



UNIVERSIDAD NACIONAL DE COLOMBIA

# **INFLUENCIA DEL BORO EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE ACEROS BAINÍTICOS AVANZADOS.**

**Karol Felipe Rodríguez Galeano**

Universidad Nacional de Colombia

FACULTAD DE INGENIERÍA

Facultad de Ingeniería, Departamento de Ingeniería Mecánica y Mecatrónica

Bogotá, Colombia

2015

# **INFLUENCIA DEL BORO EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE ACEROS BAINÍTICOS AVANZADOS.**

**Karol Felipe Rodríguez Galeano**

Tesis presentada como requisito parcial para optar al título de:  
**Magister en ingeniería - Materiales y Procesos**

Director:  
PHD. MSc. Rodolfo Rodríguez Baracaldo  
Codirector:  
PHD. MSc. John Jairo Olaya

Línea de Investigación:  
Fundición de Nuevos Materiales y Análisis de Falla  
Grupo de Investigación:  
Innovación en Procesos de Manufactura e Ingeniería de Materiales (IPMIM)

Universidad Nacional de Colombia  
FACULTAD DE INGENIERÍA  
Facultad de Ingeniería, Departamento de Ingeniería Mecánica y Mecatrónica  
Bogotá, Colombia

2015

*Dedicatoria:*

*A Dios por permitirme iniciar y terminar este proceso de formación de la mejor manera posible y con El siempre por delante de todo.*

*A mis padres Alcides y María del Carmen, por todo su cariño, apoyo incondicional y gran ejemplo que forjaron mi carácter para tener ambición por este tipo de logros académicos.*

*A mis hermanitos Jennifer y Oscar, que me acompañaron y aconsejaron en cada momento, levantándose en momentos difíciles como aquellos ángeles que me acompañan siempre.*

# Agradecimientos

El primer agradecimiento es a mi director de tesis el profesor PHD. MSc. Rodolfo Rodríguez Baracaldo que me vinculó al proyecto Número 14744 de la Vicerrectoría de Investigación de la Universidad Nacional de Colombia y me dio la confianza para desarrollarlo, de la forma en la que me sintiera a gusto y asistiéndome en consejos para que este trabajo fuese lo más productivo académicamente y culturalmente.

Agradezco también a mi codirector y profesor el PHD. MSc. John Jairo Olaya por su constante apoyo y preocupación por mi bienestar a lo largo del desarrollo de este proyecto, asesorándome constantemente y dándome la semilla que forma hoy en día una raíz en mi vida para continuar mi proceso como investigador.

Al profesor MSc. Edgar Espejo Mora, quien con su experiencia y amplios conocimientos en el área me brindo fuentes de conocimiento y apuntes de su clase "*Análisis de Falla*", para posteriormente aconsejarme y así poder presentar este trabajo de la mejor forma posible.

Al profesor PHD. MSc. José María Cabrera Marrero, el cual aprobó mi internacionalización y dirigió mi pasantía internacional en la Universidad Politécnica de Cataluña (Barcelona, España), poniendo a mi disposición los equipos de tan prestigiosa institución educativa y permitiéndome obtener resultados más precisos que los que hubiese logrado en Colombia.

Al investigador PHD. MSc. Alvaro Mestra, y al investigador MSc. Francisco Heredero Alari, por su ayuda indispensable tanto en la parte teórica como práctica, mostrando amplio dominio de los distintos ensayos y con una gran experiencia en la preparación de muestras y probetas, me guiaron acertadamente en la parte experimental de mi tesis y luego en el desarrollo de los cálculos sobre dichos ensayos.

Agradezco al programa de movilidad de la Dirección de Investigación de la Universidad Nacional de Colombia sede Bogotá (DIB), por dar recursos cruciales para poder desarrollar la pasantía internacional y en ella la fase experimental de este trabajo.

A mis compañeros de maestría, laboratoristas y demás funcionarios de la Universidad Nacional de Colombia que me ayudaron en mi proceso de formación, brindándome ayuda en distintos ensayos, análisis de los mismos y en colaboración para realizar distintas actividades a lo largo de este proceso formativo.

A la Universidad Nacional de Colombia, por toda una formación como ingeniero y ahora como master, que en cada instante recalca la importancia de la investigación y presentando apoyos económicos que ayudan a los estudiantes a sumergirse en tan maravillosa y grata vida.

# Resumen

Durante los últimos años se han hecho importantes avances en el área de la metalurgia, dando resultados con tendencia general a remplazar antiguos materiales por otros más resistentes, con menor número de procesos para su obtención y que sean económicamente factibles a la hora de utilizarlos en aplicaciones industriales de gran volumen; este es el caso de los aceros bainíticos, a los cuales en distintos estudios se les ha cambiado el porcentaje de ciertos aleantes y han sido medidos los cambios en distintas propiedades de interés para el desarrollo tecnológico. En el presente trabajo se sigue con esta línea de investigación, presentando los desarrollos teóricos, desarrollos experimentales y los resultados de ensayos de tenacidad sobre una composición base utilizada en varios trabajos de investigadores y con la cual se ha obtenido aceros bainíticos libres de carburos, a la cual se le añadieron distintas partes por millón de Boro para observar si se generaba algún cambio.

Esta tesis muestra en un principio cómo se realizó la aleación para obtener la composición deseada, pasando por un tratamiento termomecánico para obtener la microestructura bainítica, los parámetros y el ensayo de integral J realizado para conocer la tenacidad a la fractura de estos materiales y después la toma de fotografías con microscopía electrónica por barrido (SEM) para caracterizar los mecanismos de fractura presentados. A su vez se estudia la propagación de grieta, obteniendo las constantes de la ley de Paris para los aceros fabricados y concluyendo cual tiende a tener un mejor comportamiento a la fatiga con un análisis fractográfico de los aceros.

**Palabras clave:** Aceros bainíticos, Tenacidad, Tratamiento Termomecánico, Integral J, Propagación de Grietas, Mecanismos de Fractura.

# Abstract

For the last years, there have been made many important develops in the metallurgic area, results show a tendency to replace common metallic materials for high toughest materials, with less manufacturing processes for their obtaining, and cheaper than conventional steels used in a high volume industrial application; This is the case of the bainitic steels, investigators change chemical composition of bainitic steels and characterize different mechanical properties, analyzing if different chemical composition changes mechanical properties, making bainitic steels useful for technologic develop in different industries. In this work investigator was based in a chemical composition used by other investigators to obtain bainitic steels, but he changed parts per million of Boron, to analyze if those changes generates any difference in fracture toughness; after that he postulate a theoretical behavior of toughness in bainitic steels, dependent of parts per million of Boron in chemical composition of bainitic steels.

This thesis shows how the investigator obtain the alloy defining parameters of the chemical composition, after that he makes the steels thermomechanical treatment to change the steels principal microstructure to bainite, characterized by SEM (scanning electron microscope) micrographs. According to ASTM 1820-11 [47] J-Integral test where made in the bainitic steels to obtain their toughness, describing how it changes with parts per million of boron in their chemical composition. Simultaneously, crack propagation where studied and again micrographs were taken by scanning electron microscope (SEM) to get the characterization of the fracture mechanisms of those materials and parameters to identify their fatigue behavior.

**Key words:** Bainitic steels, toughness, thermomechanical treatment, J-integral, fracture mechanisms.

# Contenido

1. Introducción .....	16
2. ANTECEDENTES .....	18
3. OBJETIVOS .....	26
3.1. OBJETIVO GENERAL .....	26
3.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS .....	26
4. MARCO TEÓRICO .....	27
4.1. BAINITA .....	27
4.2. OTRAS FORMAS DE LA BAINITA .....	30
4.2.1. FERRITA ACICULAR .....	30
4.2.2. BAINITA GRANULAR .....	31
4.2.3. BAINITA INVERSA .....	32
4.2.4. BAINITA COLUMNAR .....	32
4.2.5. BAINITA PERLÍTICA .....	33
4.3. OBTENCIÓN DE LA BAINITA .....	34
4.4. ELEMENTOS DE ALEACIÓN [32] .....	37
4.4.1. EFECTO DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN EN LA FERRITA .....	37
4.4.2. EFECTOS DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN EN EL CARBURO .....	38
4.4.3. ACEROS ALEADOS .....	39
4.4.4. EFECTO DEL BORO EN LA BAINITA .....	41
4.5. TENACIDAD A LA FRACTURA .....	44
4.5.1. CRITERIO DE GRIFFITH .....	44
4.5.2. FACTOR DE INTENSIDAD DE ESFUERZOS .....	46
4.5.3. TASA DE LIBERACIÓN DE ENERGÍA .....	48
4.5.4. INTEGRAL J .....	50
4.5.5. COALESCENCIA DE LA BAINITA .....	52
4.6. FRACTOGRAFÍA .....	54
4.6.1. GENERALIZACIÓN DE FALLAS .....	54
4.6.2. MICROSCOPIA ELECTRÓNICA POR BARRIDO (SEM-SCANNING <i>ELECTRON</i> <i>MICROSCOPY</i> ) .....	55

4.6.3.	MICROSCOPÍA ELECTRÓNICA POR TRANSMISION (TEM-TRANSMISSION ELECTRON MICROSCOPY).....	56
4.6.4.	DIFRACCIÓN DE RAYOS-X (D.R.X.) .....	58
4.6.5.	FALLAS POR FRACTURA .....	60
4.6.6.	FRACTURAS SÚBITAS .....	71
5.	DESARROLLO EXPERIMENTAL .....	96
5.1.	FUNDAMENTO TEÓRICO VECTORIAL PARA LA PRODUCCIÓN DEL MATERIAL.....	96
5.2.	PRODUCCIÓN DEL MATERIAL BASE CON LAS CARGAS PARA EL HORNO.....	97
5.3.	TRATAMIENTO TERMOMECAÁNICO .....	103
5.4.	REQUERIMIENTOS PARA LAS PROBETAS Y EL ENSAYO SEGÚN NORMA ASTM E1820 - 11 106	
5.4.1.	RESUMEN DEL MÉTODO DE ENSAYO .....	106
5.4.2.	SIGNIFICANCIA Y USO.....	107
5.4.3.	APARATOS .....	107
5.4.4.	TAMAÑO DE LAS PROBETAS, CONFIGURACIÓN Y PREPARACIÓN.....	110
5.4.5.	PROCEDIMIENTO PARA PRECARGAR POR FATIGA.....	113
5.4.6.	PROBETA POR DOBLADO CON ENTALLA SIMPLE .....	114
5.5.	CORTE DE LAS PROBETAS PARA LOS ENSAYOS .....	115
5.6.	MEDICIÓN DE LAS GRIETAS PROPAGADAS .....	117
5.7.	ENSAYOS Y CÁLCULOS PARA HALLAR LA INTEGRAL J.....	119
5.8.	CÁLCULO DEL AREA BAJO LA CURVA.....	122
6.	CÁLCULOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS .....	130
6.1.	CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL.....	130
6.2.	RESULTADOS DE INTEGRAL J.....	133
6.3.	OBTENCIÓN DEL MODELO QUE DESCRIBE LA TENACIDAD A LA FRACTURA RESPECTO A LAS PARTES POR MILLÓN DE BORO PRESENTES EN LOS ACEROS BAINÍTICOS .....	134
6.4.	LINEALIZACIÓN DEL MODELO Y OBTENCIÓN DE LA ECUACIÓN CARACTERÍSTICA.....	135
6.4.1.	LINEALIZACIÓN POR FUNCIÓN POTENCIAL.....	135
6.4.2.	LINEALIZACIÓN POR FUNCIÓN EXPONENCIAL .....	136
6.4.3.	POLINOMIOS ORTOGONALES.....	138
6.5.	ANÁLISIS ESTADÍSTICO DE LOS RESULTADOS EXPERIMENTALES.....	142
6.5.1.	CONTRASTES ENTRE LAS PARTES POR MILLÓN DE BORO DENTRO DE LAS MUESTRAS 142	



6.5.2.	INTERVALO DE CONFIANZA PARA LOS CONTRASTES.....	144
6.5.3.	NIVEL DE SIGNIFICANCIA.....	146
6.5.4.	HIPÓTESIS NULA SOBRE LOS CONTRASTES .....	146
6.5.5.	SUMA DE CUADRADOS Y ANÁLISIS DE VARIANZA PARA LOS CONTRASTES EXPERIMENTALES.....	147
6.6.	ANÁLISIS DE RESULTADOS DE LAS FRACTOGRAFÍAS.....	149
6.6.1.	FRACTURAS TRANSVERSALES.....	149
6.7.	PROPAGACIÓN DE GRIETAS EN LOS ACEROS BAINITICOS.....	165
6.7.1.	LEY DE PARIS Y SUS CONSTANTES EN ACEROS BAINITICOS .....	165
6.7.2.	MORFOLOGÍA DE LA SUPERFICIE DE FRACTURA POR FATIGA .....	166
6.8.	ANÁLISIS INTEGRADOR DE LA TENACIDAD .....	172
6.9.	COMPARACIÓN DE LA TENACIDAD .....	173
7.	CONCLUSIONES .....	177
8.	BIBLIOGRAFÍA.....	178

# Índice de Tablas

<b>Tabla 1:</b> Tabla comparativa de propiedades mecánicas relevantes entre acero perlítico contra acero bainítico J6. [3].	18
<b>Tabla 2:</b> Propiedades mecánicas requeridas para aceros de altas exigencias donde $R_{p0,2}$ es el límite elástico convencional con 0,2% de alargamiento; $R_m$ es la resistencia a la tracción; RA es la reducción de área; CV la energía absorbida en el impacto y $K_{IC}$ es la tenacidad a la fractura [72].	20
<b>Tabla 3:</b> Composición de los aceros creados por Caballero et al [72].	20
<b>Tabla 4:</b> Propiedades obtenidas por Caballero et al en aceros con microestructura Bainítica [72].	21
<b>Tabla 5:</b> Composición química de los aceros diseñados por Santifimia, (% en masa), junto con la composición química de la aleación de referencia Ni2 [4].	22
<b>Tabla 6:</b> Propiedades mecánicas de los aceros de la segunda serie cuyo segundo enfriamiento ha consistido en un bobinado [4]. Resistencia máxima a la tracción ( $R_M$ ), límite elástico ( $R_{p0,2}$ ), alargamiento uniforme (AU), alargamiento total (AT) y energía absorbida al impacto a $20^{\circ}C$ ( $CV20^{\circ}C$ ).	22
<b>Tabla 7:</b> Composición de los aceros analizados por Rancel et al [75].	23
<b>Tabla 8:</b> Energía absorbida por impacto Charpy de los aceros analizados por Rancel et al.	23
<b>Tabla 9:</b> Comportamiento de los elementos individuales en un acero recocido.	37
<b>Tabla 10:</b> Tabla de composiciones de los aceros estudiados por Zhu et al [60].	42
<b>Tabla 11:</b> Composición química en porcentaje en masa de los aceros analizados por Song et al [70].	43
<b>Tabla 12:</b> Factores para el cálculo de K de diversas geometrías comunes. [Adaptada de 28].	48
<b>Tabla 13:</b> Tabla del porcentaje en masa de los distintos elementos de aleación presentes en los aceros estudiados por Caballero et al [64], en la cual se resaltan las composiciones similares a las estudiadas en esta tesis.	53
<b>Tabla 14:</b> Tabla de resultados de los ensayos a tracción y absorción de energía por impacto Charpy de los materiales analizados por Caballero et al. [Modificado de 64].	53
<b>Tabla 15:</b> Planos de clivaje según las estructuras cristalinas más comunes [43].	73
<b>Tabla 16:</b> Composición química promedio de los aceros bainíticos obtenidos.	103
<b>Tabla 17:</b> Parámetros para factores de intensidad de esfuerzos [47].	126
<b>Tabla 18:</b> Parámetros para las expresiones de la complianza [47].	127
<b>Tabla 19:</b> Resultados parciales de los análisis de integral J sobre las probetas de aceros bainíticos.	133
<b>Tabla 20:</b> Cálculos de los contrastes con polinomios ortogonales y suma de cuadrados.	139
<b>Tabla 21:</b> Valores obtenidos por los modelos de linealización potencial, linealización exponencial y polinomios ortogonales.	141
<b>Tabla 22:</b> Estimación de contraste y error estándar de los contrastes de hipótesis del experimento.	144

<b>Tabla 23:</b> Tabla de cálculo de error estándar, error estándar e intervalos de confianza superior e inferior para los contrastes. ....	144
<b>Tabla 24:</b> Tabla descriptiva del análisis de varianza para tratamientos con un solo factor, en un diseño totalmente aleatorizado [49]. ....	145
<b>Tabla 25:</b> Resultados del análisis de varianza sobre los datos experimentales de la tenacidad a la fractura de los aceros bainíticos. ....	146
<b>Tabla 26:</b> Resultados del análisis de prueba de hipótesis de la influencia de los contrastes de las distintas partes por millón de Boro presentes en los aceros bainíticos. ....	148
<b>Tabla 27:</b> Medición del área con contenido de microcavidades de las fotografías tomadas por microscopía electrónica de barrido a X400 de las probetas de 0B, 20B, 40B y 60B. ....	153
<b>Tabla 28:</b> Datos tomados por las cartas de la biblioteca del programa X'Pert HighScore Plus del 2004, en los cuales se muestra que en la muestra de acero bainítico 0B, mostrando la presencia de hierro Alfa y Hierro Gamma en el acero. ....	158
<b>Tabla 29:</b> Datos tomados por las cartas de la biblioteca del programa X'Pert HighScore Plus del 2004, en los cuales se muestra que en la muestra de acero bainítico 10B, mostrando la presencia de hierro Alfa y Hierro Gamma en el acero. ....	159
<b>Tabla 30:</b> Datos tomados por las cartas de la biblioteca del programa X'Pert HighScore Plus del 2004, en los cuales se muestra que en la muestra de acero bainítico con contenido de 20B, mostrando la presencia de hierro Alfa, Hierro Gamma y Tricarbono de Heptacromo en el acero. ....	159
<b>Tabla 31:</b> Datos tomados por las cartas de la biblioteca del programa X'Pert HighScore Plus del 2004, en los cuales se muestra que en la muestra de acero bainítico 40B, mostrando la presencia de hierro Alfa, Hierro Gamma, Tricarbono de Heptacromo en el acero. ....	159
<b>Tabla 32:</b> Datos tomados por las cartas de la biblioteca del programa X'Pert HighScore Plus del 2004, en los cuales se muestra que en la muestra de acero bainítico 60B, mostrando la presencia de hierro Alfa, Hierro Gamma, Tricarbono de Heptacromo y Boruro de Titanio en el acero. ....	160
<b>Tabla 33:</b> ubicación del ángulo $2\theta$ del pico de mayor intensidad en los aceros, donde se muestra como se desplaza hacia la izquierda y a 60 Partes por millon el software X'Pert HighScore Plus reconoce al boruro de titanio ( $B_2Ti$ ) como elemento presente en el acero. ....	161
<b>Tabla 34:</b> Dureza de las probetas de aceros bainiticos con distintas partes por millón de boro en su composición química [modificado de 93]. ....	163
<b>Tabla 35:</b> Tabla de tamaños de grano calculados para los aceros con microestructura bainítica analizados en esta tesis. ....	164
<b>Tabla 36:</b> Promedio de los valores de las constantes de la ley de Paris para los aceros bainiticos con diferentes partes por millón de Boro. ....	166
<b>Tabla 37:</b> Tabla de valores de tenacidad del trabajo realizado con otros estudios. ....	174
<b>Tabla 38:</b> Tabla de composiciones de aceros analizados por Rancel et al [75]. ....	174
<b>Tabla 39:</b> Tabla de temperatura de inicio de transformación bainítica $B_S$ y temperatura de inicio de transformación martensitica $M_S$ . [75]. ....	174
<b>Tabla 40:</b> Tabla de relación tenacidad $K_{IC}$ de los aceros bainíticos estudiados por Lucía Rancel et al a partir de la energía de impacto Charpy. ....	176

# Lista de Cuadros

**Cuadro 1:** Clasificación general de los modos de falla por fractura más comunes en metales, de acuerdo a si son mecánicas, asistidas por el ambiente, asistidas por la temperatura o mixtas. [39].  
..... 61

**Cuadro 2:** Clasificación general de las marcas que comúnmente se presentan en las superficies de fractura de los elementos mecánicos. [39]. ..... 62

# Lista de Figuras

<b>Figura 1:</b> Curva Esfuerzo vs. Deformación de un acero bainítico aleado con Boro y un acero perlítico [3].	19
<b>Figura 2:</b> Propiedades mecánicas del acero para rieles de tren, enfriado al aire y enfriado en agua en función del contenido de boro. [5].	19
<b>Figura 3:</b> Curvas TTT para un acero Fe-3Cr-0,5C wt%. [18].	27
<b>Figura 4:</b> Esquema de bainita superior y bainita inferior. [20].	28
<b>Figura 5:</b> Diagrama para un acero con 0,89% de carbono [52].	35
<b>Figura 6:</b> Tenacidad y ductilidad mejoradas de varillas austenizadas que se comparan con varillas templadas y revenidas de igual dureza [modificada de 33].	36
<b>Figura 7:</b> Probable efecto de endurecimiento de varios elementos disueltos en hierro alfa [51].	38
<b>Figura 8:</b> Diagrama TTT para la transformación de las probetas analizadas por Song et al [70].	43
<b>Figura 9:</b> El espesor $t$ de una placa contiene la longitud de la grieta $2a$ (a) condiciones sin carga. (b) y (c) condiciones bajo carga tensional. [35].	44
<b>Figura 10:</b> Incremento de la longitud $da$ en la grieta. [38].	49
<b>Figura 11:</b> Representación esquemática de la curva tensión-deformación de un material con comportamiento lineal y otro no lineal [38].	50
<b>Figura 12:</b> Esquema de propagación de grieta con carga constante y con deformación constante. [38].	51
<b>Figura 13:</b> Componentes de la “óptica” del SEM convencional [66].	55
<b>Figura 14:</b> Figura del camino seguido por los electrones secundarios, partiendo de la muestra y al final formando la imagen [66].	56
<b>Figura 15:</b> Partes principales de un diseño de microscopio electrónico de transmisión [Modificado de 69].	57
<b>Figura 16:</b> Representación gráfica de la difracción de rayos.	58
<b>Figura 17:</b> Esquema general del difractor de polvo [71].	59
<b>Figura 18:</b> Esquema de un tubo de rayos-X [71].	59
<b>Figura 19:</b> Diagrama de un difractograma general [71].	60
<b>Figura 20:</b> Marcas que comúnmente se presentan en las superficies de fractura de los elementos mecánicos. [39].	62
<b>Figura 21:</b> Algunos factores que inciden en la relación de áreas y en puntos de origen de fatiga. [40].	65
<b>Figura 22:</b> Orientación del deslizamiento en una estructura cúbica simple (CS). Nótese que la distancia interplanar “ $a$ ” es mayor que “ $b$ ”. [39].	67
<b>Figura 23:</b> a) Esquema de las dislocaciones de borde b) Esquema de las dislocaciones de hélice. [39].	68
<b>Figura 24:</b> Esquema de la generación y movimiento de una dislocación de borde. [39].	69
<b>Figura 25:</b> Esquema de las bandas de deslizamiento y asociamiento con escalones de deslizamiento sobre la superficie de un cristal. [41].	69
<b>Figura 26:</b> Estado final de un cristal deformado plásticamente mediante maclaje. [39].	70

<b>Figura 27:</b> Esquematación del aspecto metalográfico de una banda de corte. [39].....	71
<b>Figura 28:</b> Tipos de fractura respecto al tiempo de aplicación de esfuerzo.....	72
<b>Figura 29:</b> Ilustración de cómo avanza una grieta de clivaje a lo largo del plano de clivaje [43]. ....	73
<b>Figura 30:</b> Mecanismos de clivaje a lo largo de los granos de un material cristalino [38]. ....	74
<b>Figura 31:</b> Ilustración del patrón de río, mostrando la rotación del plano de fractura [adaptado de 55]. ....	75
<b>Figura 32:</b> Formación de clivajes con forma de ríos al pasar a través de un límite de grano [38]. ..	76
<b>Figura 33:</b> Ejemplos de formación de microgrietas a partir de las cuales se nuclea el clivaje en los granos metálicos: fractura por clivaje de una partícula de segunda fase o inclusión, lo que origina una microgrieta (superior izquierda); formación de microgrieta a partir del cruce de dos maclas (superior derecha); formación de microgrieta a partir de apilamiento de dislocaciones (inferior izquierda); formación de microgrieta a partir de deslizamientos internos dentro de granos adyacentes curvos (inferior derecha) [39]. ....	77
<b>Figura 34:</b> Ejemplo de fracturas súbitas frágiles con patrón de chevron de las marcas radiales [39]. ....	80
<b>Figura 35:</b> Modos de carga, modo I de carga (superior); en modo II (inferior izquierda); en modo III (inferior derecha). ....	81
<b>Figura 36:</b> Esquema de la sección metalográfica de un metal policristalino (izquierda); fractura súbita dúctil por formación y coalescencia de microcavidades bajo esfuerzo normal (centro); fractura súbita dúctil por formación de coalescencia de microcavidades bajo esfuerzo cortante (derecha). Nótese en los esquemas central y derecho, que se sugiere deformación previa de los granos antes de la fractura [39]. ....	82
<b>Figura 37:</b> a) Crecimiento de grieta por coalescencia de microcavidades. b) Crecimiento de grieta por conexión de microcavidades a través de bandas de corte (derecha) [39]. ....	86
<b>Figura 38:</b> Influencia de la dirección del máximo esfuerzo (flechas rojas) en la forma de los microhuecos. A tensión [Modificado de 55]. ....	92
<b>Figura 39:</b> Influencia de la dirección del máximo esfuerzo (flechas rojas) en la forma de los microhuecos. A cortante se forman oyuelos elongados (ovalados) [Modificado de 55]. ....	93
<b>Figura 40:</b> Influencia de la dirección del máximo esfuerzo (flechas rojas) en la forma de los microhuecos. Desgarro a tensión, oyuelos elongados con formas de u [Modificado de 55]. ....	93
<b>Figura 41:</b> En la primera hoja de cálculo de la tabla de Microsoft Excel se insertan los datos en las celdas de fondo vino tinto y letras rosadas, el resto de celdas se actualizan instantáneamente formando así la matriz y dividiéndola para que quede en porcentajes, al terminar de insertar los datos se le da click en el icono inferior y lo ubicará sobre el vector solución que será explicado a continuación.....	97
<b>Figura 42:</b> Se inserta la fórmula mostrada en la imagen, y sin salir de la celda se oprime CTRL + SHIFT + ENTER y con ello arrojará la inversa de toda la matriz deseada en el rango seleccionado. ....	98
<b>Figura 43:</b> Se inserta la fórmula mostrada en la imagen, y sin salir de la celda se oprime CTRL + SHIFT + ENTER y con ello la hoja de Excel arrojará en el espacio seleccionado, la multiplicación matricial entre la matriz inversa de composiciones y el vector solución que fue insertado. Aparte se inserta la cantidad de masa de fundición que se desea obtener para tenerlo en cuenta con la capacidad del crisol que se usará.....	98

<b>Figura 44:</b> Hoja de resultados mostrados por la tabla de Excel para proceder a pesar los ferroaleantes y así realizar las fundiciones que se deseen. ....	99
<b>Figura 45:</b> Esquema general del horno de inducción al vacío. [46]. ....	102
<b>Figura 46:</b> Medidor de desplazamiento de doble voladizo con broches internos montada por medio de bordes de cuchilla [47]. ....	108
<b>Figura 47:</b> Diseño de medidor de broches para rangos de trabajo igual o mayores a 8,0 mm (0,3 in) [47]. ....	108
<b>Figura 48:</b> Accesorio para el ensayo de doblado, detalles del rodillo [47]. ....	109
<b>Figura 49:</b> Geometría recomendada para una probeta a doblarse por un solo borde [47]. ....	110
<b>Figura 50:</b> Configuraciones de entallas iniciadoras de la grieta por fatiga [47]. ....	111
<b>Figura 51:</b> Desarrollo de la grieta por fatiga y las entallas de iniciación de grietas [modificado de 47]. ....	112
<b>Figura 52:</b> Medidas de las probetas fabricadas en aceros bainíticos considerando las proporciones estipuladas por la norma ASTM E1820-11 [47]. ....	112
<b>Figura 53:</b> Definición del área para el cálculo de J usando el método básico [Modificado de 47].	121
<b>Figura 54:</b> Método de aproximación de áreas por medio de la sumatoria de triángulos y rectángulos formados a partir de puntos coordenados que forman la curva de la que se desea saber el área. ....	122
<b>Figura 55:</b> Gráfica que ilustra una aproximación a la curva esperada por la máquina universal de ensayos INSTRON 8562, con la pendiente inicial y la aproximación del área bajo la misma. ....	123
<b>Figura 56:</b> Gráfica ilustrativa que muestra el método de aproximación para hallar el área bajo la curva P vs. v con la condición de recuperación elástico. ....	124
<b>Figura 57:</b> Principales tipos de registros de fuerza contra desplazamiento [47]. ....	125
<b>Figura 58:</b> Tipos de probetas para el ensayo de integral J (A) single-edge bend [SE(B)] (B) probetas compact [C(T)] (C) disk-shaped compact [DC(T)] [47]. ....	128
<b>Figura 59:</b> Imagen arrojada por el Software Origin 8, sobre el análisis de datos de la probeta del acero 0B, muestra 2. ....	129
<b>Figura 60:</b> Curva de comportamiento de la Tenacidad a la Fractura respecto a las partes por millón de Boro presente en los aceros Bainíticos. ....	134
<b>Figura 61:</b> Comparación del comportamiento de la tenacidad a la fractura de los aceros bainíticos contra los valores generados por el modelo de linealización potencial. ....	136
<b>Figura 62:</b> Comparación del comportamiento de la tenacidad a la fractura de los aceros bainíticos contra los valores generados por el modelo de linealización exponencial. ....	137
<b>Figura 63:</b> Comparación del comportamiento de la tenacidad a la fractura de los aceros bainíticos contra los valores generados por el polinomio ortogonal cúbico. ....	140
<b>Figura 64:</b> Comparación del comportamiento de la tenacidad a la fractura de los aceros bainíticos contra los valores generados por los tres procesos de aproximación analizados en esta tesis. ....	141
<b>Figura 65:</b> Carburos, nitruros y boruros comunes en los aceros y sus respectivas entalpías de formación [50]. ....	157
<b>Figura 66:</b> Difractograma correspondiente a los aceros con microestructura bainítica y su composición. ....	158

<b>Figura 67:</b> Gráfica tomada del programa X'Pert HighScore Plus con datos de las bibliotecas del 2004, en los cuales se muestran los distintos picos y sus correspondientes intensidades para el acero con 60B, hierro Alfa, Hierro Gamma, Tricarburo de Heptacromo y Boruro de Titanio. ....	160
<b>Figura 68:</b> ampliaciones de la figura 66, correspondiente a: a) pico de austenita, b) y c) pico de la martensita. ....	162
<b>Figura 69:</b> Cambio del crecimiento de grieta ( $da/dN$ ), Versus factor de intensidad de esfuerzos medio $\Delta K_{medio}$ .....	165
<b>Figura 70:</b> Figura que muestra la energía absorbida por impacto Charpy del acero MN4 [modificado de 75]. ....	175
<b>Figura 71:</b> Figura que muestra la energía absorbida por impacto Charpy del acero MN5 [modificado de 75]. ....	175



## Lista de Fotos

<b>Fotografía 1:</b> Superficie de fractura de muestras Charpy ensayadas a temperaturas ambiente. Micrografías electrónicas de barrido. (a) Acero A-Mn; (b) Acero B-Ni1; (c) Acero C-Ni2. ....	21
<b>Fotografía 2:</b> Micrografía electrónica por transmisión (TEM) de platos de ferrita acicular en depósitos de un acero soldado. [76]. ....	30
<b>Fotografía 3:</b> Bainita granular en un acero con porcentaje en masa Fe-0,15C-2,25Cr-0,5Mo. izquierda microscopio óptico [21]. ....	31
<b>Fotografía 4:</b> Corresponde a microscopía electrónica de transmisión de un acero con porcentaje en masa Fe-0,15C-2,25Cr-0,5Mo [78]. ....	31
<b>Fotografía 5:</b> Micrografía con microscopía electrónica de transmisión (TEM) de la Bainita inversa en un acero hipereutectoide [21]. ....	32
<b>Fotografía 6:</b> Micrografía optica de barrido (SEM), en la cual se muestra una colonia de “bainita columnar” en un acero Fe-0,82C obtenida por una transformación isotérmica a <b>288<sup>0</sup>C</b> y una presión de 30 kbar [82]. ....	33
<b>Fotografía 7:</b> Microestructura de la llamada “bainita perlítica”, donde es perlita con carburos en vez de cementita. [21]. ....	34
<b>Fotografía 8:</b> Micrografía electrónica de Transmisión (TEM). [21]. ....	34
<b>Fotografía 9:</b> Fotografías de microscopía óptica después de pasar por una temperatura de <b>1250<sup>0</sup>C</b> seguida de un mantenimiento a <b>600<sup>0</sup>C</b> (a) acero Base con microestructura de bainita granular, (b) acero con Boro que pronuncia la estructura bainitica granular en forma de listones, (c) acero con Boro y Niobio, el cual retarda la cinética de la transformación produciendo austenita retenida la cual se sostiene por 15 minutos a <b>600<sup>0</sup>C</b> y se transforma en martensita [60]. ....	42
<b>Fotografía 10:</b> Micrografías TEM en el acero CENIM 6 ilustrando precipitación de carburos entre la bainita coalescida. [64]. ....	53
<b>Fotografía 11:</b> a) Imagen de SEM de una superficie de fractura súbita frágil de un metal con varias marcas radiales, donde se puede notar las diferencias de altura en la superficie que hay a lado y lado de cada marca radial [39]. b) Marcas Ratchet en la zona de origen de una fractura por fatiga de un metal, que se originó a partir de tres grietas independientes, nótese que una de las marcas desaparece, cuando dos de las grietas originales se unen en el punto indicado por la flecha verde [39]. c) Marcas radiales en la superficie de fractura súbita frágil de un metal [39]. d) Las flechas rojas indican la dirección de propagación de las fracturas. [39]. ....	63
<b>Fotografía 12:</b> a) fractura dúctil en vista transversal b) fractura dúctil en vista longitudinal c) fractura frágil sin evidencia visual de una deformación plástica notoria en vista transversal d) fractura frágil sin evidencia visual de una deformación plástica notoria en vista longitudinal [58].	66
<b>Fotografía 13:</b> a) falla por clivaje de perlita colonial [84] b) Escalones de clivaje que inician en el borde de grano de un acero dulce ferrítico, ensayado a baja temperatura [44]. ....	76
<b>Fotografía 14:</b> Imágenes de SEM de granos de ferrita clivados en un acero de bajo carbono. Se pueden ver marcas de rio, algunas radiales y una de posición del frente de grieta (asociada a una	

masiva aparición de marcas de rio por aceleración de la grieta). Las flechas azules indican sitios de origen del agrietamiento y las flechas rojas direcciones de crecimiento de las grietas. a) Se puede ver que el clivaje de un grano se originó en una cavidad, dejada probablemente por la fractura de una inclusión o un carburo; b) los dos orígenes señalados, probablemente correspondan a zonas de apilamiento de dislocaciones [39]..... 76

**Fotografía 15:** Superficie de fractura súbita frágil de un metal donde se nota la textura granular y la presencia de una marca ratchet y varias radiales en patrón paralelo [39]..... 79

**Fotografía 16:** marcas radiales emitiéndose del origen de la fractura en un tornillo que falló bajo condiciones de sobrecarga a flexión, en la parte inferior se observan fractografías del origen y de la superficie de fractura [59]..... 80

**Fotografía 17:** Fotografía SEM de superficie de fractura de un acero ferrítico acicular, donde la formación de la mayoría de los microhuecos no estuvo asociada a partículas de segunda fase o inclusiones, sino probablemente a apilamientos de dislocaciones, por lo que no hay presencia generalizada de partículas en el interior de los microhuecos [39]. ..... 84

**Fotografía 18:** Fotografía SEM superficie de fractura de un acero 5160 bonificado, donde se puede ver grandes microhuecos asociados a inclusiones y microhuecos más finos nucleados en carburos de revenido [39]..... 84

**Fotografía 19:** fotografías de acero con 20% de níquel, 2% de cromo y presencia de óxido: a) las partículas grandes son thoria (dióxido de torio); b) ampliación de la fotografía a) en la que las partículas pequeñas nucleando en los espacios pequeños entre las partículas grandes son en su mayoría óxido de níquel. [57]. ..... 85

**Fotografía 20:** a) Fractura dúctil a tensión de un alambón: presencia de acuellamiento en la zona de fractura (izquierda). b) Fractura dúctil a tensión de un alambón: con zonas fibrosas y labio de corte en la superficie de fractura (derecha). Las flechas rojas indican la dirección de propagación de las fracturas [39]..... 88

**Fotografía 21:** Fractura dúctil a tensión de un esparrago: a) presencia de acuellamiento en la zona de fractura [59]. b) Fractura dúctil a tensión de un esparrago: con zona fibrosa central y zona de marcas radiales en la superficie de fractura (derecha), la formación de la zona fibrosa precedió a la de marcas radiales [58]. ..... 88

**Fotografía 22:** Fractura dúctil a flexión de un esparrago: a) presencia de doblado en la zona de fractura. b) vista transversal del esparrago sometido a flexión, donde se evidencia zona fibrosa central y labio de corte en la superficie de fractura (izquierda), en la zona fibrosa los microhuecos formaron un patrón en forma de marcas de costilla, que permite localizar la zona de origen de la fractura. Las flechas rojas indican la dirección de propagación de las fracturas [39]. ..... 89

**Fotografía 23:** a) Fractura dúctil por desgarre de un perno: presencia de un labio de desgarre en la zona de fractura (izquierda) [39]. b) Fractura dúctil por desgarre de un perno: con zonas de textura tersa y tersa con frotamiento (derecha). El frotamiento se produce por el contacto bajo presión de las superficies de fractura formadas [39]..... 90

**Fotografía 24:** a) Zona de textura fibrosa de una fractura dúctil; aspecto en SEM de los microhuecos circulares [39]. b) Zona de textura fibrosa de una fractura dúctil; aspecto típico en sección metalográfica, nótese en la superficie de fractura la presencia de los microhuecos [39]. . 91

