15 mm es el valor mínimo de  $\Delta a$  y a 1,5 mm es el valor de  $\Delta a$  limite.

Por último, el valor de provisional de  $J_Q$  debe ser validado para obtener el valor de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles,  $J_{IC}$ , siguiendo los criterios de (34),

$$b_o, B \geq 25(J_Q/\sigma_o) \quad (34)$$

si se cumplen los criterios de validez anteriores, entonces el valor provisional de tenacidad a la fractura  $J_Q$  es igual a  $J_{IC}$  y se obtiene el valor de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles.

Para realizar la fractografía se toman fotografías de la zona de fractura en el estereoscopio con ayuda del analizador de imágenes y un programa de computadora llamado Image Pro para medir el tamaño de grieta físico final, de éste tamaño de grieta se hacen nueve mediciones a través del espesor de la probeta, ninguna de éstas nueve mediciones deberá ser mayor al 5% del promedio del tamaño de grieta. Para hacer éstas nueve mediciones se deberá usar un teñido térmico después de la prueba de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles,  $J_{IC}$ , para así distinguir entre la zona de preagrietamiento, la de crecimiento estable de la grieta y la zona de fractura residual.

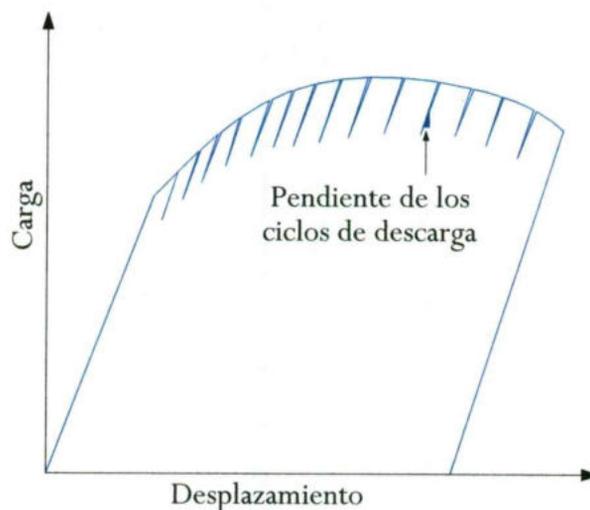


Figura 35. Bosquejo de la curva carga versus el desplazamiento del extensómetro ubicado en la línea de carga (González, 2004).

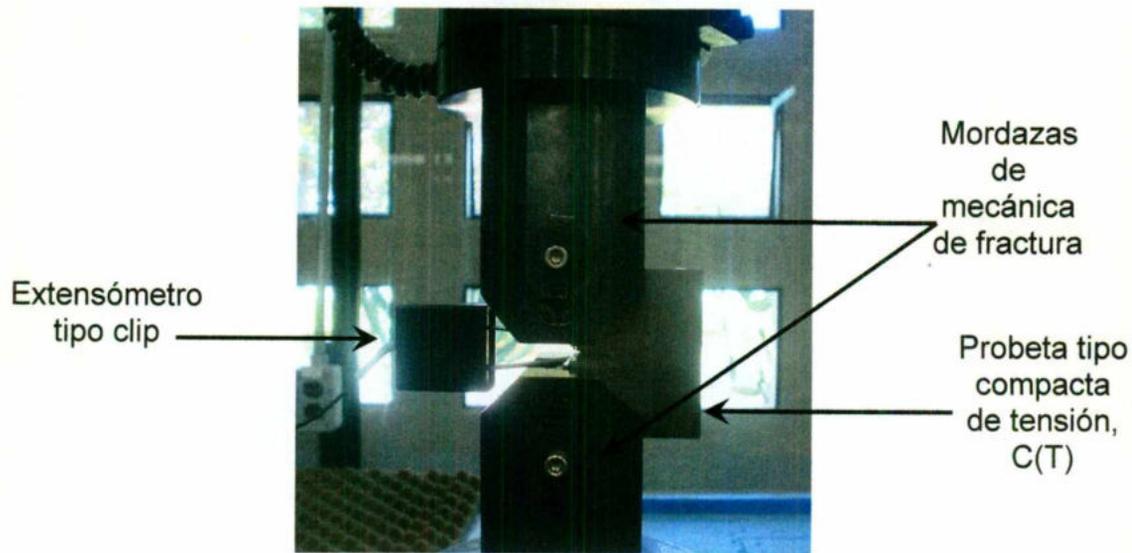


Figura 36. Dispositivos de mecánica de fractura sujetando una probeta tipo compacta de tensión, C(T), en la máquina Instron (Fotografía tomada por el autor).

#### V.3.3.2 Pruebas de tenacidad a la fractura de materiales frágiles, $K_{IC}$

Para esta prueba se utiliza el mismo tipo de probeta mostrado anteriormente, la compacta de tensión, C(T). Para la prueba a realizar la probeta se coloca en los mismos dispositivos utilizados en la prueba de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles,  $J_{IC}$ , como se muestra en la Figura 36.

Esta prueba es una prueba de tipo tensión monotónica, es decir, en ésta no se realizan ciclos de carga y descarga como en la prueba de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles,  $J_{IC}$ . Al ser sometida a éste tipo de carga, la grieta que contiene la probeta comienza a crecer hasta llegar al punto de inestabilidad y en ese momento se fractura.

Los datos que captura un programa en el equipo servohidráulico Instron son:

- Carga aplicada a la probeta, en Newton.
- Desplazamiento del extensómetro, en milímetros.
- El tiempo en que cada dato es capturado, en segundos.

En esta prueba es importante bosquejar una gráfica de carga contra desplazamiento del extensómetro, en la cual se realiza lo siguiente:

- Con los datos que forman parte de la zona lineal elástica de la gráfica se realiza un análisis de regresión lineal y se busca obtener un valor de coeficiente de correlación lo más alto posible,
- Con este análisis de regresión lineal se obtiene un valor de la pendiente de la zona lineal elástica y se traza una línea secante al 5% de la primera, es decir, con este valor de la pendiente obtenido de la regresión lineal se obtendrá una línea secante multiplicando el valor de la pendiente por 0,95.
- El valor en donde se intercepten las líneas secante con la gráfica de carga contra desplazamiento del extensómetro se toma como un valor denominado  $P_5$ .
- De acuerdo con la norma ASTM E399, si una carga precedente a  $P_5$  es menor a ésta, entonces  $P_5$  es igual a  $P_Q$ , si existe una carga precedente que sea mayor a  $P_5$ , entonces la carga máxima de la prueba,  $P_{max}$ , es igual a  $P_Q$ .
- Una vez obtenido el valor de  $P_Q$ , se obtiene la relación  $P_{max}/P_Q$ . Si ésta relación es menor a 1,10 se calcula un valor provisional de  $K_Q$ .
- Si la relación anterior no se cumple entonces se lleva a cabo la relación (35),

$$2,5 \left( \frac{K_Q}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (35)$$

si el valor obtenido de ésta relación es menor al espesor de la probeta y al tamaño de grieta de la misma, entonces la prueba es válida para la tenacidad a la fractura de materiales frágiles,  $K_{IC}$ , de lo contrario si no cumple con éste criterio la prueba es inválida porque el valor de  $K_Q$  puede no guardar ninguna relación con la tenacidad a la fractura de materiales frágiles.

#### V.3.3.3 Pruebas de desplazamiento de abertura en la punta de la grieta, $\delta_{IC}$

Para el cálculo del desplazamiento de abertura en la punta de la grieta,  $\delta_{IC}$ , se pueden obtener los mismos registros que para la prueba de la tenacidad a la fractura de materiales frágiles,  $K_{IC}$ . El procesamiento de los datos es diferente.

En ésta prueba, al igual que en las dos anteriores, la gráfica más importante es la de carga contra desplazamiento del extensómetro.

- Una vez que se tiene ésta gráfica se traza una línea tangente a la zona lineal elástica de la gráfica,
- Entonces se traza una línea paralela a la línea tangente y que cruce por la carga máxima de la gráfica,
- El valor que esta línea intercepte en el eje de las abscisas se tomará como un valor de  $v_p$ , necesario para calcular el desplazamiento de abertura en la punta de la grieta,  $\delta_{IC}$ .
- Una vez obtenido éste valor se aplica (36) para obtener el desplazamiento de abertura en la punta de la grieta,  $\delta_{IC}$ .

$$\delta = \frac{K_{(i)}^2 (1-\nu^2)}{2\sigma_o E} + \frac{[r_p(W - a_o)]v_{pl(i)}}{[r_p(W - a_o) + a_o + z]} \quad (36)$$

donde

$a_o$  = Longitud de grieta original

$K$  = Factor de intensidad de esfuerzos con  $a = a_o$

$\nu$  = Relación de Poisson

$v_{pl}$  = Desplazamiento plástico en la abertura de la grieta

$\sigma_o$  = Punto de fluencia al 0,2%

$z$  = Distancia del punto de medición donde se coloca el extensómetro a la línea de carga

$r_p$  = Factor de rotación plástica =  $0,4(1+\alpha)$

donde

$$\alpha = 2 \left[ \left( \frac{a_o}{b_o} \right)^2 + \frac{a_o}{b_o} + \frac{1}{2} \right]^{\frac{1}{2}} - 2 \left( \frac{a_o}{b_o} + \frac{1}{2} \right) \quad (37)$$

- El valor de desplazamiento de abertura en la punta de la grieta,  $\delta_{IC}$ , es de ayuda para calcular el valor de tenacidad a la fractura del material, es decir, el  $K_{\delta_{IC}}$ . Lo cual nos permite homogeneizar los valores de tenacidad a la fractura de un material con diferentes tipos de pruebas.

#### V.3.4 Tratamiento térmico

El objetivo del tratamiento térmico es obtener una microestructura de fase dual aplicando temperaturas de recocido intercrítico seguido de un temple y revenido, la microestructura a obtener es una mezcla al 50% de bainita y ferrita partiendo de una microestructura ferrita-perlita.

Las probetas antes de ser tratadas térmicamente se les da un tratamiento de cobrizado para recubrir la superficie y evitar una descarburización al momento de un enfriamiento brusco. En este proceso toda la superficie de las piezas debe de ser lijada con una lija gruesa y posteriormente se sumerge en una solución 1 M de sulfato de cobre acidificada hasta que la superficie quede completamente cubierta de cobre. Las piezas ya recubiertas deben de tener un trato delicado ya que se puede desprender el recubrimiento con un pequeño golpe.

Para tener una idea de las condiciones de tratamiento térmico adecuado es necesario determinar, como una aproximación teórica, el diámetro crítico para asegurarnos de que las probetas de una pulgada de espesor tendrán la misma microestructura tanto en el centro de la pieza como en la superficie, es decir, que habrá un 50% de martensita tanto en la superficie como en el centro de la pieza. De igual manera se tendrá que determinar la distancia Jominy, como una aproximación teórica, con un diagrama de enfriamiento continuo para saber si es posible obtener una microestructura martensítica después del temple del material.

Para determinar de forma teórica aproximada el diámetro crítico de la pieza,  $D_o$ , se calcula el diámetro ideal teórico aproximado,  $D_i$ , aplicando el ensayo de templabilidad de Grossmann. Este diámetro ideal,  $D_i$ , se calcula a partir del contenido de carbono y el tamaño de grano del material extrapolando en la Figura 37, este valor es un valor base aproximado de diámetro ideal,  $D_i$ , y se multiplica por los factores teóricos aproximados obtenidos a partir del contenido de los elementos aleantes del material extrapolados de la Figura 38.

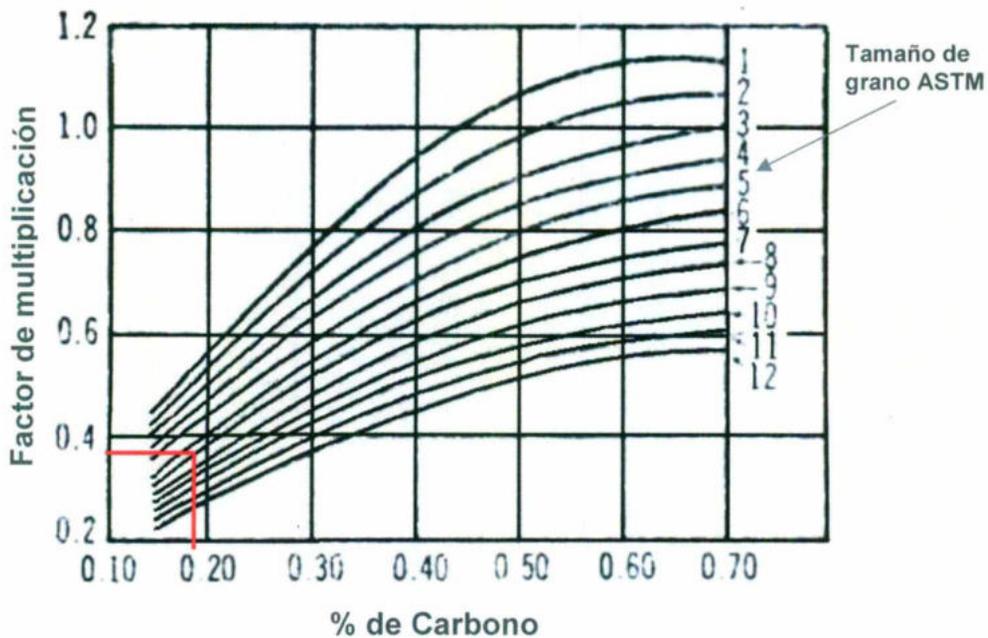


Figura 37. Diámetro crítico como una función del contenido de carbón y el tamaño de grano de la austenita para aceros al carbón (Thelning, 1978).

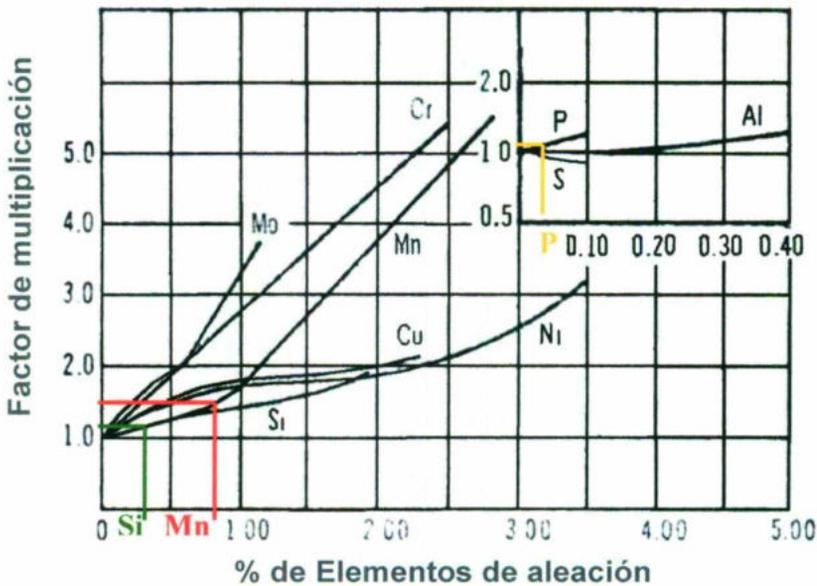


Figura 38. Factores de multiplicación para diferentes elementos de aleación para cálculos de templabilidad (Thelning, 1978).

Se debe recordar que las curvas antes mencionadas están establecidas para un medio de enfriamiento de agua, el cual tiene una severidad de temple, de  $H=1$ .

Para aumentar el coeficiente de severidad de temple del medio se utilizó una solución de salmuera, la cual es una solución acuosa de sales como cloruro de sodio o cloruro de calcio, junto con aditivos especiales o inhibidores de corrosión. La solución de salmuera es al 10% ya que un porcentaje más alto puede llegar a provocar diferentes tipos de corrosión (Krasnopolsky, 1986)

Con el diámetro ideal teórico aproximado,  $D_i$ , y los factores de multiplicación extrapolados en las figuras anteriores se obtiene el valor teórico aproximado para el diámetro crítico ideal,  $D_{ic}$ , posteriormente se utiliza la Figura 39 para extrapolar un valor teórico aproximado del diámetro crítico,  $D_o$ . El valor de severidad de temple,  $H$ , usado se toma del Cuadro 9, del cual para la salmuera con agitación suave el valor de  $H$  esta en el intervalo de 2,0 - 2,2.

Cuadro 9. Coeficientes de severidad de temple,  $H$ , para diferentes medios (Thelning, 1978).

Agitación	Medio de enfriamiento		
	Aceite	Agua	Salmuera
Ninguna	0,25 – 0,30	0,9 – 1,0	2,0
Suave	0,30 – 0,35	1,0 – 1,1	2,0 – 2,2
Moderada	0,35 – 0,40	1,2 – 1,3	---
Buena	0,40 – 0,50	1,4 – 1,5	---
Fuerte	0,50 – 0,80	1,6 – 2,0	---
Violenta	0,80 – 1,1	4,0	5,0

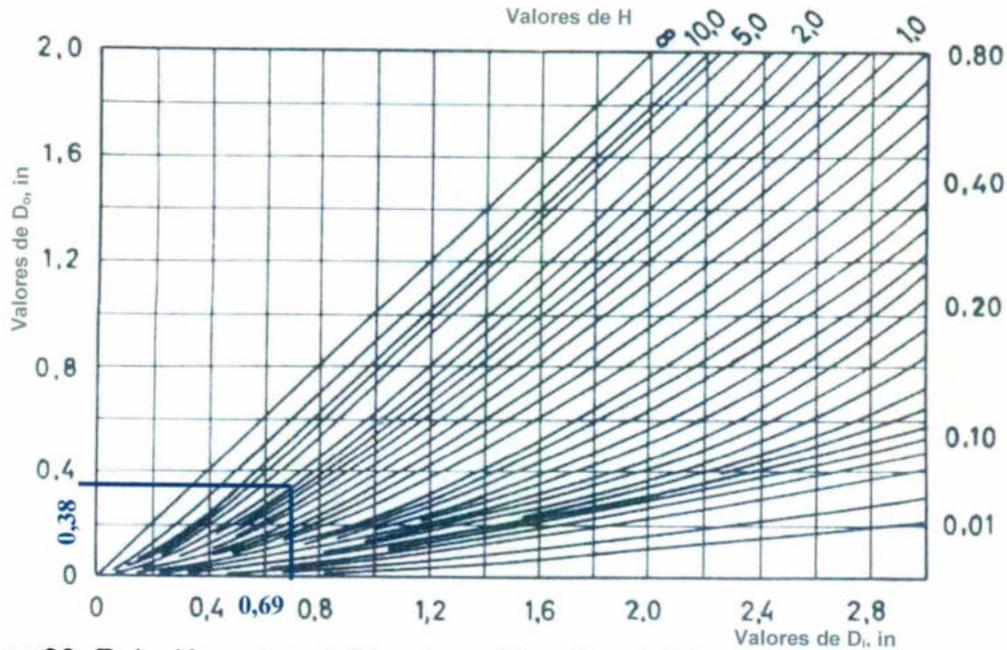


Figura 39. Relación entre el diámetro crítico,  $D_o$ , el diámetro ideal,  $D_i$ , y el valor de severidad de temple, H (Thelning, 1978).

El diámetro crítico nos indica la profundidad máxima a partir de la superficie de la pieza en donde se obtiene un 50% martensita y es de ayuda para asegurarnos de que en el centro de la pieza de una pulgada habrá transformación martensítica.

La Figura 40 muestra el diagrama de flujo que se sigue para determinar el diámetro crítico de la pieza.

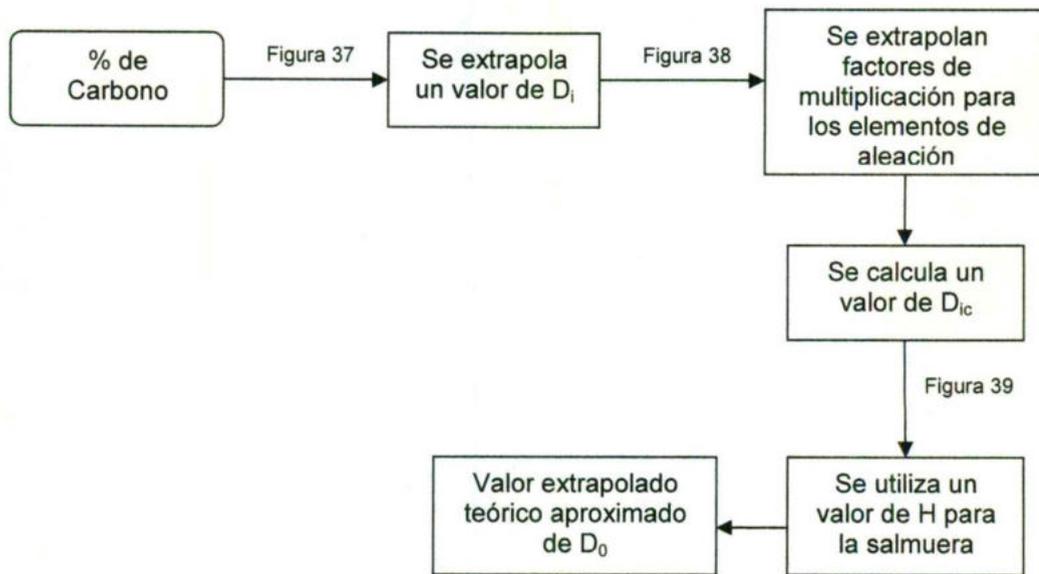


Figura 40. Diagrama de flujo para la determinación del diámetro crítico,  $D_0$ .