<b>Fotografía 25:</b> a) Zona de textura tersa de una fractura dúctil: aspecto en SEM de los microhuecos ovales o elípticos [39]. b) Zona de textura tersa de una fractura dúctil: aspecto típico en sección metalográfica, nótese en la superficie de fractura que los microhuecos están inclinados en la sección del desgarre. Las flechas rojas indican el sentido del desgarre [39]. .....	91
<b>Fotografía 26:</b> Zona de textura tersa con frotamiento de una fractura dúctil: aspecto de SEM del aplastamiento de los microhuecos, generado por el contacto entre las dos superficies de fractura [39]. b) aspecto típico en sección metalográfica, nótese que la superficie de fractura está deformada en el sentido del desgarre por la acción del frotamiento. Las flechas rojas indican el sentido del desgarre [39]. .....	92
<b>Fotografía 27:</b> Fotografía de SEM de superficie de fractura súbita mixta en acero bonificado: cuasiclivaje, donde se presenta una mezcla de clivaje con formación de microcavidades [39]. .....	95
<b>Fotografía 28:</b> Acero inoxidable AISI 410, fracturado a baja temperatura [56]. .....	95
<b>Fotografía 29:</b> Fotografía de la balanza usada para pesar las ferroaleaciones, y la cual tiene una sensibilidad de diezmilésima de gramo. ....	100
<b>Fotografía 30:</b> Fotografía de uno de los moldes hechos en acero estructural para las fundiciones realizadas.....	100
<b>Fotografía 31:</b> Fotografías del horno de inducción en el cual se realizaron las fundiciones para la obtención del material de trabajo de esta tesis. ....	101
<b>Fotografía 32:</b> Fotografía de la fundición y adhesión del molde de acero con el acero obtenido. ....	102
<b>Fotografía 33:</b> Laminador tipo laboratorio [46].....	103
<b>Fotografía 34:</b> Fotografía del horno tipo mufla con el cual se calentaron los lingotes antes de su proceso de laminación. [46].....	104
<b>Fotografía 35:</b> Fotografía del proceso de laminación en caliente del material [46]. ....	104
<b>Fotografía 36:</b> Fotografías del material obtenido a) después del proceso de laminación en caliente b) después del proceso de corte por el cual fueron removidos los bordes. ....	105
<b>Fotografía 37:</b> a) Fotografía de la máquina de corte refrigerada, con la cual se realizaron los cortes del material para la obtención de las probetas a analizar b) ampliación de la sección de la maquina donde está ubicado el disco de corte y muestra un bloque de acero bainítico ya cortado. ....	115
<b>Fotografía 38:</b> Fotografías del torno y la montura usados en la Universidad Nacional de Colombia para hacer el proceso de refrentado sobre las probetas de acero bainítico. ....	116
<b>Fotografía 39:</b> Fotografías del pulido realizado sobre la probeta con pasta de diamante.....	117
<b>Fotografía 40:</b> a) Fotografías de la máquina RUMUL microtrón 20 KN ubicada en el laboratorio de fractura de la Facultad de Ingeniería Industrial de la Universidad Politécnica de Cataluña.....	118
<b>Fotografía 41:</b> Fotografía del microscopio OLYMPUS BX41M ubicado en el laboratorio de fractura de la Facultad de Ingeniería Industrial de la Universidad Politécnica de Cataluña, usado para medir la propagación de la carga a lo largo de los ensayos. ....	118
<b>Fotografía 42:</b> Fotografías de la máquina INSTRON 8562 ubicada en el laboratorio de fractura de la Facultad de Ingeniería Industrial de la Universidad Politécnica de Cataluña, con el montaje para hacer ensayos de integral J y con una probeta montada. ....	119
<b>Fotografía 43:</b> Fotografías tomadas con Microscopía electrónica de Transmisión (TEM) de la microestructura bainítica a) acero 10B y b) acero 40B.....	130

<b>Fotografía 44:</b> Fotografía tomadas con Microscopía electrónica de Barrido (SEM) de la microestructura bainítica atacada, del acero 40B. ....	131
<b>Fotografía 45:</b> Fotografía con Microscopía electrónica de Barrido (SEM) de la microestructura bainítica, del acero 40B. ....	132
<b>Fotografía 46:</b> Fotografía tomada en SEM de los aceros fabricados para este trabajo, donde se muestra claramente una tendencia al direccionamiento de la bainita a aproximadamente $45^{\circ}$ de la dirección de laminación. ....	132
<b>Fotografía 47:</b> Fotografías tomadas con estereoscopio, en el cual se observa la sección transversal de las grietas en las probetas de a) 0B, b) 10B, c) 20B, d) 40B y e) 60B. En todas las fotografías son observables tres zonas, la inferior que corresponde al espacio de la entalla hecha por medio de corte con hilo, la central que es la propagación de la grieta por fatiga y la superior, la zona del ensayo. ....	150
<b>Fotografía 48:</b> Fotografías tomadas con lupa y enfoque de luz para observar el destello brillante al ser enfocado con una apariencia granulosa en la sección de propagación de la grieta por cargas cíclicas. ....	151
<b>Fotografía 49:</b> Fotografías tomadas por microscopía electrónica de barrido a X400 a) 0B, b) 20B, c) 40B, d) 60B. ....	152
<b>Fotografía 50:</b> Fotografías tomadas por microscopía electrónica de barrido a X400 y editadas por un software de análisis de imágenes con el fin de obtener las áreas subrayadas en rojo que corresponden a zonas de microcavidades para las cuatro muestras analizadas, a) 0B, b) 20B, c) 40B, d) 60B. ....	153
<b>Fotografía 51:</b> Fotografías tomadas por microscopía electrónica de barrido a la zona de fractura del ensayo de integral J para la probeta del acero 0B. a) se reconoce el clivaje como mecanismo principal de fractura en la fractura mixta presentada por el material. b) ampliación del patrón de rio en forma de pequeños escalones encontrado en el acero bainítico sin boro. ....	155
<b>Fotografía 52:</b> Fotografías tomadas por microscopía electrónica de barrido del acero bainítico 60B, a) formación de microcavidades producto de la separación del material cercano a las partículas de segunda fase. b) ampliación de los microcavidades observados en la anterior micrografía, donde a su vez se muestran nanovaciós que producen una alta deformación plástica. ....	156
<b>Fotografía 53:</b> microscopias electrónicas de barrido (SEM) de la microestructura bainítica con picral 4% a) acero 0B, b) acero 20B, c) acero 40B y d) acero 60B. ....	164
<b>Fotografía 54:</b> Microscopias electrónicas de barrido del borde de la grieta (parte superior de las fotografías) por fatiga observada en el sentido longitudinal de la probeta, de una probeta de acero bainítico sin boro, donde se observa: a) inicio del ataque prematuro en el borde de la grieta principal. Se observan grietas secundarias que crecieron en la dirección longitudinal de la probeta (dirección vertical de la micrografía). b) ampliación de la anterior micrografía, donde se muestran las grietas longitudinales en la misma dirección de los platos de bainita entre la matriz ferrítica y los platos de austenita (color gris oscuro) de la bainita. ....	167
<b>Fotografía 55:</b> a) Microscopias electrónicas de barrido de una probeta de acero bainítico 60B, atacado con picral 4%, en la parte superior de la entalla, e inicio de la grieta, aparece un fragmento, producto de una grieta paralela a la grieta principal, y desprendida por el proceso de compactación de la baquelita. b) ampliación de la micrografía previa donde se muestra que las	

grietas en la dirección longitudinal de la probeta desaparecen. Al mismo tiempo es claro como el crecimiento de la grieta es dado en planos con orientación cercana a los  $45^0$ . c) demarcación de la micrografía 55 b) donde se resalta el hecho que la propagación de las grietas en este tipo de acero se dan de forma transgranular (entre los granos). ..... 169

**Fotografía 56:** Microscopias electrónicas de barrido de las superficies de las grietas, productos del proceso de propagación de grieta. a) Probeta de acero bainítico sin boro, b) ampliación de la micrografía a) donde puede ser observada la formación de grietas longitudinales a través de un grano de bainita orientado de forma perpendicular a la micrografía (orientación longitudinal de la probeta). c) probeta de acero bainítico 60B, en donde es notoria la presencia de “tearing” dúctil y formación de crestas, pero en menor proporción que en la probeta sin boro. .... 170

**Fotografía 57:** Microscopias electrónicas de barrido del proceso de propagación de grietas en los aceros bainíticos. a) pueden ser observadas cavidades con la forma de los listones de austenita en la bainita. b) ampliación de la fotografía 57 a), allí pueden ser observadas grietas entre los listones de austenita y la matriz ferrítica. .... 171

**Fotografía 58:** Microscopia electrónica de barrido de acero sin presencia de boro atacado con picral 4%, donde fueron medidos los espesores de los listones de austenita presentes en la microestructura bainítica, dando como resultado un rango entre  $0,5 \mu\text{m}$  y  $1,6 \mu\text{m}$ . .... 172

**Fotografía 59:** Microscopia electrónica de barrido de una muestra de acero con composición básica Fe-0.32C-1.45Si-1.97Mn-1.26Cr-0.26Mo-0.10V, 60B y microestructura bainítica, donde se muestran secciones en los bordes de los granos bainíticos con orientación similar, allí los listones de austenita coalescen, incrementando su espesor. .... 173

# 1. Introducción

En la actualidad se presentan muchos materiales de ingeniería, siendo el acero uno de los más relevantes, permitiendo al ser humano alcanzar logros inimaginables, cambiando microestructuras, aleantes y procesos de fabricación de forma relativamente económica, y con ello las distintas propiedades mecánicas que se acoplan a un sinnúmero de utilidades.

Dentro de las posibles microestructuras obtenidas en aceros se encuentra la bainita, la cual presenta una matriz ferrítica con láminas muy finas de austenita o cementita dándole propiedades distintas a los aceros industriales más comunes, pero que aún no se han caracterizado en su totalidad; esta caracterización se despliega en un universo al tener en cuenta que a estos aceros se les pueden variar los porcentajes de distintos aleantes y con ellos las propiedades mecánicas, ampliando los posibles trabajos investigativos que se pueden lograr con estos materiales y a su vez abriendo un rango bastante amplio de utilidades industriales conforme avanzan estos estudios.

En este trabajo se evalúa la influencia que puede causar el Boro sobre la tenacidad a la fractura, evaluando aceros con microestructura bainítica con pequeños porcentajes de Boro (partes por millón) mediante el ensayo de Tenacidad a la Fractura (integral J) en Deformación Plana para probetas preagrietadas en un borde y sometidas a flexión en tres puntos, como se plantea en la norma ASTM E1820-11, esto se da por una serie sucesiva de pasos que fueron divididos en los distintos numerales de este escrito y de los cuales se hace una breve descripción a continuación.

Esta tesis inicia con un amplio marco teórico que permite entender los principios de la microestructura bainítica, cómo se obtiene y los efectos de los distintos aleantes sobre los distintos aceros. También se dan los principios generales sobre la tenacidad a la fractura, pasando por el concepto básico de la fractura según Griffith, cálculo general del factor de intensidad de esfuerzos que lleva a converger hacia el concepto de integral J. Posterior a esto, se dan los conceptos generales sobre los análisis de fractografías, con los distintos tipos de fallas.

En el numeral 5 se describe el desarrollo experimental, describiendo cómo se calculó y produjo el material para luego aplicársele el proceso termomecánico para obtener la microestructura Bainítica.

También en el numeral 5 se hace una aclaración sobre los requerimientos generales que plantea la norma ASTM E1820-11, para preparar las probetas y las condiciones generales de

los ensayos; esto es seguido por la descripción del proceso por el cual fueron realizadas las probetas, cómo se observa la microestructura en ellas y luego los ensayos de la integral J.

En el numeral 6 se analizan los resultados obtenidos de integral J, describiendo los cálculos realizados para obtenerlos y luego haciendo una obtención de modelos como lo son la linealización por función potencial, linealización por función exponencial y el análisis de polinomios ortogonales, que describieran el comportamiento de la tenacidad respecto a las partes por millón de Boro presentes en los aceros bainíticos analizados. Al mismo tiempo se analizan las fracturas de los aceros, para así poder explicar el por qué en el cambio de la tenacidad de los aceros Bainíticos cuando se le cambian las partes por millón de Boro.

Por último y como estudio complementario, se analiza la ley de Paris para el análisis de propagación de grietas, y así poder saber cuáles adiciones de boro (partes por millón) dentro de los aceros bainíticos proporcionan mejores comportamientos de vida a fatiga.

## 2. ANTECEDENTES

Los aceros bainíticos han sido tema de estudio debido a su relativo bajo costo de fabricación y sus posibles aplicaciones industriales, gracias a esto en muchos países alrededor del mundo se han fabricado distintos aceros con microestructura bainítica a los cuales se les cambia porcentajes de distintos aleantes o parámetros de fabricación con el fin de saber qué tanto cambian sus propiedades mecánicas. A continuación se presenta una serie de resúmenes sobre trabajos realizados en estos aceros y la tendencia de sus resultados, lo cual inspiró y sirvió de base para esta tesis.

En 1987, Miihkinen y Edmonds [1 y 2] realizaron investigaciones sobre dos aceros bainíticos con alto contenido en Silicio, de composición nominal Fe-0,2C-2Si-3Mn y Fe-0,4C-2Si-4Ni en porcentaje en peso, ambas aleaciones presentaban niveles de resistencia y tenacidad cercano a los de los aceros comerciales martensíticos de alta resistencia cuando se trataban isotérmicamente a las temperaturas de transformación bainítica. Aunque este tipo de aleaciones se hicieron con fines netamente académicos y no con algún enfoque industrial.

Desde el 2004 se registran estudios en los cuales se hacen comparaciones de los aceros bainíticos aleados con boro respecto a los aceros perlíticos, en los cuales se muestra cómo varían las propiedades mecánicas como lo son la resistencia última, el esfuerzo de fluencia entre otros (Figura 1). La tabla 1 muestra un incremento de 399 MPa (36%) en la resistencia última, 485 MPa (77%) de incremento en el esfuerzo de fluencia y 1,7% (15% relativo) en la deformación, ubicando a los aceros bainíticos en un mayor escalafón respecto a los aceros perlíticos, dándoles muchísimos más campos de aplicación.

PROPIEDADES MECANICAS	ACERO PERLITICO	ACERO BAINITICO J6
Esfuerzo Ultimo (MPa)	1114	1513
Esfuerzo de Fluencia (MPa)	624	1109
Elongación (%)	11.1	12.8
Tenacidad de Fractura $K_{Ic}$ (MPa $\sqrt{m}$ )	95	150

Tabla 1: Tabla comparativa de propiedades mecánicas relevantes entre acero perlítico contra acero bainítico J6. [3].



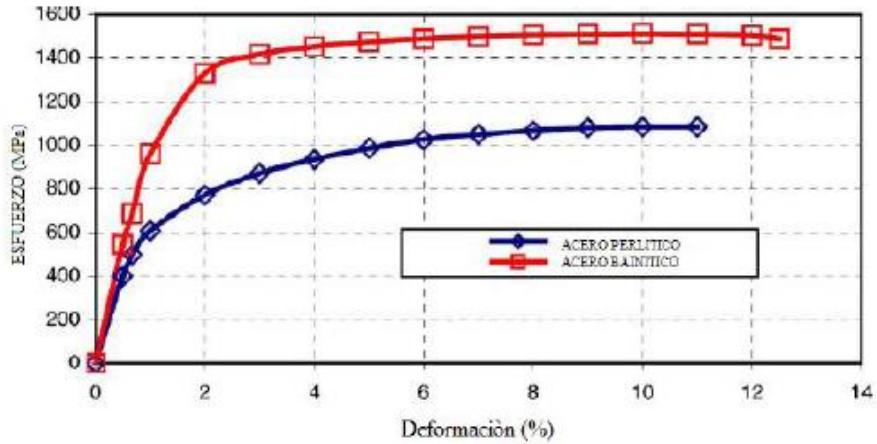


Figura 1: Curva Esfuerzo vs. Deformación de un acero bainítico aleado con Boro y un acero perlítico [3].

Luego en 2009 el doctor Bedolla [5], analizó la variación de las propiedades mecánicas de aceros aleados con boro respecto a dos medios de enfriamiento (aire y agua), en este trabajo muestra que las estructuras bainíticas fueron generadas a raíz del enfriamiento al aire después del proceso de laminación, mientras que en el acero enfriado en agua predominó la presencia de martensita. Por otro lado, la Figura 2. mostró un efecto favorable del Boro en la formación de bainita superior y se concluyó que la mejor combinación de propiedades mecánicas se obtuvo cuando el acero presento 76 ppm de boro y un enfriamiento al aire, el cual obtuvo valores de esfuerzo máximo de 830 MPa, esfuerzo de fluencia de 750 MPa, 15% de elongación y una dureza promedio de 40 HRC.

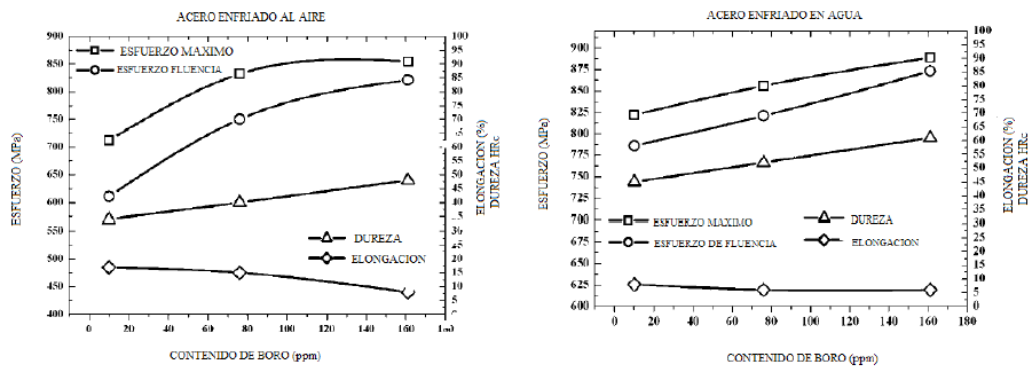


Figura 2: Propiedades mecánicas del acero para rieles de tren, enfriado al aire y enfriado en agua en función del contenido de boro. [5].

Caballero et al en el año 2001 presentó su artículo “Diseño de nuevos aceros bainíticos”, en el cual plantea las características generales que debería tener un acero industrial de altas exigencias (tabla 2), y posterior a esto crea unos aceros con microestructura bainítica a los cuales halló sus propiedades mecánicas a tracción basándose en la norma BS EN 10 002-1: 1990, la energía absorbida por impacto Charpy según la norma BS EN 10 045-1: 1990 y para hallar la tenacidad a la fractura  $K_{IC}$  se basó en la norma BS 7448 Part 1:1991. Posteriormente presenta la tabla 4. como resultados de los ensayos realizados, donde muestra que los aceros obtenidos por ella con la composición base mostrada en la tabla 3. Y con microestructura bainítica tienen mejor comportamiento la tracción que los aceros comerciales de altas exigencias, con un alargamiento similar y con una tenacidad más elevada que la exigida, tanto por tenacidad  $K_{IC}$  directamente, como por la transformación de tenacidad por impacto Charpy a  $K_{IC}$ .

$R_{p0,2}$ (MPa)	$R_m$ (MPa)	Alargamiento (%)	RA (%)	$CV_{-40^\circ C}$ (J)	$K_{IC}$ (MPa $\sqrt{m}$ )
1.000	1.100	12	50	40	125

Tabla 2: Propiedades mecánicas requeridas para aceros de altas exigencias donde  $R_{p0,2}$  es el límite elástico convencional con 0,2% de alargamiento;  $R_m$  es la resistencia a la tracción; RA es la reducción de área; CV la energía absorbida en el impacto y  $K_{IC}$  es la tenacidad a la fractura [72].

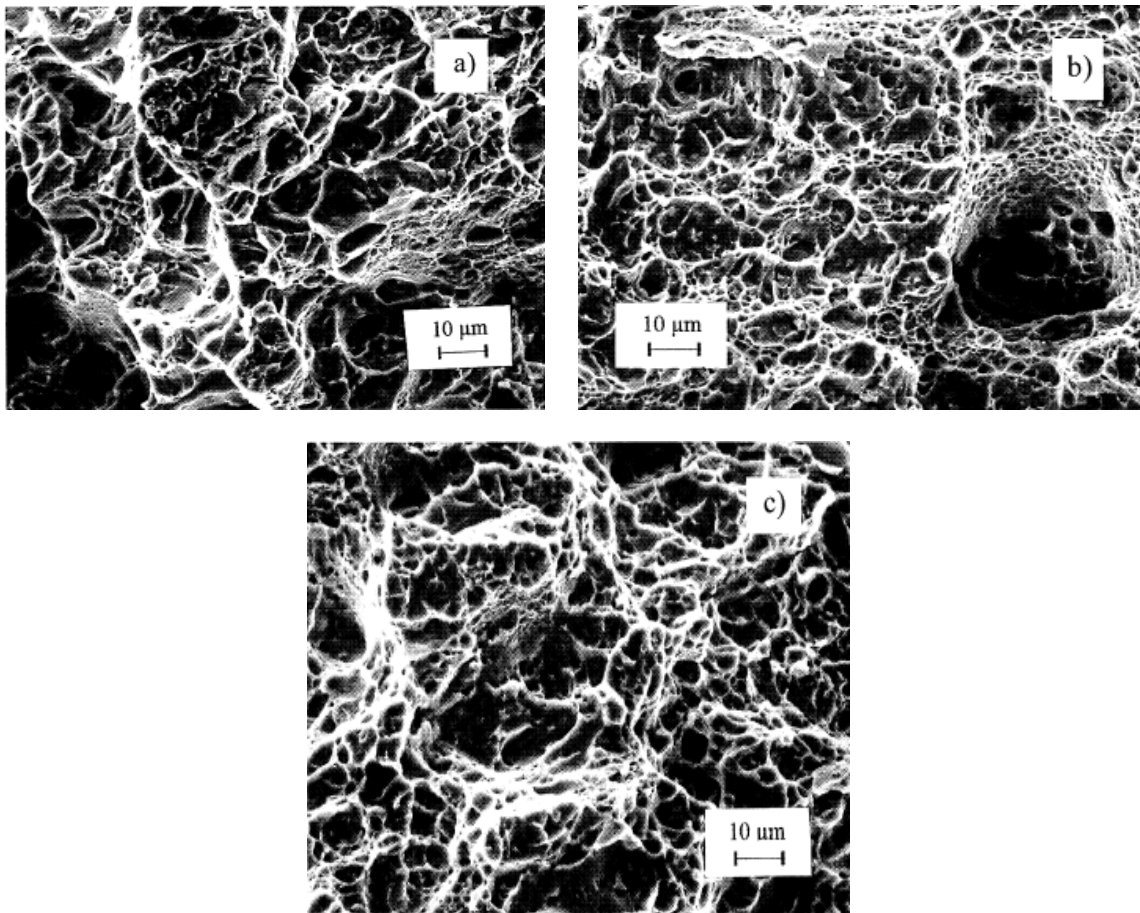
Acero	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V
A-Mn	0,32	1,45	1,97	< 0,02	1,26	0,26	0,10
B-Ni1	0,31	1,51	< 0,01	3,52	1,44	0,25	0,10
C-Ni2	0,30	1,51	< 0,01	3,53	1,42	0,25	< 0,005

Tabla 3: Composición de los aceros creados por Caballero et al [72].

Acero	$R_{p0,2}$ (MPa)	$R_m$ (MPa)	Alargamiento (%)	RA (%)	$CV_{-40^\circ C}$ (J)	$K_{max}$ (MPa $\sqrt{m}$ )	$J_{max}$ (MPa m)	$K_{Jmax}$ (MPa $\sqrt{m}$ )
A-Mn	1.167	1.790	13	44	31 $\pm$ 1			
B-Ni1	1.150	1.725	14	55	43 $\pm$ 1	125	0,114	160
C-Ni2	1.100	1.625	14	59	46 $\pm$ 1	128	0,134	174

Tabla 4: Propiedades obtenidas por Caballero et al en aceros con microestructura Bainítica [72].

En este mismo trabajo presentó las superficies de fractura (Fotografía 1), mostrando que en los aceros con microestructura bainítica ensayados por ella predomina el comportamiento dúctil a lo que se le atribuye su alta tenacidad, mientras que en el acero A-Mn hubo cuasiclivaje, por lo cual la tenacidad ha sido reducida.



Fotografía 1: Superficie de fractura de muestras Charpy ensayadas a temperaturas ambiente. Micrografías electrónicas de barrido. (a) Acero A-Mn; (b) Acero B-Ni1; (c) Acero C-Ni2.

La Doctora Santofimia Navarro en el año 2006 presentó la memoria para optar al grado de doctor, siendo el centro de estudios los aceros bainíticos, el título de dicha memoria fue “**LA TRANSFORMACIÓN BAINÍTICA SIN FORMACIÓN DE CARBUROS EN ACEROS**”. En este documento muestra un amplio interés en primera instancia en las transformaciones de fase en estado sólido en aceros y en partículas y de las características de la transformación bainítica. Su interés no es puramente científico, sino también industrial. También estudia cómo la adición de elementos aleantes como el silicio, que puede dar lugar a microestructuras bainíticas sin formación de carburos, y el conocimiento preciso de la influencia de otros diferentes aleantes, permitirá obtener en este nuevo tipo de aceros una combinación de propiedades de resistencia y tenacidad muy atractivas. Las composiciones analizadas por la doctora están dadas en la tabla 5.

Acero	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Co	Al
Ni2	0,30	1,50	---	3,50	1,44	0,25	---	---
0,3C-Mn	0,30	1,50	2,23	---	---	0,25	---	---
0,3C-2,0Mn-Cr	0,30	1,50	2,00	---	0,46	0,25	---	---
0,3C-1,5Mn-Cr	0,30	1,50	1,50	---	1,46	0,25	---	---
0,3C-Mn-Ni-Cr	0,30	1,50	1,50	1,50	0,17	0,25	---	---
0,3C-1,0Co	0,30	1,50	2,00	---	1,16	0,25	1,00	---
0,3C-1,5Co	0,30	1,50	2,00	---	1,51	0,25	1,50	---
0,3C-Co-Al	0,30	1,50	2,00	1,76	1,51	0,25	1,50	1,00

Tabla 5: Composición química de los aceros diseñados por Santifimia, (% en masa), junto con la composición química de la aleación de referencia Ni2 [4].

La doctora Santifimia toma unas muestras con enfriamiento acelerado y posterior bobinado obteniendo microestructura bainítica en las muestras C6-b500 y C7-b450; en la tabla 6 se muestran resultados obtenidos por ella donde muestra que la resistencia, ductilidad y energía absorbida por impacto Charpy ha mejorado en los aceros bainíticos respecto a los demás aceros que poseen microestructura multifásica.

Muestra	$R_m$ (MPa)	$R_{p0,2}$ (MPa)	AU (%)	AT (%)	$CV_{20^{\circ}C}$ (J)	$R_{p0,2}/R_m$
C1-b550	1290	725	6,7	11,5	14	0,56
C3-b500	1413	783	8,9	14,6	30	0,55
C4-b550	1282	712	8,9	15,0	17	0,56
C5-b550	1435	797	8,4	14,2	20	0,56
C6-b500	1495	834	9,6	18,5	25	0,56
C7-b350	1531	851	7,4	13,6	31	0,56

Tabla 6: Propiedades mecánicas de los aceros de la segunda serie cuyo segundo enfriamiento ha consistido en un bobinado [4]. Resistencia máxima a la tracción ( $R_m$ ), límite elástico ( $R_{p0,2}$ ), alargamiento uniforme (AU), alargamiento total (AT) y energía absorbida al impacto a  $20^{\circ}C$  ( $CV_{20^{\circ}C}$ ).

Al mismo tiempo la doctora Santifimia hizo un estudio sobre el diseño de nuevos aceros bainíticos ricos en silicio con elevadas propiedades de resistencia y tenacidad. En este trabajo de Tesis se ha desarrollado la base teórica necesaria para poder abordar con éxito el diseño de nuevos aceros bainíticos libres de carburos que, con una amplia variedad de diferentes posibilidades de aleación, pueden alcanzar cinéticas de transformación y características microestructurales similares y ser procesados mediante tratamientos termo-mecánicos de gran aplicación industrial. El procedimiento de diseño cubre, de esta forma, tanto la elección de las composiciones químicas más adecuadas como de tratamientos termo-mecánicos más apropiados para la obtención de las microestructuras deseadas. [4].

A partir de la anterior tesis, muchos otros trabajos analizan la tenacidad en aceros con microestructura bainítica (con composición similar), midiendo la energía absorbida por impacto Charpy; uno de estos trabajos es el desarrollado por Rancel et al [75], el cual toma aceros con composición muy similares a las trabajadas en esta tesis, y que se muestran en la tabla 7.

Steel	C	Si	Mn	V	Ti	N
MN4	0.38	0.25	1.53	0.11	-	0.0217
MN5	0.38	0.26	2.08	0.12	-	0.0245
MN6	0.38	0.25	2.23	0.12	-	0.0118
MN7	0.36	0.25	1.80	0.105	0.029	0.0111

Tabla 7: Composición de los aceros analizados por Rancel et al [75].

En sus procedimientos utilizan la norma ASTM standard E23 para obtener los siguientes resultados para la temperatura ambiente:

ACERO	ENERGÍA POR IMPACTO CHARPY A 20 <sup>0</sup> C [J]
MN4	47
MN5	28
MN6	23
MN7	40

Tabla 8: Energía absorbida por impacto Charpy de los aceros analizados por Rancel et al.

En los últimos tiempos ha surgido una nueva clase de aceros bainíticos libres de carburos, conocidos como aceros nano estructurados, formados a bajas temperaturas de transformación de bainita, para obtener materiales con subunidades de bainita de 20 a 100 nm de espesor [10]. Con el desarrollo de estos nuevos aceros se pueden alcanzar valores en la energía de impacto Charpy entre 24-44 J, además, en ensayos de tensión se obtienen esfuerzos entre 1600 a 1800 MPa. [11]. Dándole especial importancia al hecho que la nanoestructura bainítica es diseñada

para evitar la formación de cementita, la cual es muy estable debido a las adiciones de manganeso [12].

Siguiendo con la línea de investigación de la microestructura bainítica, se han realizado estudios sobre aceros superbainíticos, nuevas estructuras y mejora de propiedades mecánicas por medio de tecnologías de punta aplicadas a este tipo de materiales, es el caso de la investigación de un grupo de posdoctores en la Universidad de Cambridge. Se han desarrollado aceros bainíticos libres de carburos y altos en carbono (0,8%) que por mantenimiento isotérmico a temperaturas muy bajas (125 – 300°C) durante periodos de tiempo razonables a escala industrial, dan lugar a una estructura mixta de ferrita-bainita, excepcionalmente fina (20-80 nm), y austenita retenida. La finura de la microestructura junto con la alta fracción de ferrita-bainita presente (~80%), confieren al material de unas propiedades mecánicas nunca antes conseguidas en aceros de este tipo. Esfuerzo de fluencia = 2,5 GPa,  $K_{IC} = 45 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , HV30= 650. En la actualidad, estos aceros se utilizan para la fabricación de blindajes, rodamientos y componentes de cajas de cambios sometidos a grandes esfuerzos [13, 14 y 15].

En la Universidad Nacional de Colombia, el ingeniero Mauricio Alejandro Sierra Cetina publicó su tesis de maestría en el año 2011, la cual tiene por título **“Obtención y evaluación de las propiedades mecánicas del acero bainítico Fe-0,32C-1,45Si-1,97Mn-1,26Cr-0,26Mo-0,10V aleado con Boro”** [46], el ingeniero Sierra realizó todo el proceso, tanto metalúrgico como de caracterización, comenzando desde la obtención de la aleación, pasando por el tratamiento termo-mecánico hasta la caracterización mecánica y microestructural utilizando técnicas como la microscopía óptica y la microscopía electrónica de barrido (SEM). De esta forma los resultados fueron correlacionados con el objetivo de conocer la influencia del elemento Boro tanto en el desarrollo microestructural como en el comportamiento mecánico de la aleación. Él adquirió aceros fundidos al vacío con distintos porcentajes de boro (0, 10 y 20 partes por millón) analizándole la dureza, los resultados de los ensayos a la tensión, los ensayos de impacto, la fractografía y la difracción de rayos-X a cada una de las composiciones para una diferenciación de dichas propiedades gracias a la variación de Boro.

Actualmente hay varios investigadores como lo son H.K.D.H. Bhadeshia y F.G. Caballero, que han hecho múltiples estudios sobre la bainita, realizando libros y múltiples artículos en los que analizan la cinética de la transformación bainítica, propiedades mecánicas de distintos aceros con microestructura bainítica, refinación de la microestructura y su influencia directa sobre las distintas propiedades mecánicas, la coalescencia de la bainita, parámetros influyentes en transformaciones bainíticas incompletas, entre otros muchos temas. Varios de los análisis de esta tesis han sido analizados y justificados en los desarrollos de estos autores, sin embargo por su amplia trascendencia en trabajos sobre aceros bainíticos se haría muy extenso el hecho de hacer un resumen de todos ellos, sin embargo hay varias referencias como lo son varios artículos del Material Science and Engineering A [13, 20], la revista Materials Science Thecnology [14, 23, 24, 31], El Instituto del Hierro y el Acero de Japon [15], el libro del profesor Bhadeshia Bainite in Steels [21], el artículo sobre los promotores de la coalescencia de los platos de bainita [66], que se

mencionan en múltiples lugares de esta tesis, resaltando la importancia de dichos estudios y dando fuertes bases teóricas para continuar con los análisis necesarios.

Este trabajo fue desarrollado debido a la importancia que tiene evaluar el cómo varían las distintas propiedades de los aceros bainíticos respecto a sus aleantes, entre los cuales se encuentra el Boro como estabilizador de austenita y elemento que incrementa la templabilidad de los aceros. Este análisis se realiza en bajas partes por millón del elemento, para mostrar si hay algún cambio microestructural o en composición que lleve a una tenacidad distinta, dando así una caracterización de los distintos aceros bainíticos y aclarando unas de sus posibles aplicaciones industriales.

### 3. OBJETIVOS

#### 3.1. OBJETIVO GENERAL.

Determinar la influencia del boro en las propiedades mecánicas (tenacidad) de aceros bainíticos microaleados con 0, 10, 20, 40 y 60 partes por millón de boro.

#### 3.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS.

- Realizar un análisis detallado del estado del arte de la caracterización mecánica de aceros bainíticos.
- Obtener el acero bainítico cercana a la obtenida en trabajos previos, mediante fundición de ferroaleaciones, en horno de inducción.
- Realizar la caracterización microestructural por medio de microscopía óptica y electrónica.
- Diseñar y realizar los ensayos de fatiga para crecimiento de grieta y determinación de tenacidad de fractura.
- Determinar la influencia del contenido del boro en la estructura del acero y su relación con la respuesta mecánica.



## 4. MARCO TEÓRICO

Este capítulo presenta la teoría básica sobre aceros bainíticos y los aleantes usados en la composición realizada en este trabajo, también toca temas del desarrollo experimental de la tesis como lo es la tenacidad a la fractura, Integral J y análisis de fractografías para poder reconocer los distintos mecanismos de fractura.

### 4.1. BAINITA

En la figura 3 se puede observar que a temperaturas entre las que ocurre la transformación eutectoide de austenita a perlita y donde ocurre la transformación de austenita a martensita, se pueden formar unas microestructuras únicas en los aceros al carbono. Davenport y Bain [16] mostraron por cuidadosas claras microscopías que la microestructura formada en esas temperaturas intermedias eran muy diferentes respecto a la perlita o la martensita, y en honor de Edgar C. Bain, sus colegas llamaron esta microestructura única bainita. [17].

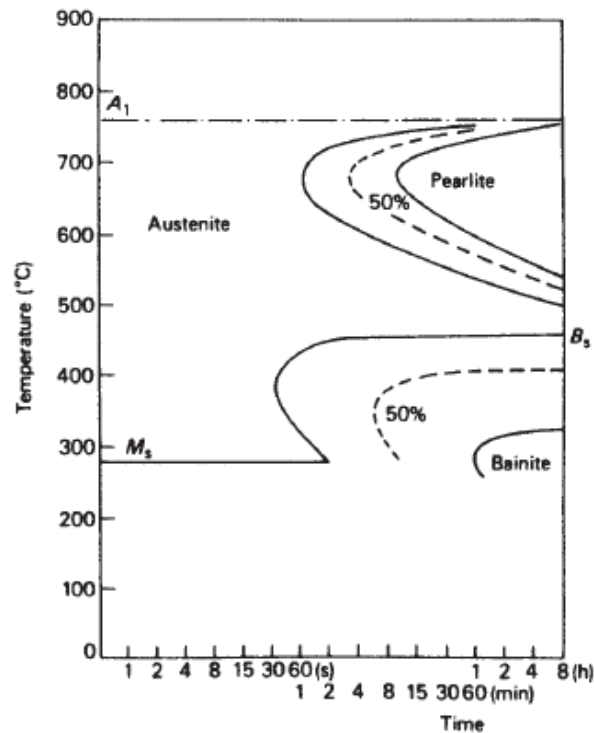


Figura 3: Curvas TTT para un acero Fe-3Cr-0,5C wt%. [18].

La complejidad de la microestructura bainítica ha dado lugar a la existencia de multitud de terminologías para representar su morfología, lo que ha conducido a cierta confusión [19]. Se denomina *ferrita bainítica* ( $\alpha_b$ ) a la fase ferrita cuando se encuentra en forma de subunidad de bainita. Las subunidades de ferrita bainítica pueden contener partículas de cementita en su interior, dando lugar a la denominada *bainita inferior*. Si, por el contrario, la ferrita bainítica está libre de partículas de cementita (Figura 4), la microestructura bainítica se denomina *bainita superior*. La bainita superior se forma a mayores temperaturas que la inferior. [20].

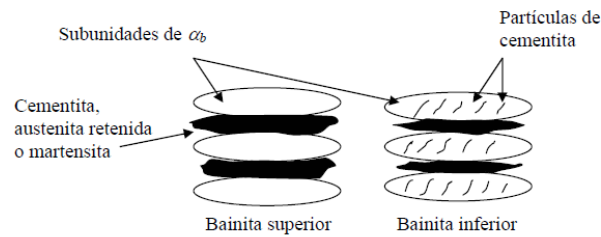


Figura 4: Esquema de bainita superior y bainita inferior. [20].

La morfología de placa tiende a formarse a bajas temperaturas y a altas concentraciones de carbono y, en general, cuando la austenita madre presenta alta resistencia [21]. De igual manera, el espesor de placa es un importante parámetro en la caracterización de la ferrita bainítica, pues su afinamiento da lugar a un aumento simultáneo de resistencia y tenacidad en el material. Es sabido que el espesor de placa disminuye con la temperatura de transformación. [22-23]

Para poder obtener la transformación bainítica, se necesita de ciertas condiciones termodinámicas, desde el punto de vista teórico y de acuerdo con Bhadeshia y Edmonds [20], estas condiciones son:

Nucleación:

$$\Delta G_m < G_N \quad (1)$$

Donde  $\Delta G_m$  son los Gibbs molares de energía libre y  $G_N$  es la función especificando el cambio de energía libre necesaria con el fin de obtener una tasa detectable de nucleación para Widmanstätten y bainita.

Crecimiento:

$$\Delta G^{y \rightarrow \alpha} < -G_{SB} \quad (2)$$

Donde  $\Delta G^{y \rightarrow \alpha}$  es el cambio de energía para la transformación de la austenita sin cambio de composición y  $G_{SB}$  es la energía acumulada de la bainita ( $\cong 400 \frac{J}{mol}$ ).

La función  $G_N$ , también denominada función universal de nucleación, debido a que depende de la temperatura y no de la composición química, en los aceros de baja aleación tiene la forma [24].

$$G_N = 3,546 T - 3499,4 \quad (3)$$

Siendo T la temperatura en grados Kelvin.

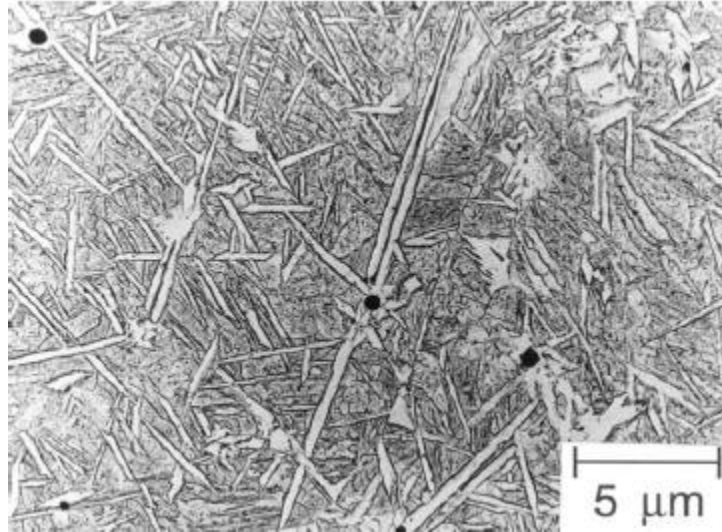
La bainita es un micro constituyente que se obtiene mediante procesos de transformación isotérmica, generalmente a temperaturas entre 200 y 300°C. Sin embargo, para acelerar la transformación de este elemento se adicionan aleantes como el aluminio y el cobalto [25], en concentraciones inferiores al 2% dentro de la composición química del acero [26-27].

Debido a la saturación de carbono en la austenita, existe posibilidad de saturación de cementita desde la austenita enriquecida. Sin embargo, esta precipitación característica de la bainita común, resulta perjudicial por su efecto fragilizante y se ha descubierto que puede ser evitada por la adición de Si en cantidades adecuadas, por ejemplo 1,5%Si [21-28]. Para la aplicación óptima de los aceros bainíticos, estos se encuentran libres de carburos con el fin de obtener una microestructura que contenga placas de ferrita y austenita retenida, eliminando comportamientos no deseables a temperatura ambiente como lo sería el fragilizante dado por la presencia de cementita. Esta precipitación de cementita durante la transformación bainítica puede evitarse aleando el acero con silicio en cantidades de un 1,5% aproximadamente. El silicio presenta muy baja solubilidad en la cementita y retrasa el crecimiento de la misma en la austenita residual tras la formación de bainita. [29-30]. El carbono expulsado como consecuencia de la formación de la ferrita bainítica enriquecerá la austenita residual, produciéndose así su estabilización hasta la temperatura ambiente. El resultado es una microestructura formada por placas muy finas de ferrita bainítica separadas por regiones de austenita enriquecidas en carbono. Una microestructura de estas características es ideal desde muchos puntos de vista; en primer lugar, el acero tendrá una alta resistencia a la fractura por clivaje. Por otro lado, existe la posibilidad de mejorar, simultáneamente, la resistencia y la tenacidad debido al tamaño de grano ultrafino de las placas de ferrita bainítica y al efecto de transformación inducida por deformación plástica. Sin embargo, a pesar de todas estas ventajas, la microestructura de ferrita bainítica-austenita no satisface en algunas ocasiones todas sus expectativas. Ello se debe a la inestabilidad de la austenita cuando se presenta en la microestructura en forma de grandes bloques atrapados entre los granos de bainita (austenita retenida) [20-31].

## 4.2. OTRAS FORMAS DE LA BAINITA

### 4.2.1. FERRITA ACICULAR

El término acicular significa conformado y puntual como una aguja, la ferrita acicular es una estructura que está lejos de estar organizada como la bainita convencional, la cual se encuentra orientada, los platos de la ferrita acicular nuclean heterogéneamente en pequeñas inclusiones no metálicas y se difunden en múltiples direcciones desde el punto de nucleación como se observa mediante los puntos negros en la Fotografía 2.



Fotografía 2: Micrografía electrónica por transmisión (TEM) de platos de ferrita acicular en depósitos de un acero soldado. [76].

Al tener los listones en distintas orientaciones respecto a inclusiones, al propagarse una grieta, se ve desviada rodeando algunos de dichos platos, incrementando las propiedades mecánicas en especial la tenacidad.

Un arco de soldadura deposita algunas inclusiones del tamaño mayor a  $0,05 \mu m$ , distribuidas en la microestructura, los elementos formadores de escoria que sirven para proteger la soldadura, pueden quedar atrapados en el sólido. Las inclusiones promueven la nucleación intergranular de platos de ferrita acicular y por lo tanto incrementa la tenacidad sin comprometer la resistencia. Aunque estas inclusiones también son responsables de la nucleación de huecos durante la fractura dúctil, o de la nucleación de grietas por clivaje durante una fractura frágil. En estos casos se debe hacer un equilibrio entre estos factores para poder diseñar apropiadamente un acero bainítico [21].

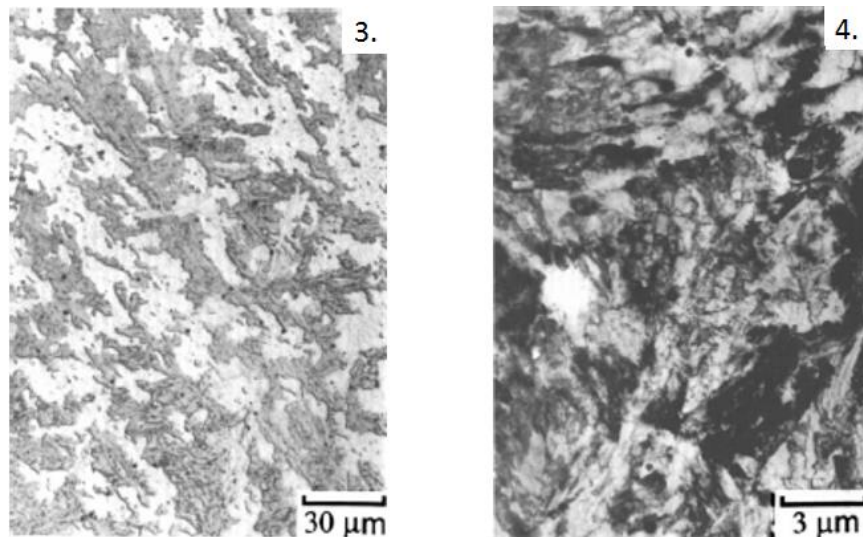
Las inclusiones pueden ser óxidos u otros compuestos pero lo verdaderamente importante es que ellas pueden estimular la aparición de ferrita acicular [77].

Como la bainita, la forma de la deformación causa deformación plástica en la austenita adyacente. Las dislocaciones resultantes son inherentes por la ferrita acicular y por su forma de

crecer, dando densidades de dislocaciones típicas de  $10^{14}m^{-2}$ , lo que contribuye en una resistencia cercana a los 145 MPa.

#### 4.2.2. BAINITA GRANULAR

Microestructura que consiste en platos muy gruesos y con un aspecto granular, juntos con islas de austenita retenida y martensita como se muestra en las Fotografías 3 y 4. La bainita granular se supone que se genera solo en aceros que han tenido enfriamiento continuos y no por una transformación isotérmica [12].



Fotografía 3: Bainita granular en un acero con porcentaje en masa Fe-0,15C-2,25Cr-0,5Mo. izquierda microscopio óptico [21].

Fotografía 4: Corresponde a microscopía electrónica de transmisión de un acero con porcentaje en masa Fe-0,15C-2,25Cr-0,5Mo [78].

Los listones robustos de ferrita mencionados anteriormente, no existen en realidad. Ellos son laminas de ferrita bainítica con regiones muy delgadas de austenita entre las sub-unidades debido a la baja concentración de carbono de los aceros [78, 79], por lo tanto en la escala del microscopio óptico da la apariencia de platos muy robustos.

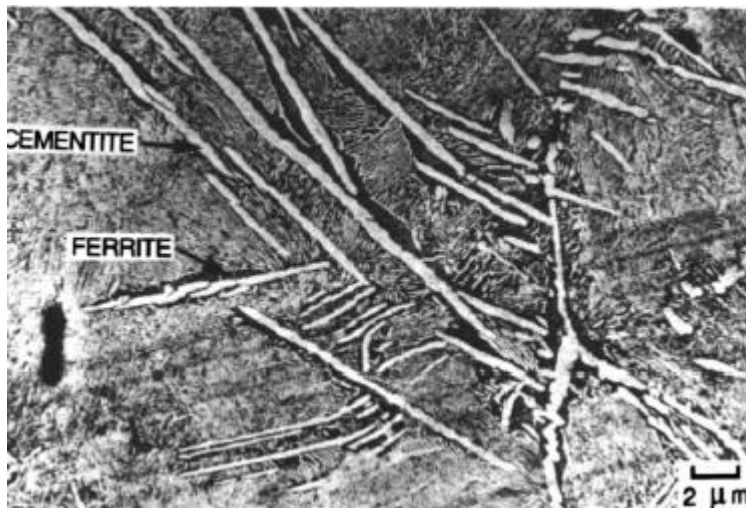
La evidencia de distintos trabajos indica que la bainita granular no es diferente de la bainita ordinaria en los terminos de mecanismos de transformacion. La morfologia peculiar es consecuencia de dos factores fundamentales:

- Transformación con enfriamiento continuo.
- Baja concentración de carbono.

La baja concentración de carbono insinúa que las laminas de austenita o regiones de carburos que puedan existir entre las sub-unidades son minimas, haciendo muy dificil la identificacion de los platos individuales. [21].

#### 4.2.3. BAINITA INVERSA

La ferrita es la fase dominante en la bainita convencional; la precipitacion de los carburos ocurre en un evento secundario. En la llamada “Bainita Inversa” la cual es encontrada en aceros hipereutectoides, es la cementita la primera fase que se forma [80]. Un plato central parecido a una espina de cementita crece directamente de la austenita [81]. Y despues se rodea de una capa de ferrita como se observa en la fotografía 5. El termino “inversa” refleja el hecho que difiere de la bainita convencional, la cementita es la primera fase en precipitarse de la austenita. [21].

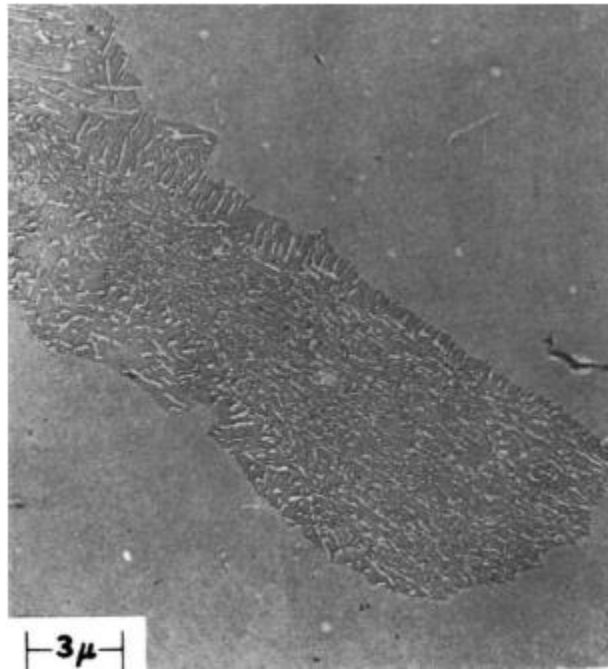


Fotografía 5: Micrografía con microscopía electrónica de transmisión (TEM) de la Bainita inversa en un acero hipereutectoide [21].

#### 4.2.4. BAINITA COLUMNAR

La bainita columnar es una descripción para un agregado de cementita y ferrita no laminar, de forma general en la cual se da una colonia delgada e irregular. La distribución de las partículas de cementita dentro de la colonia es un poco peculiar, la mayoría de las partículas con forma de aguja están alineadas hacia la mayor longitud de la colonia. Esta región está rodeada por una capa de una microestructura distinta, en la cual partículas gruesas de cementita aparecen en la interfaz austenita-ferrita (Fotografía 6).

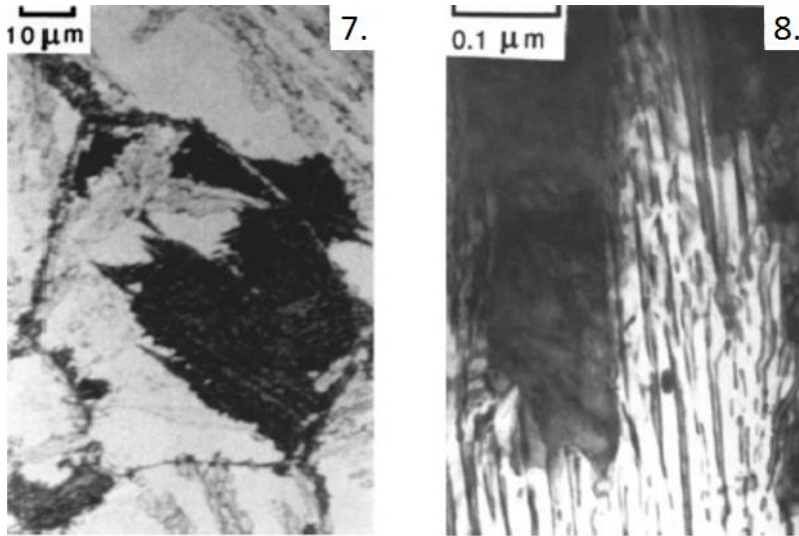
Esta microestructura puede ser obtenida a temperaturas de transformación comparables con las de la bainita convencional, pero no hay una superficie de esfuerzo plano invariante acompañando el crecimiento de la “bainita columnar” [21]. Es probable que esta microestructura pueda llegar a tener una mayor similitud a la perlita que a la bainita, aunque se necesita hacer más estudios sobre los mecanismos de crecimiento de la misma.



Fotografía 6: Micrografía óptica de barrido (SEM), en la cual se muestra una colonia de “bainita columnar” en un acero Fe-0,82C obtenida por una transformación isotérmica a  $288^{\circ}\text{C}$  y una presión de 30 kbar [82].

#### 4.2.5. BAINITA PERLÍTICA

En aceros que contienen altos elementos formadores de carburos es posible obtener perlita, en la cual los carburos y precipitados se presentan en la aleación en lugar de la fase de cementita. La aleación de perlita puede formarse a temperaturas cercanas a  $B_s$  pero manteniendo la temperatura de transformación por periodos de tiempo muy prolongados (usualmente varios días). En el microscopio óptico la perlita se presenta como nódulos oscuros como se muestra en la fotografía 7. En micrografías con TEM se muestran platos de ferrita con carburos interviniendo dentro de los nódulos de perlita encarados (fotografía 8); una microestructura muy similar a la bainita superior. El termino bainita perlítica se da por la transformación engañosa que se produce [21]. En estos casos hay varios autores que afirman el hecho que la fase ferrítica y los carburos crecen de forma cooperativa y que por esta razón no cabría el hecho de asociar esta microestructura con la bainita.



Fotografía 7: Microestructura de la llamada “bainita perlítica”, donde es perlita con carburos en vez de cementita. [21].

Fotografía 8: Micrografía electrónica de Transmisión (TEM). [21].

### 4.3. OBTENCIÓN DE LA BAINITA

En el diagrama TTT de la figura 5, hay una región entre los  $250^{\circ}\text{C}$  y  $550^{\circ}\text{C}$  en la cual no se forma una fase concreta como lo puede ser la perlita, dado que requiere una temperatura entre  $550^{\circ}\text{C}$  y  $720^{\circ}\text{C}$ ; o la Martensita, que por el contrario requiere bajas temperaturas para su formación. Esta es la región en la que se forman finos agregados de platos de ferrita y partículas de cementita; a esta estructura intermedia se ha llamado Bainita.

La bainita es formada en dos pasos principales, en un principio se da la formación de la ferrita bainítica la cual tiene una muy baja solubilidad para el carbono, menor al 0,02% en peso. Lo anterior conlleva a que el crecimiento de la ferrita enriquezca en carbono a la austenita remanente. Eventualmente se precipita cementita a partir de las láminas de austenita retenida entre las subunidades de ferrita, la cantidad de cementita presente en el acero depende de la concentración de carbono que contenga la aleación, altas concentraciones llevan a microestructuras en las que las plaquetas de ferrita están separadas por plaquetas de cementita. Cuando la concentración de carbono es baja en la aleación, pequeñas partículas de cementita se forman, siendo predominante la austenita.



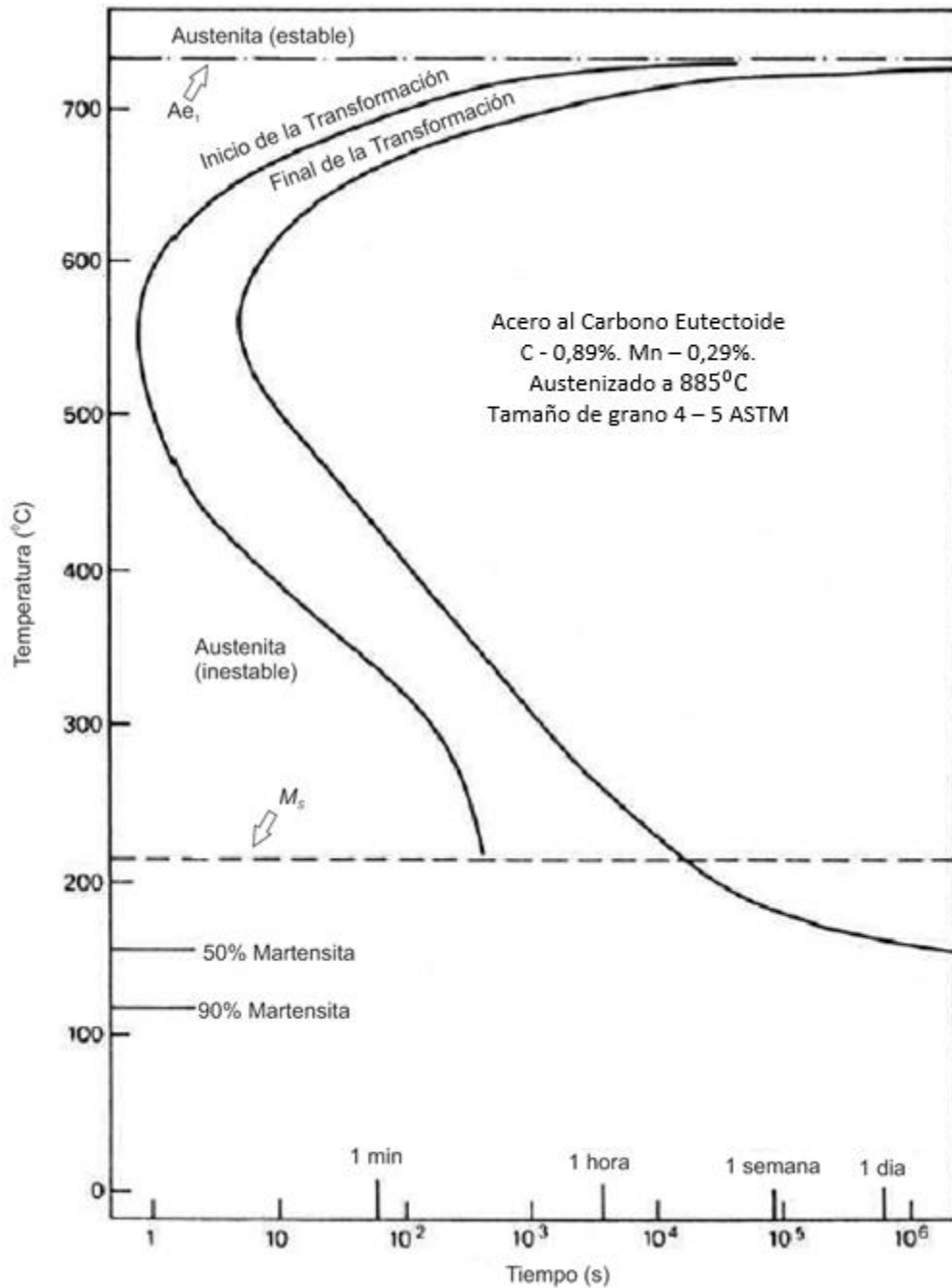


Figura 5: Diagrama para un acero con 0,89% de carbono [52].

En los aceros bainíticos las transformaciones incompletas se presentan por no hacer seleccionar una temperatura apropiada, dado que algunos elementos de aleación retardan la formación de la bainita. Muchos autores han establecido distintas expresiones para la determinación de la temperatura a la cual inicia la transformación bainítica ( $B_S$ ) dependiendo del porcentaje en peso

de los elementos de aleación, Steven y Hayes [53] plantearon la siguiente expresión para aceros con un porcentaje de carbono entre 0,15 y 0,29%:

$$B_S (^{\circ}C) = 830 - 270(\% C) - 90(\% Mn) - 37(\% Ni) - 70(\% Cr) - 83(\% Mo) \quad (4)$$

Bornat [54] estableció otra expresión para aplicaciones eléctricas sin limitante del porcentaje en peso de carbono:

$$B_S (^{\circ}C) = 844 - 597(\% C) - 63(\% Mn) - 16(\% Ni) - 78(\% Cr) \quad (5)$$

Para obtener bainita los aceros reciben tratamientos térmicos con tasas de enfriamiento moderado para formar perlita, pero no tan rápida como para formar martensita. El austempering es un proceso de tratamiento térmico desarrollado para obtener una estructura que es 100% bainita. Este se logra calentando primero la pieza a la temperatura de austenización propia, seguida de un rápido enfriamiento en un baño de sales fundidas mantenido en el intervalo de bainita (generalmente entre 400 y 800<sup>0</sup>F.). La pieza se deja en el baño hasta que se completa la transformación a bainita.

La comparación de las propiedades mecánicas desarrolladas por el austempering y por el método de temple y revenido suele hacerse a la misma dureza o resistencia. El austempering muestra relativas mejores propiedades mecánicas tales como reducción de área en tensión, la prueba del combado lento y la prueba de resistencia al impacto que como se observa en la Figura 6 el método de austempering resulta absorbiendo más energía en la resistencia de ruptura de cargas de impacto, respecto a los aceros templados y revenidos [32].

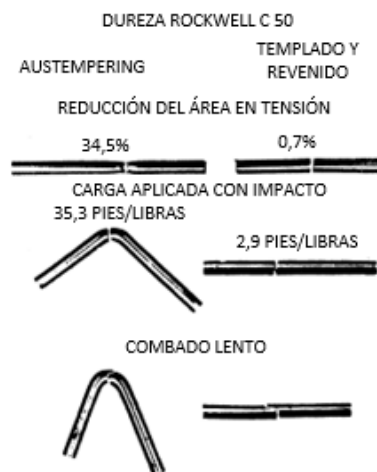


Figura 6: Tenacidad y ductilidad mejoradas de varillas austenizadas que se comparan con varillas templadas y revenidas de igual dureza [modificada de 33].

#### 4.4. ELEMENTOS DE ALEACIÓN [32]

Los elementos de aleación se añaden a los aceros para muchos propósitos, entre los cuales los más importantes son:

- Aumentar la templabilidad.
- Mejorar la resistencia a temperaturas comunes.
- Mejorar las propiedades mecánicas tanto a altas como a bajas temperaturas.
- Mejorar la tenacidad a cualquier dureza o resistencia mínima.
- Aumentar la resistencia al desgaste.
- Aumentar la resistencia a la corrosión.
- Mejorar las propiedades magnéticas.

Los elementos de aleación pueden clasificarse de acuerdo con la forma en que se distribuyan en los dos constituyentes principales de un acero recocado.

**Grupo 1** Elementos que se disuelven en ferrita.

**Grupo 2** Elementos que se combinan con carbono para formar carburos simples o complejos.

##### 4.4.1. EFECTO DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN EN LA FERRITA

Desde el punto de vista técnico, probablemente hay alguna solubilidad de todos los elementos en la ferrita, pero ciertos elementos no se encuentran extensivamente en la fase carburo. De esta manera, el níquel, el aluminio, el silicio, el cobre y el cobalto se hallan ampliamente disueltos en ferrita. En ausencia de carbono, se encontrarán disueltas en ferrita grandes proporciones de elementos del grupo 2; por lo tanto, la tendencia a formar carburos es obvia sólo cuando hay gran cantidad de carbono. La tabla 9 muestra el comportamiento de los elementos individuales, y la tendencia relativa de ciertos elementos a existir en ambos grupos, se indica por el tamaño de la punta de las flechas.

ELEMENTO DE ALEACIÓN	GRUPO 1 DISUELTO EN FERRITA	GRUPO 2 COMBINADO EN CARBURO
Níquel	Ni	
Silicio	Si	
Aluminio	Al	
Cobre	Cu	
Manganeso	Mn	
Cromo	Cr	←→ Mn
Tungsteno	W	←→ W
Molibdeno	Mo	←→ Mo
Vanadio	V	←→ V
Titanio	Ti	←→ Ti

Tabla 9: Comportamiento de los elementos individuales en un acero recocado.

Cualquier elemento disuelto en ferrita aumenta su dureza y su resistencia de acuerdo con los principios generales de endurecimiento por solución sólida. El orden de incremento de efectividad en hierro reforzado, basada en adiciones iguales por peso, parece ser como sigue: cromo, tungsteno, vanadio, molibdeno, níquel, manganeso y silicio, esto se muestra en la figura 7.

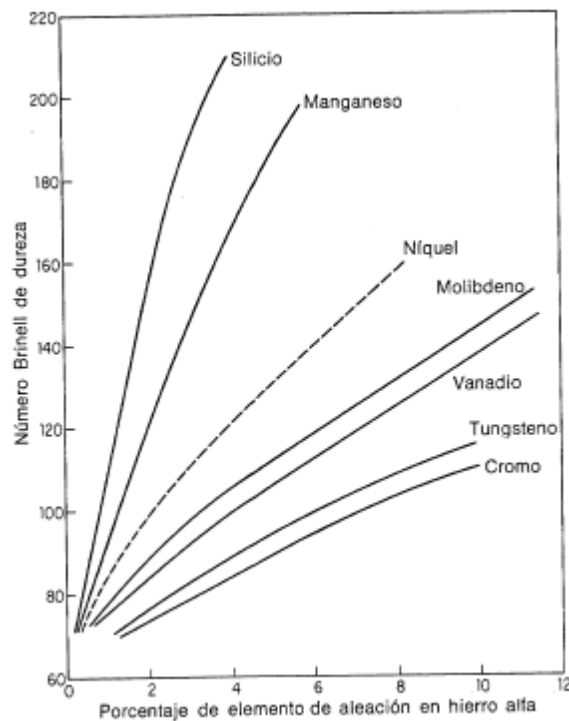


Figura 7: Probable efecto de endurecimiento de varios elementos disueltos en hierro alfa [51].

#### 4.4.2. EFECTOS DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN EN EL CARBURO

Como todos los carburos encontrados en los aceros son duros y frágiles, su efecto en las propiedades tensiles a temperatura ambiente es análoga, sin importar la composición específica.

La presencia de elementos que forman carburos influyen en la temperatura de endurecimiento y el tiempo necesarios para obtener un calentamiento total y uniforme.

Los carburos son lentos de disolver y tienden a no disolverse en austenita, esto hace que disminuyan los contenidos de carbono y aleación en la austenita a una cantidad por debajo de la cual tiene el acero en general. Los carburos no disueltos también actúan para reducir el

crecimiento de grano. Ambos efectos tienden a reducir la templabilidad. Cuando están disueltos en austenita, los elementos formadores de carburo favorecen el endurecimiento profundo.

#### 4.4.3. ACEROS ALEADOS

##### 4.4.3.1. ACEROS AL NIQUEL (SERIE 2XXX)

El níquel es uno de los más viejos y el más fundamental de los elementos de aleación de los aceros. Tiene ilimitada solubilidad en hierro gamma y es altamente soluble en ferrita, contribuyendo a la resistencia y tenacidad de esta fase. Además, disminuye las temperaturas críticas del acero, amplía el intervalo de temperatura para un tratamiento térmico exitoso, retarda la descomposición de la austenita y hace difícil la formación de carburos durante la austenización. Así mismo, reduce el contenido de carbono del eutectoide; por tanto, la estructura de los aceros no endurecidos al níquel contiene mayor porcentaje de perlita que los aceros al carbono tratados de manera similar. Como la perlita se forma a una temperatura menor, es más fina y tenaz que la de los aceros no aleados. Estos factores permiten obtener ciertos niveles de resistencia con inferiores contenidos de carbono, de esta manera la tenacidad, la plasticidad y la resistencia a la fatiga.

##### 4.4.3.2. ACEROS AL CROMO (SERIE 5XXX)

El cromo es un elemento de aleación menos costoso que el níquel y forma carburos simples ( $Cr_7C_3$ ,  $Cr_4C$ ) o carburos cúbicos  $[(FeCr)_3C]$ . Estos carburos tienen alta dureza y buena resistencia al deterioro. El cromo es soluble hasta en 13% en hierro gamma y tiene solubilidad ilimitada en ferrita. En los aceros de bajo carbono, el cromo tiende a entrar en la solución sólida, incrementando de esta manera la resistencia y la tenacidad de la ferrita. Cuando el cromo está presente en cantidades que exceden el 5%, las propiedades a altas temperaturas y la resistencia a la corrosión del acero se ven ampliamente mejoradas.

La presencia del cromo aumenta la resistencia al desgaste en la superficie endurecida (dado que en esta serie generalmente los aceros se carburizan), pero la tenacidad en la parte interna no es tan alta como en los aceros al níquel. Los aceros al alto cromo que contienen más de 10% de cromo son notables por su alta resistencia a la corrosión.

##### 4.4.3.3. ACEROS AL NIQUEL – CROMO (SERIE 3XXX)

En estos aceros, la razón de níquel a cromo es de aproximadamente  $2\frac{1}{2}$  partes de níquel por una parte de cromo. Una combinación de los elementos de aleación generalmente presenta algunas de las propiedades características de cada uno. El efecto del níquel de aumentar la tenacidad y la ductilidad se combina con el efecto del cromo de mejorar la templabilidad y la

resistencia al desgaste. Es importante recordar que el efecto combinado de dos o más elementos de aleación sobre la profundidad y distribución de la dureza suele ser mayor que la suma de los efectos de los mismos elementos de aleación utilizados por separado.

Como en el caso de los aceros al níquel, los aceros de esta serie también se han eliminado de la clasificación AISI-SAE por no tener la mínima producción de toneladas estipuladas para pertenecer a esta clasificación.

#### 4.4.3.4. ACEROS AL MANGANESO (SERIE 31XX)

El manganeso es uno de los elementos de aleación menos costosos y está presente en todos los aceros como desoxidante; asimismo, reduce la tendencia a la fragilidad en caliente (fragilidad al rojo), resultante de la presencia del azufre, permitiendo de ese modo que el metal se trabaje en caliente. Cuando no hay manganeso o hay muy poco, el sulfuro predominante es  $FeS$ , el cual constituye un eutéctico con hierro y tiende a formar continuas películas delgadas alrededor de los cristales primarios durante la solidificación del acero. Estas películas son líquidas a la temperatura de laminación del acero y producen una condición de fragilidad en caliente, la cual tiende a producir fisuras a través de las fronteras de grano durante el trabajo. El manganeso es notable por su poder para combinarse con el azufre, y el sulfuro de manganeso tiene un punto de fusión mucho mayor que el sulfuro de hierro eutéctico, además de que se conserva sólido a la temperatura de laminación y tiene un efecto menos adverso sobre las propiedades de trabajo en caliente del acero.

Sólo cuando el contenido de manganeso excede un 0,8%, se puede clasificar al acero como un acero aleado. El manganeso contribuye marcadamente a la resistencia y a la dureza, pero en menor grado que el carbono y es más efectivo en los aceros de mayor contenido de carbono. Este elemento es un débil formador de carburo y tiene un efecto moderado sobre la templabilidad, a su vez los aceros de grano fino al manganeso alcanzan tenacidad y resistencia no comunes, dándole amplia aplicabilidad en sistemas de transmisión de potencia.

En muchos estudios ha sido mostrado el manganeso como el elemento de aleación responsable de la aparición de la microestructura bandeda en aceros de baja aleación [61, 62 y 63].

#### 4.4.3.5. ACEROS AL MOLIBDENO (SERIE 4XXX)

El molibdeno es un elemento de aleación relativamente costoso, tiene una solubilidad limitada en hierros gamma y alfa y es un fuerte formador de carburo. Además, ejerce un fuerte efecto sobre la templabilidad y, de manera semejante al cromo, aumenta la dureza y resistencia a alta temperatura de los aceros. Los aceros con molibdeno son menos susceptibles al fragilizado, debido al revenido, que los demás aceros aleados. Este elemento se utiliza más a menudo en combinación con níquel o cromo o en ambos. Los aceros al cromo – molibdeno (serie 41XX) son relativamente baratos y poseen buenas características de endurecido profundo, de ductilidad y

de capacidad para soldarse. Los aceros al níquel – molibdeno (series 46XX y 48XX) tienen la ventaja de la alta resistencia y ductilidad del níquel, combinada con templabilidad profunda y maquinabilidad mejorada, que proporciona el molibdeno. Tienen buena tenacidad, combinada con alta resistencia a la fatiga y al desgaste. Los aceros al níquel – cromo – molibdeno triplemente aleados (series 43XX y 47XX) tienen las ventajas de los aceros al níquel – cromo, conjuntamente con la alta templabilidad proporcionada por el molibdeno. Se usan mucho en la industria aeronáutica.

#### 4.4.3.6. ACEROS AL VANADIO

El vanadio es el más costoso de los elementos comunes de aleación. Es un potente desoxidante y un fuerte formador de carburo, el cual inhibe el crecimiento de grano. Las adiciones de vanadio de 0,05% producen una pieza de fundición sin defectos, uniforme y de grano fino. Cuando se disuelve, el vanadio tiene un marcado efecto sobre la templabilidad y proporciona altas propiedades mecánicas al enfriamiento con aire. Por tanto, los aceros al carbono – vanadio se utilizan para las grandes forjas de maquinaria. Los aceros al cromo – vanadio de medio carbono tienen alta tenacidad y resistencia y se emplean para ejes y engranajes.

#### 4.4.3.7. ACEROS AL SILICIO (SERIE 92XX)

El silicio, como el manganeso, está presente en todos los aceros como un desoxidante barato. Cuando un acero contiene más del 0,6% de silicio, se clasifica como acero al silicio. Al igual que el níquel, el silicio no es un formador de carburo, sino que se disuelve en ferrita, aumentando la resistencia y la tenacidad. Un acero que contiene del 1 a 2%, conocido como acero naval, se utiliza para aplicaciones estructurales que requieren un alto punto de cedencia.

Una combinación de manganeso y silicio adecuadamente balanceada produce un acero con alta resistencia poco común y con buena ductilidad y tenacidad. Este acero al silicio – manganeso (9260) se emplea mucho en resortes helicoidales y de hoja, así como en punzones y cinceles.

En aceros al silicio con microestructura bainítica, la microestructura consiste en finos platos de ferrita bainítica separada por regiones de austenita enriquecida en carbono. [20, 24].

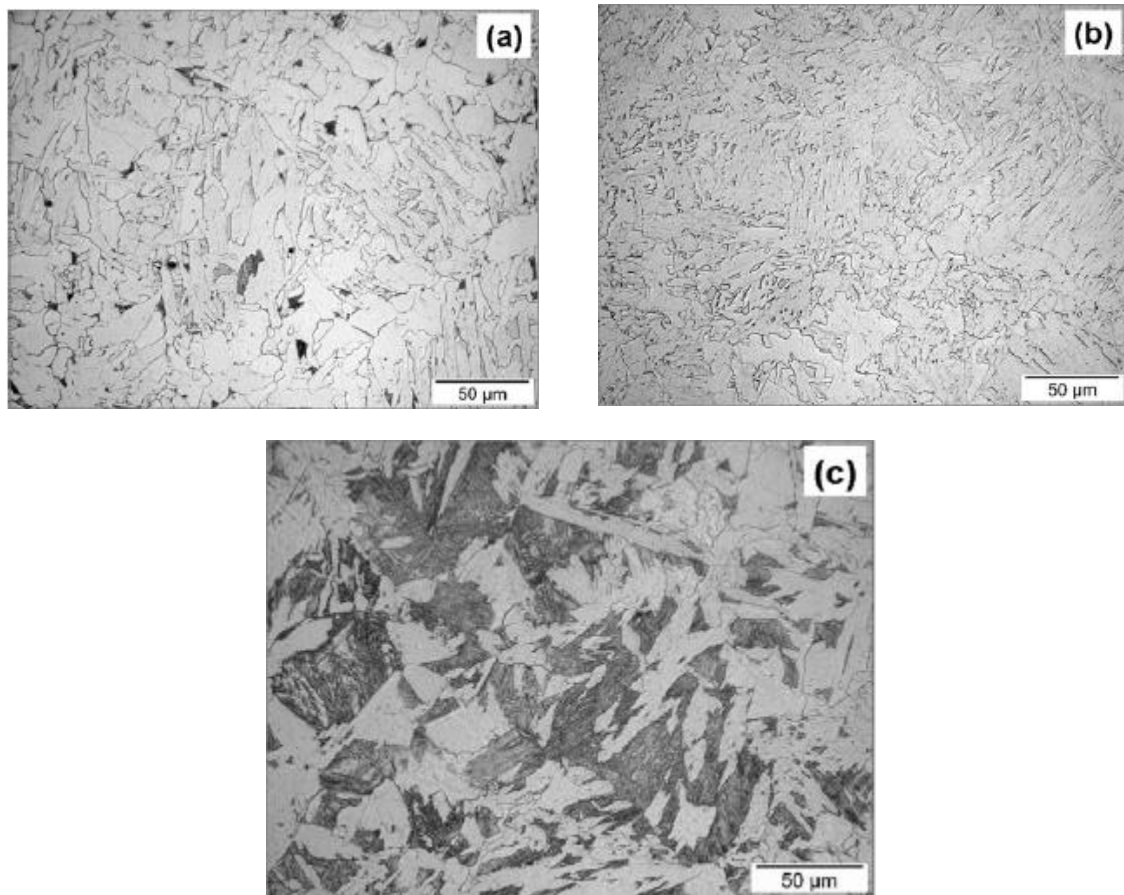
#### 4.4.4. EFECTO DEL BORO EN LA BAINITA

El boro es un elemento de aleación que se usa normalmente para incrementar la templabilidad de los aceros de baja aleación y aparte de esto también es usado como un elemento estabilizador de austenita, por lo cual promueve la formación de la bainita. En el 2011 fue Zhu et al [60] presentó un estudio que mostró imágenes en las cuales se observa claramente un retardo en la cinética de la transformación bainítica en el acero con adición de Boro o en la combinación de boro con niobio como se muestra en la tabla 10. En el acero base gran parte de

la microestructura está compuesta por bainita granular (Fotografía 9 - a), y la morfología en forma de listones se pronuncia más con la adición de Boro (Fotografía 9 - b). La combinación de Boro y Niobio retarda la cinética de la transformación y esa gran porción de austenita retenida después de sostenerla por 15 minutos a  $600^{\circ}\text{C}$  se transforma en martensita (Fotografía 9 - c).