Es también importante estimar una distancia Jominy teórica aproximada para las piezas de una pulgada a tratar térmicamente. El material de estudio se encuentra en forma de placa y el cálculo de diámetro crítico es para piezas de forma redonda, para lo anterior se toma el valor teórico aproximado de  $D_{ic}$  calculado anteriormente para relacionarlo con el espesor ideal,  $L_i$ , extrapolando para una placa utilizando la Figura 41.

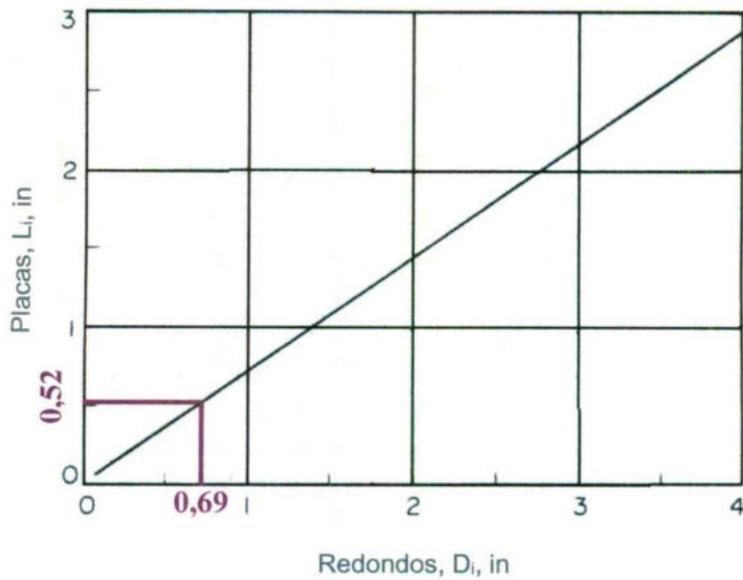


Figura 41. Relación entre el diámetro ideal de un redondo,  $D_i$ , y el espesor ideal de una placa,  $L_i$  (Grossmann, 1972).

Con este valor teórico aproximado de  $L_i$  se utiliza para extrapolar en la Figura 42 y obtener un valor teórico aproximado del espesor de la placa,  $L$ .

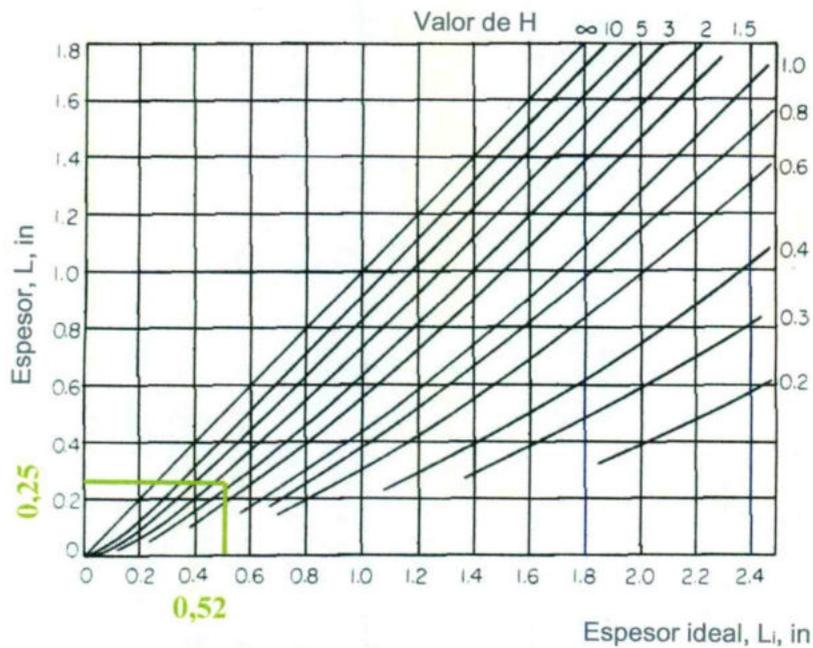


Figura 42. Relación entre el espesor ideal de una placa,  $L_i$ , el espesor crítico de una placa,  $L$ , y el valor de  $H$  (Grossmann, 1972).

Utilizando este valor teórico aproximado extrapolado en la figura anterior se puede obtener el diámetro de barra teórico aproximado extrapolando en la Figura 43 para un medio de temple en agua y con una severidad de temple de 1.

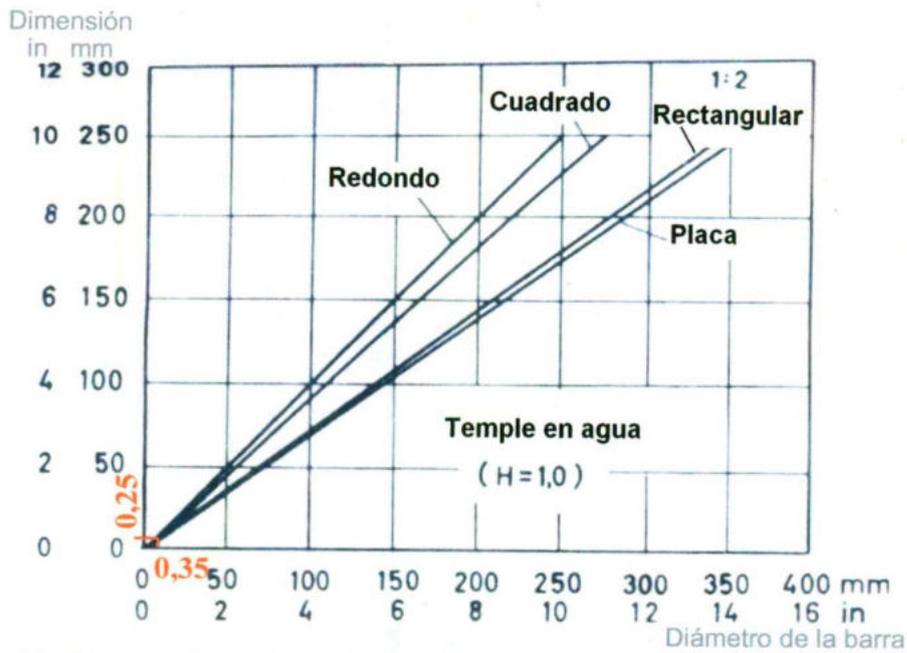


Figura 43. Correlación entre velocidades de enfriamiento de redondos y otras formas (Thelning, 1978).

Una vez obtenido el diámetro de la barra teórica aproximada se procede a utilizar la Figura 44 para obtener la distancia Jominy desde el extremo templado de la pieza en agua con una severidad de temple de 2,0 – 2,2 relacionándola con el diámetro crítico calculado anteriormente.

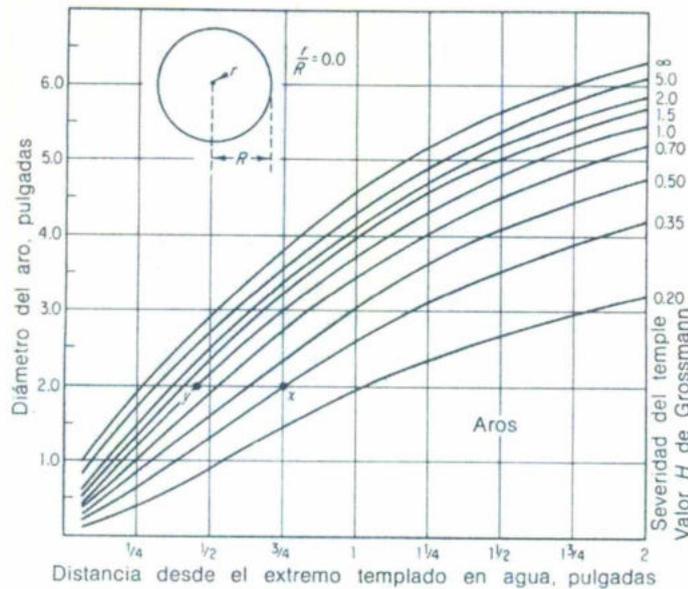


Figura 44. Relación entre el extremo templado de la barra de prueba y el punto central para varios tamaños de barras templadas bajo diferentes condiciones (Avner, 1992).

Esta distancia es ahora relacionada con el diagrama mostrado en la Figura 45, el cual es un diagrama de enfriamiento continuo para un acero 1021, el cual tiene una composición similar al acero A36. En este diagrama se encuentran también de forma aproximada las distancias Jominy diferentes velocidades de enfriamiento. Es importante mencionar que con los diagramas anteriores como el presente diagrama podemos relacionar la severidad de temple de un medio específico con el extremo templado en agua.

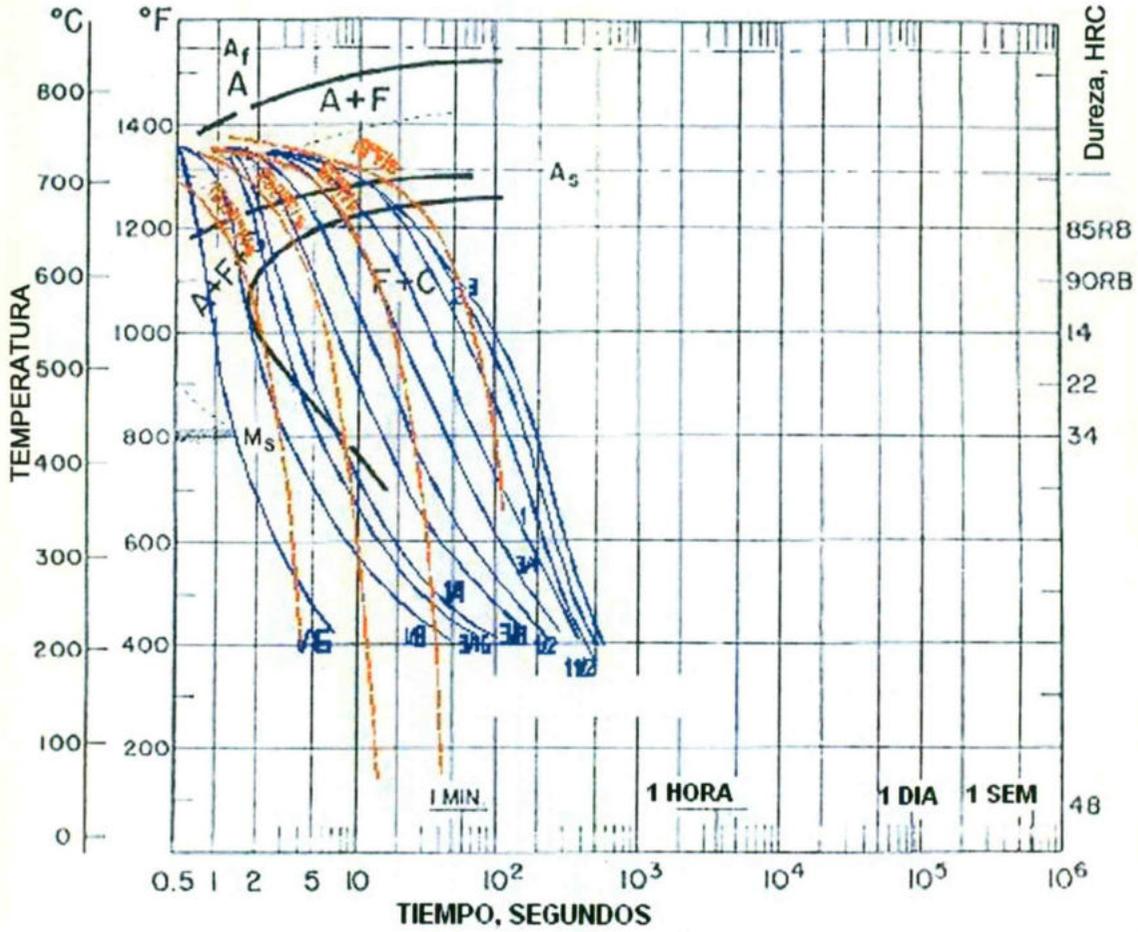


Figura 45. Diagrama TTT para un acero 1021 con curvas de enfriamiento y distancias Jominy (Thelning, 1978).

La Figura 46 muestra el diagrama de flujo a seguir para la determinación de la distancia Jominy de la pieza en un temple en salmuera.

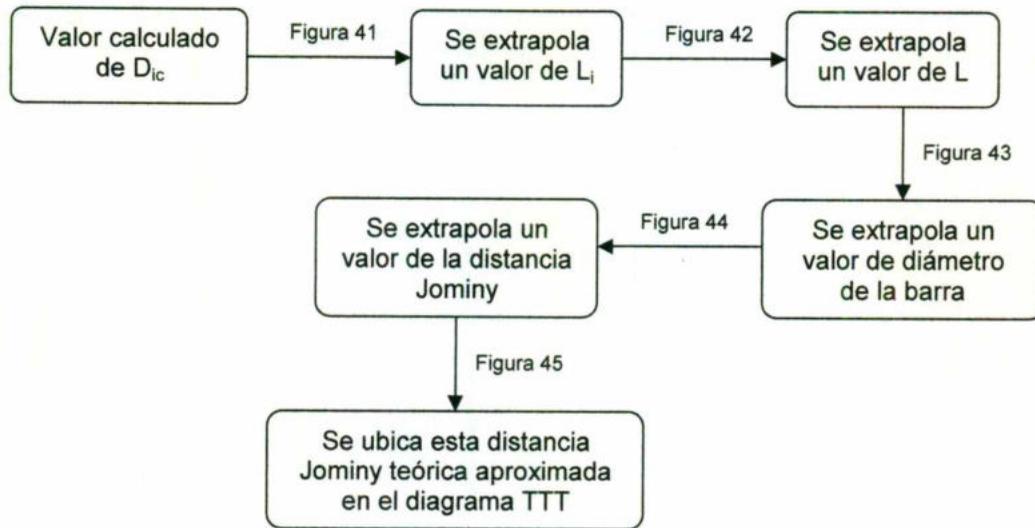


Figura 46. Diagrama de flujo para la determinación de la distancia Jominy.

Una vez determinada la profundidad de temple teórica del acero se prepara el baño en el que se lleva a cabo el tratamiento térmico de temple en salmuera. Debido a que el acero que se estudia es un acero bajo carbono se corre peligro de que éste se corra con la solución de salmuera y para evitarlo se le adiciona una pequeña cantidad de refrigerante orgánico.

Una de las principales funciones de la sal en solución con el agua es la de extraer con una mayor rapidez el calor de las piezas rompiendo la fase de vapor, la cual durante el enfriamiento es muy corta y llegando así más rápidamente a la etapa de ebullición. Otra forma en que se puede extraer más rápidamente el calor de las piezas es contar con una agitación suave en el medio.

Las temperaturas de tratamiento intercrítico deben estar en el intervalo de temperaturas  $A_1$  y  $A_3$  del diagrama Fe-C para lograr la microestructura de fase dual, se toman cuatro diferentes temperaturas, en este caso 750, 770, 790 y 820 °C, en la Figura 47 se muestra un fragmento del diagrama Fe-C donde están ubicadas las cuatro temperaturas ya mencionadas para un acero con un contenido de carbono de 0,19%, es importante señalar que ninguna de éstas temperaturas llega a la región de 100% Austenita y es porque se busca que la ferrita no se transforme durante el tratamiento, es decir, que solo haya una transformación

parcial de los microconstituyentes, en este caso la perlita. Después del tratamiento se mide la dureza para verificar la calidad del tratamiento térmico.

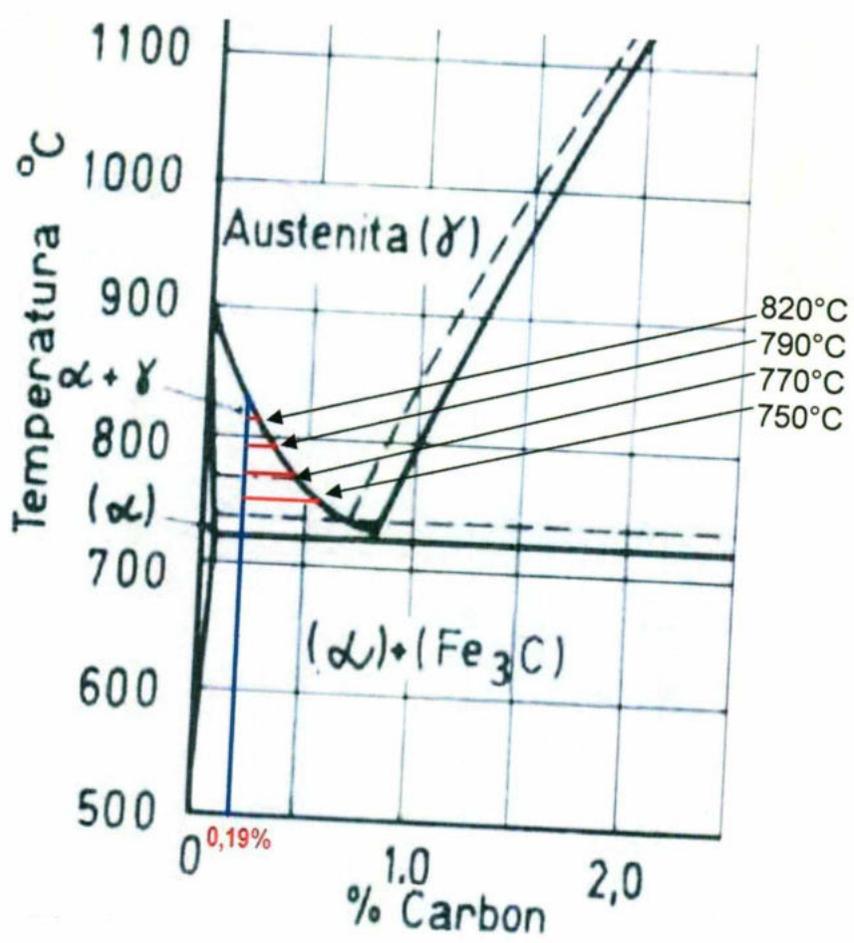


Figura 47. Fragmento del diagrama Fe-C con las temperaturas de recocido intercrítico para un acero con 0,19% de carbono.

Aplicando la regla de la palanca a este fragmento del diagrama Fe-C y con éstas temperaturas se obtienen las diferentes cantidades relativas de las dos fases, Austenita y Ferrita. Primero se traza una línea vertical que represente a la aleación y una línea horizontal (temperatura) a los límites de la región bifásica, en nuestro caso, la región  $\alpha + \gamma$ . La línea vertical dividirá a la horizontal en dos partes cuyas longitudes son inversamente proporcionales a la cantidad de las fases presentes. El punto donde la línea vertical interseca a la horizontal es el punto n, el punto donde la línea horizontal toca la línea que divide la región  $\alpha$  y  $\alpha + \gamma$  es el punto m y

el punto donde la línea horizontal toca la línea de la temperatura  $A_3$  es el punto 0, si se toma toda la longitud de la línea de vinculación m-0 para representar al 100%, el peso total de las dos fases presentes a una temperatura T se determina como sigue,

$$\% \text{austenita} = \frac{mn}{m0} \times 100$$

$$\% \text{ferrita} = \frac{n0}{m0} \times 100$$

Recordando que el objetivo es obtener una microestructura con 50% Bainita y 50% Ferrita, se grafican los porcentajes de Austenita con sus respectivas temperaturas y los de Ferrita con sus respectivas temperaturas, como se muestra en la Figura 48. En ésta gráfica se interpola a una temperatura con un porcentaje de 50% en el producto de transformación.

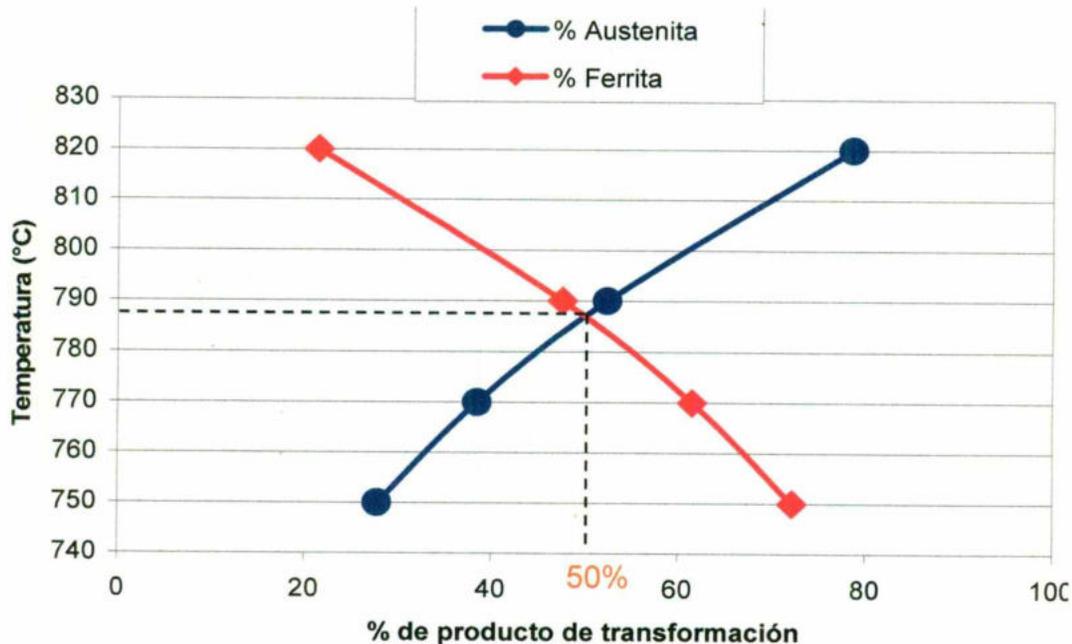


Figura 48. Porcentaje de producto de transformación contra temperatura de tratamiento.