	C%	Mn%	Si%	Al%	Nb%	Ti%	B%	N%
Base	0.051	1.49	0.305	0.009	0.001	0.01	<0.0003	0.0025
B	0.046	1.47	0.305	0.009	0.001	0.009	0.0027	0.0025
B+ Nb	0.049	1.49	0.305	0.009	0.036	0.01	0.0027	0.0025

Tabla 10: Tabla de composiciones de los aceros estudiados por Zhu et al [60].



Fotografía 9: Fotografías de microscopía óptica después de pasar por una temperatura de  $1250^{\circ}\text{C}$  seguida de un mantenimiento a  $600^{\circ}\text{C}$  (a) acero Base con microestructura de bainita granular, (b) acero con Boro que pronuncia la estructura bainítica granular en forma de listones, (c) acero con Boro y Niobio, el cual retarda la cinética de la transformación produciendo austenita retenida la cual se sostiene por 15 minutos a  $600^{\circ}\text{C}$  y se transforma en martensita [60].



Según Song et al [70] el boro puede retrasar la transformación bainítica en microestructura austenítica de granos gruesos. En sus estudios Song et al varía la cantidad de titanio y de boro en sus composiciones (tabla 11), mostrando que ambos elementos tienden a formar nitruros y otras inclusiones como lo son el  $Al_2O_3$ ,  $MnS$ ,  $CuS$  y  $TiN$ , dependiendo del porcentaje en masa de cada uno de sus aleantes. Cuando hay aceros con presencia de nitrógeno, el boro tiende a formar nitruro de boro, aunque al agregar titanio, este suprime el nitrógeno formando nitruro de Titanio y dejando libre el boro.

	C	Mn	Si	Cr	Mo	Al	B	Ti	N	Ms
CMnCrMo	0.15	1.96	0.29	0.29	0.28	0.03	–	–	0.0040	643 K (370 °C)
CMnCrMoB	0.15	1.97	0.29	0.30	0.29	0.03	0.0030	–	0.0044	649 K (376 °C)
CMnCrMoTiB	0.15	1.97	0.30	0.32	0.35	0.03	0.0015	0.015	0.0055	648 K (375 °C)

Tabla 11: Composición química en porcentaje en masa de los aceros analizados por Song et al [70].

Cuando el boro está libre en la ferrita, evita la formación de ferrita poligonal cerca de los  $600^{\circ}C$ , para transformaciones bainíticas isotérmicas, y en general el boro produce principalmente tres comportamientos:

- La adición de boro reduce la velocidad de transformación bainítica.
- Del anterior comportamiento se concluye que el tiempo de incubación incrementa para lograr la transformación.
- A altas temperaturas la eficacia de la adición de boro se vuelve notoria en especial para enfriamientos rápidos.

Las anteriores conclusiones concuerdan con lo revelado en la figura 8.

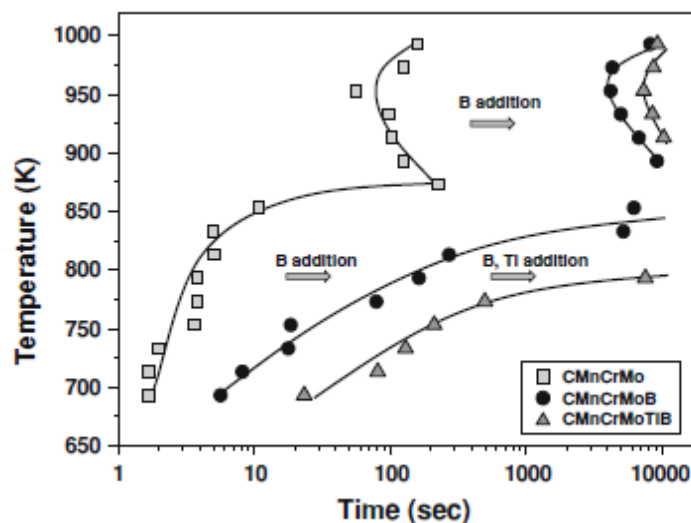


Figura 8: Diagrama TTT para la transformación de las probetas analizadas por Song et al [70].

## 4.5. TENACIDAD A LA FRACTURA

La tenacidad a la fractura de un material es una medida de la habilidad de dicho material para resistir la propagación inestable de una grieta en un medio no corrosivo. Definida de otra forma, es la intensidad de esfuerzos crítica a la cual la fractura final ocurre [34].

### 4.5.1. CRITERIO DE GRIFFITH

Griffith propuso un criterio de fractura basado en un balance energético de termodinámica. Él apuntó a dos cosas que ocurrían cuando una grieta se propagaba; la energía de deformación elástica está relacionada con el volumen del material, y dos nuevas superficies de la grieta son creadas, lo cual representa un término de energía en la superficie. Acorde con Griffith, una grieta existente se propagará, si la energía de deformación elástica se libera haciéndose más grande que la energía de la superficie creada por las dos nuevas superficies de la grieta.

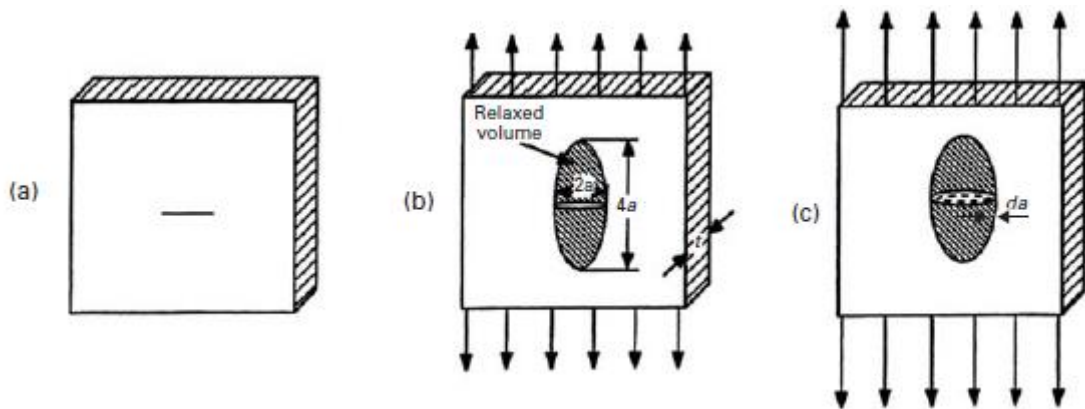


Figura 9: El espesor  $t$  de una placa contiene la longitud de la grieta  $2a$  (a) condiciones sin carga. (b) y (c) condiciones bajo carga tensil. [35].

En la Figura 9 (a) se muestra una placa infinita de espesor  $t$  que contiene una grieta con longitud  $2a$  en esfuerzo plano. Cuando el esfuerzo es aplicado, la grieta se abre. La región subrayada denota el volumen aproximado del material en el que se almacena energía de deformación elástica que es liberada Figura 9 (b). Cuando la grieta se expande una distancia  $4a$  en los extremos, el volumen sobre el cual la energía elástica está siendo liberada incrementa como se observa en la Figura 9 (c). La energía elástica por unidad de volumen en un sólido bajo esfuerzo

está dada por  $\sigma^2/2E$ . Para obtener el total de la energía de deformación liberada, se necesita multiplicar esta cantidad por el volumen del material en el cual esta energía está siendo liberada. En este caso, ese volumen es el área de la elipse por el espesor. El área de la elipse sombreada es  $2\pi a^2$ ; y así el volumen en el cual la energía de deformación es relajada será  $2\pi a^2 t$  y la energía de deformación liberada es: [35]

$$\left(\frac{\sigma^2}{2E}\right)(2\pi a^2 t) = \frac{\pi \sigma^2 a^2 t}{E} \quad (6)$$

O en términos por unidad de espesor de la placa bajo esfuerzo plano, la energía liberada es:

$$U_e = \frac{\pi \sigma^2 a^2}{t} \quad (7)$$

El incremento en la energía de superficie  $U_s$  es:

$$U_s = (2at)(2\gamma_s) \quad (8)$$

Donde  $\gamma_s$  Es la energía específica de superficie, la energía por unidad de área de grieta. En término del espesor por unidad de área de la placa, el incremento en la energía de superficie es  $4a\gamma_s$ . Cuando una grieta elíptica es introducida dentro de la placa, el cambio de la energía potencial es:

$$\Delta U = U_s - U_e = 4a\gamma_s - \frac{\pi \sigma^2 a^2}{E} \quad (9)$$

Para este caso  $\Delta U$  es el cambio en la energía potencial por unidad de espesor de la placa en la presencia de la grieta,  $\sigma$  es el esfuerzo aplicado,  $a$  es la mitad de la longitud de la grieta,  $E$  es el módulo de elasticidad del material de la placa, y  $\gamma_s$  en la energía específica de superficie de la placa.

Conforme la grieta crece, la energía de deformación es liberada, pero superficies adicionales son creadas. La grieta se convierte estable cuando este componente de la energía balancea al otro. Si no están balanceados, se tiene una grieta inestable (la grieta crecerá). Podemos obtener la condición de equilibrio igualando a 0 la derivada de la energía potencial  $\Delta U$  respecto a la longitud de la grieta.

$$\frac{\Delta U}{\partial a} = 4\gamma_s - \frac{2\pi \sigma^2 a}{E} = 0 \quad (10)$$

$$2\gamma_s = \frac{\pi \sigma^2 a}{E} \quad (11)$$

Si se halla la segunda derivada de U respecto a la longitud de grieta  $a$  se verifica la naturaleza del equilibrio, una segunda derivada negativa significa que la anterior ecuación representa una inestabilidad de las condiciones del equilibrio y que la grieta avanzará.

Reorganizando la anterior ecuación se obtiene la fórmula del esfuerzo crítico para la propagación de la grieta en una situación de esfuerzo plano.

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a}} \quad (12)$$

Y para deformación plana:

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a(1 - \nu^2)}} \quad (13)$$

Despejando

$$\sigma\sqrt{\pi a} = \sqrt{2E\gamma_s} \quad (14)$$

La expresión de la izquierda involucra el esfuerzo crítico para la propagación inestable de la grieta y la raíz de la mitad de la longitud de la grieta. Este producto es llamado tenacidad a la fractura y es lo que se plantea medir en esta tesis, aplicado en los aceros bainíticos con influencia de las distintas partes por millón de Boro.

#### 4.5.2. FACTOR DE INTENSIDAD DE ESFUERZOS

Despejando de la expresión obtenida por el criterio de Griffith se diseña un factor para el diseño y la selección de materiales para evitar la fractura rápida, el resultado neto de esta consideración es la ecuación de diseño básico para el crecimiento estable de grieta [36]:

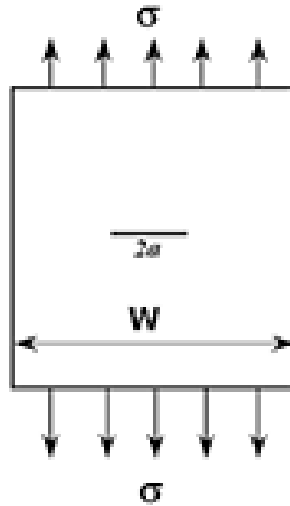
$$K = Y\sigma\sqrt{\pi a} < K_c \quad (15)$$

Donde K es el factor de intensidad de esfuerzos, Y es el factor dependiente de la geometría de la grieta relativo a la geometría de la probeta,  $\sigma$  es el esfuerzo aplicado, a es el tamaño del defecto o la longitud de la grieta, y  $K_c$  es el valor crítico de la intensidad de esfuerzos. K debe ser menor a  $K_c$  para que el crecimiento de grieta sea estable [37].

La intensidad de esfuerzo K representa el efecto del campo de esfuerzo delante de la punta de la grieta y es relacionado con la energía liberada en el crecimiento de la grieta [37].

En la tabla 12 se muestran los cálculos de los distintos factores de K para probetas comunes de ensayos de tenacidad.

Fisura pasante en placa finita

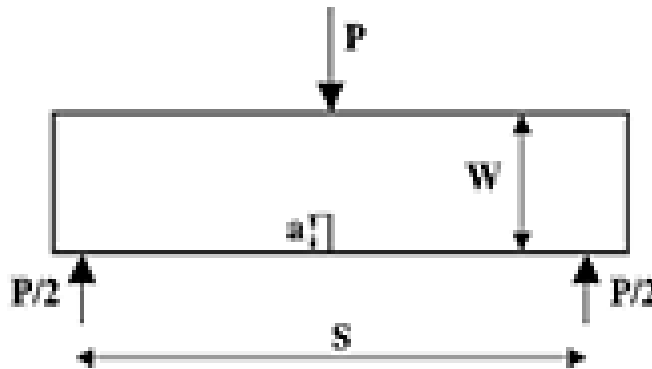


$$K_I = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (16)$$

$$Y = \left(\frac{W}{\pi a} \tan \frac{\pi a}{W}\right)^{1/2}; \quad a = 0 \rightarrow K_I = \sigma\sqrt{\pi a}; \quad a = \frac{W}{2} \rightarrow K_I \text{ tiene un valor elevado} \quad (17)$$

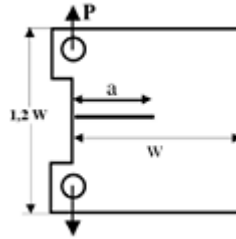
$$Y = \sqrt{\sec \frac{W}{\pi a} \left(1 - 0,025 \frac{a^2}{W^2} + 0,06 \frac{a^4}{W^4}\right)} \quad (18)$$

Probeta de flexión



$$K_I = \frac{P}{B\sqrt{W}} \cdot \frac{3s}{2W} \sqrt{\frac{a}{W}} \left[ \frac{1,99 - \frac{a}{W} \left(1 - \frac{a}{W}\right) \left(2,15 - 3,93 \frac{a}{W} + 2,7 \left(\frac{a}{W}\right)^2\right)}{\left(1 + 2 \frac{a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right)^{\frac{3}{2}}}\right] \quad (19)$$

Probeta Compacta



$$K_I = \frac{P}{B\sqrt{W}} \cdot \frac{2W+a}{W} \cdot \left(1 - \frac{a}{W}\right)^{-\frac{3}{2}} \left[ 0,866 + 4,64 \frac{a}{W} - 13,32 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14,72 \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5,6 \left(\frac{a}{W}\right)^4 \right] \quad (20)$$

Tabla 12: Factores para el cálculo de K de diversas geometrías comunes. [Adaptada de 28].

#### 4.5.3. TASA DE LIBERACIÓN DE ENERGÍA

Para resolver los problemas de ingeniería hay una solución alternativa a la planteada por Griffith. Para ello se tiene en cuenta el hecho de que hay una energía medible que está disponible para la propagación de un incremento de grieta, a esto se le llama tasa de liberación de energía G.

Una tensión constante en el material se puede ver como un incremento en la longitud de la grieta a carga constante; por otra parte el trabajo que se entrega al sistema de propagación, se ve reflejado en un incremento de energía elástica  $U_E$  y también en una propagación que consume una cantidad de energía  $U_R$ .

El trabajo suministrado al sistema es:

$$dU = P \cdot d\delta \quad (21)$$

La parte transformada en energía elástica:

$$dU_E = \frac{1}{2} P \cdot d\delta \quad (22)$$

Por lo tanto la energía consumida en la propagación será:

$$dU_R = dU - dU_E = \frac{1}{2} P \cdot d\delta \quad (23)$$

$$dU_R = dU_E = d \left[ \frac{\sigma^2}{2E} B(W \cdot L_0 + 2\pi a^2) \right] = 2 \frac{\pi \cdot \sigma^2 a}{E} B da \quad (24)$$

La cual depende del material, la geometría de la probeta y la carga a la cual está sometida, tal como se muestra en la figura 10.

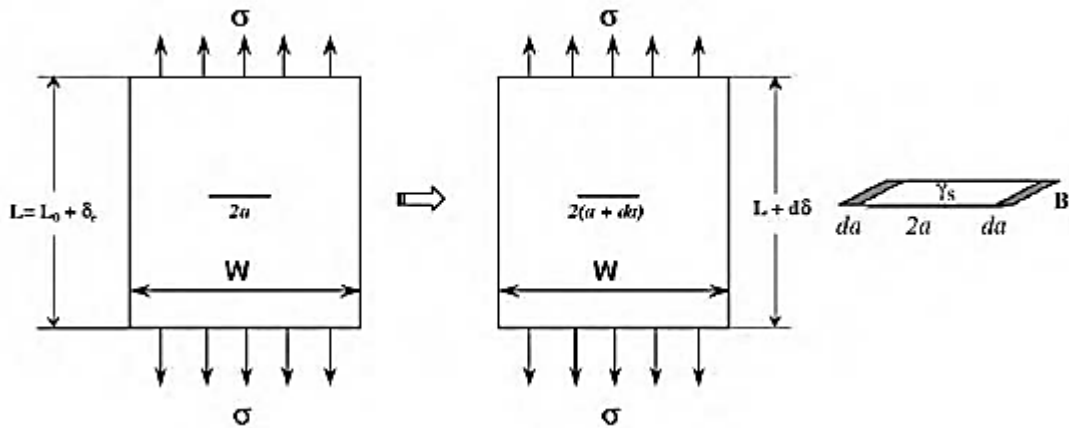


Figura 10: Incremento de la longitud da en la grieta. [38].

Irwin estableció la resistencia a fractura del material, definida con la variable R, que será la energía superficial por el área de grieta nueva aparecida por propagación da de la grieta [38].

El material rompe si la tasa de liberación de energía G:

$$G = \frac{dU_R}{dA} = \frac{1}{2B} \frac{dU_R}{da} = \frac{\pi \cdot \sigma^2 a}{E} \quad (25)$$

La resistencia a la fractura del material está dada por R:

$$R = 2\gamma_s = G \quad (26)$$

Sabiendo que:

$$\gamma_s = \frac{4a\sigma_f^2}{E} \quad (27)$$

#### 4.5.4. INTEGRAL J

En 1968 Rice proporcionó las bases para extender la metodología de la Mecánica de Fractura, más allá de los límites de la MFEL (La mecánica de fractura elástica lineal), atendiendo a la necesidad de disponer de un criterio de fractura aplicable a situaciones donde existan fenómenos de plastificación importantes y que además sea directamente aplicable en el diseño. Rice propuso la integral J como sustitutiva de la G de Griffith [38].

Definiendo la función de densidad de energía por unidad de volumen para un cuerpo elástico, según la expresión general queda de la siguiente forma:

$$W = W(\varepsilon_{mn}) = \int_0^{\varepsilon_{mn}} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (28)$$

Donde  $\sigma_{ij}$  y  $\varepsilon_{mn}$  son los tensores de tensión y deformación respectivamente. Los materiales tienen distintos comportamientos dependiendo si se trata de un material no lineal y de un material elástico lineal como se muestra en la figura 11.

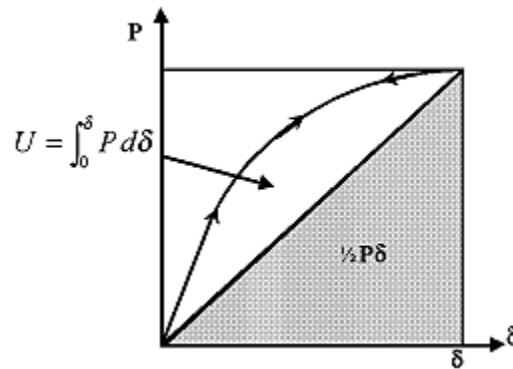


Figura 11: Representación esquemática de la curva tensión-deformación de un material con comportamiento lineal y otro no lineal [38].

La evaluación de la energía por unidad de volumen para el material elástico lineal es bien simple y corresponde al área del triángulo representada:

$$U = \int_0^{\delta} P d\delta = \frac{1}{2} P \cdot \delta \rightarrow W = \frac{\text{energía}}{\text{volumen}} = \int_0^{\varepsilon} \sigma d\varepsilon = \frac{1}{2} \sigma \cdot \varepsilon \quad (29)$$

Teniendo en cuenta el balance de energía de Griffith:

$$U_{\text{fuerzas exteriores}} = U_{\text{elástica}} + U_{\text{para propagar la grieta}} \quad (30)$$

Definiendo J como:



$$J = \frac{dU_{propagar\ la\ grieta}}{dA_{area\ de\ grieta\ creada}} = \frac{d(U_{fuerzas\ exteriores} - U_{elástica})}{dA} \quad (31)$$

$$U_{elástica} = \int_0^{\delta} P d\delta \quad (32)$$

El análisis puede ser dividido en dos formas de crecimiento de grieta: propagación con carga constante y propagación con desplazamiento constante, los dos son esquematizados en la siguiente Figura 12.

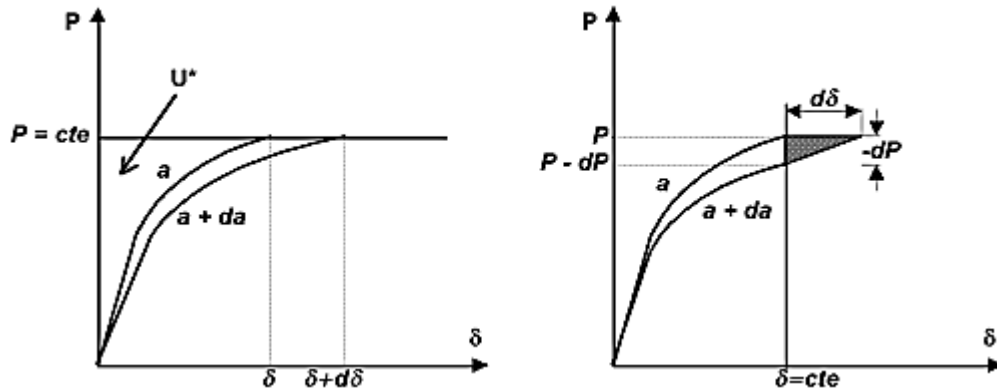


Figura 12: Esquema de propagación de grieta con carga constante y con deformación constante. [38].

Para una propagación de grieta a carga constante se tienen las expresiones:

$$U_{fuerzas\ exteriores} = P \cdot \delta \rightarrow J = \frac{dU^*}{dA} = \frac{d}{dA} \left( \int_0^P \delta dP \right) \quad (33)$$

Unidad de espesor  $dA = 1 \cdot da$

$$J = \frac{\partial}{\partial a} \left( \int_0^P \delta dP \right) = \int_0^P \left( \frac{\partial \delta}{\partial a} \right)_P dP \quad (34)$$

Por el contrario cuando se estima una propagación de grieta con la deformación constante se tiene:

$$U_{fuerzas\ exteriores} = 0 \rightarrow J = \frac{d}{dA} (0 - U_e) \quad (35)$$

Unidad de espesor  $dA = 1 \cdot da$

$$J = \frac{\partial}{\partial a} \left( - \int_0^\delta P d\delta \right) = \int_0^\delta \left( \frac{\partial P}{\partial a} \right)_\delta d\delta \quad (36)$$

Gráficamente se puede ver que en ambos casos, a carga constante y a deformación constante, son prácticamente iguales, salvo en un infinitésimo de segundo orden, que correspondería a la energía del área del triángulo de lados  $d\delta$  y  $dP$  siendo por lo tanto  $= \frac{1}{2} d\delta \cdot dP$  y por supuesto en un material elástico lineal de modo I,  $J = G$  :

$$J = \frac{K_I^2}{E'} \quad (37)$$

Dónde:

$$E' = \frac{E}{1 - \nu^2} \rightarrow \text{Deformacion Plana} \quad (38)$$

$$E' = E \rightarrow \text{Tensión plana} \quad (39)$$

#### 4.5.5. COALESCENCIA DE LA BAINITA

En un artículo publicado por Francisca Caballero et al [64] en 2009, ella estudió aceros con una composición muy similar a la obtenida en este trabajo, pero con un proceso de fabricación distinto (tabla 13), y en ellos observó que la resistencia y la tenacidad en aceros bainíticos es relacionada directamente con la alta fracción volumétrica de bainita enriquecida en la microestructura. Al mismo tiempo ha dado una posible respuesta a la reducción en la energía por impacto (ensayo Charpy) que pueden resistir los aceros bainíticos de alta resistencia a la cual llamo la coalescencia de la bainita, la cual ocurre cuando pequeños platos adyacentes con la misma dirección cristalográfica se unen para formar un nuevo plato con dimensiones superiores al promedio de las demás. Esto hace muy notorio el hecho de una distribución bimodal de los espesores de los platos de bainita.

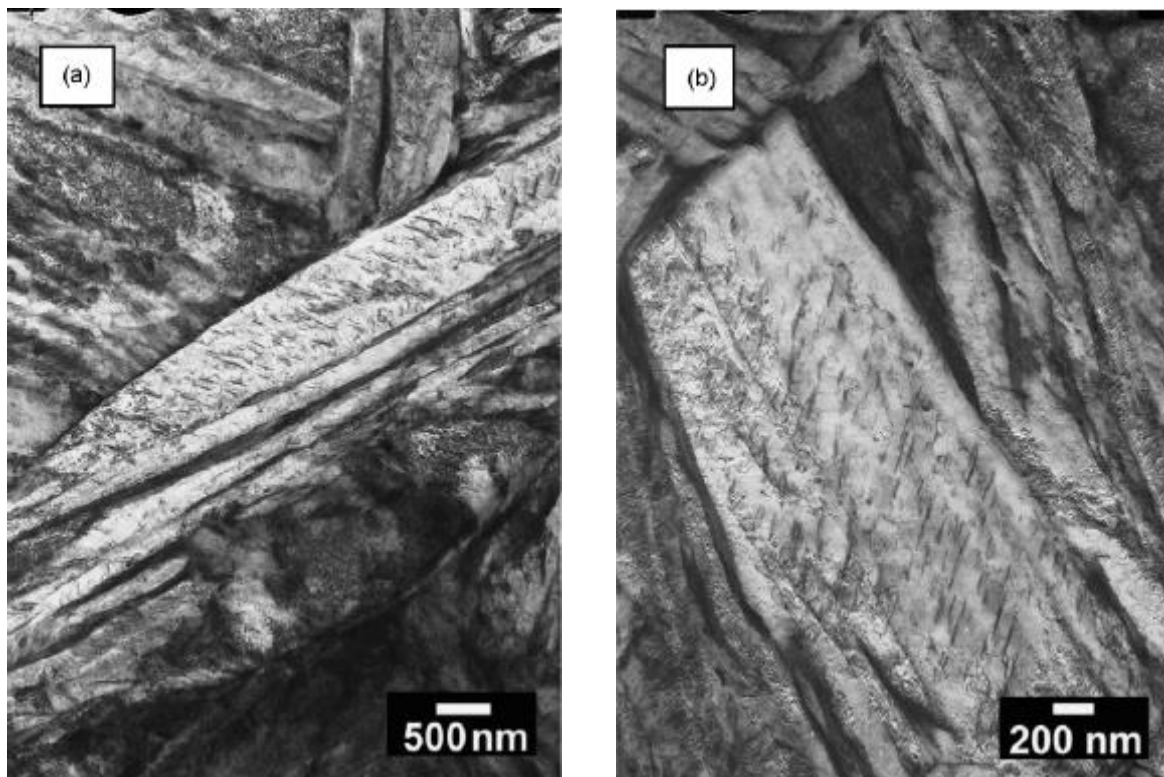
Las fotografías 13 a) y 13 b), muestran micrografías de TEM de alta resolución de coalescencia de bainita, la cual inicio como varios platos de idéntica orientación en el borde de grano de austenita y formando luego un único grano muy robusto. Los listones de austenita desaparecen a lo largo del grano, resulta en un plato homogéneo, y el exceso de carbono en la ferrita bainítica se precipita como cementita. En los bordes se observan zonas libres de precipitados, a lo cual se le atribuye el hecho de generar la zona propicia para facilitar la generación de grietas y que en los resultados muestra una reducción en la energía absorbida por impacto de la probeta que presenta coalescencia de bainita (tabla 14).

Steel	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Co
CENIM 1	0.29	1.50	2.25	-	-	0.26	-
CENIM 2	0.29	1.46	1.97	-	0.46	0.25	-
CENIM 3	0.29	1.49	1.56	-	1.47	0.25	-
CENIM 4	0.27	1.71	1.53	1.47	0.17	0.24	-
CENIM 5	0.29	1.47	1.97	-	1.20	0.25	0.97
CENIM 6	0.28	1.50	2.04	-	1.50	0.24	1.48

Tabla 13: Tabla del porcentaje en masa de los distintos elementos de aleación presentes en los aceros estudiados por Caballero et al [64], en la cual se resaltan las composiciones similares a las estudiadas en esta tesis.

Steel	YS (MPa)	UTS (MPa)	Impact energy (J)
			20°C
CENIM 1	1240 ± 31	1796 ± 21	36
CENIM 2	1187 ± 16	1606 ± 30	36
CENIM 3	1194 ± 35	1652 ± 6	44
CENIM 4	1339 ± 16	1763 ± 18	38
CENIM 5	1232 ± 4	1701 ± 16	40
CENIM 6	1448 ± 32	1854 ± 4	24

Tabla 14: Tabla de resultados de los ensayos a tracción y absorción de energía por impacto Charpy de los materiales analizados por Caballero et al. [Modificado de 64].



Fotografía 10: Micrografías TEM en el acero CENIM 6 ilustrando precipitación de carburos entre la bainita coalescida. [64].

A su vez, Pak et al [65], estudió el efecto de la coalescencia de los listones de bainita y en las conclusiones de su trabajo afirma que los listones de bainita en un acero tienden a ser más propensos a la coalescencia, cuando la transformación bainítica se hace bajo condiciones de esfuerzo, dado que el número de variables cristalográficas se reduce, tendiendo a orientar los granos y listones de la bainita de forma favorable para la coalescencia.

## 4.6. FRACTOGRAFÍA

### 4.6.1. GENERALIZACIÓN DE FALLAS.

Etimológicamente, la palabra fractografía tiene un origen similar a la palabra metalografía; fracto viene del latín *fractus*, que significa fractura, y grafía se deriva del termino griego *grapho*, que significa tratamiento descriptivo. De esta palabra ha habido distintas diversificaciones como lo son el termino macrofractografía y el termino microfractografía la cual solo se divide por el número de aumentos al cual se realiza el análisis ( $\leq 25X$ ) [55].

En esta disciplina se estudian los aspectos topográficos característicos, que cada modo de falla por fractura deja en las superficies de fractura formadas; por lo cual al analizar la superficie generada por la falla, la deformación plástica que sufrió el elemento, el medio de operación y con los conocimientos claros de la fractografía se puede inferir qué tipo de falla hubo o predominó en la pieza.

En un principio al tener la falla de un elemento mecánico se debe seleccionar secciones de las piezas, las cuales se someten a un proceso de montaje, pulido y ataque químico conocido como metalografía, para ser posteriormente inspeccionadas en estereoscopio, microscopio óptico o electrónico (MEB=SEM) para poder detectar:

- Presencia de microgrietas, las cuales están por debajo de la sensibilidad de detección de los ensayos no destructivos.
- Características microscópicas de los modos de falla respecto a los microconstituyentes, como lo es la propagación de grieta transgranular.

#### 4.6.2. MICROSCOPÍA ELECTRÓNICA POR BARRIDO (SEM-SCANNING ELECTRON MICROSCOPY)

El fundamento del SEM radica en que los electrones emitidos por un cátodo de tungsteno pasan a través de una columna en la que se ha hecho un vacío de alrededor de  $10^{-7}$  Torr. En ella, el haz inicial es concentrado por una serie de lentes electromagnéticas (condensadora, objetivo) desde unos 25.000-50.000 nm hasta unos 10 nm; es decir, su diámetro va disminuyendo hasta hacerse casi puntual. Al mismo tiempo, la intensidad de corriente se disminuye desde unos  $10^{-14}$  A hasta unos  $10^{-10}$  o  $10^{-12}$  A. Esta disminución en la intensidad implica una menor cantidad de electrones primarios ya que la intensidad inicial de  $10^{-14}$  A supone una emisión de 1015 e-/seg, mientras que en la definitiva, de  $10^{-12}$  A, es de 6,106 e-/seg [66].

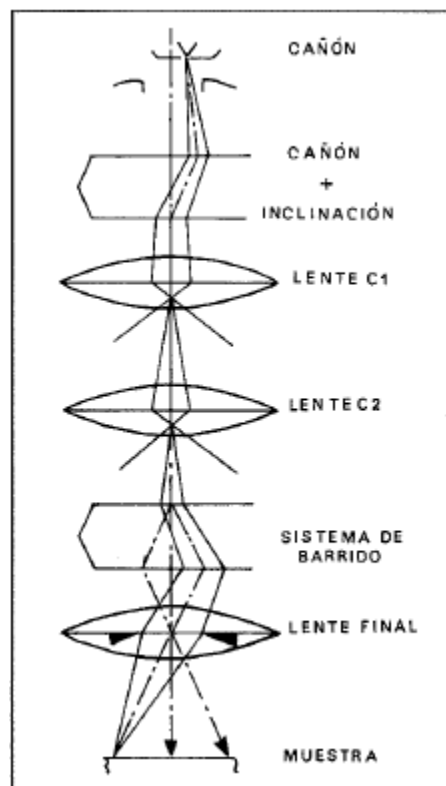


Figura 13: Componentes de la “óptica” del SEM convencional [66].

El haz electrónico puntual, es desplazado sobre toda la superficie en múltiples ocasiones yendo y viniendo. Esto es posible gracias a un sistema de bobinas de barrido situadas en la columna del instrumento (figura 13).

Cuando el haz electrónico choca con la superficie, en la interfaz se producen electrones secundarios, estos son captados por un detector para posteriormente producir fotones dentro de un “scintillador”. Dichos fotones son dirigidos hasta un fotomultiplicador a través del cañón de luz y, ya en aquél, cada fotón dará origen a un fotoelectrón que, a través de una serie de

dinodos con diferencias de potencial crecientes produce, mediante un efecto en cascada, gran cantidad de electrones secundarios. En definitiva, lo que se ha conseguido ha sido una amplificación de la corriente debida a los electrones secundarios originales o, dicho de otro modo, una amplificación de la información sobre la muestra suministrada de dichos electrones finalmente, previo al paso por un videoamplificador, los electrones secundarios son dirigidos hacia un tubo semejante a un osciloscopio de rayos catódicos (ORC) sobre cuya pantalla se producirá la imagen, como se muestra en la figura 14. [66].

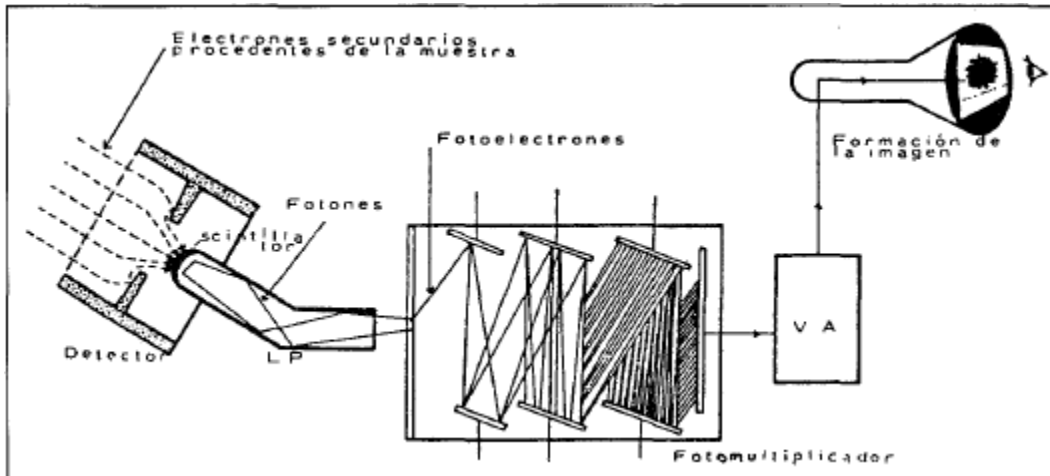


Figura 14: Figura del camino seguido por los electrones secundarios, partiendo de la muestra y al final formando la imagen [66].

#### 4.6.3. MICROSCOPÍA ELECTRÓNICA POR TRANSMISIÓN (TEM-TRANSMISSION ELECTRON MICROSCOPY)

En el microscopio electrónico de transmisión se irradia una muestra delgada con un haz de electrones de 200 keV. Parte de esos electrones son transmitidos, otra parte son dispersados y otra parte da lugar a interacciones que producen distintos fenómenos como emisión de luz, electrones secundarios y Auger, rayos-X, etc. El microscopio electrónico de transmisión emplea la transmisión/dispersión de los electrones para formar imágenes, la difracción de los electrones para obtener información acerca de la estructura cristalina y la emisión de rayos-X característicos para conocer la composición elemental de la muestra [67]. El cañón electrónico consiste de un filamento de alambre de tungsteno doblado en forma de V. El electrodo de control se denomina cilindro de Wehnelt, y tiene una apertura circular de 1 a 3 mm de diámetro centrada en el ápice del filamento. La superficie cóncava hace las funciones de ánodo, y utilizando una superficie convexa la imagen de la fuente electrónica puede reducirse en tamaño respecto al electrodo cóncavo. La intensidad total del haz de cátodo a ánodo puede ser de 10 a 400 microamperios, pero solamente una pequeña fracción de éste llega hasta la muestra [68].

Para que se produzca la transmisión de electrones a través de la muestra es necesario que ésta sea delgada, es decir, transparente a los electrones. Es recomendable no utilizar muestras de

más de 100 nm de grosor ya que cuanto menor sea el espesor de la muestra mejor calidad de imágenes se puede obtener [67].

La cámara de observación y la pantalla fluorescente están situadas en el fondo de la columna, como se puede observar en la figura 15. La imagen se enfoca sobre un punto marcado y el enfoque fino se consigue con unos binoculares de 6 y 20 X. El diámetro del punto de enfoque es de 100  $\mu\text{m}$ , por lo tanto la imagen debe ser mayor que este diámetro para ser resuelta. La cámara de observación está protegida por un vidrio grueso de plomo para evitar la emisión de rayos-X. La cámara fotográfica está situada debajo de la pantalla fluorescente. La pantalla fluorescente está sujeta por un lado, y al quitar el paso del haz electrónico la imagen se centra sobre la película fotográfica. Se pueden usar varios tipos de películas y placas de vidrio [68].

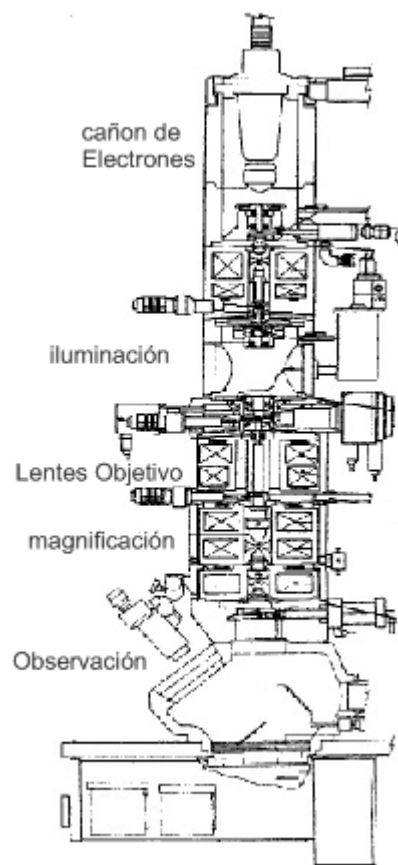


Figura 15: Partes principales de un diseño de microscopio electrónico de transmisión [Modificado de 69].