La temperatura determinada de ésta manera es la temperatura que se usa para las piezas que se maquinarán para elaborar probetas de tensión y de mecánica de

fractura de tipo compacta de tensión, C(T). Se realiza una última prueba para tratar de eliminar la microestructura bandeada del material elevando la temperatura de tratamiento a 850 °C y posteriormente se deja enfriar la mufla con el material hasta la temperatura determinada anteriormente por medio de la gráfica mostrada en la Figura 48. Una vez determinada la temperatura de tratamiento, se procede a determinar la temperatura de revenido. Para lo anterior se hacen pruebas a 200, 310 y 400 °C para determinar la temperatura óptima para obtener una microestructura de 50% Bainita y 50% Ferrita. La forma en la que se lleva un control entre las piezas que se usaron para determinar las temperaturas y las piezas con las que se elaboraran probetas es hacer mediciones de dureza por macroidentación y por microidentación, la última para determinar si la microestructura obtenida es Bainita o si se trata de alguna otra microestructura. El análisis metalográfico es de importancia antes, durante y después del tratamiento térmico para identificar el cambio de microestructura a cada temperatura de recocido intercrítico y a cada temperatura de revenido.

## VI. RESULTADOS

### VI.1 Caracterización del material

#### VI.1.1 Medición de la zona afectada por el calor, ZAC

Antes de caracterizar el material y evitar errores en las mediciones, se determinó la magnitud de la zona afectada por el calor, ZAC, que genera el corte del acero con oxiacetileno. Para esto, se obtuvieron muestras de la orilla de la placa de acero después de haber sido cortadas. El tamaño de la zona afectada por el calor, ZAC, es medido por estimación visual en el microscopio metalográfico de platina invertida y con ayuda del analizador de imágenes. El tamaño estimado de la zona afectada por el calor es de aproximadamente 2 mm. Éste valor es la cantidad mínima a eliminar en el posterior maquinado de las probetas.

La Figura 49 nos muestra una fotomicrografía de la zona afectada por el calor, ZAC, en la que se puede observar la descarburización del material, debido a que la temperatura a la que se hace el corte es de aproximadamente de 600 °C y el espesor de la placa es de una pulgada, lo que genera un enfriamiento súbito en esta misma zona.

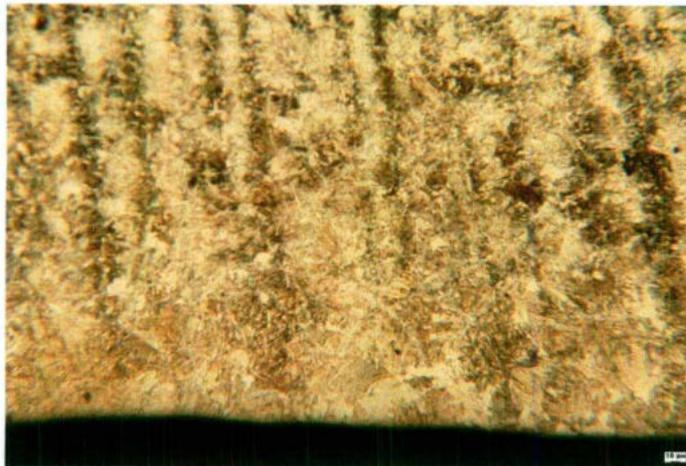


Figura 49. Fotomicrografía de la zona afectada por el calor, ZAC, en acero estructural cortado con oxiacetileno, atacada con Nital al 3%, 200x.

La Figura 50 muestra la transición de las microestructuras ferrítica-perlítica a la microestructura de la zona afectada por el calor y la línea roja define la frontera aproximada de la zona afectada por el calor, ZAC.

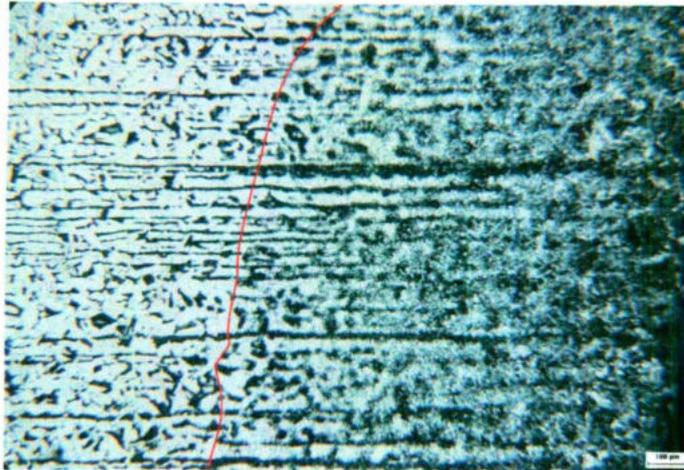


Figura 50. Fotomicrografía de la transición de las microestructuras en la zona afectada por el calor, ZAC, atacada con Nital al 3%, 100x.

El promedio del tamaño de la zona afectada por el calor medido en el analizador de imágenes se muestra en el Cuadro 10, éste es un promedio de 5 mediciones.

Cuadro 10. Tamaño de la zona afectada por el calor, ZAC.

Promedio del tamaño de la ZAC, mm	Desviación estándar
1,6267	0,2642

#### VI.1.2 Análisis Químico

En el Cuadro 11 se muestra la composición química del material, el cual se realizó en dos muestras con un promedio de tres mediciones en cada una y se realizó en los laboratorios de CIDESI.

Cuadro 11. Análisis químico del acero.

Número de muestra	% en peso									
	C	S	Si	Mn	P	Cr	Mo	Ni	Al	Cu
Muestra 1	0,19	0,004	0,29	0,84	0,012	0,03	0,01	0,03	0,04	0,04
Muestra 2	0,18	0,004	0,29	0,82	0,011	0,03	0,01	0,03	0,04	0,04

### VI.1.3 Identificación de la microestructura y tamaño de grano

Para identificar el flujo de grano del material es necesario identificar la microestructura y para esto se tomaron muestras tanto de la dirección transversal y de la dirección corta.

La Figura 51 muestra el tamaño de grano en la dirección transversal. La fotomicrografía fue tomada en el analizador de imágenes con un objetivo de 10x, se utiliza el método por comparación descrito en la norma ASTM E 112. Este método indica que la observación de la microestructura debe hacerse con un objetivo de 10x y un ocular de 10x, se utiliza una plantilla como la mostrada en la fotomicrografía. El valor promedio de tamaño de grano observado para la dirección transversal es del número 7.

La Figura 52 muestra la dirección corta del material, de igual manera se utiliza el método de comparación para determinar el tamaño de grano promedio. El valor observado para la dirección corta es de 7.

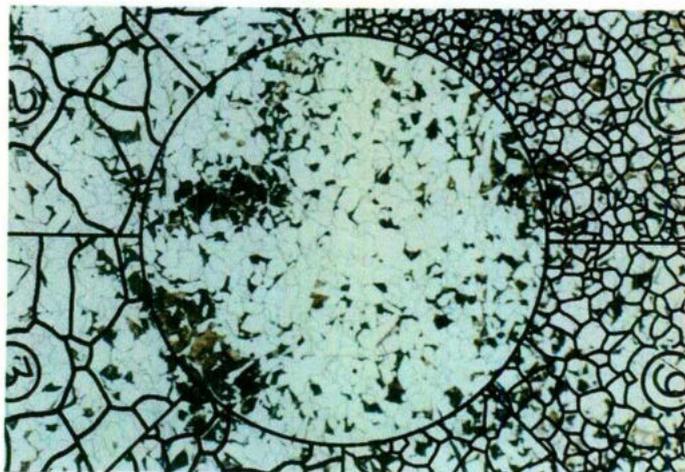


Figura 51. Fotomicrografía que muestra la microestructura en la dirección transversal para la determinación de tamaño de grano, atacada con Nital al 3%, 100x.

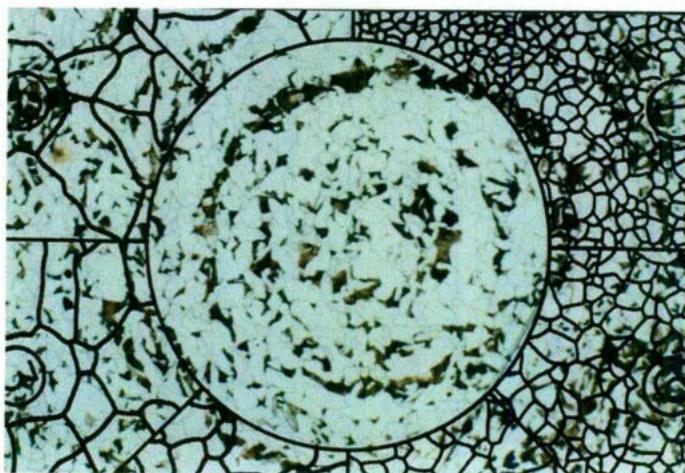


Figura 52. Fotomicrografía que muestra la microestructura en la dirección corta para la determinación de tamaño de grano, atacada con Nital al 3%, 100x.

Las fotomicrografías de las Figuras 53 y 52 muestran una microestructura compuesta por ferrita (parte blanca) y perlita fina (parte oscura). La microestructura de la dirección corta mostrada en la Figura 55 es una estructura bandeada, que resulta de un proceso de laminación en caliente y que posteriormente fue sometido a un tratamiento de normalizado, en nuestro el material antes descrito se le conoce como material de llegada.



Figura 53. Fotomicrografía que muestra la microestructura en la dirección transversal, atacada con Nital al 3%, 200x.

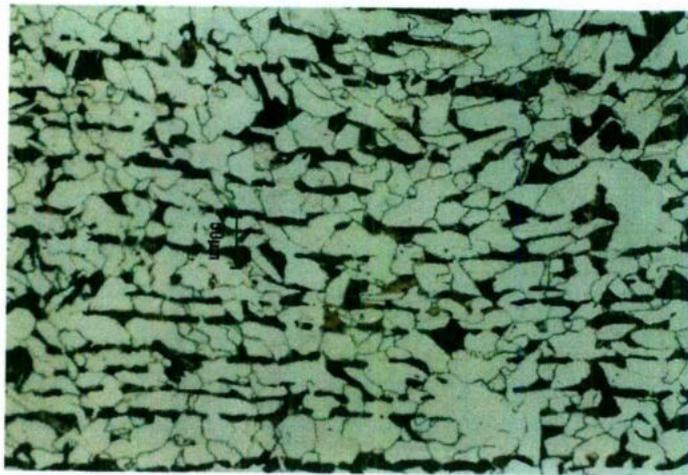


Figura 54. Fotomicrografía que muestra la microestructura en la dirección corta, 200x.

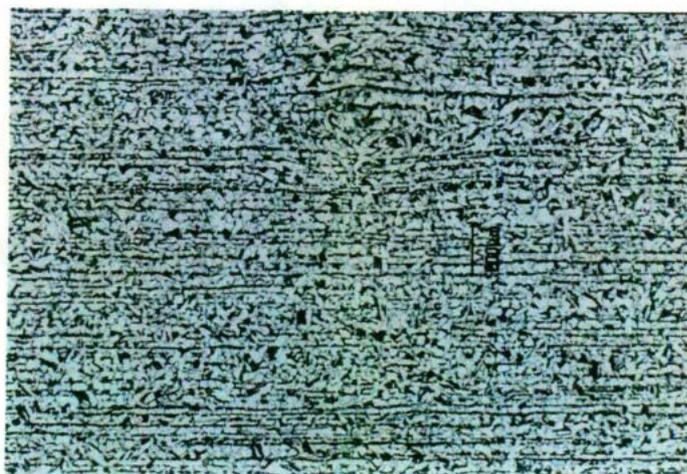


Figura 55. Fotomicrografía que muestra la microestructura en la dirección corta, atacada con Nital al 3%, 50x.

#### VI.1.4 Dureza

Una vez determinada la escala en que se debe realizar el ensayo de dureza para el material de llegada, se procede a realizar las mediciones tanto en la dirección transversal como en la longitudinal, el Cuadro 12 muestra los resultados de este ensayo.

El método de prueba adecuado para este material es el método HR 2,5/10-187,5, en donde se utiliza un indentador de bola de 2,5 mm de diámetro con una precarga de 10 kg y una carga de 187,5 kg. Los resultados se obtienen de un promedio de 5 mediciones.

Cuadro 12. Resultados del ensayo de dureza para material de llegada.

Dirección	Dureza Brinell	Desv. Estándar
Longitudinal	132	1,2
Transversal	131	2,06

#### VI.1.5 Determinación de inclusiones en el material

La determinación de inclusiones en el material se realizó por el método de comparación, en la Figura 56 se muestra dentro de un círculo rojo el tipo de inclusiones encontradas en el material, las cuales son de sulfuro de manganeso,

MnS. La Figura 57 y la Figura 58 muestran el mismo tipo de inclusiones encontradas junto con la microestructura del material, círculo rojo, las inclusiones siguen la misma orientación de las bandas que muestra la microestructura, la cual consta de bainita y ferrita.

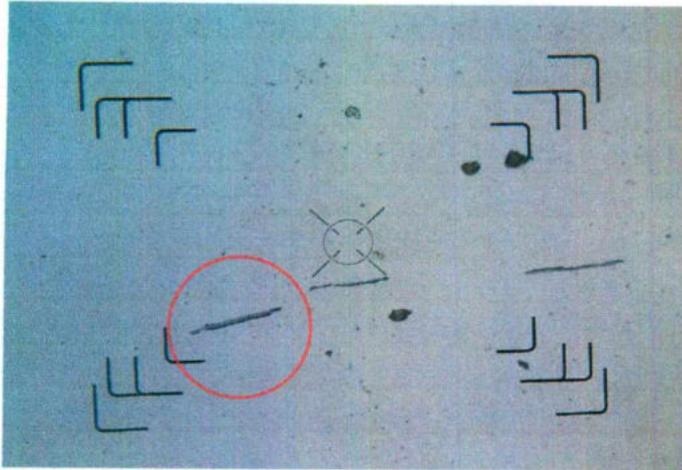


Figura 56. Inclusiones de sulfuro de manganeso, MnS, encontradas en el material, 1000x.

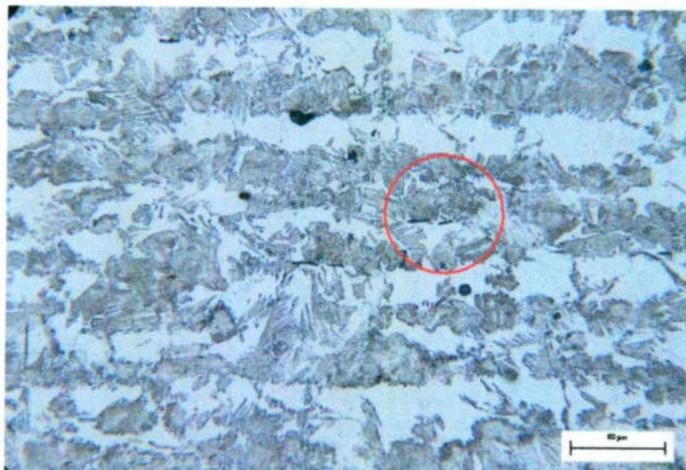


Figura 57. Inclusiones de sulfuro de manganeso, MnS, siguiendo la orientación de la estructura bandeada, atacada con Nital al 3%, 500x.

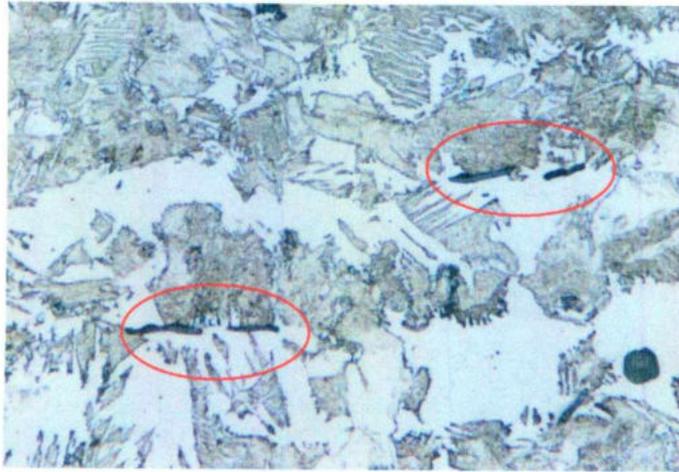


Figura 58. Inclusiones de sulfuro de manganeso, MnS, junto con la bainita y ferrita, atacada con Nital al 3%, 1250x.

## VI.2 Tratamiento térmico

Siguiendo el procedimiento para determinar un valor teórico aproximado del diámetro crítico ya descrito se calcula un valor, de la misma forma aproximada, del diámetro crítico ideal con la siguiente fórmula,

$$D_i = 0,38 \times 1,5 \times 1,1 \times 1,1 = 0,6897 \text{ pulgadas} = 17,5184 \text{ mm}$$

Donde 0,38 es el valor extrapolado obtenido de la Figura 37,

1,5 es el factor extrapolado de multiplicación de acuerdo al contenido de manganeso, obtenido de la Figura 38,

1,1 es el factor extrapolado de multiplicación de acuerdo al contenido de silicio, obtenido de la Figura 38,

1,1 es el factor extrapolado de multiplicación de acuerdo al contenido de fósforo, obtenido de la Figura 38,

Este valor aproximado de diámetro crítico ideal,  $D_i$ , es utilizado en la Figura 39 para determinar el valor del diámetro crítico teórico aproximado,  $D_o$ , utilizando una severidad de temple de  $H = 2,0 - 2,2$  del Cuadro 9, el cual es aproximadamente,

$$D_o = 0,38 \text{ pulgadas} = 9,652 \text{ mm}$$

Este valor es la profundidad de temple teórica y aproximada para el material de estudio.

Para el cálculo de la distancia Jominy teórica aproximada se utilizó el método ya descrito. Con la dimensión aproximada del diámetro crítico ideal y utilizando la Figura 41 para extrapolar se obtiene el espesor ideal de la placa,  $L_i$ , el cual es de aproximadamente de 0,52 pulgadas. Con este valor se extrapola en la Figura 42 para obtener un valor teórico aproximado del espesor,  $L$ , el cual es de 0,25 pulgadas. De igual manera, este valor de espesor se utiliza para extrapolar en la Figura 43 y obtener un valor teórico aproximado del diámetro de la barra, el cual es de 0,35 pulgadas. Por último, se utiliza este valor para conocer de forma aproximada la distancia Jominy para nuestro material, el cual extrapolarlo en la Figura 44 es de aproximadamente de 1/8 de pulgada, esta distancia Jominy se obtuvo para una severidad de temple de 2,0 – 2,2. Utilizando el diagrama de la Figura 45 se ubica la distancia Jominy, que es la distancia máxima desde la superficie de una pieza a la que se puede obtener una microestructura de 50% martensita, esta distancia Jominy queda dentro de la región  $\alpha + \gamma$  teniendo en cuenta que las distancias Jominy mostradas son para un medio de enfriamiento de agua con una severidad de temple de 1, sin embargo, la severidad de temple de la salmuera tomada para este caso es de 2,0 – 2,2, lo que asegura que la distancia Jominy sea mucho menor, por lo tanto la curva de la distancia Jominy en la Figura 45 se desplazará más hacia la izquierda.

Para el tratamiento térmico aplicado a las piezas de acero estructural se probaron en un principio cuatro temperaturas de recocido intercrítico; 750, 770, 790 y 820°C; ninguna de éstas temperaturas está dentro de la región de la austenita. Una vez alcanzadas éstas temperaturas en la mufla, las piezas de acero estructural se trataron por espacio de 1 hora por pulgada de sección, a continuación fueron templadas en una solución de salmuera al 10% a la que se le agregó refrigerante orgánico como inhibidor de corrosión, de igual forma se utilizó una agitación suave para hacer que el medio de enfriamiento tuviera una severidad de temple de aproximadamente 2,0 – 2,2.

El parámetro utilizado para asegurar que el tratamiento térmico fue realizado de una buena manera es la dureza, la cual fue medida a cada una de las diferentes

temperaturas, el Cuadro 13 muestra el promedio de 5 mediciones de dureza para las diferentes temperaturas, estas mediciones se hacen en escala de Rockwell C.

Cuadro 13. Promedio de mediciones de dureza para temperaturas de recocido intercrítico en escala Rockwell C.

Temperaturas de tratamiento de recocido intercrítico			
750°C	770°C	790°C	820°C
29,94	32,52	35,44	43,42

Utilizando la regla de la palanca en el diagrama de equilibrio Fe-C se pueden determinar los porcentajes de producto de transformación a las temperaturas dadas anteriormente, como se muestra en la Figura 59.

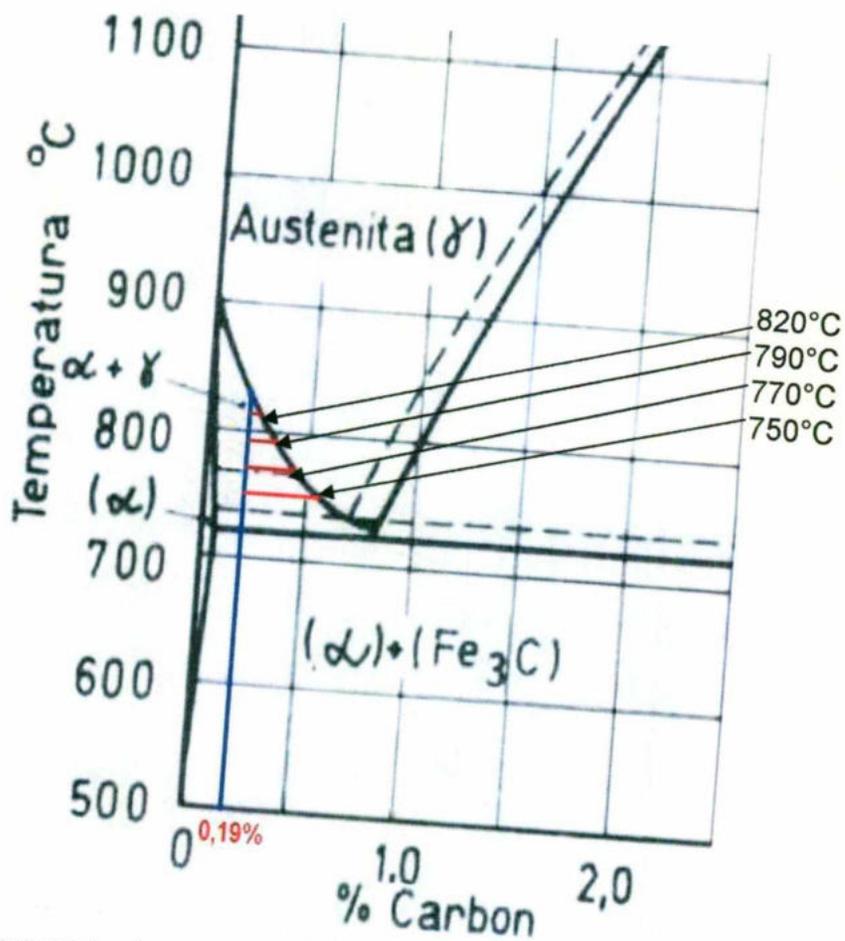


Figura 59. Fragmento del diagrama Fe-C con las temperaturas de recocido intercrítico para un acero con 0,19% de carbono.

La Figura 60, Figura 61, Figura 62 y Figura 63 muestran las microestructuras correspondientes a estas cuatro temperaturas, estas microestructuras son reveladas con Nital al 3%.

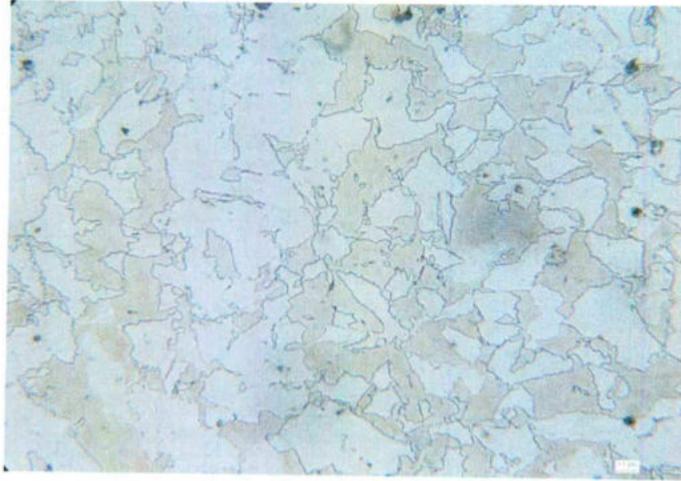


Figura 60. Microestructura correspondiente a la temperatura de 750°C atacada con Nital al 3%. 500x

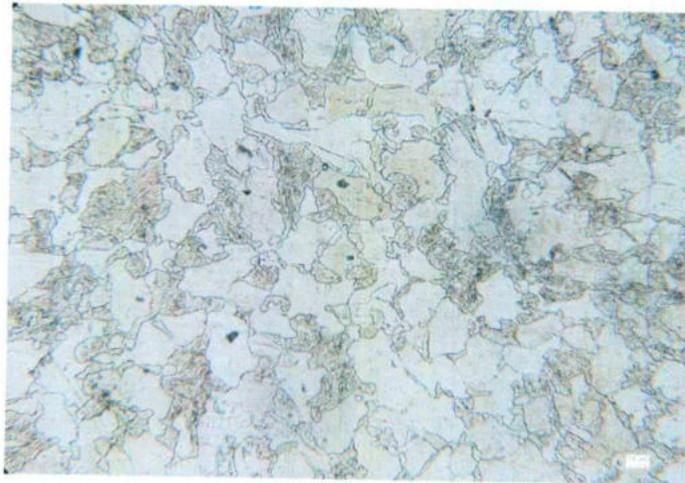


Figura 61. Microestructura correspondiente a la temperatura de 770°C atacada con Nital al 3%. 500x.

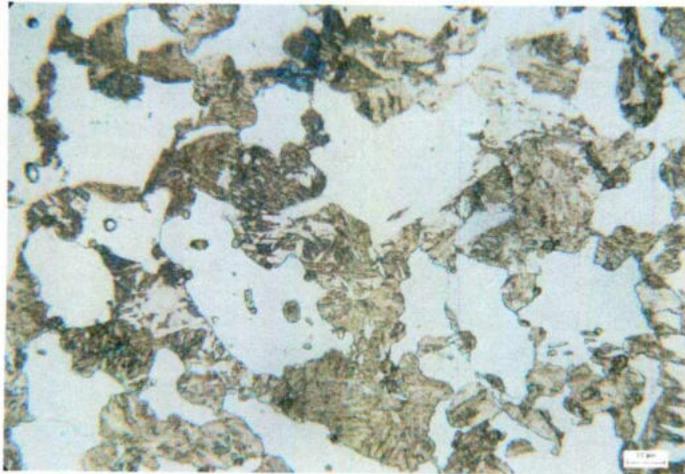


Figura 62. Microestructura correspondiente a la temperatura de 790°C atacada con Nital al 3%. 1000x.

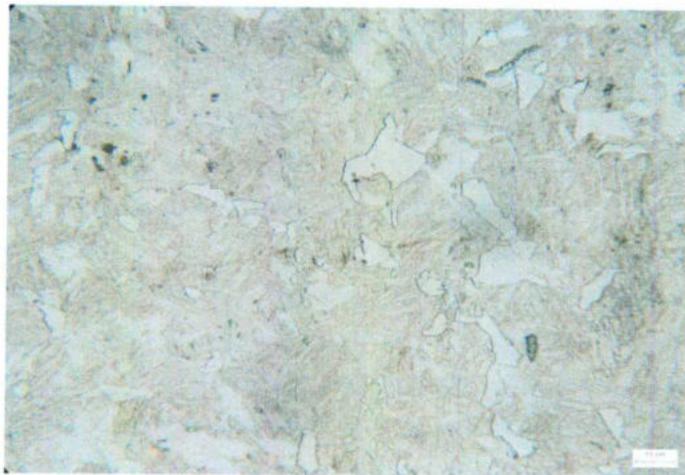


Figura 63. Microestructura correspondiente a la temperatura de 820°C atacada con Nital al 3%. 1000x.

Además las muestras de acero tratadas térmicamente se atacaron con una solución de ácido sulfúrico, la cual contiene de 2-4 mL de ácido sulfúrico disueltos en 100 mL de agua destilada. La microestructura revelada se muestra en la Figura 64, Figura 65, Figura 66 y Figura 67. Éste reactivo revela la austenita en aceros templados, la martensita es oscurecida, ataca el sulfuro de manganeso, MnS.

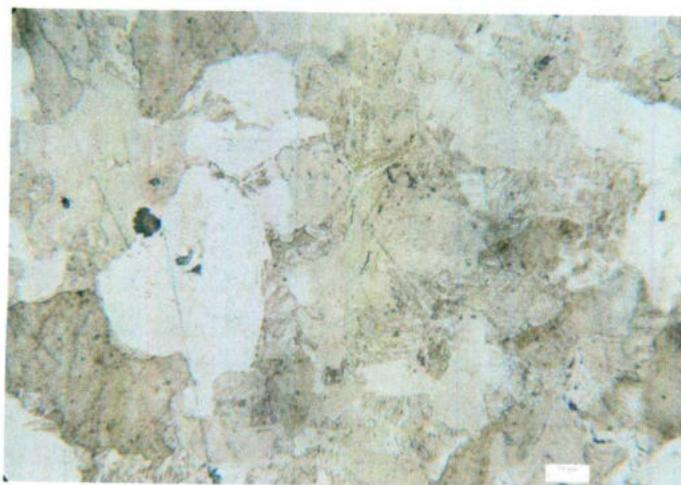


Figura 64. Microestructura correspondiente a la temperatura de 750°C. 1000x.

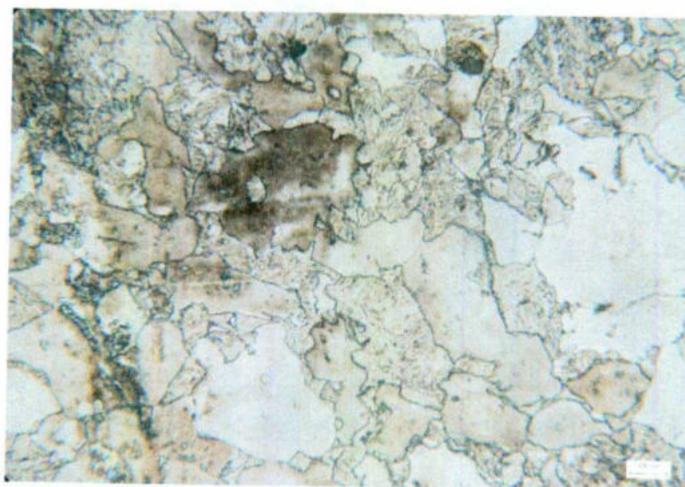


Figura 65. Microestructura correspondiente a la temperatura de 770°C. 1000x.

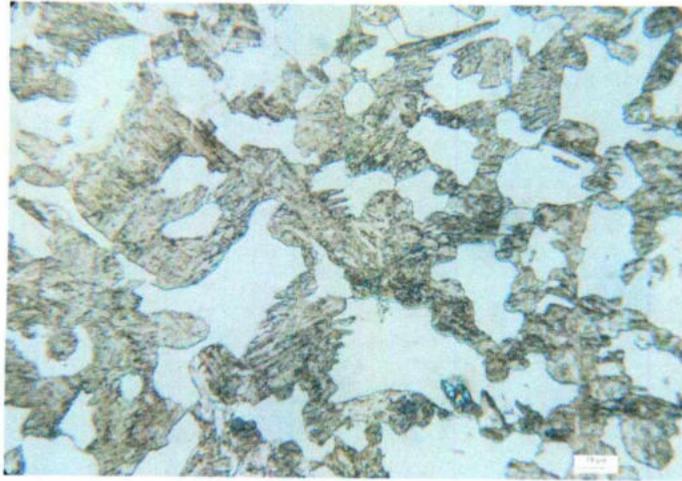


Figura 66. Microestructura correspondiente a la temperatura de 790°C. 1000x.



Figura 67. Microestructura correspondiente a la temperatura de 820°C. 1000x.

Para las temperaturas de 750 y 770°C se obtiene como microestructura resultante la ferrita original sin transformar y una perlita más gruesa que la original. Para las temperaturas de 790 y 820°C se observa una menor cantidad de ferrita original y el producto de transformación es martensita sin embargo, en la temperatura de 820°C se observa una mayor transformación y se puede observar la martensita listón.

Una vez ubicadas las temperaturas en el diagrama se determinan los porcentajes de transformación y se grafican como lo muestra la Figura 68 para determinar la

temperatura a la cual se obtendrá un porcentaje de transformación de 50% ferrita y 50% bainita. El Cuadro 14 muestra los valores de los porcentajes de transformación a las diferentes temperaturas establecidas, los cuales son mostrados en la gráfica de la Figura 68.

Cuadro 14. Porcentajes de producto de transformación para temperaturas de recocido intercrítico.

Temperatura (°C)	% de ferrita	% de austenita
750	72,2	27,8
770	61,5	38,5
790	47,6	52,4
820	21,42	78,76

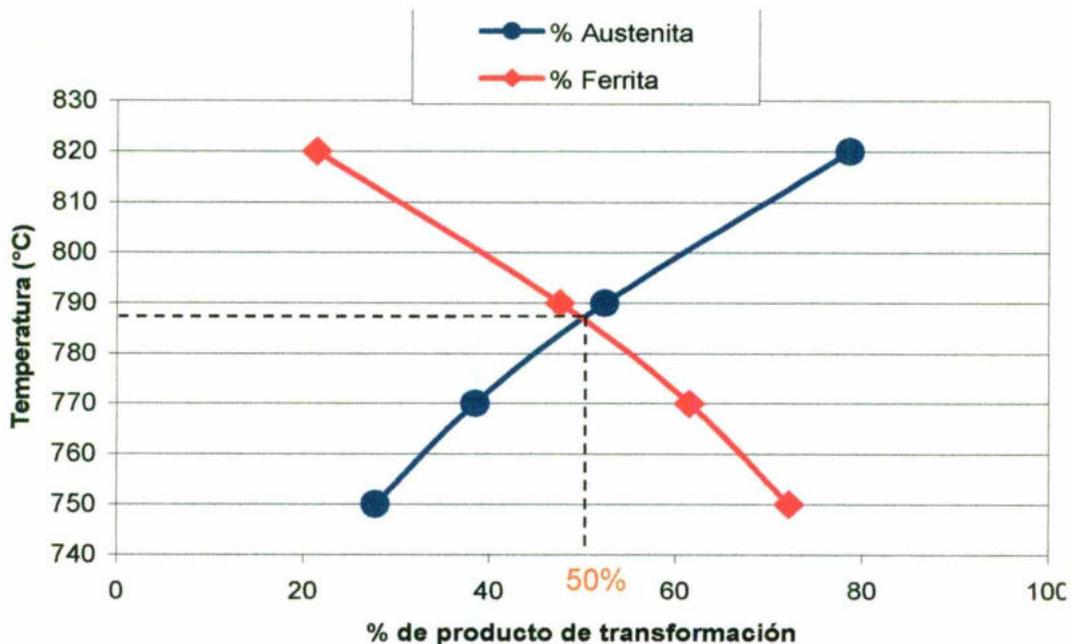


Figura 68. Porcentaje de producto de transformación contra temperatura de tratamiento intercrítico.

La temperatura a la cual se obtiene un porcentaje de transformación de 50% y un porcentaje de ferrita de 50% se determina de la Figura 68 por interpolación en el

cruce de ambas curvas y tiene un valor de 786,4°C. El Cuadro 15 muestra los valores de dureza para esta temperatura. Para ambas temperaturas se muestra el promedio de 5 mediciones.

Debido a que el material de llegada mostraba una estructura bandeada se probó una nueva temperatura de tratamiento intercrítico, se elevó la temperatura a 850°C y se trató por espacio de una hora, posteriormente se enfrió el material hasta la temperatura de 786,4°C y se trató por espacio de 1 hora por pulgada de sección y posteriormente se templó en el mismo medio que las demás piezas. De ésta manera se buscaba eliminar la estructura bandeada.

Cuadro 15. Promedio de valores de dureza Rockwell C para la temperatura de 786,4°C y 850-786,4°C.

Temperatura	
786,4°C	850°C - 786,4°C
33,8	35,6

Las microestructuras correspondientes a las dos temperaturas arriba tratadas se muestran en la Figura 69 y Figura 70.

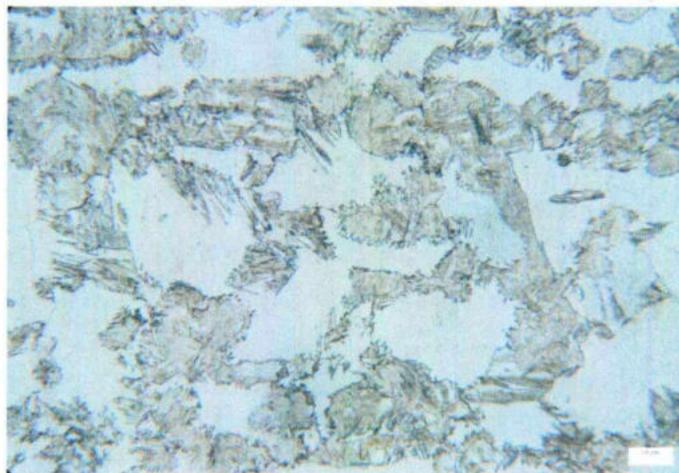


Figura 69. Microestructura correspondiente a la temperatura de 786,4°C atacada con Nital al 3%. 1000x.

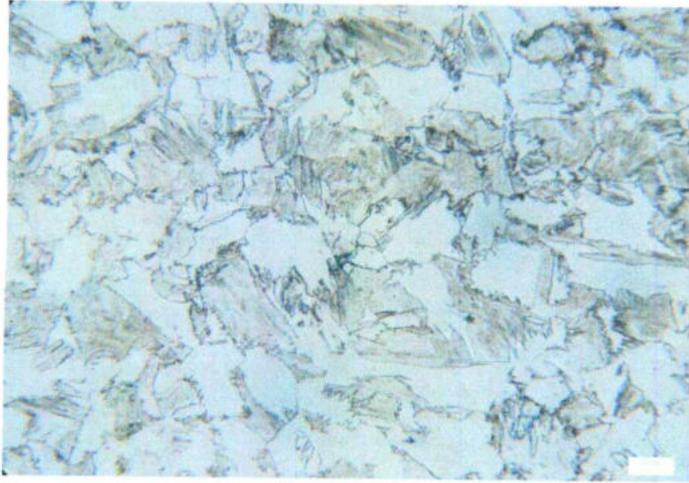


Figura 70. Microestructura correspondiente a la temperatura de 850 – 786,4 °C atacada con Nital al 3%. 1000x.

Del tratamiento térmico de temple para estas dos últimas temperaturas de recocido intercrítico se obtiene una microestructura compuesta de ferrita y martensita listón, en la temperatura de 850-786,4°C la ferrita es también transformada en austenita sin embargo, al momento de descender la temperatura del material a 786,4°C la austenita se vuelve a transformar en una ferrita similar a la original y la microestructura bandeada se mantiene.

Se hacen mediciones de dureza para determinar la profundidad de temple a cada temperatura de recocido intercrítico a través del espesor de la placa de una pulgada. La Figura 71 muestra las curvas de profundidad de temple para las primeras cuatro temperaturas de tratamiento, la Figura 72 muestra la profundidad de temple de las últimas dos temperaturas de tratamiento. La dureza fue medida por microindentación con una carga de 500 gf y un tiempo de 15 segundos.

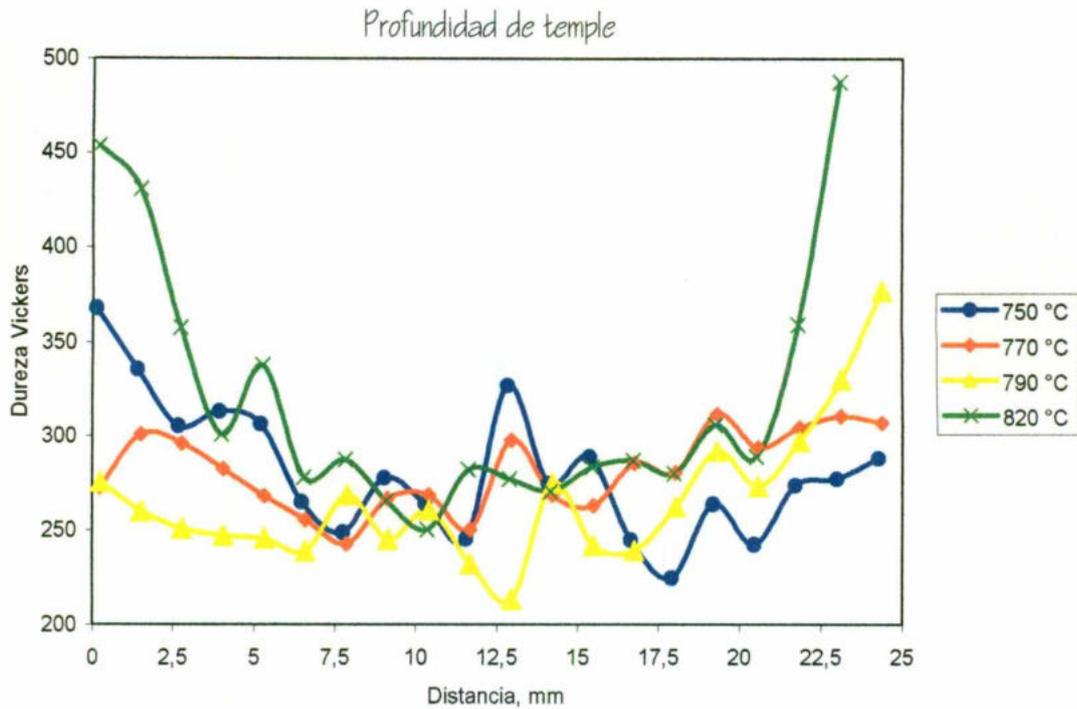


Figura 71. Curvas de profundidad de temple para muestras enfriadas en salmuera con las primeras cuatro temperaturas de tratamiento.