#### 4.6.4. DIFRACCIÓN DE RAYOS-X (D.R.X.)

La difracción es un fenómeno de dispersión en el que cooperan un gran número de átomos. Puesto que los átomos están dispuestos periódicamente en una red los rayos dispersados por ellos tienen unas relaciones de fase definidas entre ellos; estas relaciones de fase son tales que en la mayoría de las direcciones se produce una interferencia destructiva pero en unas pocas direcciones se produce una interferencia constructiva y se forman rayos difractados. La dispersión de rayos-X por un átomo es la resultante de la dispersión por cada electrón. El factor de dispersión atómico,  $f$ , de un átomo es por tanto proporcional al número de electrones que posee ese átomo. La diferencia de fase en la onda generada por 2 electrones origina una interferencia parcialmente destructiva; el efecto neto de interferencia entre los rayos dispersados por todos los electrones en el átomo origina un descenso gradual en la intensidad dispersada al aumentar el ángulo  $2\theta$ , por lo tanto la amplitud dispersada por una celda unidad se obtiene sumando la amplitud dispersada por todos los átomos en la celda unidad, de nuevo la suma debe tener en cuenta la diferencia de fase entre todas las ondas dispersadas [71].

La definición de un rayo difractado se puede dar como varios rayos dispersados que se refuerzan entre sí para formar un rayo compuesto. Debido a esto es que se menciona el hecho de que la difracción es un proceso de dispersión. Los átomos dispersan la radiación incidente en todas direcciones, y en algunas direcciones los rayos dispersados estarán completamente en fase y por tanto se refuerzan mutuamente para formar rayos difractados como se muestra en la figura 16 [71].

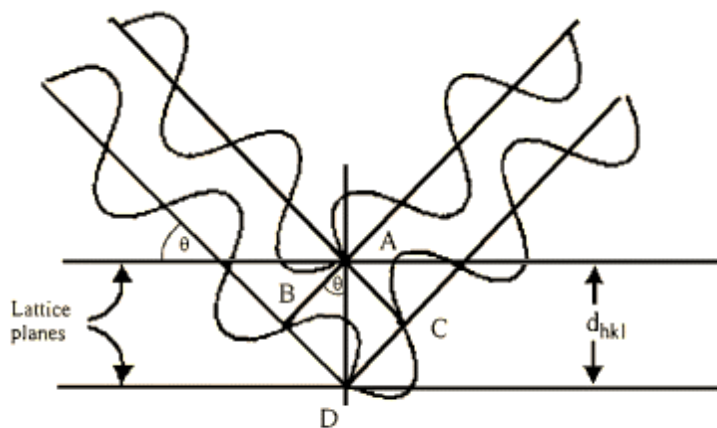


Figura 16: Representación gráfica de la difracción de rayos.

Una muestra policristalina contiene una gran cantidad de pequeños cristales (de tamaño entre  $10^{-7}$  y  $10^{-4}$  m) que adoptan aleatoriamente todas las orientaciones posibles. Algunos planos  $hkl$  en algunos de los cristales estarán orientados, por casualidad, al ángulo de Bragg para la



reflexión. Todos los planos de un espaciado  $d_{hkl}$  dado, difractan al mismo ángulo  $2\theta$  respecto al haz incidente de manera que todos los rayos difractados se sitúan en un cono de semiángulo  $\theta$  respecto al haz incidente. Para cada conjunto de planos se producirá la difracción a un ángulo de Bragg diferente dando lugar a una serie de conos de difracción [71].

El difractor de polvo usa un detector de rayos-X, típicamente un contador Geiger o un detector de centelleo. En la geometría Bragg-Brentano la fuente de rayos-X y el detector se colocan a igual distancia y ángulo de la superficie de la muestra. El ángulo  $2\theta$  se varía de forma continua como se esquematiza en la figura 17.

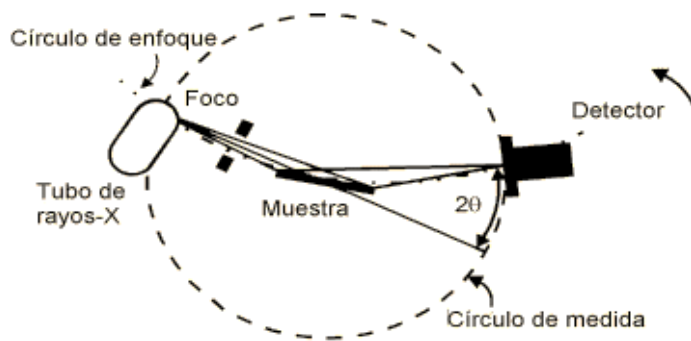


Figura 17: Esquema general del difractor de polvo [71].

La figura 18 muestra el dispositivo conocido como tubo de rayos-X, el cual es el encargado de emitir los rayos-X, y comúnmente está formado por un cátodo con un filamento de Tungsteno que emite electrones que al estar al vacío y aplicar un voltaje cercano a los 30.000 voltios sobre el tubo serán acelerados. Este haz de electrones incide sobre un ánodo de cobre o molibdeno (también puede ser de hierro o plata) y este emite un espectro de rayos-X.

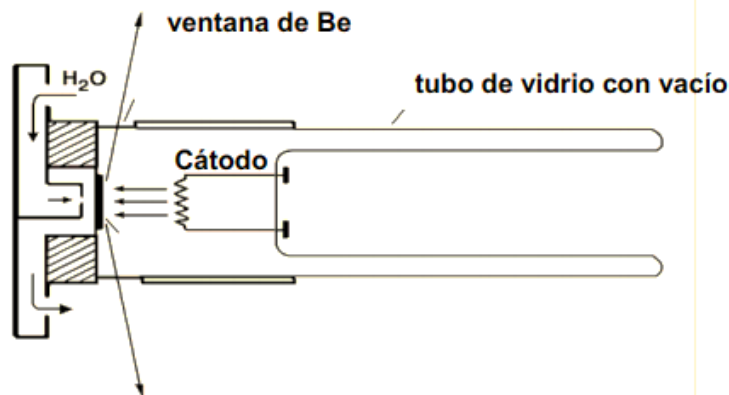


Figura 18: Esquema de un tubo de rayos-X [71].

En la figura 19 se observa un difractograma típico. Las intensidades se toman como alturas de los picos o para trabajos de más precisión las áreas. Al pico más intenso se le asigna un valor de 100 y el resto se escala respecto a éste [71].

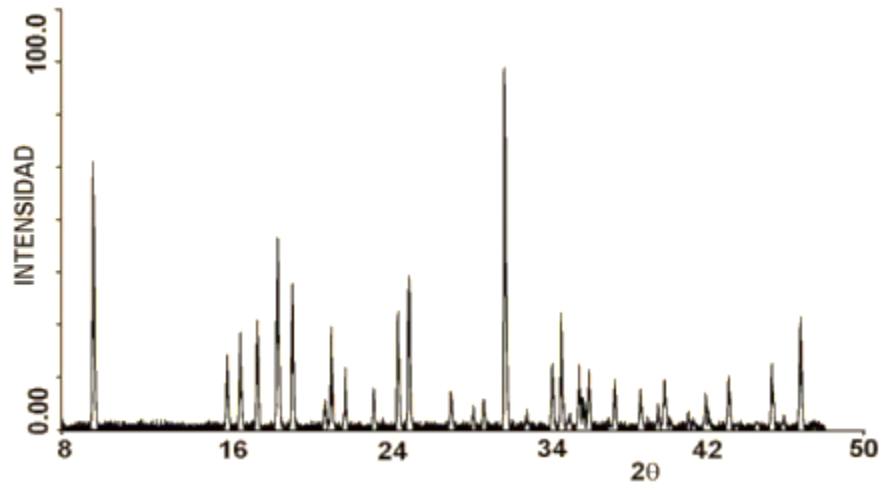


Figura 19: Diagrama de un difractograma general [71].

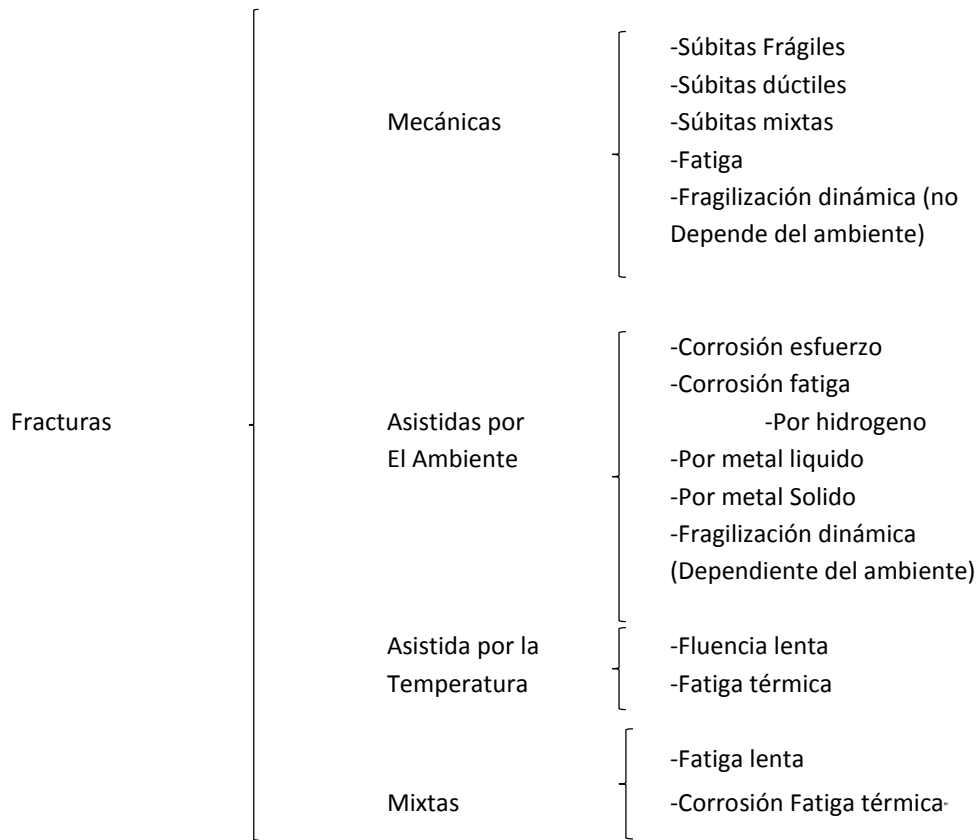
#### 4.6.5. FALLAS POR FRACTURA

Las fallas por fractura son modos de falla, en los cuales un elemento mecánico se separa en dos o más fragmentos, lo cual ocurre a consecuencia de la generación y posterior propagación de grietas en la pieza bajo la acción de las cargas que experimenta. Todas las fallas de este tipo constan de las siguientes etapas:

1. Nucleación de una o varias grietas.
2. Propagación de la grieta o grietas.
3. Fractura del elemento.

Si el modo de falla es detectado en la etapa de propagación, se trata generalmente de una falla no catastrófica, pero cuando alcanza la etapa de fractura, hay que cesar la operatividad del elemento por fragmentación lo cual implica una falla catastrófica.

Las fracturas mecánicas ocurren cuando es solo la sollicitación por esfuerzo la responsable del proceso de falla y son clasificadas como se muestran en el cuadro 1 según sus causas.

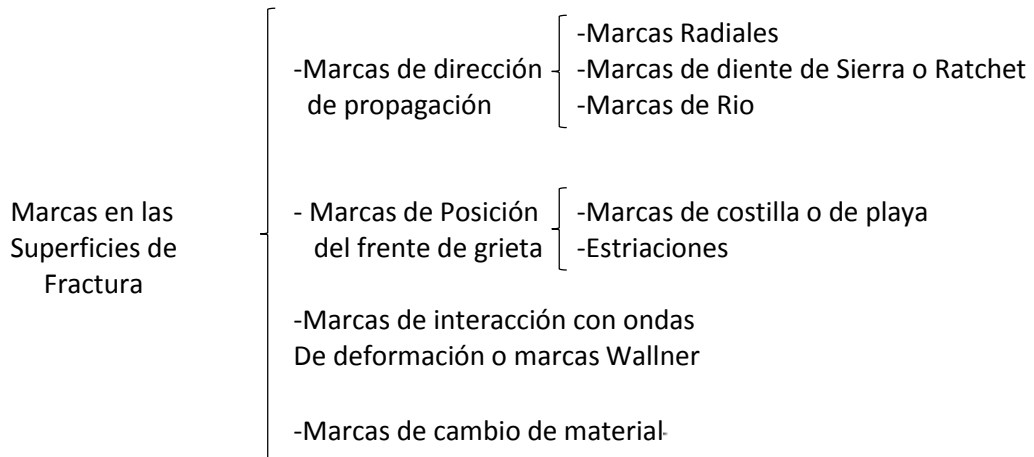


Cuadro 1: Clasificación general de los modos de falla por fractura más comunes en metales, de acuerdo a si son mecánicas, asistidas por el ambiente, asistidas por la temperatura o mixtas. [39].

Al mismo tiempo, en las superficies de fractura de los elementos mecánicos se pueden formar cuatro tipos principales de marcas:

- Marcas de dirección de propagación.
- Marcas de posición del frente de grieta.
- Marcas de interacción de ondas de deformación.
- Marcas de cambio de material.

Estas son clasificadas en el cuadro 2.



Cuadro 2: Clasificación general de las marcas que comúnmente se presentan en las superficies de fractura de los elementos mecánicos. [39].

Las marcas de dirección de propagación como su nombre lo indica, están alineadas con la dirección local de crecimiento de grieta en una superficie de fractura. Dentro de estas marcas se tienen las radiales (Fotografía 11 – a y 11 - c), las de diente de sierra o ratchet (Fotografía 11 – b) y las de rio (Fotografía 11 – d), se muestran en la figura 20 como marcas negras; todas estas marcas tienen en común, que a través de ellas se separan dos o más superficies de grieta que están a diferente nivel.

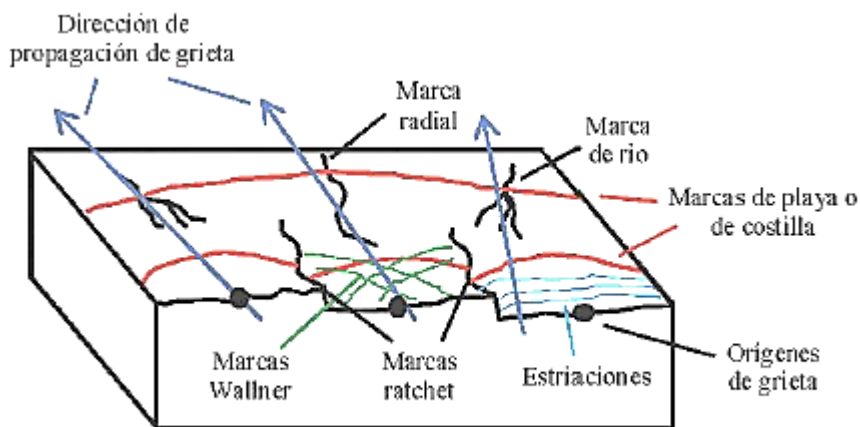
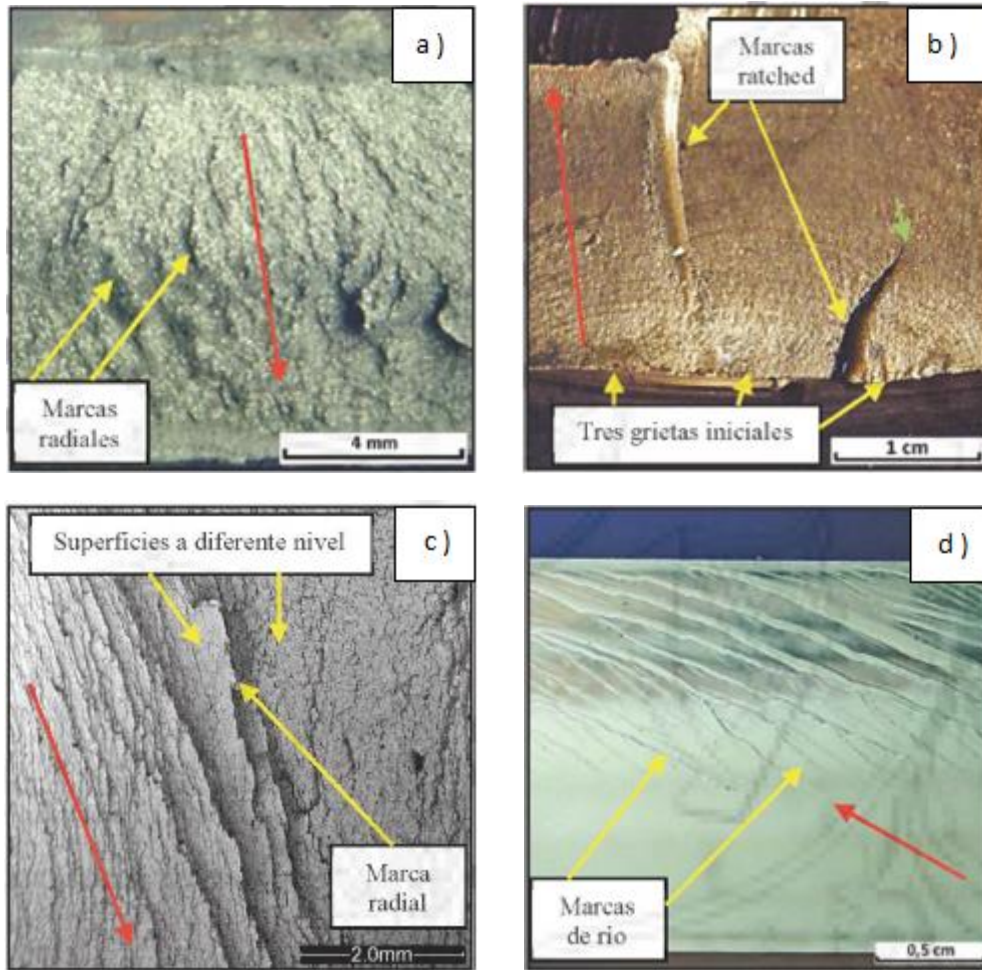


Figura 20: Marcas que comúnmente se presentan en las superficies de fractura de los elementos mecánicos. [39].



Fotografía 11: a) Imagen de SEM de una superficie de fractura súbita frágil de un metal con varias marcas radiales, donde se puede notar las diferencias de altura en la superficie que hay a lado y lado de cada marca radial [39]. b) Marcas Ratchet en la zona de origen de una fractura por fatiga de un metal, que se originó a partir de tres grietas independientes, nótese que una de las marcas desaparece, cuando dos de las grietas originales se unen en el punto indicado por la flecha verde [39]. c) Marcas radiales en la superficie de fractura súbita frágil de un metal [39]. d) Las flechas rojas indican la dirección de propagación de las fracturas. [39].

Las marcas ratchet se forman en las zonas de origen de las fracturas, separando cada marca a dos grietas independientes adyacentes, lo cual origina la geometría de diente de sierra que las caracteriza. Mientras las grietas iniciales se propaguen en planos diferentes las marcas ratchet persistirán, pero una vez estas grietas se unan para formar un solo frente común de propagación la marca desaparecerá.

Las marcas radiales y las marcas de río se forman sobre la superficie de fractura en las zonas de propagación. Las marcas de río obtienen su nombre a partir de la forma que tienen, la cual

asemeja el cauce de un río, estando el sentido de propagación de las grietas orientado con la misma lógica del movimiento de una corriente de agua de este tipo.

La formación de las marcas de río y las radiales en una superficie de fractura, indica que en la propagación de la grieta se produce una división de la misma en dos planos (marca radial) o en varios planos (marca de río), a consecuencia de heterogeneidades locales del material, alta velocidad de propagación de la grieta, cambio de estado de esfuerzos presente, etc. Si los planos de grieta divididos vuelven a converger las marcas desaparecerán.

Es posible al inspeccionar una superficie de fractura, el establecer con buena precisión la dirección y el sentido de propagación de la misma (y por tanto los orígenes), a partir de las marcas ratchet y las marcas de río; mientras que a partir de las marcas radiales solo se establece la dirección mas no necesariamente el sentido, especialmente cuando las marcas radiales presentan patrón paralelo. En este último caso se requiere información adicional como tipo de carga que experimentó el elemento, ya que por ejemplo a partir de una carga flectora se puede inferir que la fractura debe originarse en el lado de tensión para un metal (figura 21). Hay dos tipos de patrones de marcas radiales o de río que permiten establecer el sentido de propagación además de la dirección: el patrón de chevron o de "V" de sargento y el patrón de roseta o estrella; ambos patrones de marcas radiales o de río son comunes en fracturas súbitas frágiles y apuntan o convergen hacia las zonas de origen del agrietamiento.

Las marcas de interacción con ondas de deformación o marcas Wallner, se forman cuando durante la propagación en una grieta inestable, interfieren con el frente de grieta ondas de deformación producidas por:

- El propio fenómeno de agrietamiento, que al reflejarse contra superficies libres retornan al área de grieta.
- Por cargas aplicadas a alta velocidad (impactos).

Estas ondas al interferir con el frente de grieta, hacen que ésta se propague generando pequeñas oscilaciones a lado y lado de la dirección principal, dejando marcas que son muy parecidas en su forma a las de playa o de costilla. Estas marcas es común encontrarlas en fracturas súbitas frágiles por clivaje, de materiales poliméricos o cerámicos amorfos.

Las marcas de cambio de material se forman, cuando en la propagación de las grietas dentro de una pieza continua, esas pasan por ejemplo de una zona de alta dureza a una de baja o viceversa, o cuando hay un cambio efectivo de composición química del material.

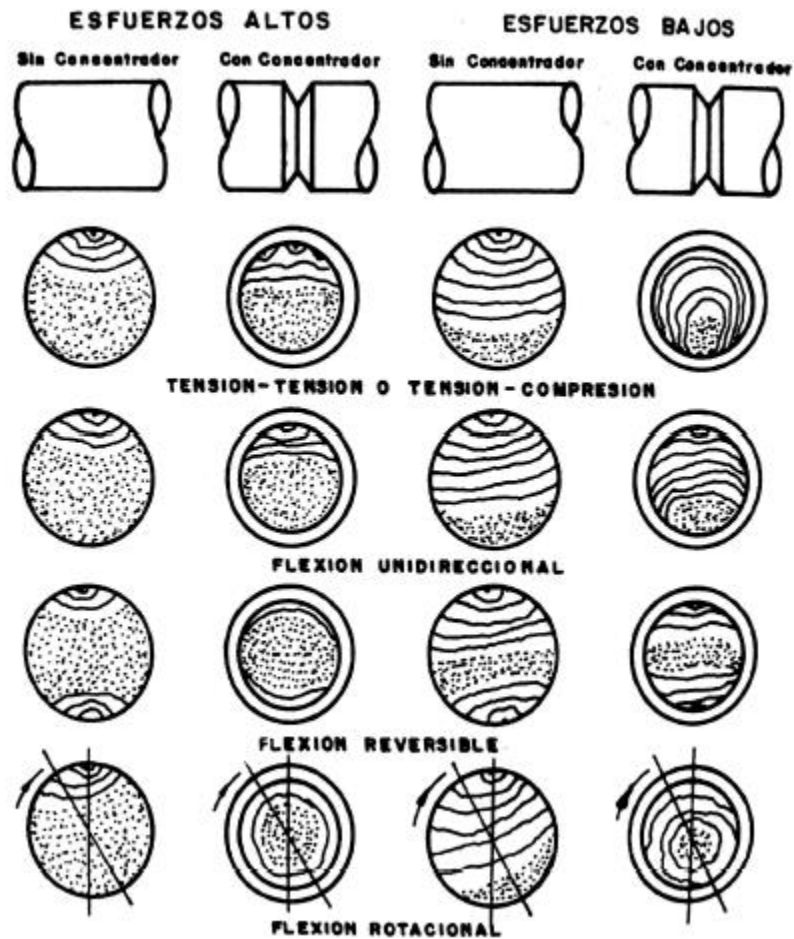


Figura 21: Algunos factores que inciden en la relación de áreas y en puntos de origen de fatiga. [40].

En un material metálico como una regla general se anotará, que la textura de la superficie de una grieta será más rugosa en las zonas de baja dureza que en las de alta dureza, ello debido a que las zonas de baja dureza podrán tener mayor participación de mecanismos de fractura dúctiles (formación de microcavidades), los cuales por el flujo plástico asociado dejan una superficie más distorsionada que en las zonas de alta dureza, donde podrán predominar mecanismos de fractura frágil (clivaje o intergranular).

Las trayectorias de propagación de las grietas dentro de los materiales cristalinos, están fuertemente influenciadas por la estructura granular (tamaño, forma y orientación de los granos), teniéndose por tanto dos tipos principales de trayectoria de las grietas a nivel microscópico:

- La trayectoria intergranular, cuando las grietas se propagan siguiendo los límites de grano del material.
- La trayectoria transgranular, cuando las grietas se propagan atravesando los granos.

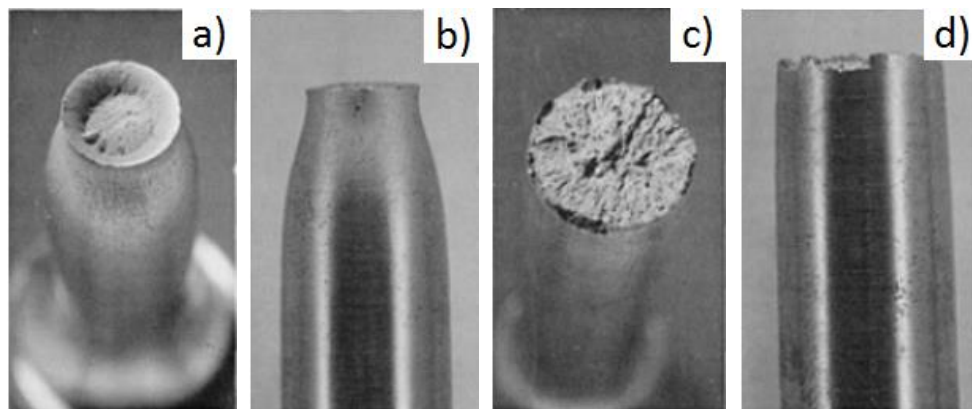
Las texturas granulares de las superficies de fractura, pueden formarse a partir de trayectorias de propagación de las grietas tanto inter como transgranulares. Las texturas fibrosa y tersa, típicamente se forman a partir de trayectorias de propagación de grietas transgranulares.

El que se presente una trayectoria de grieta inter o transgranular, lo condiciona el hecho de que las grietas se propagan por las zonas más débiles de un material, siendo estas zonas en algunos casos los límites de grano (genera trayectoria intergranular) y en otros el interior de los granos (genera trayectoria transgranular).

El área desarrollada de la superficie de una grieta intergranular, es en general mayor que el área de una transgranular (para el mismo material), sin embargo ello no implica que la energía consumida en el agrietamiento (tenacidad), sea también mayor, lo cual se debe a que en general las trayectorias transgranulares, están asociadas también a un alto trabajo de deformación plástica previo al paso de la grieta, mientras que en el agrietamiento intergranular, por lo común el trabajo de deformación plástica es mucho menor.

#### 4.6.5.1. MECANISMOS DE DEFORMACIÓN PLÁSTICA EN METALES

En una pieza mecánica es común que se hable de fracturas con presencia de deformación plástica o distorsión visible de la pieza tanto en fracturas súbitas como en fracturas progresivas, pudiendo presentar deformación plástica visible a simple vista antes de la fractura (Fotografía 12). Dicha deformación se presenta comúnmente en fracturas súbitas dúctiles, fatiga de bajo ciclaje, por fluencia lenta y por fatiga termomecánica.



Fotografía 12: a) fractura dúctil en vista transversal b) fractura dúctil en vista longitudinal c) fractura frágil sin evidencia visual de una deformación plástica notoria en vista transversal d) fractura frágil sin evidencia visual de una deformación plástica notoria en vista longitudinal [58].



Una pieza hecha en un determinado material, generalmente muestra un mayor grado de deformación plástica previa a la fractura, si esta es de tipo súbita, que si la misma falla por varias de las fracturas progresivas.

#### 4.6.5.1.1. DESLIZAMIENTO

El deslizamiento se presenta cuando átomos o moléculas dentro de un material, se desplazan unas sobre otras de manera permanente, bajo la acción de un esfuerzo cortante o cizallante ( $\tau$ ), sin que desaparezcan las fuerzas de enlace entre ellas.

En materiales metálicos y cerámicos iónicos, este deslizamiento se presenta cuando hay movimiento relativo de planos atómicos dentro de un cristal, en el cual estos se desplazan unos sobre otros bajo la acción de esfuerzos cortantes. Como resultado de los diferentes estudios realizados se ha encontrado, que el deslizamiento tiene lugar preferentemente, entre los planos de mayor densidad atómica y siempre en la dirección más compacta, como se muestra en la figura 22, ya que estas dos situaciones ofrecen la menor resistencia al movimiento. De acuerdo a lo anterior se denomina sistema de deslizamiento, al conjunto formado por un plano de deslizamiento y una dirección de deslizamiento dentro de un cristal.

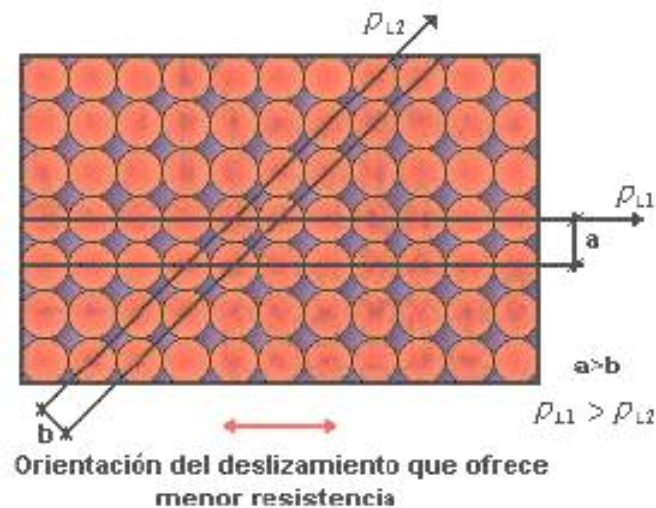


Figura 22: Orientación del deslizamiento en una estructura cúbica simple (CS). Nótese que la distancia interplanar "a" es mayor que "b". [39].

Hoy en día se sabe que el deslizamiento real que se presenta en el interior de los cristales, no se realiza por un movimiento total y uniforme de los átomos ubicados en el plano de deslizamiento, sino que este tiene lugar por un desplazamiento paulatino de las dislocaciones, las cuales son defectos cristalinos lineales, que se presentan en las estructuras cristalinas (tanto metálicas como cerámicas). Clasificándose de manera básica en dislocaciones de borde y dislocaciones de hélice.

La dislocación de borde se presenta cuando un plano de átomos no atraviesa completamente el interior de un cristal, lo cual origina una apreciable distorsión de la red cristalina alrededor de la línea atómica hasta la cual llega este plano como se observa en la figura 23 a). La dislocación de hélice recibe esta denominación, ya que la distorsión adyacente a la línea de dislocación, posiciona a los átomos sobre una hélice alrededor de esta (figura 23 b)).

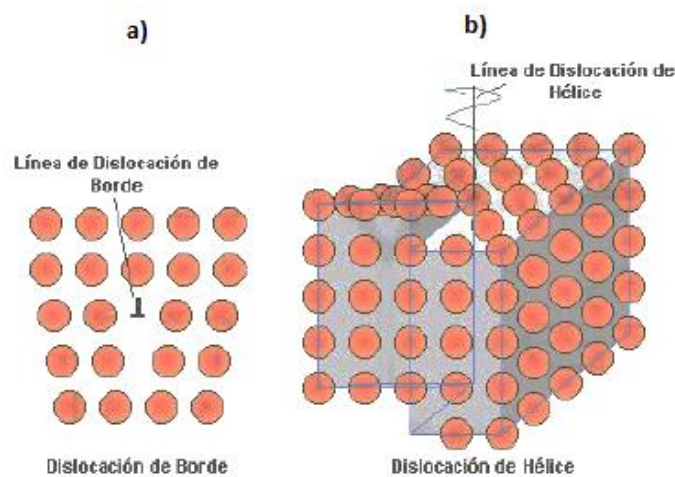


Figura 23: a) Esquema de las dislocaciones de borde b) Esquema de las dislocaciones de hélice. [39].

Las dislocaciones tienen un proceso de generación y de movimiento, hasta que esta culmina con la aparición de un escalón de deformación dentro de una estructura (figura 24). Para que se presente el deslizamiento por el movimiento de una dislocación de borde o una de hélice, no es necesario que ésta sea originada por el esfuerzo cortante inducido, sino que es suficiente con que éste movilice una dislocación ya existente en el cristal. En el movimiento de una dislocación de hélice bajo la influencia de un esfuerzo cortante, se obtendrá también como resultado final un escalón de deformación, el cual está esquematizado en la figura 25.

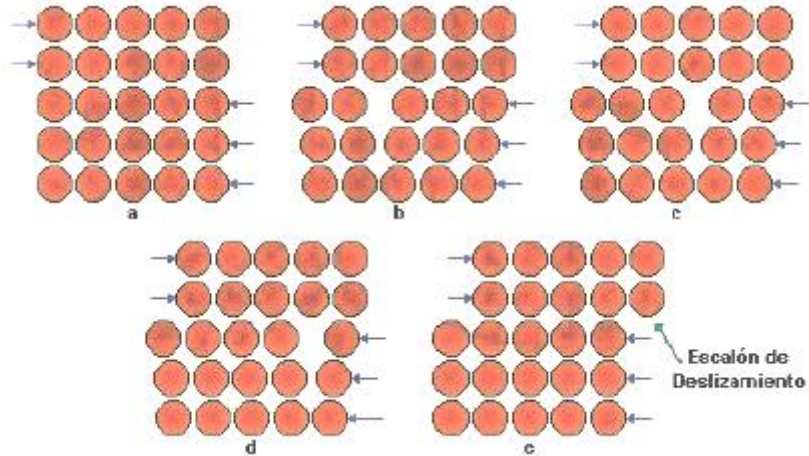


Figura 24: Esquema de la generación y movimiento de una dislocación de borde. [39].

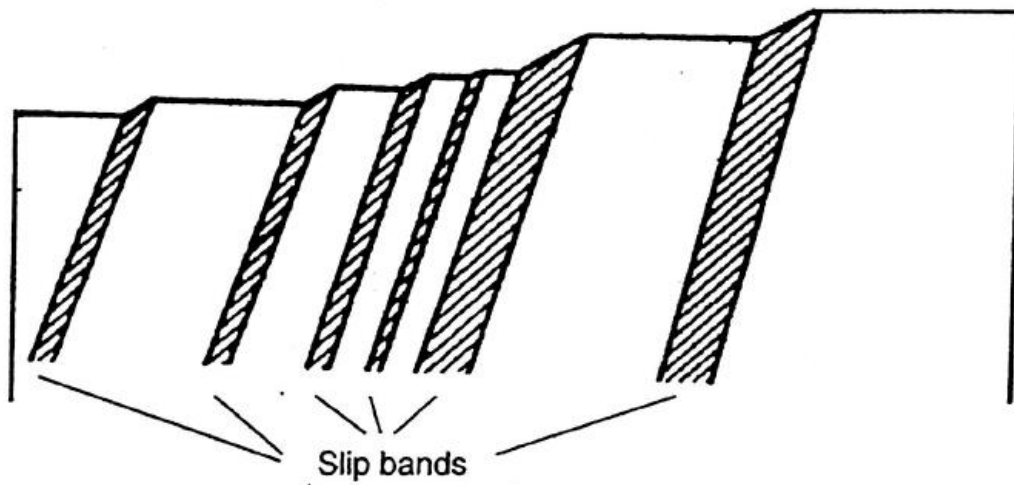


Figura 25: Esquema de las bandas de deslizamiento y asociamiento con escalones de deslizamiento sobre la superficie de un cristal. [41].

#### 4.6.5.1.2. MACLAJE EN CRISTALES METALICOS

Una zona maclada es una región de un cristal que se desplaza respecto a otra que no lo hace, generándose una zona intermedia donde se concreta la deformación. La zona maclada está delimitada de las zonas no deformadas, por planos de simetría cristalinos denominados planos de macla. Dentro de la zona maclada se presenta el movimiento de planos enteros de átomos, de manera paralela a los planos de macla y en una distancia proporcional a la separación entre cada uno de ellos y el plano de macla. En la figura 26 se observa que la región maclada

corresponde a aquella zona del cristal que sufre la deformación de la red cristalina por la ocurrencia del maclaje. Una diferencia importante entre el deslizamiento y el maclaje, radica en que este último presenta una mayor distorsión de la red cristalina.

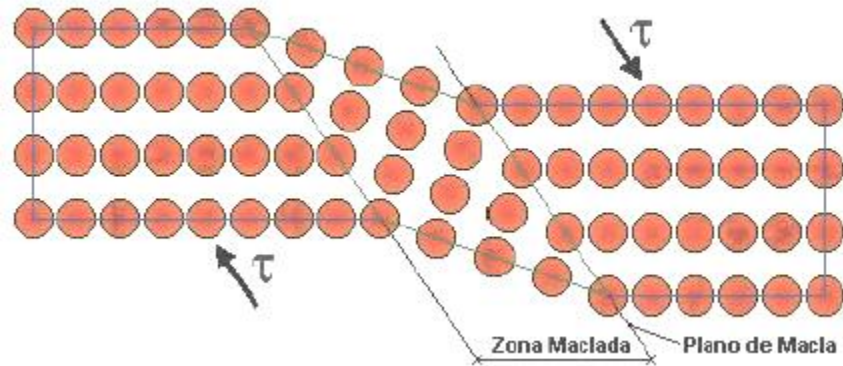


Figura 26: Estado final de un cristal deformado plásticamente mediante maclaje. [39].

Los metales con estructura cúbica centrada en el cuerpo y cúbica centrada en la cara, cuando se deforman a temperatura ambiente, no tienden a presentar maclas, sobretodo en el caso de la estructura cúbica centrada en las caras, ya que la alta ductilidad de esa hace que predomine el deslizamiento. Las maclas en estas estructuras se presentan de manera importante, a altas razones de cambio de la aplicación de la carga (impactos) o en ensayos mecánicos realizados a bajas temperaturas. En la estructura hexagonal compacta el mecanismo de deformación por maclaje es muy importante, ya que el deslizamiento está restringido por el número de sistemas de deslizamiento bajo y orientaciones de los mismos desfavorable.

El maclaje se puede formar en fracciones de tiempo muy cortas, las cuales pueden estar en el orden de los microsegundos, mientras que la formación de la estructura escalonada producto del deslizamiento, puede demorar varias milésimas de segundo [42].