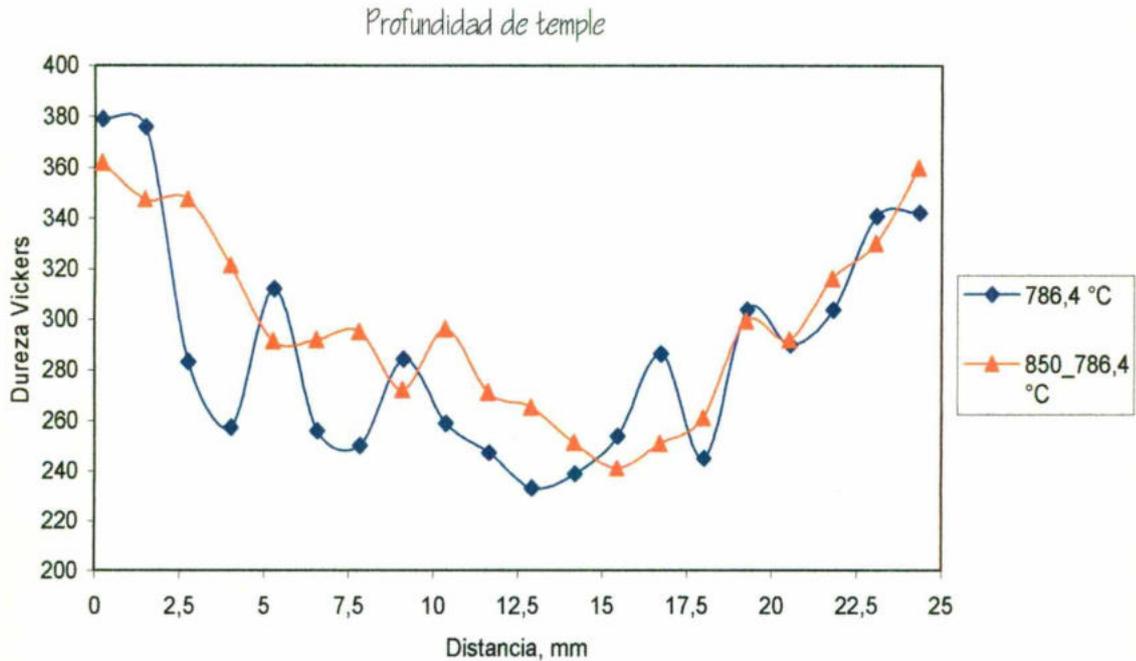


Figura 72. Profundidad de temple para muestras enfriadas en salmuera para las dos últimas temperaturas de tratamiento.

De igual manera se midió la dureza por microidentación, como lo muestra el Cuadro 16, con una carga de 50 gf para la ferrita y la fase transformada a cada temperatura de recocido intercrítico.

Cuadro 16. Dureza Vickers por microidentación para ambas fases de la microestructura dual.

Temperatura, °C	Dureza ferrita (Vickers)	Dureza fase transformada (Vickers)
750	197,49	352,38
770	206,81	588,55
786,4	204,27	510,37
790	211,98	477,28
820	292,26	461,57
850_786,4	265,22	501,71

La prueba de dureza por microidentación es una prueba acreditada en los laboratorios donde se realizó el estudio, por lo tanto en esta prueba es necesario calcular la incertidumbre de los resultados obtenidos, como lo muestra el Cuadro 17.

Cuadro 17. Incertidumbre calculada para la medición de dureza Vickers por microindentación.

Temperatura, °C	Resultado final de dureza Vickers	Incertidumbre calculada	Carga aplicada, N
750	281,67	15,99	4,9
770	281,27	9,31	4,9
786,4	287,17	19,77	4,9
790	266,22	16,46	4,9
820	320,14	31,25	4,9
850_786,4	298,24	16,61	4,9

La segunda fase en el proceso de tratamiento térmico es relevar esfuerzos y obtener la microestructura de bainita por medio de un tratamiento de revenido. Para ello, se hicieron pruebas a tres diferentes temperaturas de revenido, 200, 310 y 400°C para cada una de las temperaturas tratadas anteriormente. De igual manera se midió la dureza en cada combinación de temperaturas, el Cuadro 18 muestra los resultados de éstas mediciones en una escala de Rockwell C.

Cuadro 18. Valores de dureza Rockwell C para tratamiento de revenido.

Temperatura de revenido	Temperatura de tratamiento intercrítico					
	750°C	770°C	790°C	820°C	786,4°C	850-786,4°C
200°C	23,28	28,04	36,04	40,14	33,34	32,48
310°C	18,66	25,04	29,38	39,04	28,42	27,82
400°C	12,94	18,12	22,38	31,42	23,48	21,56

La Figura 73, Figura 74 y Figura 75 muestran las microestructuras correspondientes a la temperatura de tratamiento intercrítico de 786,4°C y las tres temperaturas de revenido.

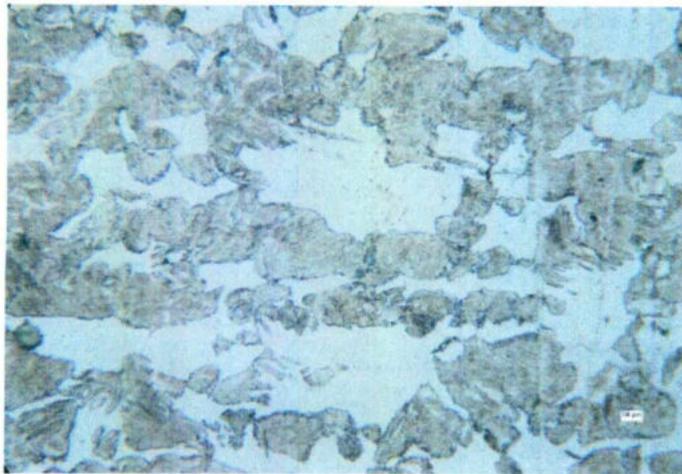


Figura 73. Microestructura correspondiente a la temperatura intercrítica de 786,4°C y 200°C de revenido, atacada con Nital al 3%. 1000x.

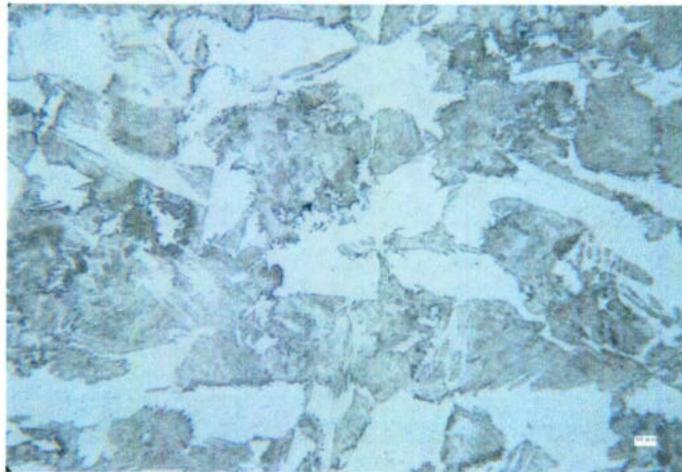


Figura 74. Microestructura correspondiente a la temperatura intercrítica de 786,4°C y 310°C de revenido, atacada con Nital al 3%. 1000x.

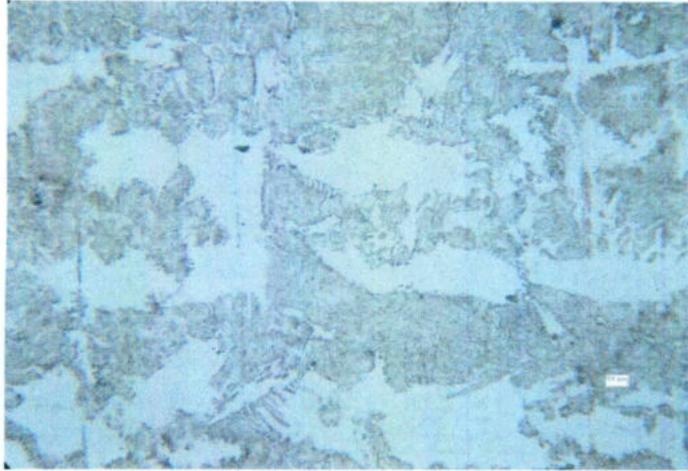


Figura 75. Microestructura correspondiente a la temperatura intercrítica de 786,4°C y 400°C de revenido, atacada con Nital al 3%. 1000x.

La Figura 74 muestra la microestructura del tratamiento térmico final, con el cual se obtiene una microestructura de fase dual compuesta de 50% ferrita (sin transformar) y 50% bainita. La temperatura intercrítica elegida para el tratamiento térmico final es de 786,4°C y la de revenido es de 310°C. Lo anterior debido al hecho de que al revenir a una temperatura baja, como 200°C, es muy probable que la martensita no se transforme completamente y tengamos una mezcla de martensita revenida y de bainita; de la misma manera, si se reviene el material a 400°C se puede llegar a obtener una microestructura compuesta de bainita y de perlita fina.

## VI.3 Pruebas de tensión

### VI.3.1 Probetas sin tratamiento térmico

De las pruebas de tensión realizadas en la máquina servo hidráulica Instron se obtienen datos de salida capturados con el software de computadora Max V5,0, este software adquiere datos como el tiempo en que se captura cada dato, la posición del extensómetro y la carga con la que se está realizando la prueba.

Los datos adquiridos son procesados posteriormente mediante una hoja de cálculo en Excel siguiendo el procedimiento indicado en la norma ASTM E 8M. De este procesamiento de datos se obtienen curvas esfuerzo-deformación ingenieril y verdadera, como se muestra en la Figura 76, de las cuales se determinarán algunas propiedades mecánicas.

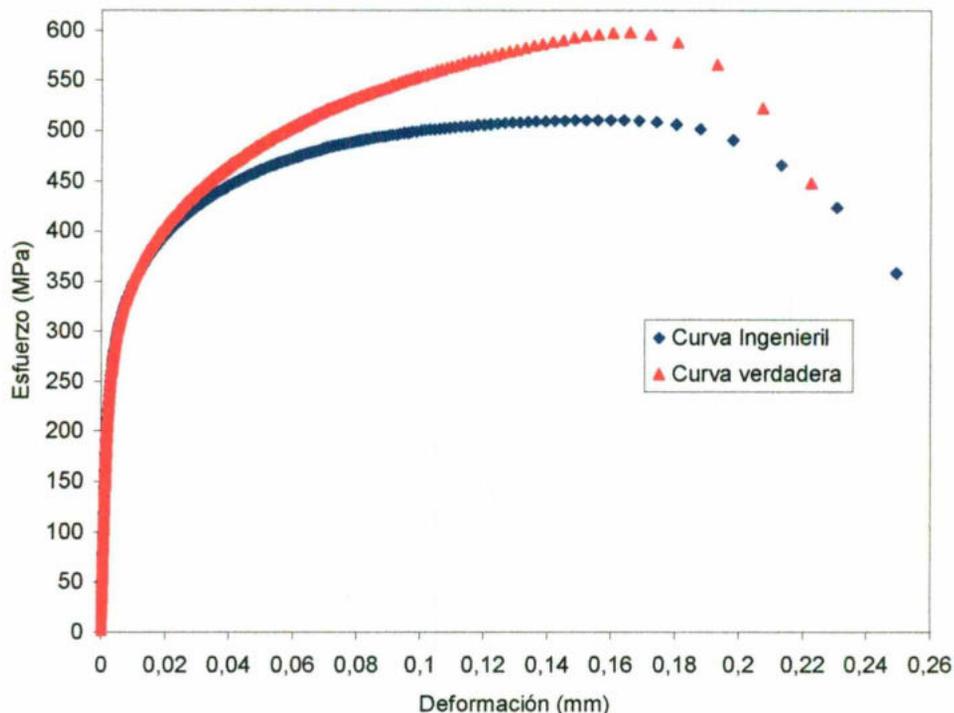


Figura 76. Curvas esfuerzo-deformación ingenieril y verdadera obtenidas en pruebas de tensión de acero estructural sin tratamiento térmico.

El siguiente paso en la norma es generar una línea secante a 0,002 mm del origen en el eje de las abscisas de la gráfica esfuerzo-deformación ingenieril para

determinar el esfuerzo de cedencia del material, como lo muestra la Figura 77, el cual es la intersección.

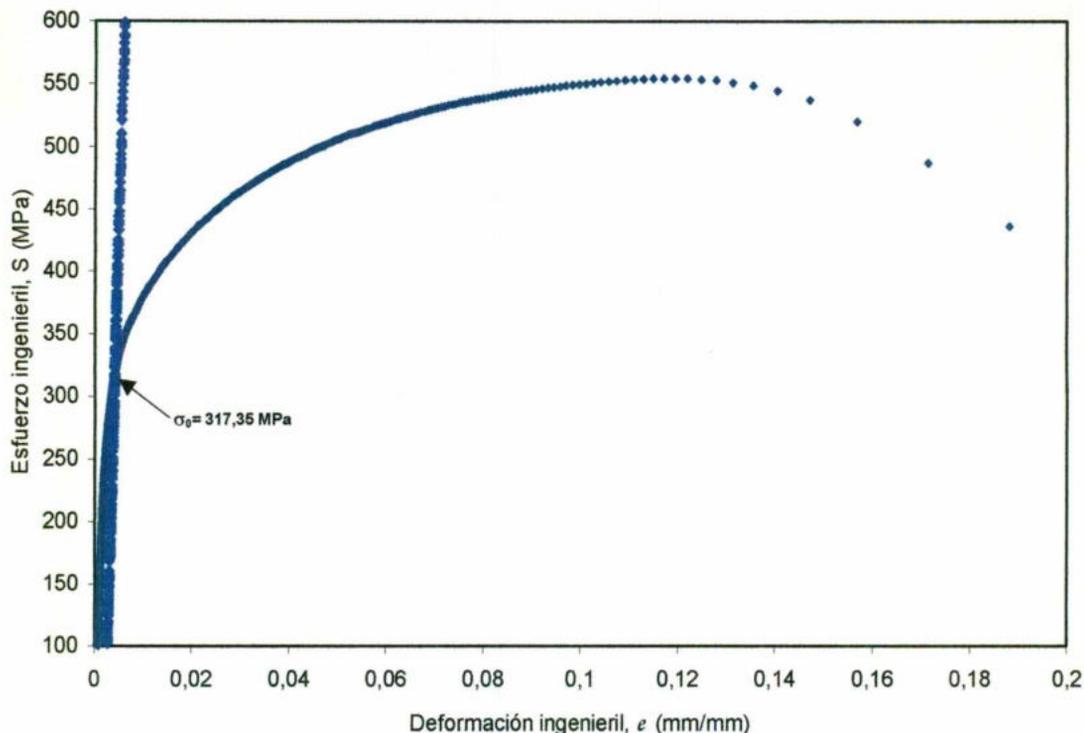


Figura 77. Curva esfuerzo-deformación ingenieril mostrando el esfuerzo de cedencia para el acero estructural.

Para las probetas sin tratamiento térmico se obtuvieron 5 probetas en la dirección longitudinal y 5 probetas en la dirección transversal. El Cuadro 19 muestra el promedio de las propiedades mecánicas obtenidas del análisis de los datos obtenidos de la prueba de tensión para probetas longitudinales. Este promedio se toma de las probetas L2, L3 y L4, donde L significa longitudinal y el número subsiguiente indica el número de probeta ensayado, ya que son éstas las que mostraron mayor consistencia entre sí y con los datos reportados en la bibliografía. La primera fila de resultados muestra el promedio de las propiedades y la segunda muestra la desviación estándar de los valores.

Cuadro 19. Promedio de las propiedades mecánicas ingenieriles de probetas longitudinales.

Propiedades mecánicas				
Carga máxima (N)	Módulo de Young, E (MPa)	Esfuerzo de cedencia, $\sigma_o$ (MPa)	Punto de fractura (MPa)	Esfuerzo último, $\sigma_U$ (MPa)
6 731,78	181 357,33	271,37	372,66	467,97
317,94	400,48	26,96	42,93	26,68

De igual manera el Cuadro 20 muestra los promedios de las propiedades mecánicas obtenidas para las probetas de tensión transversales sin tratamiento térmico.

En la dirección transversal se tomaron las probetas T3, T4 y T5 para obtener un promedio de las propiedades mecánicas del material en esta dirección, donde T significa transversal y el número subsiguiente es el número de probeta ensayado. La primera fila de resultados muestra el promedio de las propiedades y la segunda muestra la desviación estándar de los valores.

Cuadro 20. Promedio de las propiedades mecánicas ingenieriles de probetas transversales.

Propiedades mecánicas				
Carga máxima (N)	Módulo de Young, E (MPa)	Esfuerzo de cedencia, $\sigma_o$ (MPa)	Punto de fractura (MPa)	Esfuerzo último, $\sigma_U$ (MPa)
6 981,84	180 848,67	277,17	387	505,97
1 483,73	1 009,39	7,60	59,20	43,82

De las pruebas de tensión también es importante determinar el porcentaje de reducción de área y de elongación que tienen las probetas dentro de la longitud calibrada. El Cuadro 21 muestra el porcentaje promedio de reducción de área y

elongación para las probetas longitudinales sin tratamiento térmico, respectivamente.

Cuadro 21. Porcentaje promedio de reducción de área y elongación de probetas longitudinales.

Propiedad	% promedio	Desviación estándar
Reducción de área	67,0215	1,7814
Elongación	30,0658	3,0788

El Cuadro 22 muestra igualmente los promedios de porcentajes de reducción de área y elongación para las probetas de tensión transversales tomadas en cuenta.

Cuadro 22. Porcentaje promedio de reducción de área y elongación de probetas transversales.

Propiedad	% promedio	Desviación estándar
Reducción de área	67,9204	3,1499
Elongación	26,2448	4,8349

### VI.3.2 Probetas con tratamiento térmico

Debido a que las propiedades mecánicas determinadas anteriormente muestran que la dirección transversal es la dirección que posee mayor resistencia mecánica, se selecciona esta misma dirección para determinar las propiedades en las probetas de tensión tratadas térmicamente. La Figura 78 muestra las curvas esfuerzo-deformación ingenieril y verdadera para probetas transversales con tratamiento térmico.

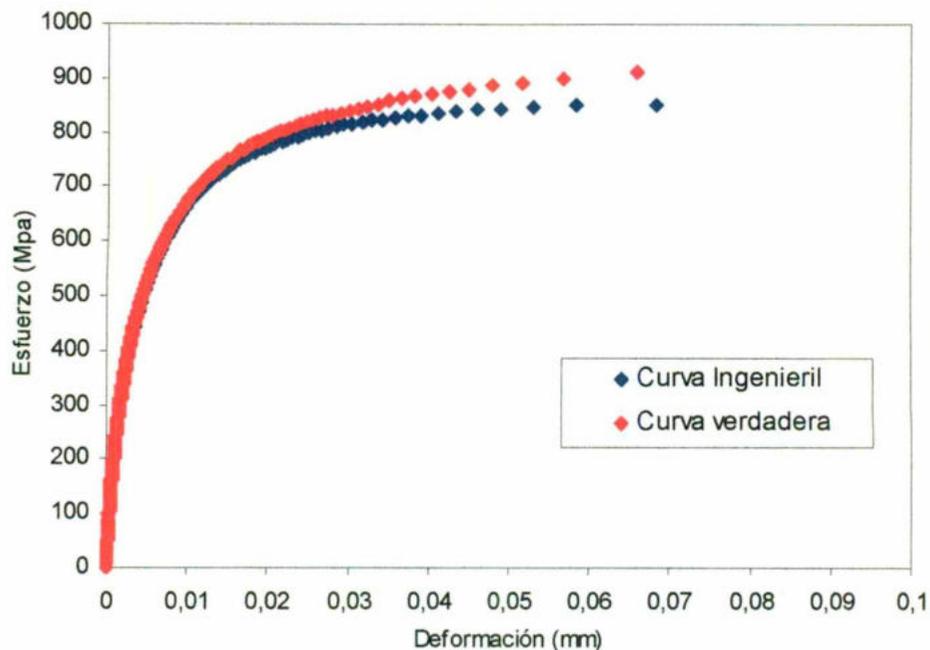


Figura 78. Curva esfuerzo-deformación ingenieril y verdadera para probetas de tensión con tratamiento térmico.

El Cuadro 23 muestra las propiedades mecánicas promedio determinadas para las probetas de tensión para el material tratado térmicamente en la primera fila, y su desviación estándar, en la segunda fila.

Cuadro 23. Propiedades mecánicas ingenieriles promedio para probetas de tensión transversales tratadas térmicamente.

Propiedades mecánicas				
Carga máxima (N)	Módulo de Young, E (MPa)	Esfuerzo de cedencia, $\sigma_0$ (MPa)	Punto de fractura (MPa)	Esfuerzo último, $\sigma_U$ (MPa)
11 053,83	188 692	560,76	891,66	894,75
148,58	9 350,92	43,11	46,74	51,90

En este caso como en las anteriores probetas de tensión sin tratamiento térmico no todas las pruebas son válidas y se utilizarán para hacer un promedio las

probetas denominadas TT1, TT3 y TT4, donde la primera T del nombre significa transversal y la segunda T significa tratamiento térmico y el número subsiguiente es el número de probeta ensayado.