#### 4.6.5.2. DEFORMACION PLASTICA DE MATERIALES POLICRISTALINOS

En el proceso de deformación plástica de una aleación de ingeniería, el deslizamiento y el maclaje se presentaran juntos antecediéndose el uno al otro. El maclaje podrá ocurrir primero que el deslizamiento, cuando no se encuentre un sistema de deslizamiento apropiadamente orientado respecto a la carga; empezando el deslizamiento cuando el maclaje haya reorientado parte de la estructura apropiadamente. El maclaje podrá seguir al deslizamiento cuando este último, haya generado un nivel de endurecimiento tal que se limite a sí mismo.

El comportamiento de metales policristalinos ante la deformación plástica, se encuentra fuertemente influenciado por la presencia de los siguientes factores:

- Límites de grano.
- Límites de subgranos en el interior de los granos.
- Átomos en solución sólida.
- Dispersión de partículas de segunda fase.

Cuando una región de un grano rota por la acción simultánea de varios sistemas de deslizamiento, para acomodarse a la deformación aplicada, se dice que este presenta una banda de deformación; pero si esta rotación se presenta a nivel de muchos granos adyacentes dentro de una aleación de ingeniería, se le denomina a esta región banda de corte [42] (figura 27). Las bandas de deformación y de corte son zonas localizadas dentro de un cristal o un policristal respectivamente, que han experimentado una mayor deformación que el material que los rodea, con lo cual en ellas se tenderá a formar una orientación preferente. Estas bandas se presentaran bajo la acción de esfuerzos cortantes.

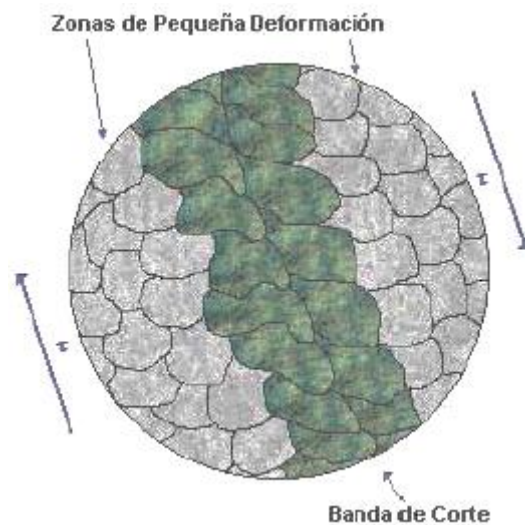


Figura 27: Esquematación del aspecto metalográfico de una banda de corte. [39].

#### 4.6.6. FRACTURAS SÚBITAS

Este tipo de fracturas se forman en un solo ciclo de carga de una pieza y las sollicitaciones que las originan son completamente mecánicas, es decir se forman bajo la acción pura de los esfuerzos. Las velocidades de crecimiento de grieta son grandes ( $10^{-3} - 10^3 \text{ m/s}$ ). Si la carga se aplica lentamente, cosa tal que se dé tiempo al material para responder con deformación, se

habla de carga cuasiestática; pero si la carga se aplica rápidamente, la capacidad de deformación queda restringida y se habla de una carga del tipo impacto como se ilustra en la figura 28.

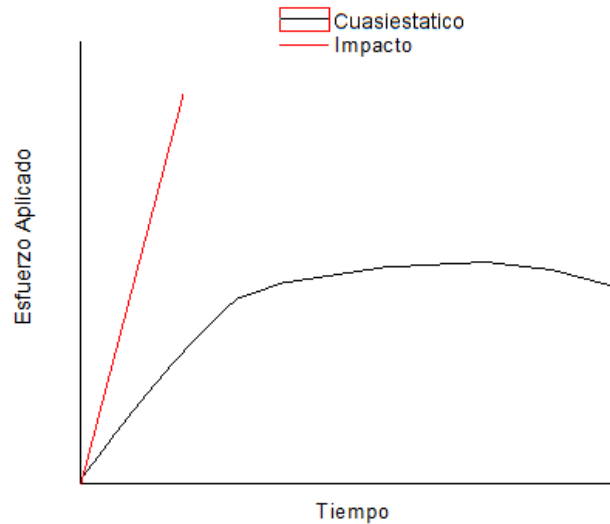


Figura 28: Tipos de fractura respecto al tiempo de aplicación de esfuerzo.

Para que se forme una fractura súbita, el esfuerzo aplicado debe superar la resistencia última del elemento al modo de carga que actúa en él, que es lo mismo que el esfuerzo equivalente real aplicado al elemento mecánico de hace tan grande que iguala a la resistencia real a tracción del material, por ello a estos modos de fractura se les suele llamar fracturas por sobrecarga.

#### 4.6.6.1. FRACTURA SÚBITA FRÁGIL POR CLIVAJE

Según Jorge Luis González [43], el mecanismo de fractura frágil es el clivaje, que es la separación directa de los planos cristalinos por ruptura de enlaces. Al plano de fractura se le llama plano de clivaje (figura 29). El modelo más representativo del clivaje es un par de hileras paralelas de átomos siendo separados por un esfuerzo de tensión. Se debe entender entonces que el clivaje es causado principalmente por esfuerzos de tensión.

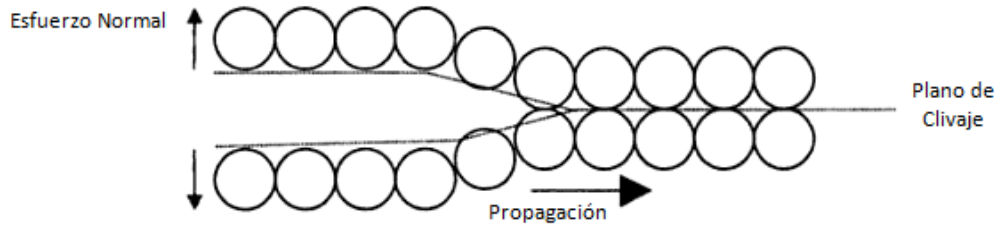


Figura 29: Ilustración de cómo avanza una grieta de clivaje a lo largo del plano de clivaje [43].

Un cristal como el que se presenta en los metales o cerámicos no amorfos muestra anisotropía en la resistencia al clivaje, ya que hay direcciones dentro de un cristal que son de menor resistencia que otras, y esas direcciones cristalinas de menor resistencia son diferentes para cada sistema cristalino (FCC, BCC, HCP u otro). Los planos preferentes de clivaje son aquellos que tienen la menor densidad de empaquetamiento por dos razones: el número de enlaces a separar es menor y la distancia interplanar es mayor. El mecanismo de fractura por clivaje es más susceptible cuando la deformación plástica está restringida: por ejemplo, los metales de cristalización cúbica centrada en las caras (FCC), como el níquel, cobre, aluminio, etc. Con gran número de sistemas de deslizamiento, normalmente presentan baja susceptibilidad a la fractura por clivaje. A baja temperatura los metales BCC fallan por clivaje porque tienen un número limitado de sistemas de deslizamiento, particularmente el hierro y los aceros dulces, el wolframio, molibdeno y cromo [38].

Los planos de clivaje para las estructuras cristalinas más comunes son los mencionados en la tabla 16.

ESTRUCTURA	PLANO DE CLIVAJE
bcc	(100)
hcp	(0001), (1011), (1012), (1010)
Rombohedral.	(111)

Tabla 15: Planos de clivaje según las estructuras cristalinas más comunes [43].

Por lo anterior en un material policristalino cuando se presente el clivaje, cada grano fracturará en un plano de menor resistencia, cuya orientación será distinta de un grano a otro, sin embargo a escala macroscópica, se podrá ver que en promedio el plano de fractura, seguirá la dirección perpendicular al máximo esfuerzo normal, esto origina la formación de una textura granular cuando se observa una superficie de fractura de este tipo.

En el caso de los materiales BCC como lo es el caso del hierro, se fractura por clivaje a lo largo de los planos del cubo de su celda unitaria (100). Esta característica hace que la superficie de la grieta de clivaje sea relativamente lisa en cada grano, presentándose en los materiales policristalinos con una trayectoria transgranular, como la mostrada en la figura 30 [38].

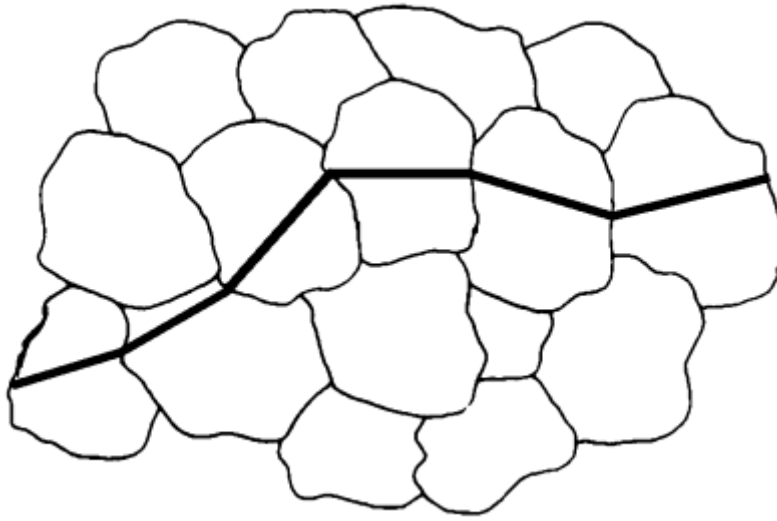


Figura 30: Mecanismos de clivaje a lo largo de los granos de un material cristalino [38].

Los sistemas cristalinos de metales que tengan un alto número de sistemas de deslizamiento bien distribuidos en el espacio, como es el caso de la estructura FCC, difícilmente presentan clivaje, favorecen el deslizamiento y por lo tanto el comportamiento dúctil. Entre menos sistemas de deslizamiento posea una estructura cristalina, se favorece más la aparición del clivaje, lo cual ocurre en metales BCC y HCP.

Dentro de cada grano la superficie de fractura por clivaje idealmente debería ser plana (descohesión a lo largo del plano cristalino de menor resistencia), sin embargo, ello no se da por la presencia de marcas como las radiales o las de río. El origen de estas marcas está relacionado con las no homogeneidades presentes dentro del grano (partículas de segunda fase, zonas de apilamiento de dislocaciones, cruce de maclas, cambios de velocidad de la grieta, etc.), lo que hace que dentro de un grano se puedan generar varias grietas o planos de fractura, bien sea cuando inicia el agrietamiento del grano o en la propagación de las grietas, por la interconexión de planos de clivaje de diferente orientación donde, al avanzar la grieta, el plano de clivaje tiene que rotar para mantener la continuidad de la propagación; como tal rotación no puede hacerse abruptamente, se realiza en pequeños incrementos o “por escalones”. Los bordes de esos escalones forman el patrón de río como se muestra en las figuras 31 y 32 al mismo tiempo que en las fotografías 13 a) y 13 b). La cinética de propagación de las grietas dentro de un grano, también puede promover la generación de nuevas marcas de río o radiales, ya que si la fuerza conductora de grieta es muy grande y la velocidad de crecimiento de las grietas ha llegado a su límite, este exceso de energía promoverá la bifurcación de las grietas generando por lo tanto nuevos planos y con ello nuevas marcas, (la formación de las nuevas marcas radiales o de río,



puede generar también la formación de una marca de posición de frente de grieta) como lo muestra la fotografía 14.

La separación de los planos adyacentes a los planos de clivaje en el patrón de rio, ocurren por desgarramiento dúctil, de manera que en la fractura por clivaje de materiales policristalinos siempre existe una componente de deformación plástica.

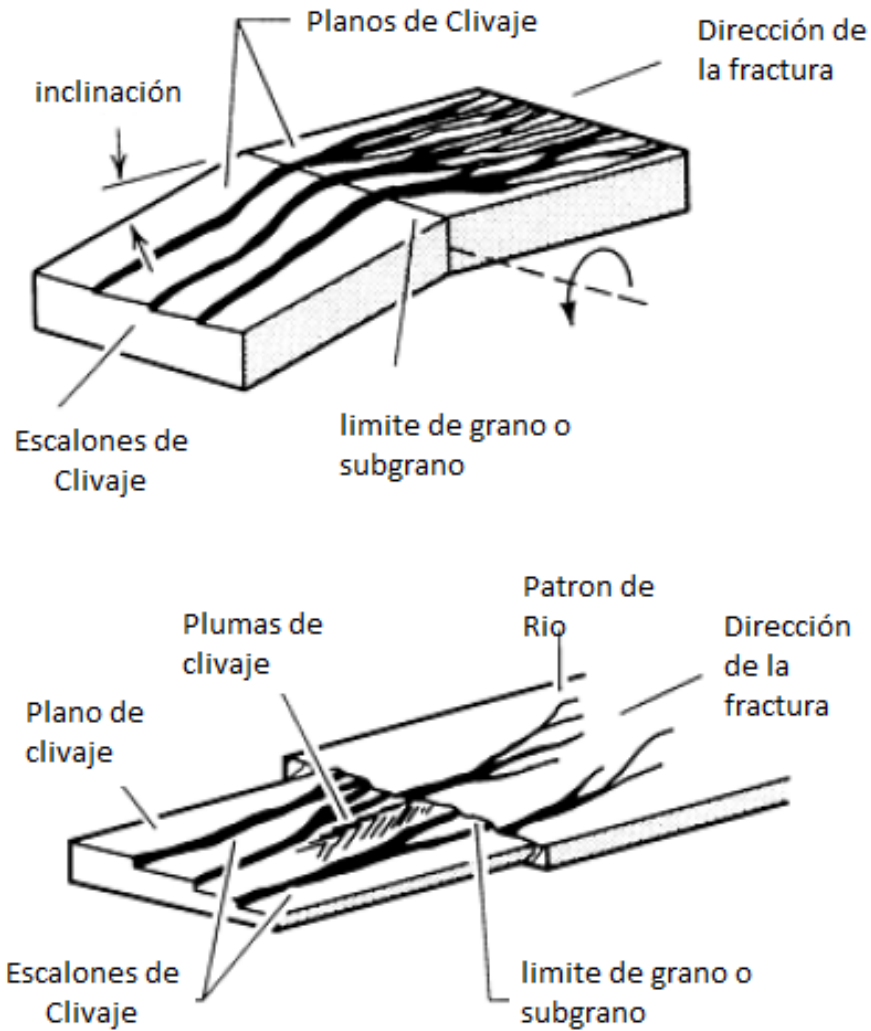


Figura 31: Ilustración del patrón de rio, mostrando la rotación del plano de fractura [adaptado de 55].

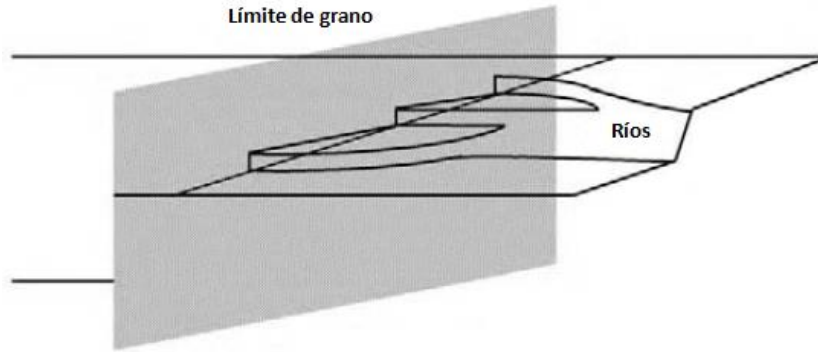
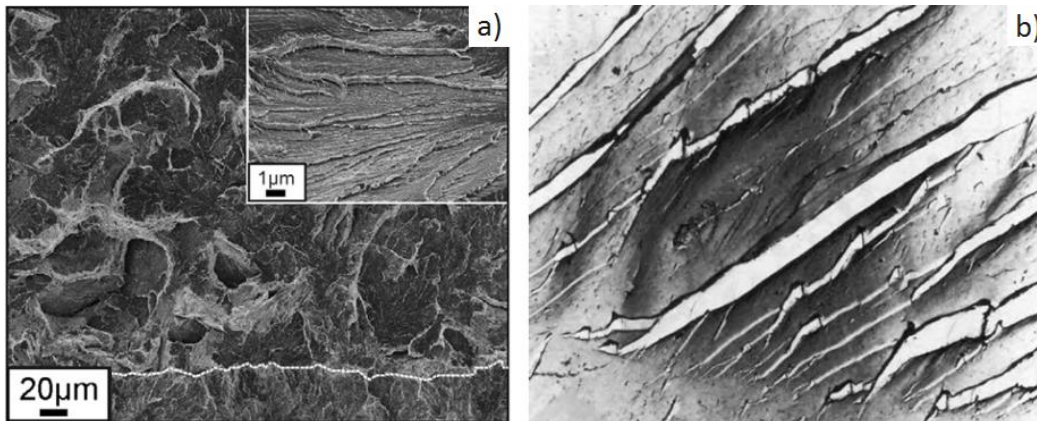
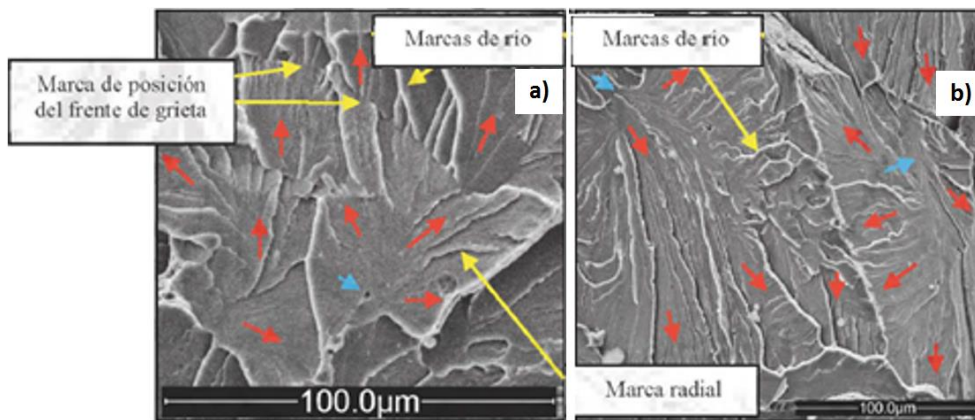


Figura 32: Formación de clivajes con forma de ríos al pasar a través de un límite de grano [38].



Fotografía 13: a) falla por clivaje de perlita colonial [84] b) Escalones de clivaje que inician en el borde de grano de un acero dulce ferrítico, ensayado a baja temperatura [44].



Fotografía 14: Imágenes de SEM de granos de ferrita clivados en un acero de bajo carbono. Se pueden ver marcas de río, algunas radiales y una de posición del frente de grieta (asociada a una masiva aparición de marcas de río por aceleración de la grieta). Las flechas azules indican sitios de origen del agrietamiento y las flechas rojas direcciones de crecimiento de las grietas. a) Se puede ver que el clivaje de un grano se originó en una cavidad, dejada probablemente por la fractura de una inclusión o un carburo; b) los dos orígenes señalados, probablemente correspondan a zonas de apilamiento de dislocaciones [39].

El origen del agrietamiento dentro de un plano de clivaje de un grano, se da mediante la formación de microgrietas en zonas de menor resistencia local y/o altos esfuerzos locales (concentración de esfuerzos); dichas zonas de menor resistencia local pueden ser:

- Fractura por clivaje previa de partículas duras de segunda fase o impurezas ubicadas en el límite de grano (por ejemplo carburos en aceros).
- Zonas de alta energía por cruce de maclas previas o intersección de una macla con un límite de grano.
- Zonas de alta energía generadas en apilamiento de dislocaciones por deslizamiento previo contra límites de grano o partículas de segunda fase.
- Zonas de alta energía por apilamiento de dislocaciones, generadas por deslizamientos internos en granos adyacentes curvos, etc.

Todas estas se observan en la figura 33.

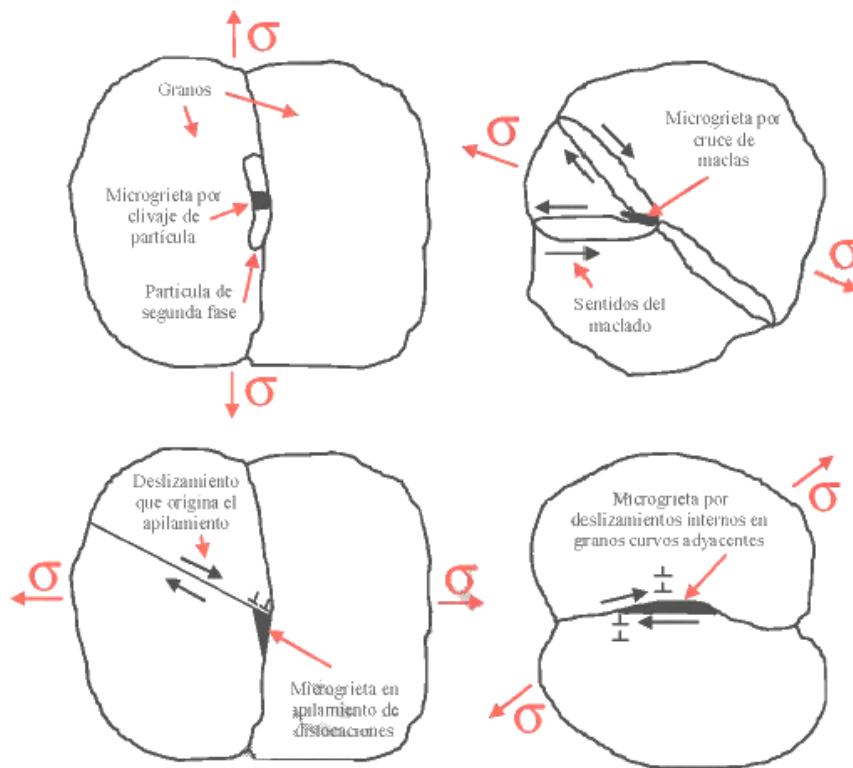


Figura 33: Ejemplos de formación de microgrietas a partir de las cuales se nuclea el clivaje en los granos metálicos: fractura por clivaje de una partícula de segunda fase o inclusión, lo que origina una microgrieta (superior izquierda); formación de microgrieta a partir del cruce de dos maclas (superior derecha); formación de microgrieta a partir de apilamiento de dislocaciones (inferior izquierda); formación de microgrieta a partir de deslizamientos internos dentro de granos adyacentes curvos (inferior derecha) [39].

Nótese que todas estas posibilidades de formación de las microgrietas iniciales, requieren que haya deformación plástica previa, la cual al darse a escala tan pequeña, no se refleja en distorsión visible de la pieza macroscópicamente.

En materiales cristalinos aunque exista a escala macro una dirección de crecimiento de grieta, ello no necesariamente implica que a escala micro en frente de grieta ello se cumpla estrictamente. Lo anterior se debe a que en el campo de concentración de esfuerzo que hay en el frente de grieta, pueden haber varios granos que están sobrecargados, por lo tanto algunos de ellos pueden clivar antes que el frente de grieta principal los alcance, ello implica que pueden haber granos que tengan direcciones de clivaje contrarias a las del crecimiento de la grieta global.

#### 4.6.6.2. FRACTOGRAFÍA DE LAS FRACTURAS SÚBITAS FRÁGILES

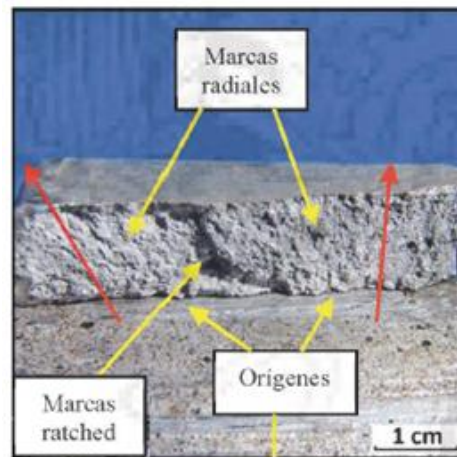
La formación de una fractura súbita frágil se favorece si:

- El material del cual está hecha la pieza es intrínsecamente frágil, por ejemplo materiales cerámicos, polímeros termoestables, algunos elastómeros o metales de alta dureza, o metales que han experimentado algún proceso de fragilización por precipitación de partículas de segunda fase o segregación de elementos químicos fragilizantes.
- Cuando se tiene un estado triaxial de tensiones o de deformación plana, bien sea por la forma en que se aplica la carga o por la presencia de entallas en la geometría de la pieza, lo cual limita la ductilidad del material.
- La pieza es grande o gruesa y por lo tanto favorece la formación de un estado triaxial de tensiones.
- La temperatura es baja para el material favoreciendo su comportamiento frágil, por ejemplo en metales por debajo de la temperatura de transición vítrea.
- Si la velocidad de aplicación de la carga es alta, es decir un impacto, lo que limita la ductilidad del material.

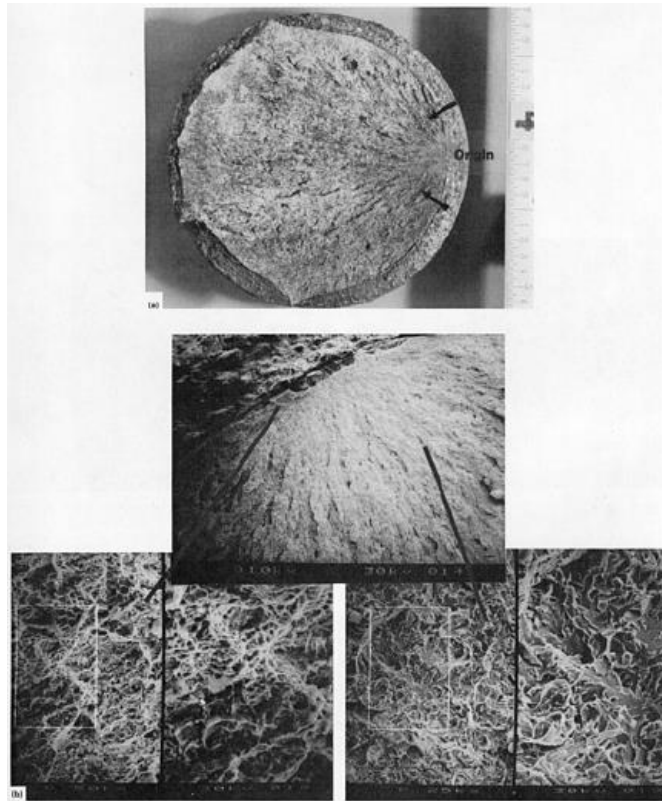
A simple vista las fracturas súbitas frágiles de elementos mecánicos, no mostrarán deformación plástica o distorsión notable de las piezas en su conjunto o cerca de las zonas de fractura como se muestra en la fotografía 15, sin embargo hay que recordar que si hay deformación plástica a escala nanométrica o micrométrica, sobretodo concentrada en la superficie de fractura (asociada al clivaje o la descohesión intergranular), que para ser detectada requiere instrumentación especial.

Las marcas radiales, las marcas de rio y las de ratchet, tienden a formar un patrón paralelo cuando la fractura se forma por ejemplo a flexión o tracción en una pieza tipo platina (ancha y delgada), indicando que el frente de grieta parte del lado de tracción y se mueve hacia el lado opuesto. El lado de origen se podrá ubicar donde se encuentren las marcas ratchet (fotografía 16). Las mismas marcas pueden formar un patrón de roseta o estrella, lo cual se da bajo cargas de tracción, torsión o flexión en piezas generalmente redondas, aunque también se pueden presentar en piezas tipo platina, encontrándose el origen del agrietamiento en la zona donde convergen las marcas. Las mismas marcas de dirección de propagación pueden formar un patrón de “V” de sargento o de Chevron, lo cual se presenta generalmente en piezas tipo platina bajo carga de flexión o tracción, sin embargo también se pueden presentar en piezas redondas; aquí al igual que en el caso anterior, el origen del agrietamiento se encontrará hacia la zona en que apuntan las marcas, como lo indica la figura 34.

En general los materiales de naturaleza frágil, tienden a propagar las grietas en la dirección perpendicular al máximo esfuerzo normal de tracción local; por ejemplo, bajo cargas de tracción o flexión un eje fracturará en sección transversal, mientras que bajo carga de torsión, la superficie de fractura estará orientada a  $45^{\circ}$  respecto al eje del elemento.



Fotografía 15: Superficie de fractura súbita frágil de un metal donde se nota la textura granular y la presencia de una marca ratchet y varias radiales en patrón paralelo [39].



Fotografía 16: marcas radiales emitiéndose del origen de la fractura en un tornillo que falló bajo condiciones de sobrecarga a flexión, en la parte inferior se observan fractografías del origen y de la superficie de fractura [59].

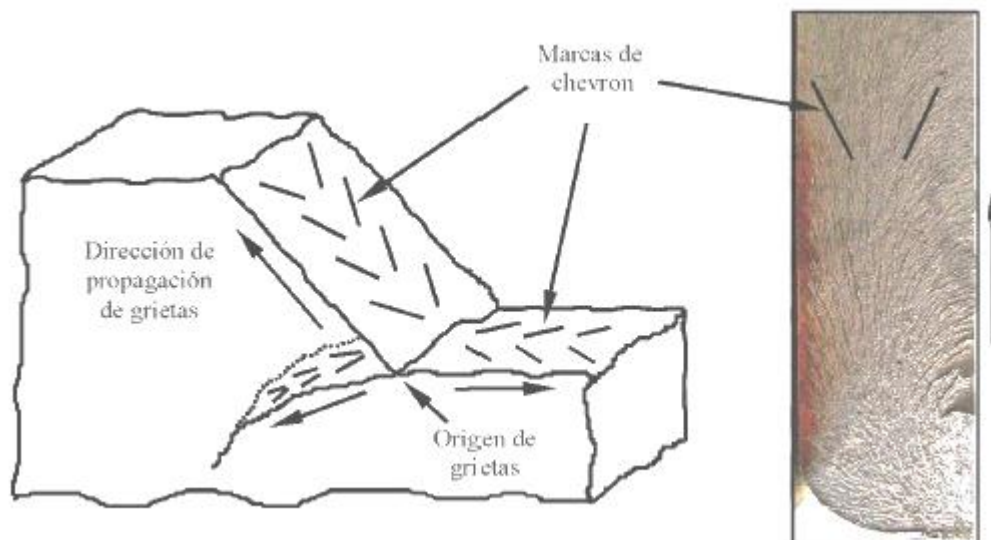


Figura 34: Ejemplo de fracturas súbitas frágiles con patrón de chevron de las marcas radiales [39].

Relacionado con lo anterior y con el tipo de cargas mostradas en la figura 35, las grietas preexistentes bajo modo I de carga, tenderán a propagarse de manera recta (por ejemplo flexión y/o tracción aplicadas a un eje con grieta transversal); si se sobreponen el modo I y el modo II, ello generará curvatura en la dirección del crecimiento de la grieta (por ejemplo tracción más cortante puro, sobre un eje con grieta transversal); si se sobreponen el modo I y el modo III, la grieta experimentará en su crecimiento un giro (por ejemplo tracción más torsión, sobre un eje con grieta transversal). En materiales frágiles los modos puros II o III de carga, no se logra en general propagar las grietas, lo cual no significa que las piezas no se fracturen, sino que se nuclearan nuevas grietas en planos de máximo esfuerzo normal, a partir del campo de esfuerzo generado alrededor de la grieta que no se pudo propagar.

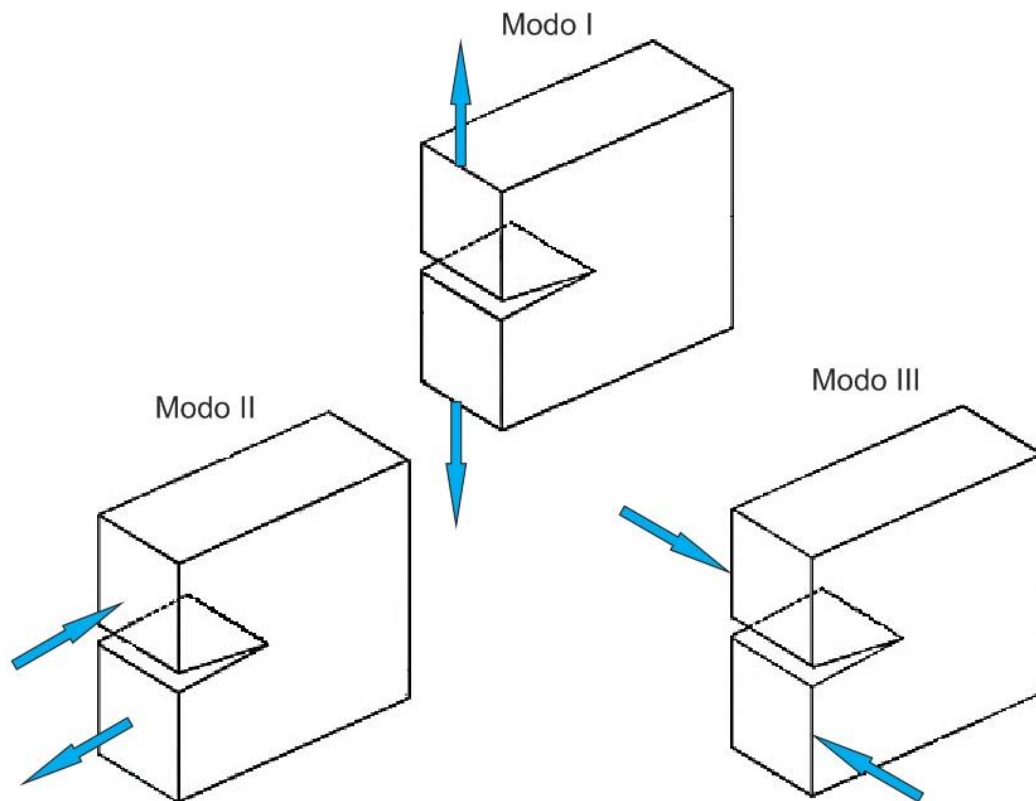


Figura 35: Modos de carga, modo I de carga (superior); en modo II (inferior izquierda); en modo III (inferior derecha).

Aunque no es tan común, las piezas que experimentan fracturas súbitas frágiles, pueden llegar a presentar marcas de posición del frente de grieta, cuando se produzcan cambios en el estado de esfuerzos, orientación o velocidad del frente de grieta, o incluso detenciones de la misma (marcas de detención); este último caso se presenta, cuando el factor de intensidad de esfuerzos

aplicado cae por debajo de la tenacidad de fractura, bien sea por que el crecimiento de grieta descarga la pieza o la grieta penetra en una zona de mayor tenacidad.

Al inspeccionar a altos aumentos las superficies de fractura súbitas frágiles de materiales cristalinos, con el estereoscopio óptico o con el SEM, y complementar dicha inspección con observación de secciones metalográficas transversales a las superficies de fractura, se podrá determinar con precisión cuál de los mecanismos de fractura frágil está presente (el clivaje, la descohesión intergranular o ambos), no se puede dar una escala de aumentos específicos, a los cuales se observan con claridad dichos mecanismos, ya que ello depende del tamaño de grano que tenga el material de la pieza analizada.

#### 4.6.6.3. MECANISMO DE FRACTURA SÚBITA DÚCTIL POR FORMACIÓN Y COALESCENCIA DE MICROCAVIDADES

Este mecanismo de fractura se caracteriza en materiales metálicos policristalinos, por estar precedido de un importante grado de deformación plástica, a través del deslizamiento interno de los granos, vía el movimiento de dislocaciones. Producto de esta deformación plástica, el material nuclea microcavidades (microcavidades o microhuecos) principalmente intragranulares, en zonas propicias para ello, donde cada microcavidad es un origen local de grieta. Con el progreso de la deformación plástica, las microcavidades crecen y coalescen (se unen), para formar así la superficie de fractura de la pieza. La trayectoria de grieta es transgranular y se puede formar bajo esfuerzo normal o cortante, tal como se muestra en la figura 36.

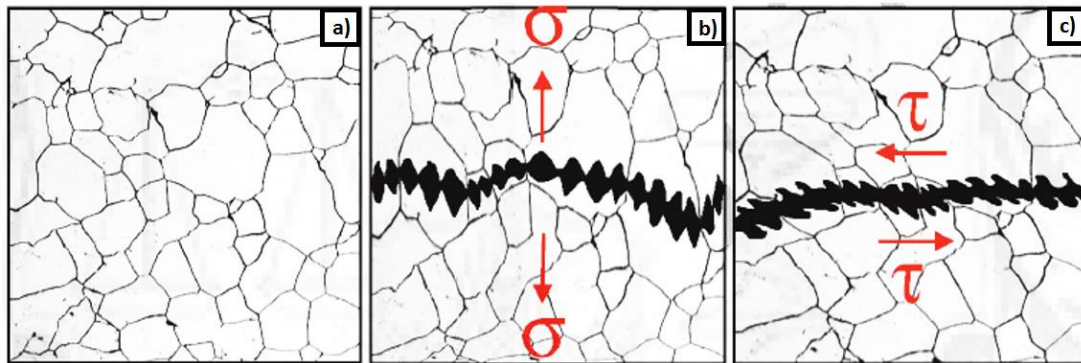


Figura 36: Esquema de la sección metalográfica de un metal policristalino (izquierda); fractura súbita dúctil por formación y coalescencia de microcavidades bajo esfuerzo normal (centro); fractura súbita dúctil por formación de coalescencia de microcavidades bajo esfuerzo cortante (derecha). Nótese en los esquemas central y derecho, que se sugiere deformación previa de los granos antes de la fractura [39].

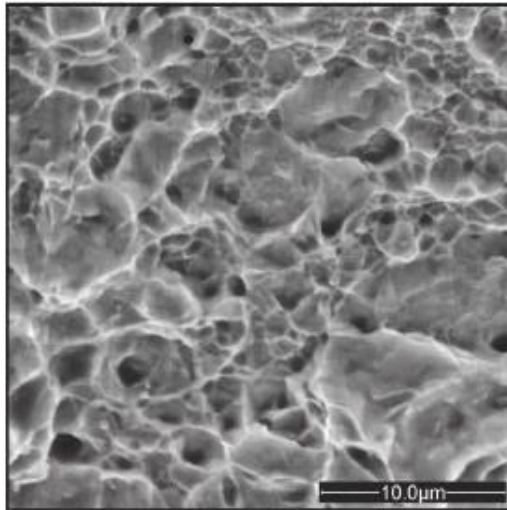


La formación de un microcavidad se puede dar en alguno de los siguientes sitios propicios:

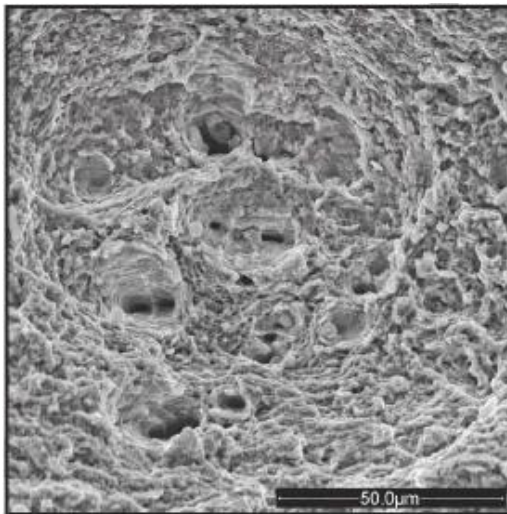
- Alrededor de inclusiones no coherentes con la matriz, donde estas generalmente tienen una baja fuerza de unión con el metal, lo cual facilita que se descohesión en la medida en que la matriz metálica de los alrededores fluye.
- Alrededor de partículas de segunda fase donde también se presente descohesión.
- En inclusiones coherentes o partículas de segunda fase con alta fuerza de unión a la matriz y de naturaleza frágil, las cuales ante el deslizamiento de la matriz pueden fallar por clivaje y formar así una microcavidad.
- En inclusiones coherentes o partículas de segunda fase que estén previamente agrietadas, por el proceso de deformación plástica experimentado durante fabricación.
- En la matriz metálica cerca de una partícula de segunda fase de bordes angulosos, que genere un concentrador de esfuerzo tal que agriete la matriz.
- En apilamientos de dislocaciones presentes en bordes de grano.
- En discontinuidades generadas durante la fabricación, como rechupes de fundición, poros, grietas previas, etc.