El Cuadro 24 muestra los porcentajes promedio de reducción de área y de elongación medidos en las probetas de tensión transversales tratadas térmicamente.

Cuadro 24. Porcentajes promedio de reducción de área y elongación de probetas transversales tratadas térmicamente.

Propiedad	% promedio	Desviación estándar
Reducción de área	56,0526	1,5655
Elongación	14,2916	2,1190

#### VI.4 Pruebas de mecánica de fractura sin tratamiento térmico

##### VI.4.1 Determinación de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles para probetas sin tratamiento térmico, $J_{IC}$

Para las probetas tipo compactas de tensión, C(T), sin tratamiento térmico se realizan las pruebas para la tenacidad a la fractura de materiales dúctiles,  $J_{IC}$ . Se tomaron 3 probetas en la dirección longitudinal y 3 probetas en la dirección transversal.

La Figura 79 muestra las curvas de integral J para la determinación de la tenacidad a la fractura de materiales dúctiles,  $J_{IC}$ , de las tres probetas longitudinales. Las probetas longitudinales son denominadas JL seguido del número de probeta ensayado, donde J significa el tipo de prueba y L significa longitudinal. El Cuadro 25 muestra el valor promedio de la tenacidad calculado para estas tres probetas junto con su desviación estándar.

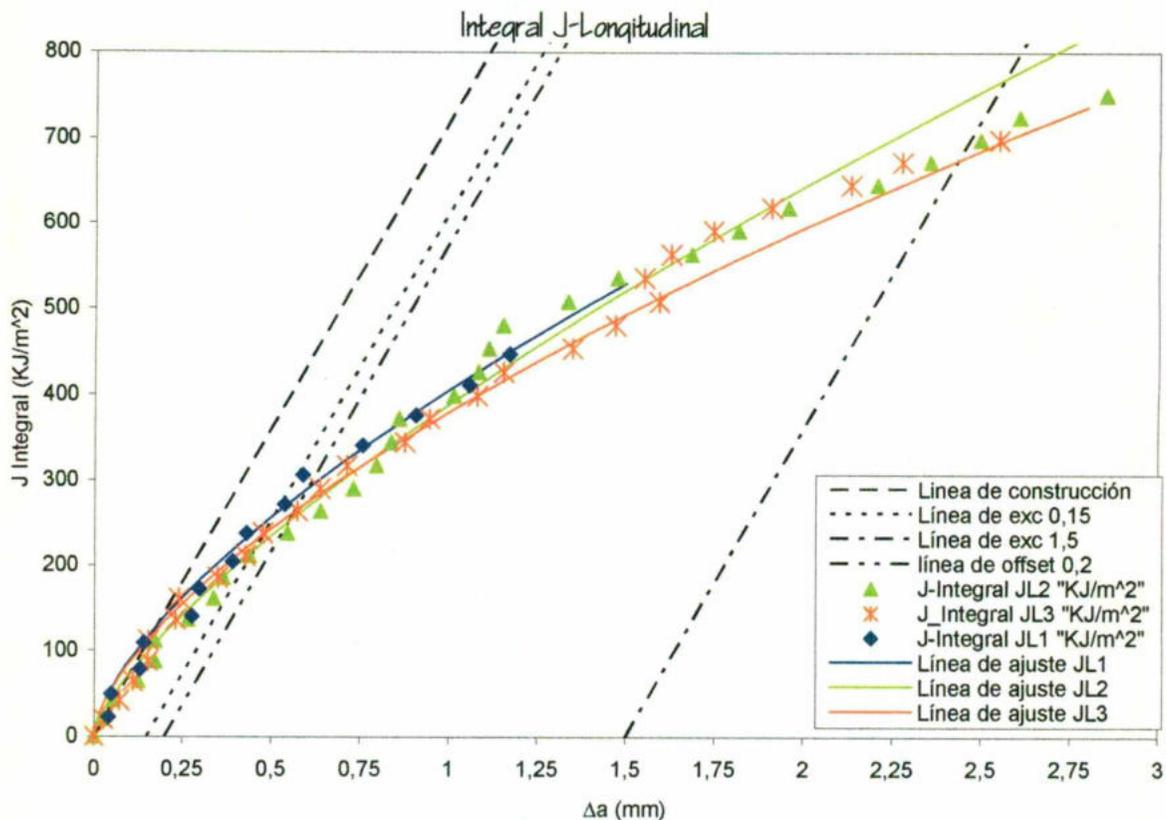


Figura 79. Curvas de integral J para probetas longitudinales tipo compactas de tensión, C(T), sin tratamiento térmico.

Cuadro 25. Valor promedio de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles,  $J_{IC}$ , determinados para probetas longitudinales tipo compactas de tensión, C(T), sin tratamiento térmico.

$J_{IC}$ promedio (KJ/m <sup>2</sup> )	Desviación estándar
251,13	11,21

La Figura 80 muestra la zona de fractura de una probeta longitudinal de una prueba de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles,  $J_{IC}$ , una vez hecho el teñido térmico, en ella se pueden distinguir las diferentes zonas de la fractura, la zona de crecimiento estable de la grieta es la zona de color café, este es el tamaño de grieta alcanzado durante la prueba de tenacidad a la fractura,  $J_{IC}$ , la zona de fractura dúctil se da una vez que ha terminado la prueba y las probetas

son teñidas térmicamente, posteriormente se procede a la separación de las dos partes de la probeta.

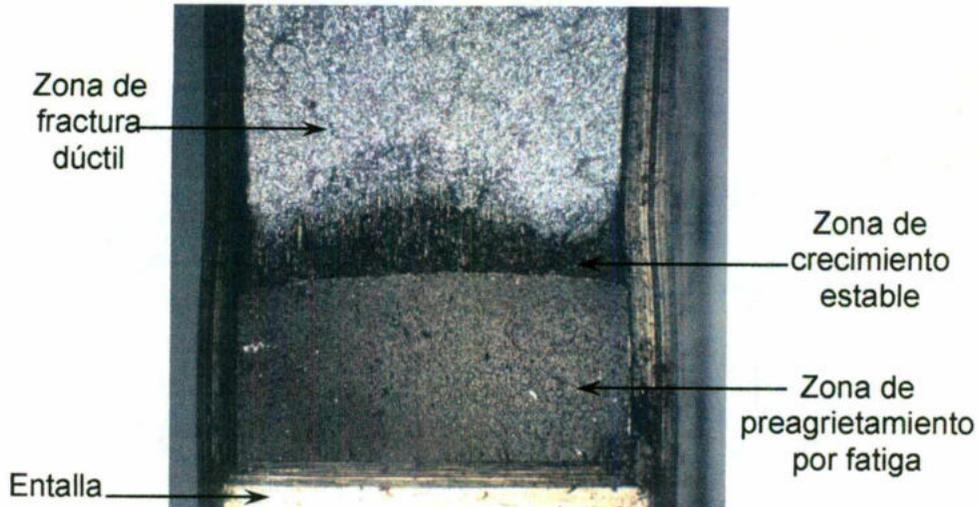


Figura 80. Zonas de fractura de una probeta longitudinal tipo compacta de tensión, C(T), después de una prueba de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles sin tratamiento térmico,  $J_{IC}$ .

La Figura 81 muestra las curvas de integral J para la determinación de la tenacidad a la fractura,  $J_{IC}$ , de las tres probetas transversales sin tratamiento térmico. Las probetas transversales son denominadas JT seguido del número de probeta ensayado, donde J significa el tipo de prueba y T significa transversal. El Cuadro 26 muestra el valor promedio de esta tenacidad calculado para estas probetas así como su respectiva desviación estándar.

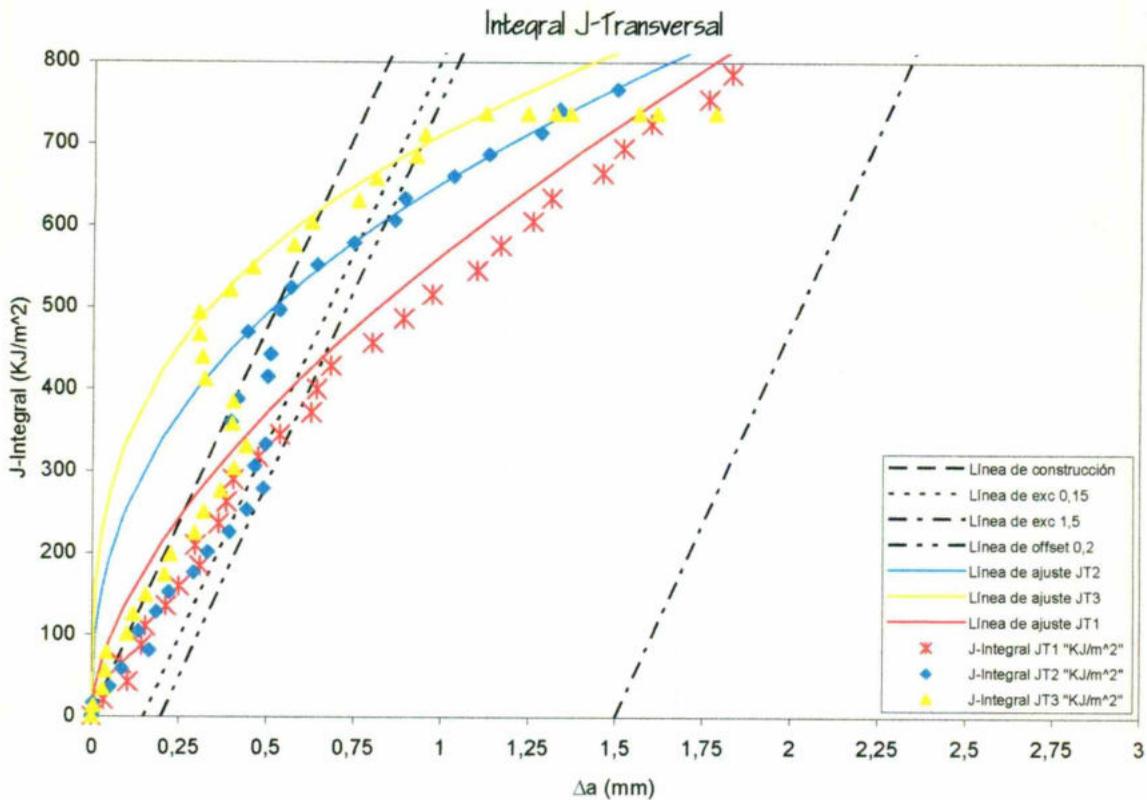


Figura 81. Curvas de integral J para probetas transversales tipo compactas de tensión, C(T), sin tratamiento térmico.

Cuadro 26. Valor promedio de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles,  $J_{IC}$ , determinados para probetas transversales tipo compactas de tensión, C(T), sin tratamiento térmico.

$J_{IC}$ promedio (KJ/m <sup>2</sup> )	Desviación estándar
619,77	72,09

La Figura 82 muestra la zona de fractura de una probeta transversal sin tratamiento térmico, en esta figura se pueden distinguir las diferentes zonas de la grieta una vez terminada la prueba de tenacidad a la fractura,  $J_{IC}$ , y después del teñido térmico, las zonas de la grieta son las mismas que para la probeta longitudinal.

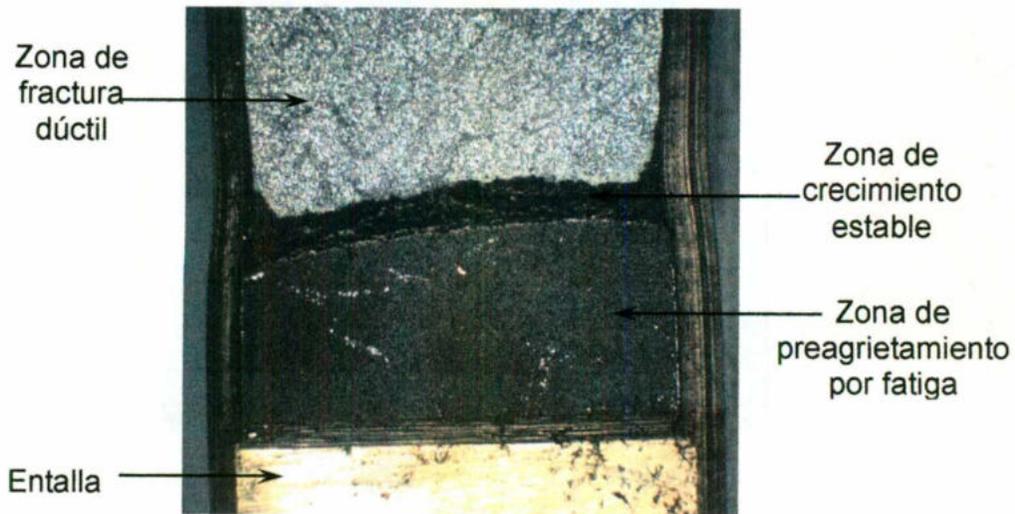


Figura 82. Zonas de fractura de probeta transversal tipo compactas de tensión, C(T), después de una prueba de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles sin tratamiento térmico,  $J_{IC}$ .

La Figura 80 y Figura 82 muestran fotografías de las zonas de fractura en donde se realizan 9 mediciones igualmente espaciadas a lo largo del espesor de la probeta para la longitud del preagrietamiento y la longitud de la grieta estable, lo anterior con la finalidad de validar las pruebas como lo pide la norma ASTM E 1820. Se hace un promedio de las dos mediciones de los extremos y posteriormente se hace un promedio con las siete mediciones restantes, ninguna de las mediciones debe de ser mayor al 10% del promedio total de las nueve mediciones. Como ejemplo se muestra el Cuadro 27 con las mediciones de la longitud del preagrietamiento para la probeta denominada JT\_1.

Cuadro 27. Medición de longitud de preagrietamiento de probeta tipo compacta de tensión de una probeta transversal.

Promedio de las 2 mediciones más cercanas a los extremos	
7,84 mm	
Promedio total (promedio de las 7 restantes más los 2 extremos)	
8,49 mm	
Promedio total mas el 10%	
9,34 mm	
Medición de la línea central, mm	8,64
Medición 1, mm	8,93
Medición 2, mm	9,10
Medición 3, mm	9,16
Medición extremo 1, mm	8,91
Medición 4, mm	8,28
Medición 5, mm	7,92
Medición 6, mm	7,38
Medición extremo 2, mm	6,76

Ninguna de las mediciones sobrepasa el 10% del promedio total, por lo que para el preagrietamiento la prueba es válida. El Cuadro 28 muestra los valores para la longitud de grieta estable de la probeta denominada JT\_1.

Cuadro 28. Medición de grieta estable de probeta tipo compacta de tensión de una probeta transversal.

Promedio de las 2 mediciones más cercanas a los extremos	
9,92 mm	
Promedio total (promedio de las 7 restantes más los 2 extremos)	
9,96 mm	
Promedio total mas el 10%	
10,95 mm	
Medición de la línea central, mm	10,20
Medición 1, mm	10,27
Medición 2, mm	10,29
Medición 3, mm	10,40
Medición extremo 1, mm	10,63
Medición 4, mm	9,95
Medición 5, mm	9,62
Medición 6, mm	8,99
Medición extremo 2, mm	9,22

Ninguna de las mediciones anteriores sobrepasa el 10% del promedio total del tamaño de la grieta estable para determinar la validez de las pruebas, por lo tanto la prueba es válida para ésta probeta.

#### VI.4.2 Determinación de tenacidad a la fractura de materiales frágiles para probetas sin tratamiento térmico, $K_{JIC}$

Para la determinación del valor de la tenacidad a la fractura de materiales frágiles para probetas sin tratamiento térmico,  $K_{JIC}$ , el cual es un valor de factor de intensidad de esfuerzos para materiales dúctiles y será utilizado para comparar posteriormente con las probetas tratadas térmicamente, se utiliza (38),

$$K_{JIC} = \sqrt{\frac{E}{1-\nu^2}} J_{IC} \quad (38)$$

donde E = Módulo de Young

$\nu$  = Razón de Poisson

El Cuadro 29 muestra el valor promedio de la tenacidad a la fractura de materiales frágiles,  $K_{JIC}$ , para probetas sin tratamiento térmico longitudinales y transversales con su respectiva desviación estándar.

Cuadro 29. Valores promedio de tenacidad a la fractura de materiales frágiles,  $K_{JIC}$ , para probetas sin tratamiento térmico longitudinales y transversales tipo compactas de tensión, C(T).

Dirección	Promedio (MPa m <sup>1/2</sup> )	Desviación estándar
Longitudinal	223,46	4,83
Transversal	342,55	33,32

#### VI.4.3 Determinación del desplazamiento de abertura en la punta de la grieta para probetas sin tratamiento térmico, $\delta_{JIC}$

Para la determinación del desplazamiento de abertura en la punta de la grieta,  $\delta_{JIC}$ , para probetas sin tratamiento térmico tipo compactas de tensión, C(T), sin tratamiento térmico se utiliza (39),

$$\delta_{JIC} = \frac{J_{IC}}{\sigma_o} \quad (39)$$

donde  $\sigma_o$  = Esfuerzo de cedencia

$J_{IC}$  = Tenacidad a la fractura de materiales dúctiles sin tratamiento térmico

El Cuadro 30 muestra los valores promedio del desplazamiento de abertura en la punta de la grieta para probetas sin tratamiento térmico,  $\delta_{JIC}$ , para las probetas longitudinales y transversales sin tratamiento térmico con su respectiva desviación estándar.

Cuadro 30. Valores promedio de desplazamiento de abertura en la punta de la grieta,  $\delta_{JIC}$ , para probetas sin tratamiento térmico longitudinales y transversales tipo compactas de tensión, C(T).

Dirección	Promedio (mm)	Desviación estándar
Longitudinal	0,9060	0,0404
Transversal	2,1834	0,4171

#### VI.5 Pruebas de mecánica de fractura con tratamiento térmico

##### VI.5.1 Determinación de tenacidad a la fractura de materiales frágiles para probetas con tratamiento térmico, $K_{IC}$

El número de probetas de tipo compactas de tensión, C(T), tratadas térmicamente en la dirección longitudinal es de seis, el nombre dado a las probetas es JLTT\_1, donde J determina la prueba de integral J para la cual estaban destinadas, L significa longitudinal y TT significa tratamiento térmico, el número subsiguiente es el número de probeta ensayado en las pruebas. Las pruebas realizadas proporcionan datos que son utilizados en dos tipos de análisis de resultados para dos tipos de pruebas, en primer lugar la tenacidad a la fractura de materiales frágiles,  $K_{IC}$ . Dado que el tratamiento térmico aplicado al material aumentó la resistencia mecánica no fue posible realizar pruebas de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles,  $J_{IC}$ , para este nuevo material tratado térmicamente, por lo tanto se procedió a calcular un valor de  $K_{IC}$ , para cada una de las probetas, el Cuadro 31 muestra el valor promedio de  $K_{IC}$ , para las probetas longitudinales tratadas térmicamente y desviación estándar, junto con su relación de  $P_{max}/P_Q$ .

Cuadro 31. Valor de tenacidad a la fractura de materiales frágiles,  $K_{IC}$ , para probetas longitudinales tratadas térmicamente tipo compactas de tensión, C(T).

Probeta	Valor de $K_{IC}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )	$P_{max}/P_Q$
JLTT_1	56,28	1,5117
JLTT_2	47,72	1,5314
JLTT_3	47,04	1,7224
JLTT_4	52,28	1,5334
JLTT_5	13,95	6,4446
JLTT_6	52,24	1,4575
Promedio	49,82	
Desv. Estándar	2,83	

Si la relación  $P_{max}/P_Q$  es menor a un valor de 1,10 entonces éste valor de  $K_Q$  es igual al  $K_{IC}$ , de lo contrario si es mayor, como es el caso, el valor de  $K_Q$  determinado se evalúa por medio de la relación  $2,5(K_Q/\sigma_o)^2 < B$ , a. Si el análisis de los resultados de las pruebas de tenacidad a la fractura de materiales frágiles,  $K_{IC}$ , no cumple con ambos criterios establecidos anteriormente las pruebas son consideradas como pruebas no validas.

La Figura 83 muestra la zona de fractura de una probeta tratada térmicamente, la principal diferencia con las probetas sin tratamiento térmico es que las probetas con tratamiento no muestran una zona de crecimiento estable de grieta, es decir, sólo se muestran dos zonas, la de preagrietamiento y la zona de fractura final.

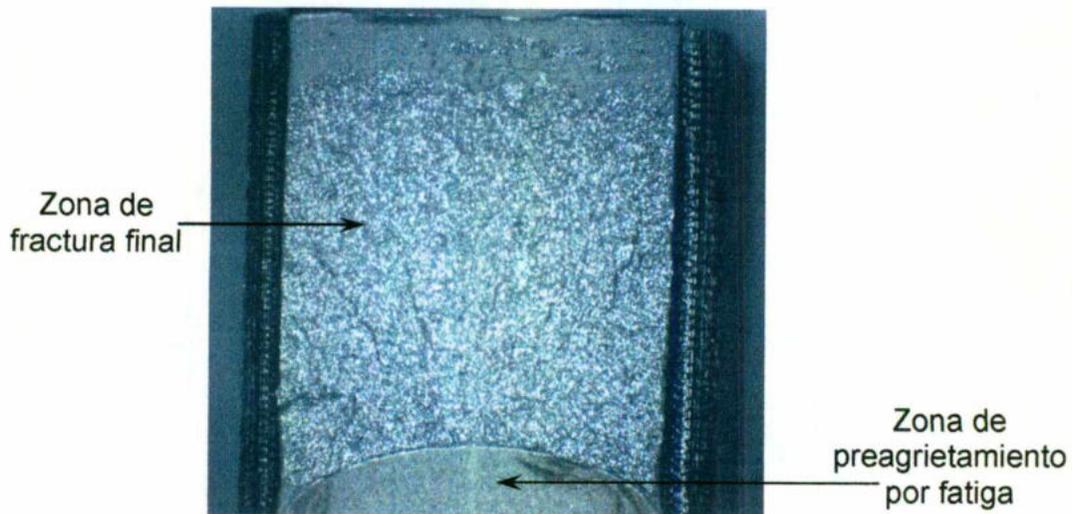


Figura 83. Zonas de fractura de una probeta longitudinal tratada térmicamente.

#### VI.5.2 Determinación del desplazamiento de abertura en la punta de la grieta para probetas con tratamiento térmico, $\delta_{IC}$

Para efectos de comparación, se calcula de igual forma el desplazamiento de abertura en la punta de la grieta,  $\delta_{IC}$ , para las probetas tratadas térmicamente. El Cuadro 32 muestra el valor promedio del  $\delta_{IC}$ , junto con su desviación estándar.

Cuadro 32. Valor promedio de desplazamiento de abertura en la punta de la grieta,  $\delta_{IC}$ , para probetas tratadas térmicamente tipo compactas de tensión, C(T).

Dirección	Promedio (mm)	Desviación estándar
Longitudinal	0,4341	0,0986

La validez de las pruebas se realiza similarmente a la validez de las pruebas de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles sin tratamiento térmico,  $J_{IC}$ , haciendo nueve mediciones igualmente espaciadas en todo el espesor de la probeta, Figura 84, a lo largo de la longitud de preagrietamiento. Se promedian las dos longitudes de preagrietamiento de los extremos y posteriormente este valor se vuelve a promediar con las siete mediciones restantes, lo que nos da un promedio total, la diferencia entre estos dos promedios no debe exceder el valor de  $0,05W$ , como se

muestra en el Cuadro 33, donde se realizan las mediciones para la probeta tipo compacta de tensión con tratamiento térmico denominada JLTT\_3. De igual forma, ninguna de las nueve mediciones debe ser mayor a 0,10W del promedio total.

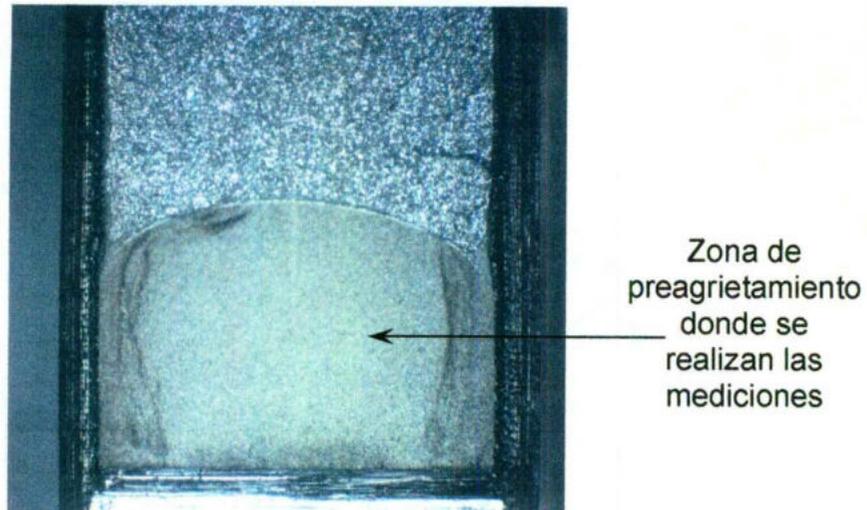


Figura 84. Zona de preagrietamiento donde se realizan mediciones para la validez de la prueba de desplazamiento de abertura en la punta de la grieta para probetas con tratamiento térmico,  $\delta_{IC}$ .

Cuadro 33. Medición de grieta estable de probeta tipo compacta de tensión tratada térmicamente.

Promedio de las 2 mediciones más cercanas a los extremos	
9,93 mm	
Promedio total (promedio de las 7 restantes más los 2 extremos)	
11,10 mm	
Diferencia entre el promedio total y las dos mediciones de los extremos	
1,17 mm	
Promedio total mas el 5%	
11,65 mm	
Medición de la línea central, mm	11,76
Medición 1, mm	11,55
Medición 2, mm	11,27
Medición 3, mm	10,77
Medición extremo 1, mm	9,92
Medición 4, mm	11,55
Medición 5, mm	11,21
Medición 6, mm	10,72
Medición extremo 2, mm	9,94

Lo anterior nos demuestra que las pruebas son validas, según lo determina la norma ASTM E1290.

#### VI.5.3 Determinación de tenacidad a la fractura de materiales frágiles para probetas con tratamiento térmico, $K_{\delta IC}$

A partir de los valores del desplazamiento de abertura en la punta de la grieta,  $\delta_{IC}$ , es también posible calcular un valor de la tenacidad a la fractura de materiales frágiles con tratamiento térmico,  $K_{\delta IC}$ , para compararlos con los valores de la tenacidad a la fractura de materiales frágiles sin tratamiento térmico,  $K_{JIC}$ . El

Cuadro 34 muestra los valores promedio de tenacidad a la fractura de materiales frágiles con tratamiento térmico,  $K_{\delta IC}$ , y su desviación estándar.

Cuadro 34. Valor promedio de tenacidad a la fractura de materiales frágiles,  $K_{\delta IC}$ , para probetas tratadas térmicamente tipo compactas de tensión, C(T)

Dirección	Promedio (MPa m <sup>1/2</sup> )	Desviación estándar
Longitudinal	223,42	25,95

#### VI.5.4 Determinación de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles para probetas con tratamiento térmico, $J_{\delta IC}$

Otro valor que se puede calcular a partir del valor del desplazamiento de abertura en la punta de la grieta,  $\delta_{IC}$ , es el valor de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles con tratamiento térmico,  $J_{\delta IC}$ , que es equivalente al valor de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles sin tratamiento térmico  $J_{IC}$ . El Cuadro 35 muestra el valor promedio de la tenacidad a la fractura de materiales dúctiles con tratamiento térmico,  $J_{\delta IC}$ , y su desviación estándar para las probetas con tratamiento térmico.

Cuadro 35. Valor promedio de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles,  $J_{\delta IC}$ , para probetas tratadas térmicamente tipo compactas de tensión, C(T).

Dirección	Promedio (KJ/m <sup>2</sup> )	Desviación estándar
Longitudinal	243,44	55,32

#### VI.6 Preagrietamiento por fatiga

Realizando el preagrietamiento por fatiga para probetas con y sin tratamiento térmico se puede ver la influencia de la microestructura bainítica.

Se hace una comparación por medio del total de ciclos realizados durante el preagrietamiento, en donde se hace crecer una grieta de 9 mm de longitud, los ciclos de fatiga tienen una frecuencia de 10 Hz y con un factor de intensidad de

esfuerzos de 20 MPa m<sup>1/2</sup>. El Cuadro 36 muestra los ciclos de preagrietamiento totales para las probetas sin tratamiento térmico y el Cuadro 37 muestra los ciclos de preagrietamiento totales para las probetas tratadas térmicamente.

Cuadro 36. Ciclos totales de preagrietamiento para probetas tipo compactas de tensión, C(T), sin tratamiento térmico.

Nombre de Probeta	JL1	JL2	JL3	JT1	JT2	JT3
Ciclos	222 040	186 400	178 770	217 180	119 825	188 300

Cuadro 37. Ciclos totales de preagrietamiento para probetas tipo compactas de tensión, C(T), con tratamiento térmico.

Nombre de Probeta	JLTT1	JLTT2	JLTT3	JLTT4	JLTT5	JLTT6
Ciclos	1 139 700	1 077 800	1 058 030	1 053 000	979 600	1 120 700

## VII. DISCUSIÓN

### VII.1 Medición de la zona afectada por el calor

El tamaño de la zona afectada por el calor, medido de manera aproximada en el microscopio metalográfico de platina invertida, es de aproximadamente de 2 mm de espesor. Este tamaño de zona afectada por el calor no se considera que afecte en las propiedades a medir en el material, debido a que esta pequeña zona puede ser retirada por medio del maquinado e incluso con un desbaste grueso y de esta forma no llega hasta la zona en que se van a medir las propiedades.

### VII.2 Identificación de la microestructura, tamaño de grano e inclusiones

Observando las diferentes fotomicrografías presentadas en el capítulo anterior se puede observar para el material de llegada una microestructura compuesta de ferrita y perlita fina sin resolver, con una orientación preferencial en estructuras bandeadas o laminar y con un tratamiento de normalizado debido a un proceso de laminado en caliente, además de un tamaño de grano con mezcla del número 6 y 7, el tamaño de grano del material fue identificado por el método de comparación que se indica en la norma ASTM E 112-96 con un objetivo de 10x en el microscopio metalográfico de platina invertida. Las muestras en las que se determinó la microestructura fueron tomadas de diversas partes de la placa original y preparadas metalográficamente, posteriormente atacadas con Nital al 2%, sin embargo, esta concentración del reactivo no fue suficiente para revelar por completo la microestructura y fue cambiada a un reactivo de Nital al 3%, que es el reactivo con el que se atacaron las muestras de donde se obtuvieron las fotomicrografías mostradas.

Se identificaron en el material inclusiones del tipo de los sulfuros, como se muestra en las fotomicrografías, el tipo de inclusiones determinado para este material es el sulfuro de manganeso, MnS, se puede ver que las inclusiones están orientadas en la misma dirección que los granos de ferrita y perlita, es decir, en la dirección de laminación, esto debido a que este tipo de inclusiones es más plástico

que otros y se deformó fácilmente durante el proceso de laminación al que fue sometido el material durante la fabricación.

### VII. 3 Análisis químico y ensayo de dureza

La composición química del material fue determinado por medio de un espectrómetro de emisión óptica y los resultados son confiables debido a que se realizaron en un laboratorio certificado y con un método preciso. La composición química determinada puede ser comparada con la composición química de un acero del tipo general A36, clasificado por la ASTM, o como un acero bajo carbono, similar al 1020, según la clasificación de la AISI.

De igual manera, se puede comparar la dureza medida en el material en la dirección longitudinal y transversal con la dureza de un acero A36. No se observa una diferencia entre ambas durezas de más de un 10%.

### VII.4 Tratamiento térmico

La determinación del diámetro crítico teórico aproximado para el tratamiento térmico del material fue un paso primordial para estimar si es posible obtener una microestructura martensítica al centro de las piezas de una pulgada. Este método es de fácil empleo y de mucha utilidad, ya que nos indica la profundidad máxima en la que se puede llegar a obtener una microestructura con 50% de martensita en un tratamiento de temple. Esta profundidad de temple determinada se le conoce como distancia Jominy, y con ella es posible saber si el tratamiento térmico aplicado al material es el correcto usando un diagrama de enfriamiento continuo, sin embargo, cabe aclarar que todos los diagramas usados en la determinación del tratamiento térmico están basados en un tratamiento de temple en agua; al momento de elegir un medio de enfriamiento con una severidad de temple de la salmuera, el diámetro crítico del material se hace más grande y se tiene una mayor profundidad de temple .

La principal razón de probar cuatro temperaturas por debajo de la temperatura  $A_3$  del diagrama Fe-C es porque se buscaba mantener la fase de ferrita y ésta no transformara, sino que solamente se buscaba una transformación parcial de la

microestructura. El tratamiento intercrítico se realiza dentro de las temperaturas  $A_1$  y  $A_3$ , lo que nos asegura que la ferrita no se transforma.

Utilizando el diagrama Fe-C y con el método de la regla de la palanca se pueden determinar los porcentajes de transformación de las fases. La temperatura final del tratamiento fue determinada de ésta forma. El objetivo principal del tratamiento intercrítico realizado es el de buscar un equilibrio entre la ductilidad del material y la resistencia, debido a esto se buscó una microestructura compuesta de 50% bainita y 50% ferrita.

Las probetas de mecánica de fractura son probetas con un espesor de una pulgada y el resultado del tratamiento térmico está limitado por el espesor del material a tratar. En este caso, la característica que ayudó a que este tipo de probetas hayan tenido una profundidad de temple mucho mayor que la determinada usando el ensayo de templabilidad de Grossmann fue el volumen del baño para el enfriamiento, el cual fue de 90 litros. La solución de salmuera estaba en una concentración al 10% y contenía también un inhibidor de corrosión, para evitar la oxidación del material debido a los cloruros del baño, y al momento de enfriar el material, el baño fue sometido a una agitación suave, todo lo anterior hizo que la severidad de temple aumentara.

La temperatura de revenido fue escogida debido a la cantidad de bainita que se quería obtener, a una temperatura más baja se tendría una mayor cantidad de martensita revenida que de bainita y a una temperatura mayor de revenido se tendría posiblemente una microestructura de tipo bainita superior, o incluso de perlita fina, y esta microestructura no brindaría las propiedades mecánicas esperadas.

Las mediciones de la profundidad de temple muestran que la dureza obtenida en todo el espesor del material fue homogénea, lo cual nos indica que gracias a la severidad de temple obtenida en el baño se logró obtener una microestructura similar en el centro de la probeta como en las orillas.

### VII.5 Análisis estadístico de las pruebas de tensión

El esfuerzo de tensión citado en las bibliografías es normalmente una media aritmética, una simple suma de un número de mediciones individuales dividido por el número de muestras probadas (Roylance, 2001).

Existen varias mediciones de qué tan ampliamente dispersados están los esfuerzos y una de ellas es la desviación estándar, denotada por la siguiente expresión,

$$s = \sqrt{\frac{1}{N-1} \sum_{i=1}^N (\bar{\sigma}_f - \sigma_{x,i})^2}$$

El significado de  $s$  para un diseñador está usualmente en función de qué tan grande es comparado con la media, así el coeficiente de variación o C.V. es comúnmente usado (Roylance, 2001),

$$\text{C.V.} = \frac{s}{\bar{\sigma}_f} \times 100$$

Se expresa a menudo en porcentajes. Los esfuerzos de tensión están, generalmente, en el intervalo de 1-10%; valores más altos indican una inconsistencia sustancial en la preparación de la muestra o un error experimental.

Son calculados los coeficientes de variación, C.V., como se muestra en el Cuadro 38 para las probetas de tensión con y sin tratamiento térmico, específicamente en los resultados del esfuerzo de cedencia,  $\sigma_o$ , y el esfuerzo último,  $\sigma_U$  (Roylance, 2001).

Cuadro 38. Coeficientes de variación para propiedades mecánicas en probetas de tensión con y sin tratamiento térmico.

Propiedad mecánica	Probeta longitudinal sin tratamiento térmico			Probeta longitudinal con tratamiento térmico		
	media (MPa)	s	% C.V.	media (MPa)	s	% C.V.
Esfuerzo de cedencia, $\sigma_0$	271,28	7,60	2,80	560,76	43,11	7,69
Esfuerzo último, $\sigma_U$	448,47	4,29	7,65	964,78	74,08	7,68

El objetivo de la comparación estadística de las muestras es determinar si el tratamiento térmico tiene algún efecto significativo sobre las propiedades, los análisis a elaborar son los siguientes,

- Un análisis por medio de la t de student

Para aplicar esta técnica estadística es necesario determinar primero si las varianzas son iguales o desiguales, para lo cual se realiza un análisis de varianza (Montgomery, 1991).

→ Análisis de varianza.

El análisis de varianza se fundamenta en evaluar la hipótesis:

$$H_0 : s_1^2 = s_2^2$$

Contra

$$H_1 : s_1^2 \neq s_2^2$$

Donde:

$H_0$  es la hipótesis nula de igualdad de varianzas

$H_1$  es la hipótesis alternativa

$\mu_1$  y  $\mu_2$  son las desviaciones estándar de las propiedades a comparar

El criterio de aceptación de  $H_0$  depende de si

$$F_{\alpha/2, n_1-1, n_2-1} > F$$

Esto es, que existe evidencia estadística de que las varianzas de las muestras son iguales, en caso contrario  $H_0$  se rechaza.

→ Análisis por medio de la t de student.

Cuando  $H_0$  es aceptada una estadística de prueba apropiada para usarse en la comparación del nivel medio de las dos muestras en un diseño completamente aleatorizado es (Montgomery, 1991),

$$t_o = \frac{\bar{y}_1 - \bar{y}_2}{S_p \sqrt{\frac{1}{n_1} + \frac{1}{n_2}}}$$

Donde  $\bar{y}_1$  y  $\bar{y}_2$  son las medias muestrales,  $n_1$  y  $n_2$  el tamaño de las muestras,  $S_p^2$  es una estimación de la varianza común  $\sigma_1^2 = \sigma_2^2 = \sigma^2$  calculada mediante,

$$S_p^2 = \frac{(n_1 - 1)s_1^2 + (n_2 - 1)s_2^2}{n_1 + n_2 - 2}$$

Donde

$\bar{y}_1$  y  $\bar{y}_2$  Son las medias de cada muestra 1 y 2 respectivamente.

$s_1^2$  y  $s_2^2$  Son las varianzas muestrales individuales.

$S_p^2$  Es un estimador común de la varianza.

$n_1 + n_2 - 2$  Son los grados de libertad.

Para varianzas desiguales, las ecuaciones empleadas son las siguientes:

$$t_o = \frac{\bar{y}_1 - \bar{y}_2}{S \sqrt{\frac{1}{n_1} + \frac{1}{n_2}}}$$

Donde S se calcula como sigue,

$$S = \sqrt{\frac{S_1^2}{n_1} + \frac{S_2^2}{n_2}}$$

Donde

$\bar{y}_1$  y  $\bar{y}_2$  Son las medias de cada muestra 1 y 2 respectivamente.

$S_1^2$  y  $S_2^2$  Son las varianzas muestrales individuales

La distribución t se usa de manera extensa en problemas que implican muestras comparativas, es decir, en casos donde se trata de determinar si las medias de dos muestras son significativamente diferentes (Montgomery, 1991).

Para las pruebas de tensión en las dos propiedades mecánicas mostradas en el Cuadro 37 también se utilizó una comparación estadística con la prueba de t de student, los resultados a esta prueba se muestran en el Cuadro 39.

Cuadro 39. Prueba t de student para probetas de tensión con y sin tratamiento térmico con un nivel de significancia

$\alpha=0,05$ .

Propiedad	Probetas	Suposición de varianzas	Estadístico t	Valor crítico de t	Grados de libertad	95% Intervalo de confianza		P	H <sub>0</sub> : Medias Iguales
						Inferior	Superior		
Esfuerzo de cedencia ( $\sigma_0$ )	L* - LTT**	iguales	-11,4517	± 2,776	4	-359,6	-219,2	0,000	Rechazada
Resistencia última ( $\sigma_U$ )	L* - LTT**	iguales	-10,955	±2,776	4	-647,2	-385,4	0,000	Rechazada

Nota.

\* L – Probeta longitudinal de tensión sin tratamiento térmico

\*\* LTT - Probeta longitudinal de tensión con tratamiento térmico

El Cuadro 39 nos muestra que estadísticamente las pruebas de tensión para probetas sin tratamiento térmico y con tratamiento térmico tienen resultados muy diferentes y el tratamiento térmico es muy significativo en ambas propiedades, el esfuerzo de cedencia y la resistencia última.

#### VII.6 Análisis estadístico de las propiedades de mecánica de fractura

Una vez efectuado el desarrollo experimental y con base en los resultados obtenidos de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles con y sin tratamiento térmico,  $J_{\delta IC}$  y  $J_{IC}$  respectivamente; tenacidad a la fractura de materiales frágiles con y sin tratamiento térmico,  $K_{\delta IC}$  y  $K_{JIC}$  respectivamente; y del desplazamiento de abertura en la punta de la grieta con y sin tratamiento térmico,  $\delta_{IC}$  y  $\delta_{JIC}$ ; se procede a comparar estadísticamente las propiedades antes mencionadas.

El Cuadro 40 muestra que el tratamiento térmico tiene un efecto significativo sobre la propiedad del desplazamiento de abertura en la punta de la grieta y en las otras dos propiedades evaluadas no se tiene un efecto significativo, es decir, estadísticamente las propiedades de tenacidad a la fractura de materiales dúctiles con y sin tratamiento térmico,  $J_{\delta IC}$  y  $J_{IC}$ , junto con las de tenacidad a la fractura de materiales frágiles con y sin tratamiento térmico,  $K_{\delta IC}$  y  $K_{JIC}$ , son iguales y no se puede encontrar una diferencia significativa en ellas; por el contrario en las propiedades de desplazamiento de abertura en la punta de la grieta con y sin tratamiento térmico,  $\delta_{IC}$  y  $\delta_{JIC}$ , si se puede observar una diferencia significativa en los resultados, lo que nos indica que el tratamiento térmico tiene una gran influencia en los resultados de esta última propiedad.

Cuadro 40. Prueba t de student para probetas de mecánica de fractura con y sin tratamiento térmico con un nivel de significancia  $\alpha=0,05$ .