Una superficie de fractura por microcavidades en un metal, mostrará microhuecos claramente definidos al observarse bajo una técnica como el SEM, donde si estos microhuecos se formaron principalmente alrededor de partículas de segunda fase o inclusiones, fragmentos de las mismas será posible observarlas en su interior. En aquellos casos donde la formación de los microhuecos, no estuvo asociada a partículas de segunda fase o inclusiones, sino a apilamiento de dislocaciones por ejemplo, solo se observa el microhueco. En general a escala microscópica no se forman marcas de dirección de crecimiento o de posición del frente de grieta, como ocurre en el clivaje.

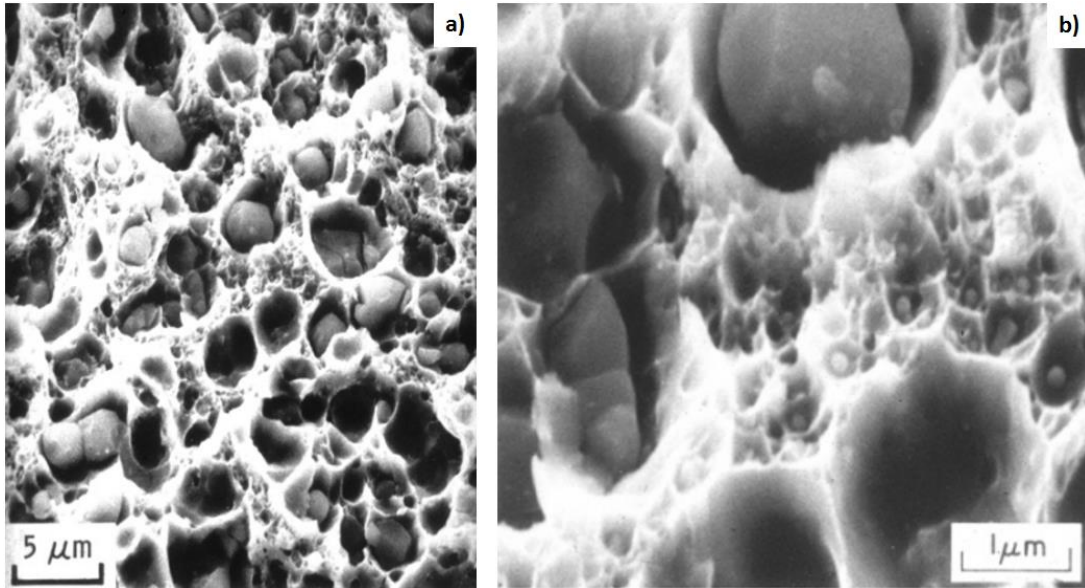
El tamaño del microhueco o microcavidad generado, es en general proporcional al tamaño de la inclusión o partícula de segunda fase, alrededor de la cual se formó, si este fue el caso. Cuando se tienen varios tamaños de inclusiones o partículas de segunda fase en el metal, los primeros microcavidades se forman alrededor de las más grandes (generalmente las inclusiones) y a altos porcentajes de deformación aparecen los microcavidades asociados a las partículas más pequeñas (generalmente las de segunda fase) como se ilustra en las fotografías 18 y 19.



Fotografía 17: Fotografía SEM de superficie de fractura de un acero ferrítico acicular, donde la formación de la mayoría de los microhuecos no estuvo asociada a partículas de segunda fase o inclusiones, sino probablemente a apilamientos de dislocaciones, por lo que no hay presencia generalizada de partículas en el interior de los microhuecos [39].



Fotografía 18: Fotografía SEM superficie de fractura de un acero 5160 bonificado, donde se puede ver grandes microhuecos asociados a inclusiones y microhuecos más finos nucleados en carburos de revenido [39].



Fotografía 19: fotografías de acero con 20% de níquel, 2% de cromo y presencia de óxido: a) las partículas grandes son thoria (dióxido de torio); b) ampliación de la fotografía a) en la que las partículas pequeñas nucleando en los espacios pequeños entre las partículas grandes son en su mayoría óxido de níquel. [57].

Los microcavidades después de formados, siguen su crecimiento con la deformación plástica que se está experimentando en la matriz metálica de los alrededores, generándose la superficie de fractura a través de dos mecanismos básicos:

- Coalescencia de microcavidades, donde microhuecos cercanos al ir creciendo se encuentran y unen (figura 37 a)).
- A través de bandas de corte, la cual se forma entre microcavidades alejados de gran tamaño, que vía la concentración de esfuerzo que producen, nuclean las zonas de deslizamiento localizado llamadas bandas de corte. Dentro de esta banda de corte se pueden formar otros microcavidades, asociados a partículas de segunda fase más pequeñas. La formación de bandas de corte generalmente produce superficies de fractura zigzagueantes, mientras que la coalescencia pura produce una sola superficie de fractura (figura 37 b)).

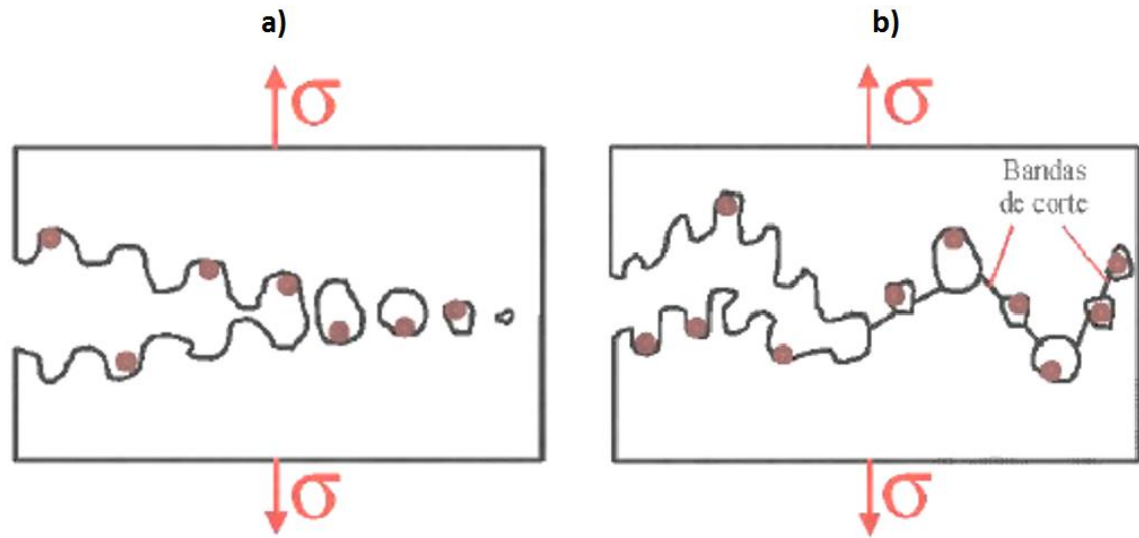


Figura 37: a) Crecimiento de grieta por coalescencia de microcavidades. b) Crecimiento de grieta por conexión de microcavidades a través de bandas de corte (derecha) [39].

La formación y coalescencia de microcavidades se puede dar bajo los modos de carga I, II, III o por combinaciones entre ellos, es decir el plano de fractura puede ser perpendicular a la dirección del esfuerzo normal máximo o coplanar con la dirección del cortante máximo. Los microhuecos que se aprecian sobre la superficie de fractura, podrán ser circulares o elípticos, dependiendo de las combinaciones de modos de carga aplicados. Los microhuecos redondeos sugieren cargas a tracción y/o flexión (modo I), mientras que los microhuecos elípticos indican cortante puro o torsión (modos II y III), o combinación de estos con tensión o flexión. Bajo flexión pura también se pueden formar microhuecos elípticos, sin embargo estos no serán tan alargados como los presentes con los modos II y III. Cuando la fractura se forma por modos de carga II, III o combinación entre ellos, donde puede haber presencia también de compresión o si la fractura se desarrolla a través de bandas de corte, es común que las superficies de fractura se dañen por la fricción entre las dos partes, lo cual puede borrar la presencia de los microhuecos, dejando una textura muy parecida a la del desgaste adhesivo.

#### 4.6.6.4. FRACTOGRAFÍA DE LAS FRACTURAS SÚBITAS DÚCTILES

La formación de la fractura súbita dúctil se favorece si:

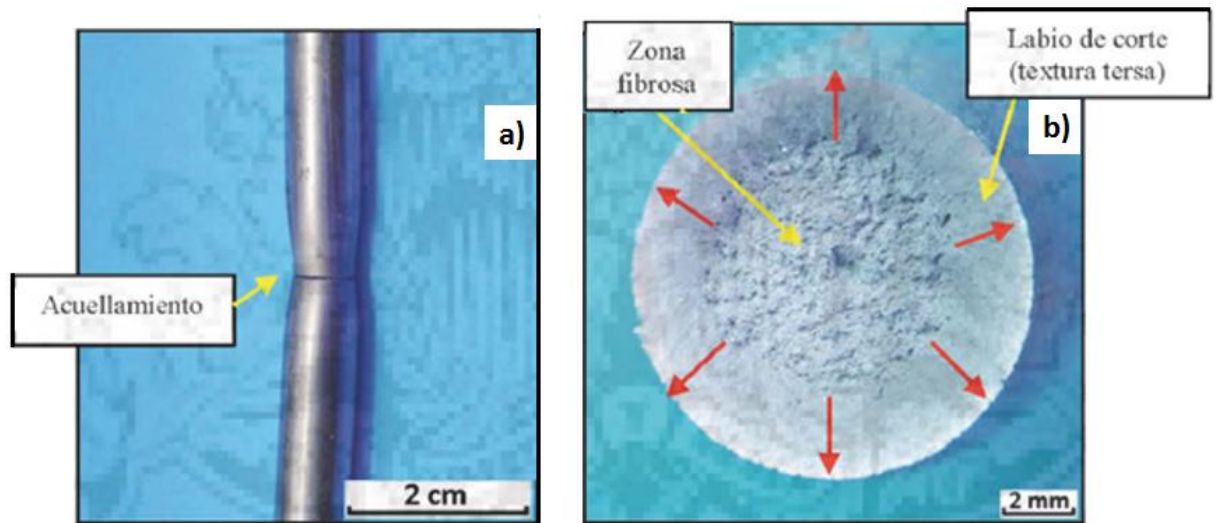
- El material del cual está hecha la pieza es intrínsecamente dúctil, por ejemplo materiales metálicos de baja dureza, polímeros termoplásticos o metales no fragilizados en límite de grano.

- Se tiene un estado de esfuerzo plano, lo cual facilita el comportamiento dúctil del material.
- La pieza es pequeña o delgada y por lo tanto favorece un estado de esfuerzo plano.
- La temperatura es alta para el material favoreciendo su comportamiento dúctil, por ejemplo en metales por encima de la temperatura de transición dúctil – frágil o en polímeros termoplásticos por encima de la temperatura de transición vítrea.
- Si la velocidad de aplicación de la carga es lenta, es decir una carga cuasiestática, lo que no limita la ductilidad del material.

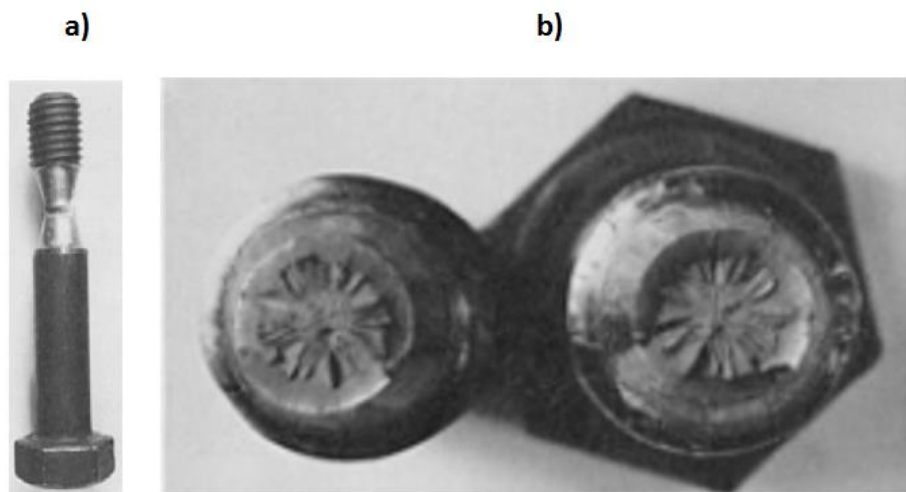
Cuando la superficie de fractura dúctil no tenga marcas de dirección de propagación o de posición del frente de grieta, es indicio de que en toda el área de fractura se nuclearon o coalescieron microhuecos, de una manera más o menos homogénea, por lo tanto no hay orígenes de grieta especialmente identificables, a este tipo de fractura dúctil se le llama colapso plástico. En otros casos las superficies de fractura dúctil pueden insinuar marcas radiales o de posición de frente de grieta (costillas o playas). No es común observar marcas ratchet o de río.

Cuando se presenta una fractura a tracción habrá acuellamiento de la pieza (Fotografías 20 a) y 21 a)) y en la superficie de fractura se tendrá una zona central de textura fibrosa, la cual es la primera en formarse y tiene una orientación perpendicular al esfuerzo de tracción. En esta zona fibrosa no habrá ningún origen particular de grietas, ya que aquí hay colapso plástico; alrededor de la zona fibrosa se tendrá otra zona con textura tersa, cuya orientación seguirá la del esfuerzo contante máximo, es decir,  $45^{\circ}$  aproximadamente respecto al eje de la pieza (Fotografías 20 b) y 21 b)). Esta zona de textura tersa es la última en formarse y tiene su origen en la zona fibrosa, comúnmente se le conoce como labio de corte. Este labio de corte se forma con dichas características, ya que consiste en el colapso de un anillo de material de espesor delgado, dentro del cual predomina la condición de esfuerzo plano, donde los materiales dúctiles desgarran siguiendo la dirección del cortante máximo.

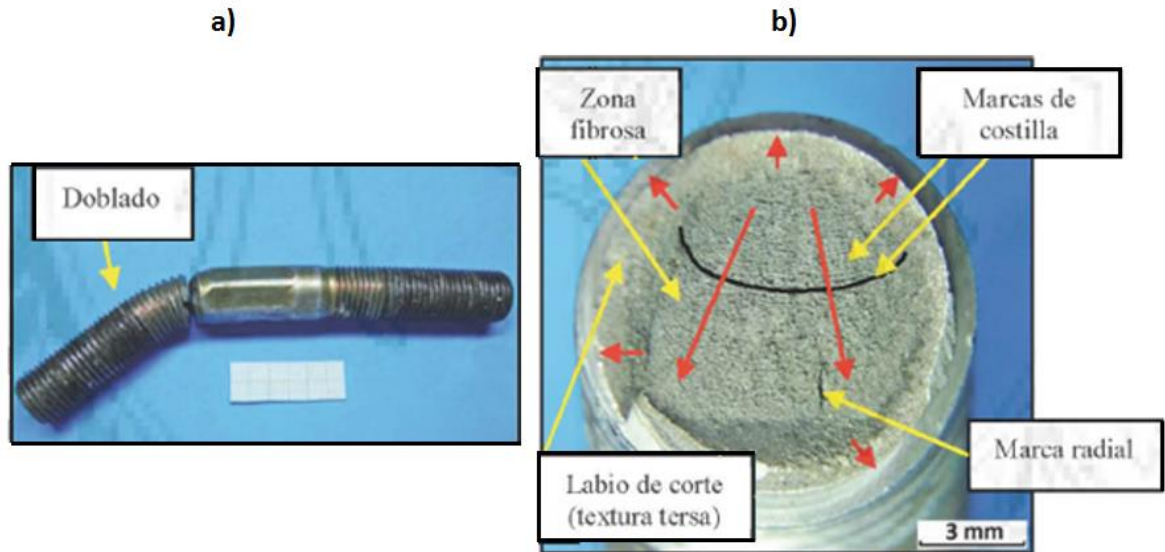
Cuando se presenta una fractura a flexión habrá doblado de la pieza (fotografía 22 a)) y en la superficie de fractura se tendrá una zona central de textura fibrosa (perpendicular a los esfuerzos normales), que podrá estar rodeada de un labio de corte de textura terso o dicho labio podrá estar solo presente en la región que originalmente estaba a compresión por la carga flectora, en la zona fibrosa podrán aparecer marcas de posición del frente de grieta (marcas de costilla) o marcas radiales, que son arreglos de microcavidades como se muestra en la fotografía 22 b), con las cuales se podrá deducir la orientación del momento flector; el labio de corte será la última zona en formarse.



Fotografía 20: a) Fractura dúctil a tensión de un alambión: presencia de acuellamiento en la zona de fractura (izquierda). b) Fractura dúctil a tensión de un alambión: con zonas fibrosas y labio de corte en la superficie de fractura (derecha). Las flechas rojas indican la dirección de propagación de las fracturas [39].

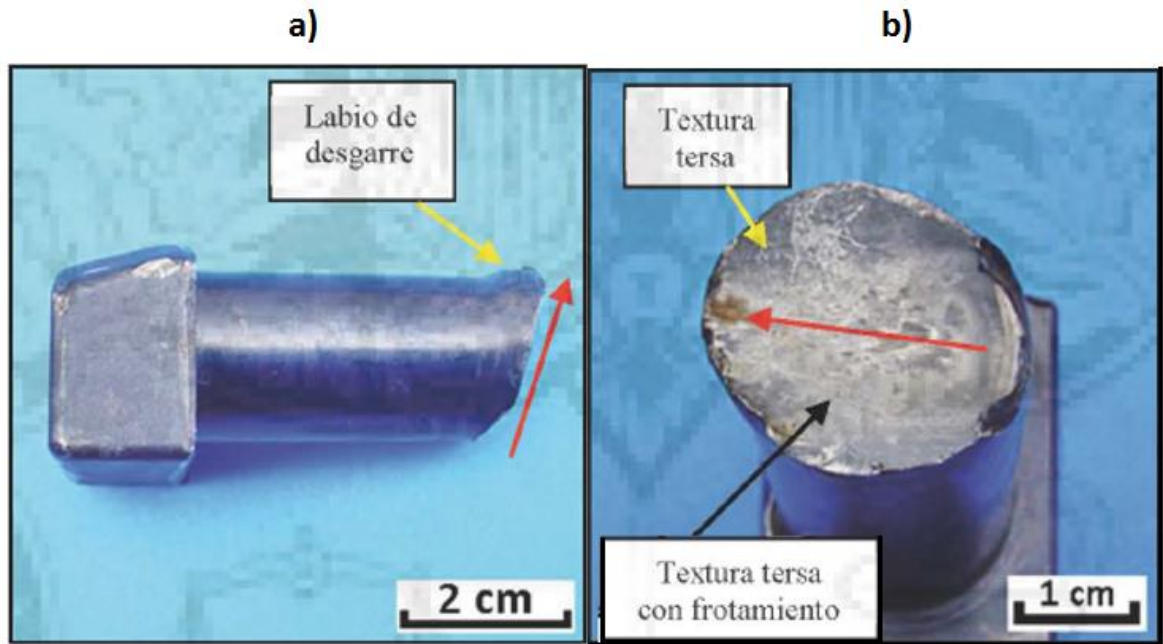


Fotografía 21: Fractura dúctil a tensión de un esparrago: a) presencia de acuellamiento en la zona de fractura [59]. b) Fractura dúctil a tensión de un esparrago: con zona fibrosa central y zona de marcas radiales en la superficie de fractura (derecha), la formación de la zona fibrosa precedió a la de marcas radiales [58].



Fotografía 22: Fractura dúctil a flexión de un esparrago: a) presencia de doblado en la zona de fractura. b) vista transversal del esparrago sometido a flexión, donde se evidencia zona fibrosa central y labio de corte en la superficie de fractura (izquierda), en la zona fibrosa los microhuecos formaron un patrón en forma de marcas de costilla, que permite localizar la zona de origen de la fractura. Las flechas rojas indican la dirección de propagación de las fracturas [39].

Cuando se presenta una fractura bajo cortante puro (desgarre), en la pieza se formará un labio de desgarre (fotografía 23 a)) y en la superficie de fractura se tendrá una textura tersa, en la cual si se presenta deslizamiento entre las partes, se generará una textura tersa con frotamiento; la superficie de desgarre estará orientada con la dirección del esfuerzo cortante aplicado como se muestra en la fotografía 23 b). Las fracturas bajo carga de torsión generarán deformación por rotación de la pieza, sin que necesariamente se genere doblado o adelgazamiento en la zona de fractura. La superficie de fractura se alineará con los esfuerzos cortantes del torsor, es decir, será perpendicular al eje del momento. La textura de la superficie de fractura generalmente será tersa con frotamiento en la periferia de la pieza, y fibrosa en la zona central, la cual es la última en formarse.



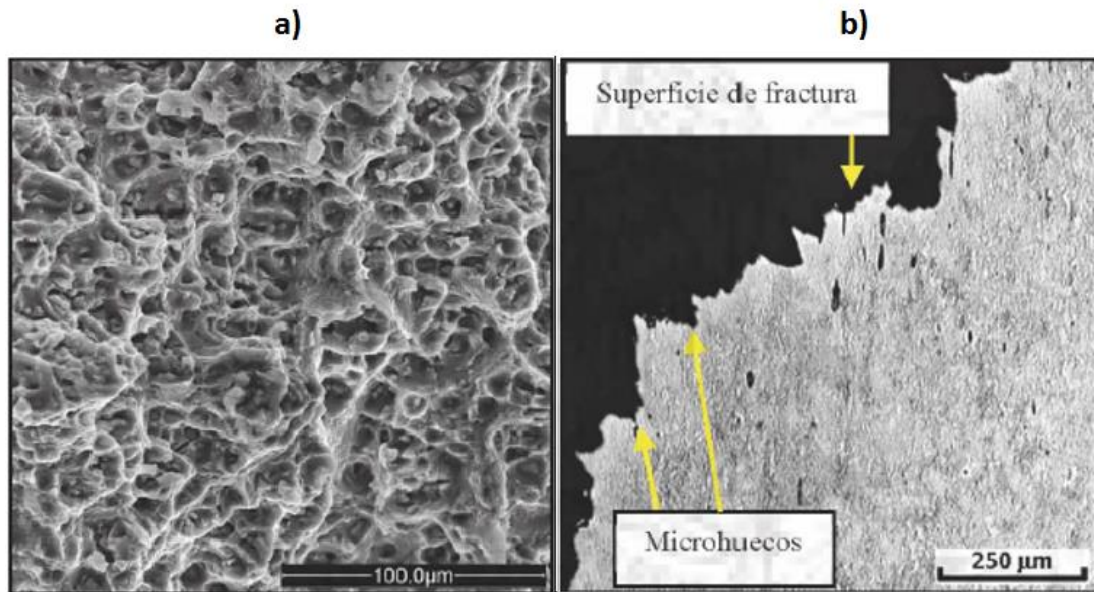
Fotografía 23: a) Fractura dúctil por desgarre de un perno: presencia de un labio de desgarre en la zona de fractura (izquierda) [39]. b) Fractura dúctil por desgarre de un perno: con zonas de textura tersa y tersa con frotamiento (derecha). El frotamiento se produce por el contacto bajo presión de las superficies de fractura formadas [39].

Al inspeccionar a altos aumentos las superficies de fractura de metales, con el SEM y complementar dicha inspección con observación de secciones metalográficas transversales a las superficies de fractura, se observa:

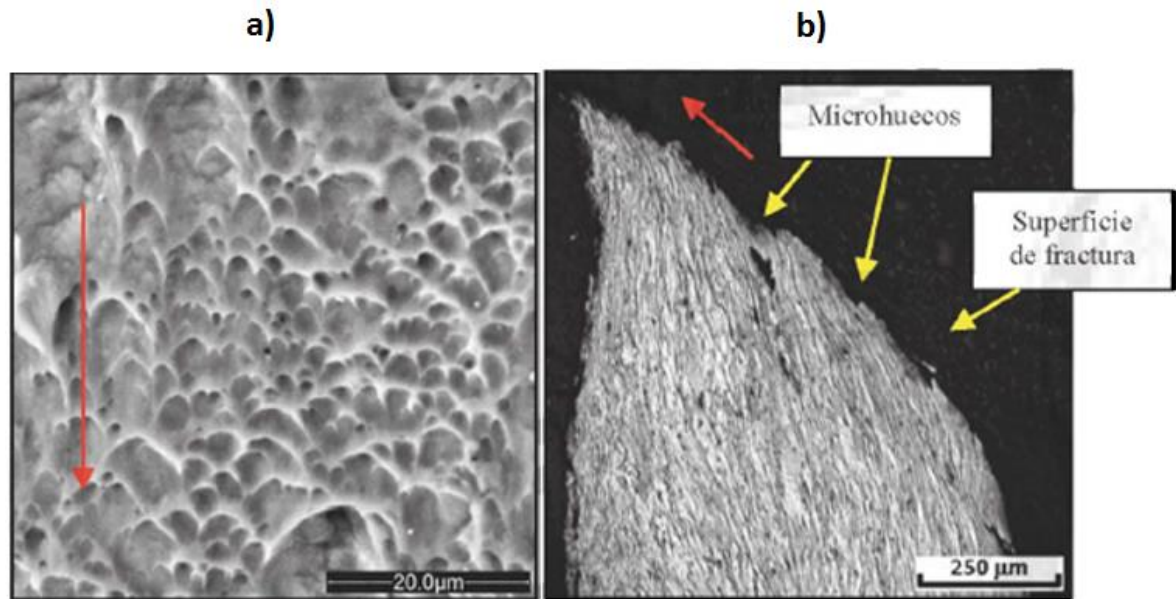
- Los microhuecos de forma circular típicos de la textura fibrosa (fotografías 24 a) y b)).
- Los microhuecos de forma oval o elíptica comunes de la textura tersa (fotografías 25 a) y b)).
- La superficie deformada y desgastada por el deslizamiento en una textura tersa con frotamiento (fotografías 26 a) y b)).

Además en la sección metalográfica será posible detectar la deformación plástica presente en los granos (distorsión de los mismos).

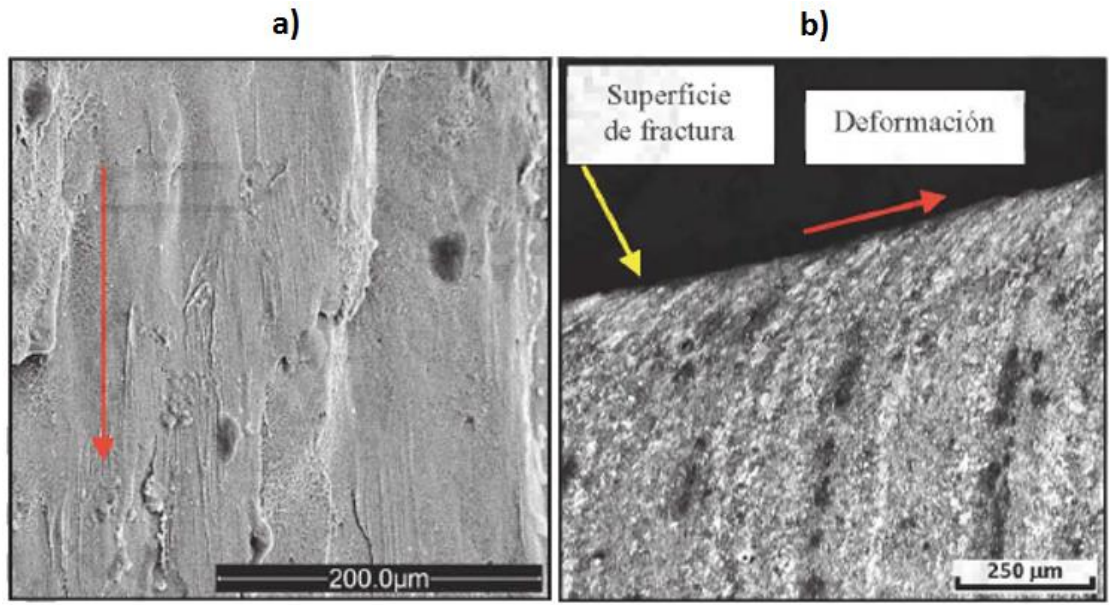




Fotografía 24: a) Zona de textura fibrosa de una fractura dúctil; aspecto en SEM de los microhuecos circulares [39]. b) Zona de textura fibrosa de una fractura dúctil; aspecto típico en sección metalográfica, nótese en la superficie de fractura la presencia de los microhuecos [39].



Fotografía 25: a) Zona de textura tersa de una fractura dúctil: aspecto en SEM de los microhuecos ovales o elípticos [39]. b) Zona de textura tersa de una fractura dúctil: aspecto típico en sección metalográfica, nótese en la superficie de fractura que los microhuecos están inclinados en la sección del desgarre. Las flechas rojas indican el sentido del desgarre [39].



Fotografía 26: Zona de textura tersa con frotamiento de una fractura dúctil: aspecto de SEM del aplastamiento de los microhuecos, generado por el contacto entre las dos superficies de fractura [39]. b) aspecto típico en sección metalográfica, nótese que la superficie de fractura está deformada en el sentido del desgarre por la acción del frotamiento. Las flechas rojas indican el sentido del desgarre [39].

Los tipos de microhuecos vienen dados por la carga a la que fue sometido el sólido, siendo atribuidos los microhuecos circulares cuando la carga es a tracción (figura 38); cuando se tiene una carga cortante sobre el elemento se observarán microhuecos con forma ovalada (figura 39) y con una carga flectora se observarán con una forma de “u” (figura 40).

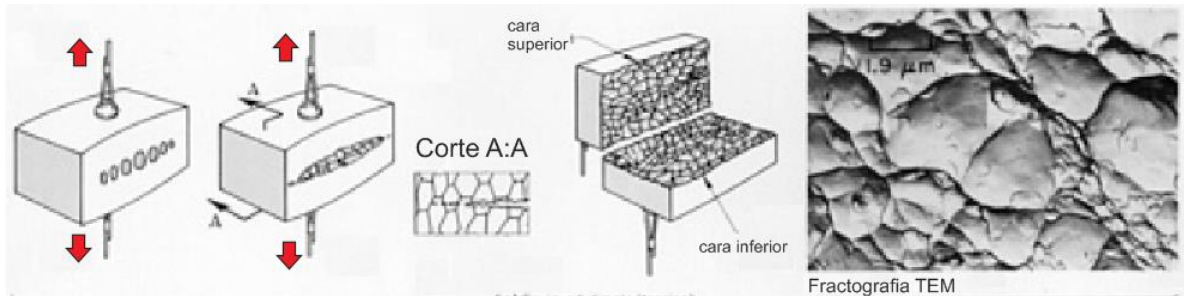


Figura 38: Influencia de la dirección del máximo esfuerzo (flechas rojas) en la forma de los microhuecos. A tensión [Modificado de 55].

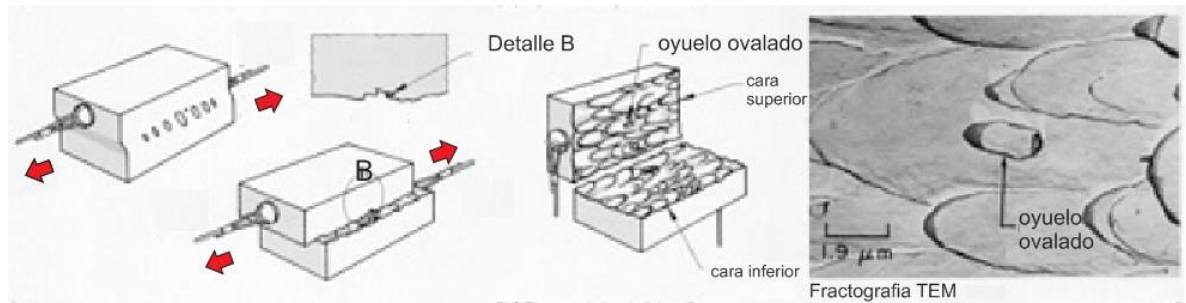


Figura 39: Influencia de la dirección del máximo esfuerzo (flechas rojas) en la forma de los microhuecos. A cortante se forman oyuelos elongados (ovalados) [Modificado de 55].

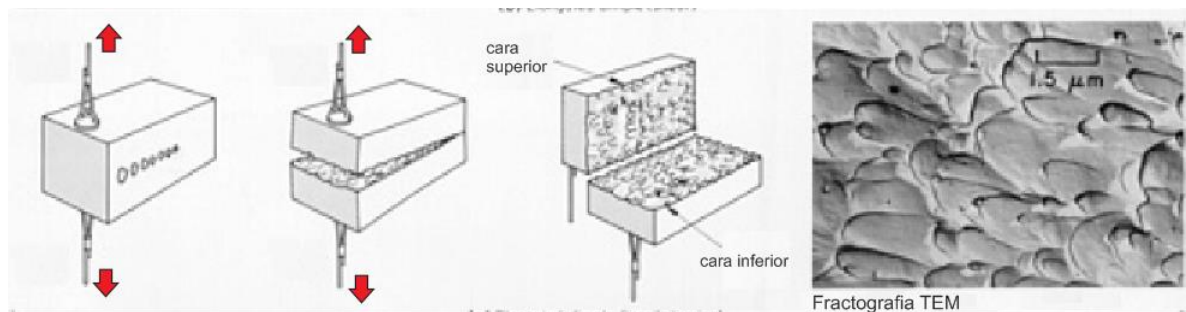


Figura 40: Influencia de la dirección del máximo esfuerzo (flechas rojas) en la forma de los microhuecos. Desgarro a tensión, oyuelos elongados con formas de u [Modificado de 55].

#### 4.6.6.5. FRACTOGRAFÍA DE LAS FRACTURAS SÚBITAS MIXTAS

Las fracturas súbitas mixtas se forman, por condiciones intermedias entre las que favorecen a las fracturas frágiles y a las fracturas dúctiles, como son:

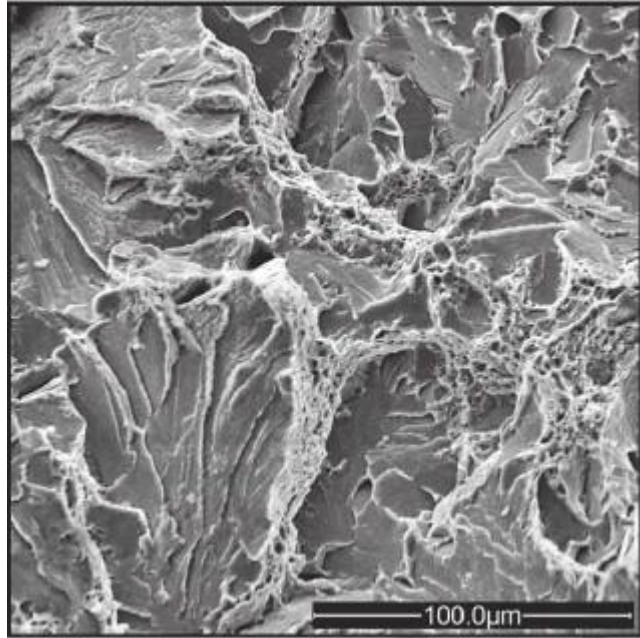
- Un material intermedio entre dúctil y frágil, por ejemplo un metal de dureza media o un metal fragilizado en límite de grano que promueva fractura intergranular con microcavidades.
- Un estado de esfuerzos intermedio entre esfuerzo plano y deformación plana.
- Un tamaño de pieza intermedia entre grande y pequeña. En el caso de láminas grandes, se requiere un espesor intermedio.
- Una temperatura ubicada en la zona de transición dúctil – frágil del material.
- Una velocidad de aplicación de carga intermedia entre impacto y cuasiestática.

Las fracturas mixtas mostrarán características de deformación, marcas en la superficie de fractura, textura y mecanismos de fractura combinados, entre los típicos de las fracturas dúctiles y los de las frágiles (fotografía 27). No existen criterios unificados, que permitan establecer una clara división entre fracturas dúctiles y fracturas frágiles, pensemos el siguiente caso: si encontramos una fractura donde una pieza metálica no muestre a escala macro distorsión visible o deformación, pero que a escala micro mediante observación con estereoscopio y SEM notamos formación de microcavidades, ¿Cómo deberíamos clasificar esta fractura?, ¿frágil por la no presencia de deformación de la pieza o dúctil por la presencia de los microhuecos?, y ¿Qué tal si además encontramos que los microhuecos están en algunas zonas de las superficies de fractura y en otras hay clivaje?. La respuesta no es sencilla, algunos analistas podrán responder: a escala macro es una fractura frágil y a escala micro será dúctil si el porcentaje en área ocupada por los microcavidades supera a la del clivaje.

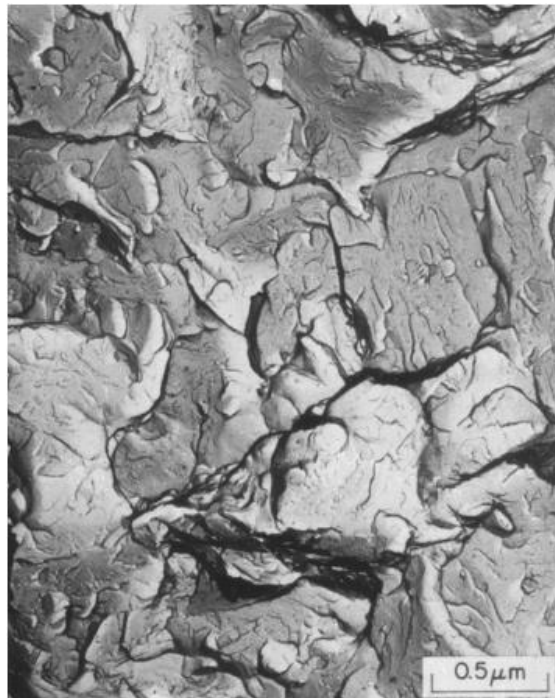
Bajo inspección a simple vista, con lupas o estereoscopio, se podrán encontrar marcas de dirección de crecimiento de grietas (ratchet, radiales o de río) o marcas de posición del frente de grieta (fotografía 28).