Probetas	Suposición de varianzas	Estadístico t	Valor crítico de t	Grados de libertad	95% Intervalo de confianza		P	H <sub>0</sub> : Medias Iguales
					Inferior	Superior		
$J_{IC}(**ST) - J_{SIC}(*T)$	iguales	0,6802	± 2,447	6	-53,9	95,3	0,522	Aceptada
$K_{JIC}(**ST) - K_{SIC}(*T)$	iguales	0,4064	± 2,447	6	-29,5	41,1	0,696	Aceptada
$\delta_{JIC}(**ST) - \delta_{IC}(*T)$	iguales	8,792	± 2,447	6	0,3573	0,6330	0,000	Rechazada

Nota:

\* T – Tratamiento térmico

\*\* ST – Sin tratamiento térmico

#### VII.7 Determinación de tenacidad a la fractura de materiales frágiles para probetas con tratamiento térmico, $K_{IC}$

Como el Cuadro 31 lo muestra, las seis pruebas para determinar el valor de tenacidad a la fractura de materiales frágiles,  $K_{IC}$ , son pruebas no válidas porque aunque cumplen con el criterio de  $2,5(K_Q/\sigma_o)^2 < B$ , a no cumple con el criterio de la relación de  $P_{max}/P_Q$ , debido a esto, los valores de tenacidad a la fractura de materiales frágiles,  $K_{IC}$ , así determinados no son tomados en cuenta para un análisis estadístico. Lo anterior se puede deber a que el material no es tan frágil como para poder calcular la tenacidad a la fractura  $K_{IC}$  en condiciones de deformación plana y el valor obtenido de tenacidad a la fractura de materiales frágiles,  $K_{IC}$ , para éstas pruebas es un valor dependiente del espesor de la probeta. Si se quisiera determinar un valor de tenacidad a la fractura de materiales frágiles,  $K_{IC}$ , en este tipo de material, las probetas de prueba deberían de tener un espesor mayor para de esta forma evitar que la deformación plástica afecte en las propiedades a determinar.

#### VII.8 Preagrietamiento por fatiga

El preagrietamiento por fatiga es el primer paso para realizar las pruebas de mecánica de fractura y por lo tanto es un paso importante.

Este trabajo de investigación no contempla el estudio de propagación de grietas por fatiga, sin embargo, es importante señalar que la resistencia a la fatiga del material fue aumentado significativamente gracias a el cambio de microestructura logrado con el tratamiento térmico. Lo anterior demuestra la obtención de una microestructura bainítica, debido a que ésta es mucho más tenaz que otro tipo de microestructuras.

La cantidad de ciclos totales para hacer crecer una grieta de 9 mm de longitud es un factor determinante de la velocidad con la que se puede propagar una grieta, los cuales se incrementan en 5 veces con el tratamiento térmico.

## VIII. CONCLUSIONES

Esta investigación experimental determinó el efecto que un cambio microestructural, inducido por medio de un tratamiento térmico intercrítico seguido de un temple y revenido aplicado a un acero de bajo carbono, tiene sobre las propiedades mecánicas y de mecánica de fractura.

Se mostró que en un acero de bajo contenido de carbono, el cual no contiene mayor cantidad de elementos aleantes, es posible obtener microestructuras similares a aquellas que se obtendrían con un acero de más alto contenido de carbono y algunos elementos aleantes, por lo tanto, se concluye que la microestructura lograda es una mezcla de ferrita y bainita. Sin embargo, es necesario un microscopio electrónico de barrido para poder corroborar el tipo de bainita obtenida en el tratamiento térmico.

Otro de los factores que muestra el gran cambio debido al tratamiento térmico es la medición de dureza. Al material de llegada se le midió dureza en la escala Brinell, debido a que no fue posible medir dureza en otra escala porque el material era demasiado suave y una vez realizado el tratamiento se vio la necesidad de medir dureza en la escala Rockwell C. Lo anterior evidenció el gran incremento en la resistencia del material. Las mediciones de dureza fueron de gran ayuda para llevar a cabo la correcta aplicación del tratamiento térmico, ya que fue tomada como control de calidad.

Las pruebas de tensión más tarde confirmaron lo que se midió con las pruebas de dureza, se demostró un incremento en la resistencia mecánica del 58% gracias al tratamiento térmico, de igual manera, propiedades como el esfuerzo de cedencia,  $\sigma_0$ , y el esfuerzo último,  $\sigma_U$ , se incrementaron de manera significativa. Todo lo anterior nos indicaba un decremento en la misma proporción de la tenacidad del material. Sin embargo, los resultados de las pruebas de mecánica de fractura presentan una disminución de tan solo el 9% en los valores de tenacidad a la fractura para materiales dúctiles sin tratamiento térmico,  $J_{IC}$ , en comparación con los valores de tenacidad a la fractura para materiales dúctiles con tratamiento

térmico,  $J_{\delta IC}$ , los cuales fueron aproximados con ecuaciones matemáticas y no fueron medidos directamente del material, al igual que los valores de tenacidad a la fractura para materiales frágiles sin tratamiento térmico,  $K_{JIC}$ , y los valores de tenacidad a la fractura para materiales frágiles con tratamiento térmico,  $K_{\delta IC}$ , los cuales son dependientes de los valores de tenacidad a la fractura para materiales dúctiles sin tratamiento térmico,  $J_{IC}$ , y de los valores de desplazamiento de abertura en la punta de la grieta,  $\delta_{IC}$ , respectivamente, obtenidos experimentalmente.

El desplazamiento de abertura en la punta de la grieta,  $\delta_{IC}$ , fue la única propiedad de mecánica de fractura que tuvo una disminución con el tratamiento térmico. La disminución que tuvo fue de aproximadamente el 45%, lo que indica que el tamaño del desplazamiento de abertura crítico en la punta de la grieta, y por consiguiente el tamaño de la zona plástica, disminuyen.

Se comprobó que existe un aumento en la resistencia mecánica del 58% y una disminución en el desplazamiento de abertura en la punta de la grieta,  $\delta_{IC}$ , del 45%. Lo anterior indica que, para este material en particular, al aumentar la resistencia mecánica del material su tenacidad tiene una clara tendencia a disminuir, sin embargo, esa disminución no es inversamente proporcional al aumento en la resistencia, con lo anterior se concluye que la hipótesis planteada es parcialmente válida.

Para la tenacidad a la fractura en materiales frágiles,  $K_{IC}$ , no fue posible establecer valores confiables, ya que las pruebas resultaron ser no válidas, según los criterios de validez de la norma ASTM E399. Esto indica que la tenacidad a la fractura de materiales frágiles,  $K_{IC}$ , no es una propiedad del material ya que, aún con el tratamiento térmico aplicado, estos valores seguían siendo dependientes del espesor de la probeta. El tratamiento brindó al material propiedades de una mayor resistencia mecánica sin hacerlo más frágil.

Se concluye que es posible hacer que este acero estructural de bajo carbono A36, debido al tratamiento térmico intercrítico seguido de un temple y revenido, tenga una microestructura de fase dual, la cual brinda un considerable aumento en la

resistencia mecánica sin tener un detrimento en las propiedades de tenacidad a la fractura.

La microestructura final, microestructura de fase dual compuesta de ferrita y bainita, tiene además un marcado efecto en la propagación de grietas por fatiga. A pesar de que no es objeto de este estudio, la velocidad de propagación de grietas por fatiga se vio fuertemente modificada, prueba de ello es la cantidad de ciclos a los que aumentó al querer hacer crecer una grieta de 9 mm de longitud.

## IX. BIBLIOGRAFÍA

- Anderson, T. L. 1991.** Fracture Mechanics. Fundamentals and Applications. 1a Ed. CRC Press, Estados Unidos de América: 3-107.
- Apraiz, J. B. 1971.** Aceros Especiales. 4a Ed. Dossat, Madrid: 1-8, 11-15, 50-53.
- Arcos y R. L. O. 1976.** Temple del acero. México, D. F. Universidad Autónoma de México. Tesis para obtener el título de Ingeniero Químico Metalúrgico. 108-109.
- ASM Handbook. 1992.** Fatigue and Fracture. 5a Ed. ASM International, Estados Unidos de América: Vol. 19: 397-399, 615-618, 620-624.
- ASM Handbook. 1990.** Properties and selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys. 5a Ed. ASM International, Estados Unidos de América: Vol. 1: 140-151, 154-156.
- ASTM E 8M. 2000.** Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials (Metric). American Society for Testing and Materials.
- ASTM E 399. 1990.** Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials. American Society for Testing and Materials.
- ASTM E 1290-89. 1989.** Standard Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement. American Society for Testing and Materials.
- ASTM E 1820-99a. 2000.** Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. American Society for Testing and Materials.
- Avner, S. H. 1992.** Introducción a la metalurgia física. 2a Ed. Mc Graw Hill, México: 229, 234-237, 263-268, 289-290, 384.
- Bhadeshia, H. K. D. H. 2001.** Bainite in steels. Transformations, microstructure and properties. 2a Ed. IOM Communications Ltd, United Kingdom: 382-387.
- Budinski, K. G. 1999.** Engineering Materials, Properties and Selection. 6a Ed. Prentice Hall, Estados Unidos de América: 328-330.
- Cahn, R. W., Haasen, P. y col. 1992.** Materials science and technology. 1a Ed. VCH, República Federal de Alemania: 317-318, 328-330.
- Curiel, R. H. E. 2005.** Investigación experimental de la estructura y propiedades mecánicas de la zona afectada por el calor de un acero hadfield (13% Mn- 1.2% C).

Querétaro. Universidad Autónoma de Querétaro. Tesis para obtener el título de Doctor en Ingeniería. 80-86.

**Dieter, G. E. 1988.** Mechanical Metallurgy. 1a Ed. Mc Graw Hill, Singapur: 6-23.

**Espino, R. J. 2000.** <http://www.construaprende.com/apuntes>

**Gomes, G. M. 2004.** Chromium recoil implantation into SAE 1020 steel by nitrogen ion bombardment. Brazilian Journal of Physics: Vol. 34: 1-6.

**González, V. J. L. 2004.** Mecánica de fractura. Bases y aplicaciones. 2a Ed. Limusa, México: 2-345.

**González, V. J. L. 2004.** Metalurgia Mecánica. 1ª Ed. Limusa, México: 143-147.

**Grossmann, M. A. 1972.** Principles of heat treatment. 5ª Ed. American Society for Metals, Estados Unidos de América: 106-107.

**Guy, A.G. 1970.** Metalurgia Física para Ingenieros. 1a Ed. Fondo Educativo Interamericano, Estados Unidos de América: 198-199, 205-206, 217-223.

**Hernández, C. M. A., Zuñiga, G. A. 1995.** Determinación de la tenacidad a la fractura ( $J_{IC}$ ) del acero API-X-52. México, D. F. Instituto Politécnico Nacional. Tesis para obtener el título de Ingeniero Metalúrgico. 4-5.

**Kosteas, D. 1994.** Applied Fracture Mechanics. European Aluminum Association, München: 2-49.

**Krauss, G. 1994.** Heat treatment and processing principles. 3a Ed. ASM international, Estados Unidos de América: 61-62, 274-279.

**Krasnopolsky, G. D. M.,** Tratamientos térmicos de aceros y sus prácticas de laboratorio. 1ª Ed., Limusa, México: 94, 95.

**Landes, J. D., Begley, J. A. 1977.** Recent Developments in  $J_{IC}$  Testing. Developments in Fracture Mechanics Test Methods Standardization: ASTM STP 632: 57-81.

**Lindenvald, N. 1972.** La estructura de los metales. 2ª Ed., Prensa Universitaria Argentina, Buenos Aires: 93-94.

**McEvily, Jr. A. J., Tetelman, A. S. 1967.** Fracture of structural materials. 1a Ed. John Wiley & Sons, Inc., Estados Unidos de America: 497-516.

**Montgomery, D. C. 1991.** Diseño y análisis de experimentos. 1ª Ed., Grupo editorial Iberoamericana, México: 13-39.

- Peters, A. T. 1993.** Producción siderúrgica. 1a Ed. Limusa, México: 272-299.
- Roylance, D. 2001.** Introduction to Fracture Mechanics. Department of Materials Science and Engineering, Massachusetts Institute of Technology Cambridge: 1-17.
- Speer, J. G., Matlock, D. K. 2005.** Constitutive behavior of high strength multiphase sheet steels under high strain rate deformation conditions. American Iron and Steel Institute. Pittsburgh: 1-8.
- Thelning, K. E. 1978.** Steel and its Heat Treatment. 1a Ed., Butterworth & Co, Londres: 4-5, 20, 130, 151-161, 319-324.
- Worldautosteel.** International iron and steel institute, **2005.**  
[http://www.worldautosteel.org/AHSSGuidelinesDocs/1\\_AHSS\\_Intro.pdf](http://www.worldautosteel.org/AHSSGuidelinesDocs/1_AHSS_Intro.pdf)  
[www.caminos.udc.es/grupos/mmcte/docencia/puentes2/03\\_arcos/Image262.jpg](http://www.caminos.udc.es/grupos/mmcte/docencia/puentes2/03_arcos/Image262.jpg)  
[www.chi.itesm.mx/~cim/tuto/datcor.htm](http://www.chi.itesm.mx/~cim/tuto/datcor.htm)  
[www.geocities.com/SiliconValley/Campus/8262/htdocs/steels/1018.html](http://www.geocities.com/SiliconValley/Campus/8262/htdocs/steels/1018.html)  
[www.icarito.latercera.cl/especiales/transportes/terrestre/img/tren\\_bala.jpg](http://www.icarito.latercera.cl/especiales/transportes/terrestre/img/tren_bala.jpg)  
[www.sidelpa.com/acero\\_1020.htm](http://www.sidelpa.com/acero_1020.htm)

## **X. ANEXOS**

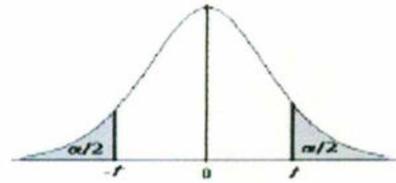
### **X.1 Trabajos futuros**

Asimismo, el presente estudio propone como trabajos futuros el efecto que el tipo de microestructura de fase dual obtenido tiene sobre:

- La propagación de grietas por fatiga
- El umbral de crecimiento de grietas
- Los procesos de soldadura aplicados posteriormente al tratamiento térmico
- Agrietamiento por corrosión, sometiendo el material a fatiga
- Determinación de la tenacidad en pruebas de impacto

## X.2 Tabla de valores críticos de t de student

Contiene los valores t tales que  $p[|T| > t] = \alpha$   
 Donde n = Grados de libertad.

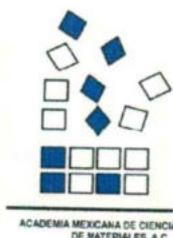


Cuadro A2.1 Valores críticos de t de student.

n \ $\alpha$	0,900	0,800	0,700	0,500	0,300	0,200	0,100	0,050	0,020	0,01	0,001
1	0,158	0,325	0,510	1,000	1,963	3,078	6,314	12,70	31,82	63,65	63,57
2	0,142	0,289	0,445	0,817	1,386	1,886	2,920	4,303	6,965	9,925	31,600
3	0,137	0,277	0,424	0,765	1,250	1,638	2,353	3,182	4,541	5,841	12,924
4	0,134	0,271	0,414	0,741	1,190	1,533	2,132	2,777	3,747	4,604	8,610
5	0,132	0,267	0,408	0,727	1,156	1,476	2,015	2,571	3,365	4,032	6,869
6	0,131	0,265	0,404	0,718	1,134	1,440	1,943	2,447	3,143	3,707	5,959
7	0,130	0,263	0,402	0,711	1,119	1,415	1,895	2,365	2,998	3,500	5,408
8	0,130	0,262	0,400	0,706	1,108	1,397	1,860	2,306	2,897	3,355	5,041
9	0,129	0,261	0,398	0,703	1,100	1,383	1,833	2,262	2,821	3,250	4,781
10	0,129	0,260	0,397	0,700	1,093	1,372	1,813	2,228	2,764	3,169	4,587
11	0,129	0,260	0,396	0,697	1,088	1,363	1,796	2,201	2,718	3,106	4,437
12	0,128	0,259	0,395	0,696	1,083	1,356	1,782	2,179	2,681	3,055	4,318
13	0,128	0,259	0,394	0,694	1,080	1,350	1,771	2,160	2,650	3,012	4,221
14	0,128	0,258	0,393	0,692	1,076	1,345	1,761	2,145	2,625	2,977	4,140
15	0,128	0,258	0,393	0,691	1,074	1,341	1,753	2,132	2,603	2,947	4,073
16	0,128	0,258	0,392	0,690	1,071	1,337	1,746	2,120	2,584	2,921	4,015
17	0,128	0,257	0,392	0,689	1,069	1,333	1,740	2,110	2,567	2,898	3,965
18	0,127	0,257	0,392	0,688	1,067	1,330	1,734	2,101	2,552	2,878	3,922
19	0,127	0,257	0,391	0,688	1,066	1,328	1,729	2,093	2,540	2,861	3,883
20	0,127	0,257	0,391	0,687	1,064	1,325	1,725	2,086	2,528	2,845	3,850
21	0,127	0,257	0,391	0,686	1,063	1,323	1,721	2,080	2,518	2,831	3,819
22	0,127	0,256	0,390	0,686	1,061	1,321	1,717	2,074	2,508	2,819	3,792
23	0,127	0,256	0,390	0,685	1,060	1,320	1,714	2,069	2,500	2,807	3,768
24	0,127	0,256	0,390	0,685	1,059	1,318	1,711	2,064	2,492	2,797	3,745
25	0,127	0,256	0,390	0,684	1,058	1,316	1,708	2,060	2,485	2,787	3,725
26	0,127	0,256	0,390	0,684	1,058	1,315	1,706	2,056	2,479	2,779	3,707
27	0,127	0,256	0,389	0,684	1,057	1,314	1,703	2,052	2,473	2,771	3,690
28	0,127	0,256	0,389	0,683	1,056	1,313	1,701	2,048	2,467	2,763	3,674
29	0,127	0,256	0,389	0,683	1,055	1,311	1,699	2,045	2,462	2,756	3,660
30	0,127	0,256	0,389	0,683	1,055	1,310	1,697	2,042	2,457	2,750	3,646
40	0,127	0,255	0,388	0,681	1,050	1,303	1,684	2,021	2,423	2,705	3,551
80	0,126	0,254	0,387	0,678	1,043	1,292	1,664	1,990	2,374	2,639	3,416
120	0,126	0,254	0,386	0,677	1,041	1,289	1,65	1,980	2,358	2,617	3,373
$\infty$	0,126	0,253	0,385	0,674	1,036	1,282	1,645	1,960	2,326	2,576	3,291

## X.3 Reconocimientos

### X.3.1 Aceptación de presentación en congreso



ACADEMIA MEXICANA DE CIENCIA DE MATERIALES, A. C.

June 14, 2005

#### MESA DIRECTIVA

PEDRO HUGO HERNÁNDEZ TEJEDA  
PRESIDENTE

DR. ROMEO DE COSS  
VICEPRESIDENTE

DR. ENRIQUE SANSORES CUEVAS  
SECRETARIO

DR. DEMETRIO MENDOZA ANAYA  
TESORERO

DR. LUIS FUENTES COBAS  
VOCAL REGION NORTE

DR. TEZOZOMOC PÉREZ  
VOCAL REGION SUR

DR. XAVIER MATHIEU  
VOCAL REGION CENTRO

DR. ALFONSO LASTRAS MARTINEZ  
VOCAL REGION ORIENTE

DRA. OLIVIA GRAEVE  
VOCAL ESTADOS UNIDOS

**Olga P. Rodríguez G**  
Universidad Autónoma de Querétaro.  
Facultad de Química  
Querétaro, Qro

I am pleased to inform you that your contribution "**Statistical Models for the Structural Steel Fracture Mechanical Properties**", has been approved for presentation in the **Oral Session of Symposium: 15 Fracture Mechanics** of the **XIV International Materials Research Congress, IMRC 2005**, to be held in Cancun, Q.R., México, at August 21<sup>th</sup> -25<sup>th</sup> of 2005.

We will make contact with you later for give further details of day, hour and room of your presentation.

Sincerely,

**Dr. Alexander Balankin**  
Chairman Symposium 15  
Fracture Mechanics  
E-mail: [abalankin@ipn.mx](mailto:abalankin@ipn.mx)  
Phone: (55) 57-29-60-00 Ext. 54589  
México, D.F.

X.3.2 Diploma de presentación en congreso

**XIV International Materials Research Congress 2005**

International Union of Materials Research Societies

National Association of Corrosion Engineers:  
NACE International Section Mexico

**THE Organizing Committee**  
Acknowledges the Participation of

**Olga Patricia Rodriguez Guerrero**

As

**"PARTICIPANT"**

Cancún, Quintana Roo, México 21-25 August, 2005

*Olga Patricia Rodriguez Guerrero*

Dr. Pedro Hugo Hernández Tejeda  
General Chairman of the Congress  
I.M.R.C. 2005(11)

**ANACE**  
INTERNATIONAL  
THE CORROSION SOCIETY

ACADEMIA MEXICANA DE CIENCIAS  
DE MATERIALES, A.C.

AGENCIAMENTO DE MATERIAIS  
INTERNACIONAL RESEARCH SOCIETY

Av. V. Spot Mapa, Benito Juárez, 11110  
10014938, 22838, SE, 1527 V. AB. ILMEXUARZ

X5-008 5111  
HS11-2