Algunos ejemplos de casos de fracturas mixtas son:

- Fracturas macroscópicamente dúctiles, en cuyas superficies de fractura haya participación de micromecanismos frágiles (intergranular y/o clivaje), puede ser el caso de materiales con heterogeneidades estructurales, donde globalmente muestran una alta elongación, pero al formarse la fractura resulta influenciada por la presencia de fases frágiles.
- Fracturas macroscópicamente frágiles, en cuya superficie de fractura haya participación de micromecanismos dúctiles (microhuecos), lo cual es común se presente con piezas de material dúctil, pero con concentradores de esfuerzo severos que promueven un estado de deformación plana, que limita la ductilidad de la pieza.
- Combinación de clivaje y microcavidades en una superficie de fractura, esto comúnmente se conoce como cuasiclivaje, el cual se puede presentar por ejemplo en aceros de medio carbono bonificados de durezas intermedias a altas 45 HRC y superiores.



Fotografía 27: Fotografía de SEM de superficie de fractura súbita mixta en acero bonificado: cuasiclivaje, donde se presenta una mezcla de clivaje con formación de microcavidades [39].



Fotografía 28: Acero inoxidable AISI 410, fracturado a baja temperatura [56].

Hay autores que llaman este tipo de fracturas como cuasiclivaje, de hecho el ASM handbook de fractografía lo menciona de esa forma.

## 5. DESARROLLO EXPERIMENTAL

### 5.1. FUNDAMENTO TEÓRICO VECTORIAL PARA LA PRODUCCIÓN DEL MATERIAL

En esta primera etapa del estudio se fundamenta en los estudios básicos de la Química, donde se sabe que al tener una suma de masas por su porcentaje en masa del elemento químico correspondiente, se obtiene la masa total de dicho elemento en el compuesto final, siempre y cuando no haya reaccionado con algún otro elemento que lo aparta de la composición final.

$$\%_{C_1} * m_1 + \%_{C_2} * m_2 + \dots + \%_{C_n} * m_n = \text{masa de carbono del compuesto final} \quad (40)$$

Al mismo tiempo se acudió a los conocimientos generales del Algebra lineal para poder hallar cuanta masa de cada ferroaleación se requerían para poder obtener la composición que se deseaba al final. Como primer factor se debía saber que es necesario tener el mismo número de variables que de ecuaciones, es por esto que se tomó como número de variables el número de elementos químicos que se deseaba estabilizar en la aleación final y por ende formular las “ecuaciones” necesarias, las cuales provienen de la composición en masa de cada ferroaleación, planteando así un sistema descrito por la relación mostrada en la ecuación 41.

$$[\% \text{ de composición}_{\text{Matriz}}][\text{masas de ferroaleantes}_{\text{vector}}] = [\text{aleación final}_{\text{vector}}] \quad (41)$$



$$[\text{matriz } \%] [\text{vector masas}] = [\text{aleación}]$$

El vector de la aleación final está compuesto por el producto punto de los porcentajes de cada uno de los elementos por la masa final de aleación que se desea, por ende este valor es conocido dentro del problema y se reemplazó según las necesidades finales del problema.

Gracias a este planteamiento se aplicó uno de los teoremas del algebra lineal para el desarrollo de matrices, el cual dice que si una matriz no singular (invertible) es multiplicada por un vector planteamiento, la inversa de dicha matriz multiplicada por el vector solución será igual a el vector planteamiento, o visto como se encuentra en el álgebra lineal de Grossman [45]. Siendo  $A$  una matriz y siendo  $x$  un vector tal que:

$$Ax = b \quad (42)$$

Entonces

$$x = A^{-1}b \quad (43)$$

Y aplicando estos conocimientos a la aleación que se deseaba, se obtuvo la relación de la ecuación 44.

$$[\text{vector masas}] = [\text{matriz \%}]^{-1} [\text{aleación}] \quad (44)$$

Donde la matriz de porcentajes se conforma de los análisis químicos de cada ferroaleación, los cuales fueron variados para las fundiciones y para obtener las composiciones de 0, 10, 20, 40 y 60 partes por millón de Boro.

## 5.2. PRODUCCIÓN DEL MATERIAL BASE CON LAS CARGAS PARA EL HORNO

El primer paso para poder hacer el estudio, es la obtención de los aceros bainíticos con distinta composición de boro, para lo cual se utilizaron distintas ferroaleaciones como lo fueron el Ferro-Silicio (Fe-Si), Ferro-Manganeso (Fe-Mn), Ferro-Molibdeno (Fe-Mo), Ferro-Cromo (Fe-Cr), Ferro-Vanadio (Fe-V) y Ferro-Boro (Fe-B) y aparte de esto para obtener una matriz cuadrada se añadió un componente extra denominado chatarra, la cual consistía en una combinación de acero AISI/SAE 1020 junto con acero AISI/SAE 1045, a los cuales se les variaba el porcentaje de cada uno según su composición química para obtener una composición química con aproximadamente 0,3% de carbono y con esto equilibrar mucho más fácil la matriz al obtener el carbono deseado en la aleación. Para completar la Matriz cuadrada, y que ésta tenga solución, se colocó en la matriz un vector composición el cual equivaldría al hecho de agregar Azufre puro, Fosforo puro y Hierro puro. Esta matriz fue creada en el Software Microsoft Excel, y las distintas partes son mostradas en las figuras 41, 42 y 43, con la respectiva explicación de lo realizado.

Insertar Composición Química del Acero 1020	Insertar Composición Química del Acero 1045	Promedio de los aceros	Insertar Composición Química del Ferro-Silicio	Insertar Composición Química del Ferro-Manganeso	Insertar Composición Química del Ferro-Molibdeno	Insertar Composición Química del Ferro-Cromo	Insertar Composición Química del Ferro-Vanadio	Insertar Composición Química del Ferro-Boro
Carbono 0.174	Carbono 0.4647576	0.3077485	Carbono 0.097	Carbono 6.54	Carbono 0.055	Carbono 0.07	Carbono 0.25	Carbono 0.141
Silicio 0.221	Silicio 0.3113939	0.2625812	Silicio 75.3	Silicio 0.22	Silicio 0.75	Silicio 0.63	Silicio 1.23	Silicio 0.47
Manganeso 0.815	Manganeso 0.7464242	0.7834552	Manganeso 0.096	Manganeso 78	Manganeso 0	Manganeso 0	Manganeso 0	Manganeso 0
Molibdeno 0.021	Molibdeno 0.0111515	0.0164697	Molibdeno 0	Molibdeno 0	Molibdeno 65.05	Molibdeno 0	Molibdeno 0	Molibdeno 0
Cromo 0.052	Cromo 0.0230303	0.0386739	Cromo 0.005	Cromo 0	Cromo 0	Cromo 62.88	Cromo 0	Cromo 0
Vanadio 0.003	Vanadio 0.0015758	0.0023448	Vanadio 0	Vanadio 0	Vanadio 0	Vanadio 0	Vanadio 81.3	Vanadio 0
Boro 0	Boro 0	0	Boro 0	Boro 0	Boro 0	Boro 0	Boro 0	Boro 18.37
Azufre 0.025	Azufre 0.0091818	0.0177236	Azufre 0.0025	Azufre 0.007	Azufre 0.05	Azufre 0.003	Azufre 0.039	Azufre 0.003
Fosforo 0.006	Fosforo 0.0185455	0.0117709	Fosforo 0.015	Fosforo 0.232	Fosforo 0.05	Fosforo 0.03	Fosforo 0.021	Fosforo 0.028
Hierro 98.683	Hierro 98.349182	98.529444	Hierro 24.502	Hierro 15.01	Hierro 34.045	Hierro 36.387	Hierro 17.97	Hierro 80.988
porcentaje 54%	porcentaje 46%		total insertado 100.0175	total insertado 100.009	total insertado 100	total insertado 100	total insertado 100.81	total insertado 100
total insertado 100	total insertado 99.935242	99.970212						
TERMINE Y ESTOY SEGURO DE LOS DATOS QUE INSERTE								

Figura 41: En la primera hoja de cálculo de la tabla de Microsoft Excel se insertan los datos en las celdas de fondo vino tinto y letras rosadas, el resto de celdas se actualizan instantáneamente

formando así la matriz y dividiéndola para que quede en porcentajes, al terminar de insertar los datos se le da click en el icono inferior y lo ubicará sobre el vector solución que será explicado a continuación.

Nombre	Simbolo	Acero	FeSi	FeMn	FeMo	FeCr	FeV	FeB	S	P	Fe
Carbono	C	0.0030775	0.00097	0.0654	0.00055	0.0007	0.0025	0.00141	0	0	0
Silicio	Si	0.0026258	0.753	0.0022	0.0075	0.0063	0.0123	0.0047	0	0	0
Manganeso	Mn	0.0078346	0.00096	0.78	0	0	0	0	0	0	0
Molibdeno	Mo	0.0001647	0	0	0.6505	0	0	0	0	0	0
Cromo	Cr	0.0003867	0.00005	0	0	0.6288	0	0	0	0	0
Vanadio	V	2.345E-05	0	0	0	0	0.813	0	0	0	0
Boro	B	0	0	0	0	0	0	0.1837	0	0	0
Azufre	S	0.0001772	0.000025	0.00007	0.0005	0.00003	0.00039	0.00003	1	0	0
Fosforo	P	0.0001177	0.00015	0.00032	0.0005	0.0003	0.00021	0.00028	0	1	0
Hierro	Fe	0.9852944	0.24502	0.1501	0.34045	0.36387	0.1797	0.80988	0	0	1
matriz inversa											
Nombre	Simbolo	Acero	FeSi	FeMn	FeMo	FeCr	FeV	FeB	S	P	Fe
Carbono	C	=MINVERSA(C20:L29)									
Silicio	Si										
Manganeso	Mn										
Molibdeno	Mo										
Cromo	Cr										
Vanadio	V										
Boro	B										
Azufre	S										
Fosforo	P										
Hierro	Fe										

Figura 42: Se inserta la fórmula mostrada en la imagen, y sin salir de la celda se oprime CTRL + SHIFT + ENTER y con ello arrojará la inversa de toda la matriz deseada en el rango seleccionado.

Nombre	Simbolo	Acero	FeSi	FeMn	FeMo	FeCr	FeV	FeB	S	P	Fe
Carbono	C	413.75698	-0.4887365	-34.690553	-0.344198	-0.4557106	-1.2649213	-3.1633113	0	0	0
Silicio	Si	-1.4273227	1.3297129	0.1159251	-0.0141242	-0.0117336	-0.0157284	-0.0230655	0	0	0
Manganeso	Mn	-4.1541412	0.0032724	1.6303508	0.0034746	0.0045917	0.0127246	0.0318016	0	0	0
Molibdeno	Mo	-0.1047571	0.0001237	0.0087831	1.5373662	0.0001154	0.0003203	0.0008009	0	0	0
Cromo	Cr	-0.2543651	0.0001949	0.021327	0.0002128	1.590612	0.0007792	0.0019474	0	0	0
Vanadio	V	-0.0119335	1.41E-05	0.0010005	9.927E-06	1.314E-05	1.2300488	9.124E-05	0	0	0
Boro	B	0	0	0	0	0	0	5.4436581	0	0	0
Azufre	S	-0.0729416	5.308E-05	0.006026	-0.0007076	3.296E-05	-0.0002562	0.0003952	1	0	0
Fosforo	P	-0.0387201	-0.0001496	0.0002726	-0.0007342	-0.0004325	-0.000137	-0.0012232	0	1	0
Hierro	Fe	-406.56883	0.1551363	33.896359	-0.1813999	-0.1276227	1.0268314	-1.2920364	0	0	1
vector solución											
				Multiplicación de la matriz con el vector solución			peso total de aleación que se desea en kilogramos		7.5		
Carbono	C	0.320%									
Silicio	Si	1.450%									
Manganeso	Mn	1.970%									
Molibdeno	Mo	0.260%									
Cromo	Cr	1.260%									
Vanadio	V	0.100%									
Boro	B	0.002%									
Azufre	S	0.050%									
Fosforo	P	0.040%									
Hierro	Fe	94.550%									
total		100.002%									

Figura 43: Se inserta la fórmula mostrada en la imagen, y sin salir de la celda se oprime CTRL + SHIFT + ENTER y con ello la hoja de Excel arrojará en el espacio seleccionado, la multiplicación



matricial entre la matriz inversa de composiciones y el vector solución que fue insertado. Aparte se inserta la cantidad de masa de fundición que se desea obtener para tenerlo en cuenta con la capacidad del crisol que se usará.

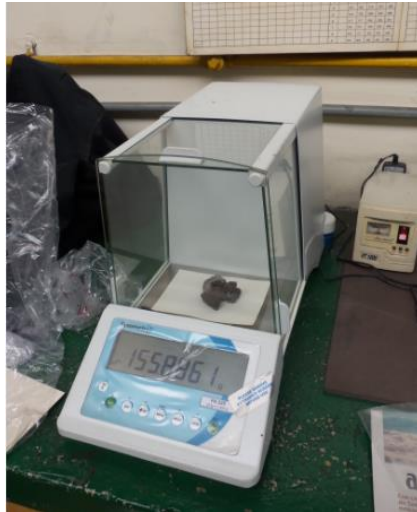
Después de dicha multiplicación y de tener como resultado la matriz de porcentaje, se multiplicará este nuevo vector por el peso total deseado en la aleación, arrojando un valor de masa de cada elemento que se desea obtener en el producto terminado y posteriormente se procede a relacionar directamente los elementos con los ferroaleantes y luego ser multiplicados por mil para así poder pesar cada uno de los ferroaleantes en gramos. Se debe tener en cuenta que la suma de los elementos del carbono y del hierro se tomará como el total de masa proporcionada por la denominada chatarra, la cual a su vez hay que multiplicarla por los valores porcentuales de acero 1020 y de acero 1045 para poder hacer la pesada. Los resultados los arrojará la tabla como se muestra en la figura 44.



Figura 44: Hoja de resultados mostrados por la tabla de Excel para proceder a pesar los ferroaleantes y así realizar las fundiciones que se deseen.

Con el fin de obtener los cambios de boro en la composición química de los aceros, se cambió el valor del boro en el vector de composición química final (columna roja de la figura 43) de la tabla de Excel, la tabla cambiaba los valores de ferro-aleantes, dejando constante el peso de 7,5 kilogramos de masa total de aleación; al valor de ferro-boro en gramos, se le agregó 0,2 gramos extra, debido a que el boro se oxida con gran facilidad dentro del material fundido, pero sin tener en cuenta ningún factor de pérdida, salvo lo descrito por el ingeniero Sierra en su tesis [46], contando con que se deseaba obtener la misma composición química que los aceros

usados por el ingeniero Sierra. Para pesar las cargas de ferro-aleantes, se contó con una balanza que tiene una sensibilidad de diezmilésimas de gramo ubicada en el laboratorio de metalografía de la Universidad Nacional de Colombia, la cual se muestra en la fotografía 29.



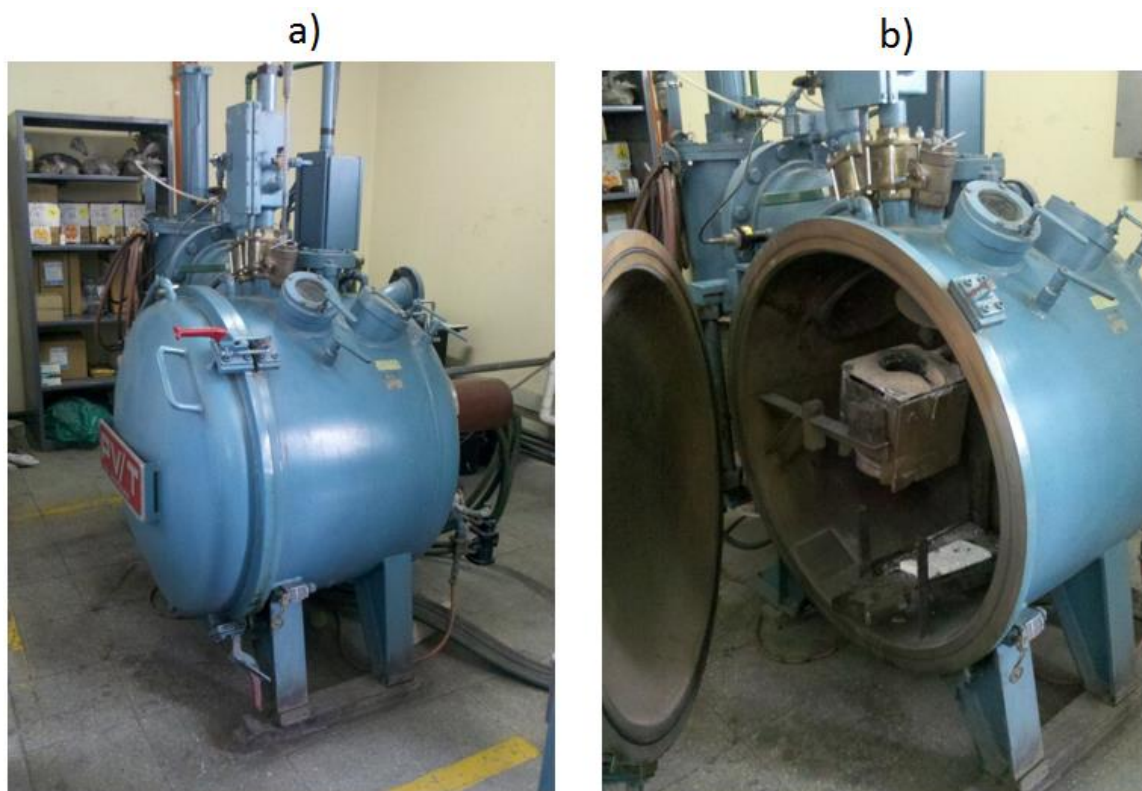
Fotografía 29: Fotografía de la balanza usada para pesar las ferroaleaciones, y la cual tiene una sensibilidad de diezmilésima de gramo.

Después de esto se procedió a hacer los moldes en acero estructural con perfiles en L (fotografía 30), teniendo en cuenta que se deberían formar hexaedros de sección transversal cuadrada de aproximadamente 70 mm de arista y una longitud aproximada de 200 mm.



Fotografía 30: Fotografía de uno de los moldes hechos en acero estructural para las fundiciones realizadas.

Luego de esto se da paso a preparar el horno de inducción ubicado en el laboratorio de fundición del edificio 407 de la Universidad Nacional de Colombia (fotografías 31 a) y b)), para así poder ser operado en óptimas condiciones. El horno de inducción usado cuenta con un sistema que le permite trabajar al vacío, de frecuencia variable desde 0 hasta 9000 Hz, con potencia máxima de 75 kilovatios; este equipo cuenta con un sistema de vacío que permite hacer la colada bajo esta condición y que proporciona una capacidad máxima de vacío de  $10^{-6}$  torr. El crisol que se utilizó en el desarrollo de la fundición fue de Alúmina ( $Al_2O_3$ ) con capacidad aproximada de 15 kg, la figura 45 muestra un esquema general del horno de inducción al vacío, en este esquema se puede apreciar cómo están dispuestas las bombas y válvulas para poder trabajar bajo condiciones por debajo de la presión atmosférica [46].



Fotografía 31: Fotografías del horno de inducción en el cual se realizaron las fundiciones para la obtención del material de trabajo de esta tesis.

Debido a que los moldes de acero presentaban oxidación superficial, se rectificó la superficie de los mismos con el uso de una pulidora y posteriormente se depositó grafito sobre la superficie con el fin de evitar adherencias y fundición del mismo molde al depositar la colada, pero esto no evitó en la adhesión del acero al molde en su totalidad, presentando una fundición superficial del molde (fotografía 32) y obligando a los investigadores a desprenderlos y rectificarlos.

- |   |  |
|---|--|
| <b>1. Cámara de fusión al vacío</b>       | <b>6. Válvula alto vacío</b>               |
| <b>2. Bomba difusora de vacío</b>         | <b>7. Válvula bajo vacío</b>               |
| <b>3. Bomba mecánica de sostenimiento</b> | <b>8. Válvula rompimiento de vacío</b>     |
| <b>4. Bomba mecánica de bajo vacío</b>    | <b>9. Válvula entrada de gases inertes</b> |
| <b>5. Válvula foreline</b>                | <b>10. Unidad de control de vacío</b>      |
|   | <b>11. Unidad de Potencia</b>              |

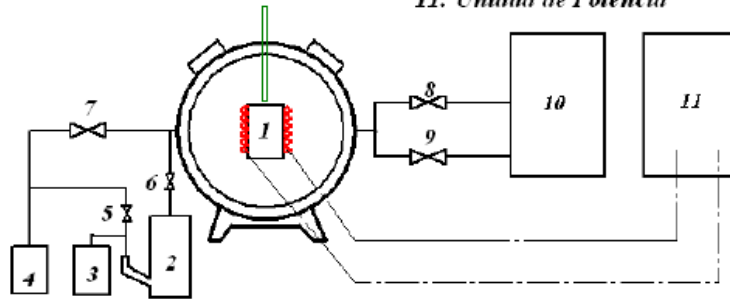


Figura 45: Esquema general del horno de inducción al vacío. [46].



Fotografía 32: Fotografía de la fundición y adhesión del molde de acero con el acero obtenido.

Con el cromatógrafo de gases ubicado en el laboratorio de metalografía de la Universidad Nacional de Colombia, se toman mediciones de los elementos presentes en las aleaciones, revelando que la composición real de los aceros es la mostrada en la tabla 16.

Elemento químico	Carbono	Silicio	Manganeso	Molibdeno	Cromo	Vanadio
Porcentaje en Peso	0,31%	0,9%	1,81%	0,25%	1.17%	0.1%

Tabla 16: Composición química promedio de los aceros bainíticos obtenidos.

Así mismo las partes de millón en las probetas no han sido exactas, sin embargo tienden a las planteadas y que se trataban de hallar en un principio de la investigación. Por ello se prefiere mencionarlas como 0B (0 ppm), 10B (10 ppm), 20B (20 ppm), 40B (40 ppm) y 60B (60 ppm).

### 5.3. TRATAMIENTO TERMOMECAÁNICO

Para obtener la microestructura bainítica, se desarrolló un proceso de deformación plástica en caliente, este proceso de laminado se llevó a cabo en el laboratorio de deformación plástica del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo en Morelia, México donde se cuenta con un laminador tipo laboratorio con inversor de giro (fotografía 33) que permitió la laminación de los cubos obtenidos en el proceso de fundición en periodos de tiempo muy cortos ya que la temperatura disminuía rápidamente.



Fotografía 33: Laminador tipo laboratorio [46].

De acuerdo a la revisión bibliográfica hay que subir la temperatura por encima de la temperatura de austenización (aproximadamente  $845^{\circ}\text{C}$ ) aunque al hacer una exhaustiva revisión bibliográfica, se recomienda laminar en un rango de temperatura comprendido entre  $1000^{\circ}\text{C}$  y  $1200^{\circ}\text{C}$  [4, 94, 95], debido al enfriamiento progresivo entre otros factores, por ello se optó por tomar  $1100^{\circ}\text{C}$  como temperatura de laminado, el horno en el cual se hizo el proceso de calentamiento, fue tipo mufla con resistencias de carburo de tungsteno que garantizaba una temperatura máxima de  $1200^{\circ}\text{C}$ , la fotografía 34 muestra el horno usado para dicho procedimiento.



Fotografía 34: Fotografía del horno tipo mufla con el cual se calentaron los lingotes antes de su proceso de laminación. [46].



Fotografía 35: Fotografía del proceso de laminación en caliente del material [46].

Los lingotes estuvieron en la mufla por una hora, periodo en el cual se logra homogenizar la microestructura para luego ser seguido por el proceso de laminado, llevando los cubos desde las dimensiones iniciales hasta obtener placas de aproximadamente 220 mm de longitud x 22 mm de espesor x 130 mm de ancho (fotografía 35), durante este proceso fue monitoreada la temperatura para controlar las pasadas en el laminador antes de que bajara a una temperatura inferior a 900°C, ya que este parámetro se fijó como valor mínimo de proceso para garantizar una transformación bainítica superior continua, minimizando la aparición de otras fases que influyeran en cambios de resultados de los estudios concernientes a esta tesis. Después del proceso de laminación los aceros fueron dejados enfriar al aire hasta la temperatura ambiente, obteniendo bainita como principal microconstituyente; también se presenta martensita, mostrada en los difractogramas de la sección 6.6.1. (figura 66). Para obtener una transformación bainítica total habría que haber aplicado un tratamiento isotérmico de bainitizado a temperatura por debajo de  $B_s$ , el cual no fue realizado debido a que el proceso de fabricación del material ya estaba estipulado en el proyecto por el cual se aprobó la investigación de esta tesis.

Las placas obtenidas del proceso de laminación, se someten a un proceso de corte ya que los bordes quedan deformados de manera irregular y para la adecuación de las probetas de tenacidad a la fractura se requiere que estas sean de geometría lo más uniforme posible y sin irregularidades internas, en las fotografías 36 a) y b) se puede observar cómo quedan las placas después del proceso de deformación en caliente, y a su vez son notorias las irregularidades en los bordes de las mismas y las cuales fueron removidas por procesos de corte.



Fotografía 36: Fotografías del material obtenido a) después del proceso de laminación en caliente b) después del proceso de corte por el cual fueron removidos los bordes.

## 5.4. REQUERIMIENTOS PARA LAS PROBETAS Y EL ENSAYO SEGÚN NORMA ASTM E1820 - 11

La norma ASTM E1820-11 es un método por el cual se usan procedimientos y las directrices para la determinación de la tenacidad a la fractura de materiales metálicos usando los parámetros  $K$ ,  $J$  y  $CTOD$  ( $\delta$ ). La tenacidad puede ser medida en el formato de la curva R o como un punto de evaluación. La tenacidad a la fractura determinada con esta metodología es para el método de carga abierto (Tipo I).

Las dimensiones de las probetas varían de acuerdo al análisis de tenacidad a la fractura aplicado. Las directrices son establecidas considerando la tenacidad del material, la carga de fluencia, etc.

### 5.4.1. RESUMEN DEL MÉTODO DE ENSAYO

El objetivo de este método de ensayo es cargar probetas preagrietadas por fatiga para inducir cualquiera de las dos respuestas:

- 1) Extensión de grieta inestable, incluyendo un salto interior significativo, referido a la inestabilidad de fractura.
- 2) Extensión de grieta estable, referido a un desgarre estable.

La inestabilidad de fractura resulta en un único punto de evaluación de tenacidad a la fractura determinado al final de la inestabilidad. El desgarre estable resulta en una relación de tenacidad a la fractura Vs. Extensión de la grieta estable (curva R) desde donde se pueden determinar puntos con valores significantes.

Este método requiere una medición continua de la carga vs. El desplazamiento lineal o la abertura de la boca de la grieta, o de ser posible ambos. Si ocurre una respuesta de desgarre estable, la curva R es desarrollada y el valor de la extensión de grieta lento será medido.

Hay dos procedimientos alternativos para la medición de la extensión de la grieta, el procedimiento básico y el procedimiento de la curva de resistencia. El procedimiento básico involucra un marcamiento físico del avance de la grieta y multiplicar las probetas usadas para el desarrollo de un trazo desde el cual se puede evaluar el valor de la iniciación de la tenacidad en un punto. El procedimiento de la curva de resistencia es un método de complianza elástica donde múltiples puntos son determinados de una sola probeta.



## 5.4.2. SIGNIFICANCIA Y USO

Asumiendo la presencia de una grieta por fatiga afilada, los valores de tenacidad a la fractura identificados por este método, caracteriza su resistencia a:

- 1) Fractura de una grieta estacionaria.
- 2) Fractura después de un desgarre estable.
- 3) Inicio de desgarre estable.
- 4) Desgarre estable, prolongado.

Esta metodología de evaluación es particularmente útil cuando la respuesta del ensayo no puede ser anticipada antes de la evaluación de las probetas.

Los valores de  $\delta_c$ ,  $\delta_u$ ,  $J_c$  y  $J_u$  pueden ser afectados por las dimensiones de las probetas, donde:

*$\delta_c$  = tenacidad a la fractura CTOD de materiales con fractura inestable previa al inicio de propagación de fractura estable [47].*

*$\delta_u$  = valor de CTOD en el inicio de la extensión de grieta inestable (pop-in) [47].*

*$J_c$  = tenacidad a la fractura de materiales de materiales con fractura inestable previa al inicio de propagación de fractura estable, representando la tenacidad a la fractura en inestabilidad sin una significativa propagación de grieta estable [47].*

*$J_u$  = medida de la inestabilidad en la fractura después de un inicio de una propagación de grieta estable significativa [47].*

## 5.4.3. APARATOS

Se necesitan equipos para la medición de la fuerza aplicada, el desplazamiento de la grieta y el desplazamiento de la abertura de la boca de la grieta. La carga vs. El desplazamiento lineal y el desplazamiento de la abertura de la boca de la grieta pueden ser medidos de forma digital para un procesamiento por computador o autograficado con una impresora x-y.

### 5.4.3.1. MEDIDORES DE DESPLAZAMIENTO

Las medidas de desplazamientos son necesitadas para los siguientes propósitos: evaluar  $P_Q$  (carga de cálculo para tenacidad a la fractura según la norma ASTM E1820-11) en la evaluación del valor teórico de la tenacidad a la fractura  $K_{IC}$  e Integral  $J$ , para el área bajo la medición de la carga vs. El desplazamiento lineal, CTOD de la fuerza vs el desplazamiento de la abertura de la boca de la grieta o entalla. Cuando el desplazamiento esperado es inferior a 3,75 mm (0,15 in), el medidor recomendado es el mostrado en la Figura 46.

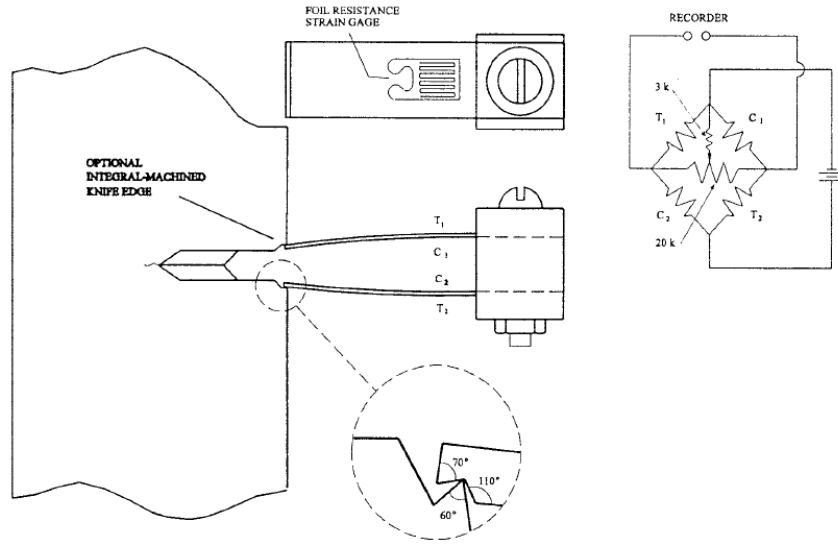


Figura 46: Medidor de desplazamiento de doble voladizo con broches internos montada por medio de bordes de cuchilla [47].

Cuando se requiere un rango de trabajo superior, un medidor alargado es recomendado como el mostrado en la Figura 47.

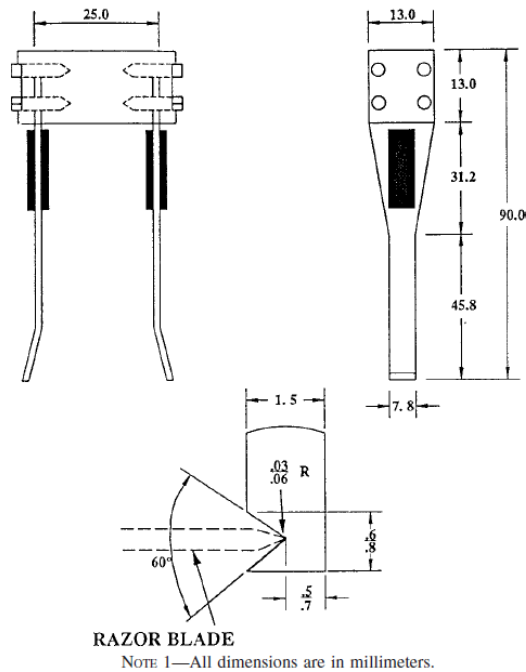


Figura 47: Diseño de medidor de broches para rangos de trabajo igual o mayores a 8,0 mm (0,3 in) [47].

La precisión debe ser de más o menos 1% del total del rango de trabajo. En la calibración, la máxima desviación de los puntos individuales de un ajuste (lineal o curvo) debe ser menor al  $\pm 0,2\%$  de le rango de trabajo del medidor.

Según la norma la forma de colocar el medidor es por medio de bordes de cuchilla mecanizados con la entalla en la probeta, hay un método de sujeción alternativo el cual es por medio del mecanizado de una rosca interna en la probeta y sujetarlo por medio de tornillos, este método es descartado debido a que por las propiedades tan elevadas de este material no se dejó mecanizar de forma adecuada dicha rosca.

#### 5.4.3.2. TRANSDUCTORES DE FUERZA

La fuerza aplicada debe ser medida por cualquier transductor capaz de tomar mediciones de forma continua. La precisión de la medición de la fuerza debe ser de más o menos 1% el rango de trabajo. En la calibración, la máxima desviación de datos individuales debe ser menor al  $\pm 0,2\%$ .

Los accesorios para el ensayo por doblado o flexión son ilustrados en la figura 48.

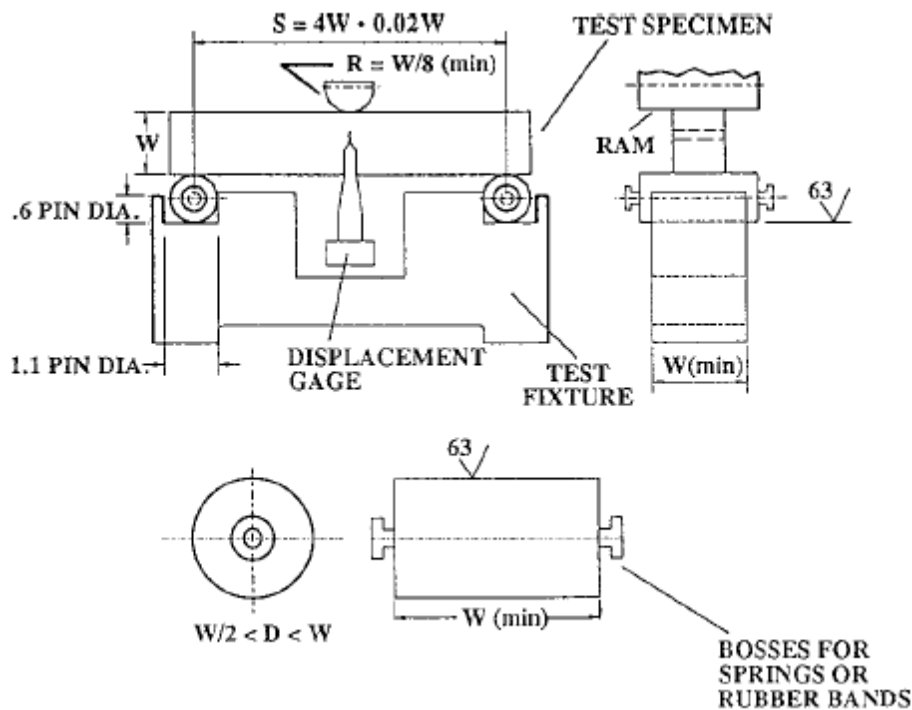


Figura 48: Accesorio para el ensayo de doblado, detalles del rodillo [47].

Estos accesorios son diseñados para minimizar los efectos de fricción al colocar apoyos de rodillo para que roten y se muevan levemente y como la probeta se encuentra cargada entonces garantiza el contacto con los rodillos. Estos rodillos son ubicados mediante muelles y su dureza debe ser superior a los 40 Rockwell C.

#### 5.4.4. TAMAÑO DE LAS PROBETAS, CONFIGURACIÓN Y PREPARACIÓN

Cualquier espesor se puede utilizar siempre y cuando se cumplan los requisitos de calificación como se muestra en la figura 49.

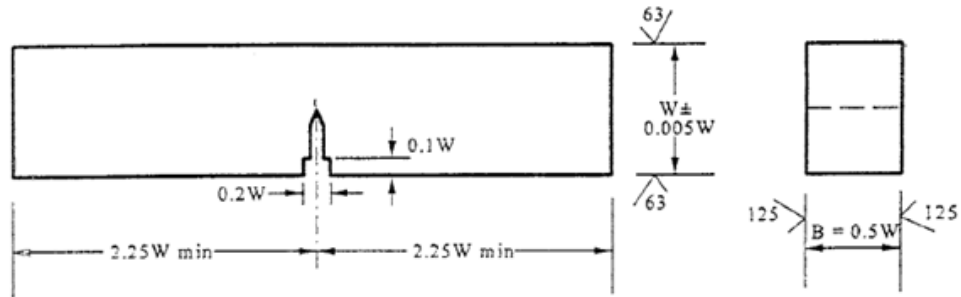


Figura 49: Geometría recomendada para una probeta a doblarse por un solo borde [47].

Las probetas deben ser precargadas a fatiga. La experiencia muestra que el crear una grieta delgada y similar a las que se producen de forma natural es impráctico, en vez de eso es usada una entalla delgada desde la cual se extenderá una pequeña grieta por fatiga, llamada la pregrieta (esta pregrieta por fatiga es producida por una carga cíclica sobre la probeta con la entalla con un número de ciclos usualmente entre  $10^4$  y  $10^6$  dependiendo del tamaño de la probeta, la preparación de la entalla y la intensidad de esfuerzo).

##### 5.4.4.1. ENTALLA

Hay tres formas de entallas las cuales se muestran en la figura 50.

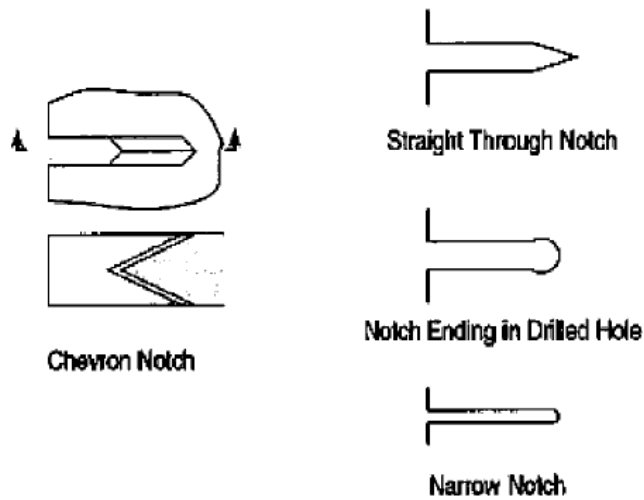
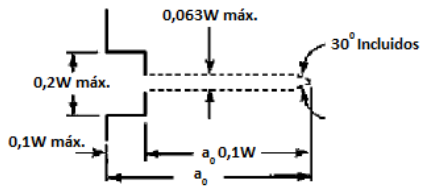


Figura 50: Configuraciones de entallas iniciadoras de la grieta por fatiga [47].

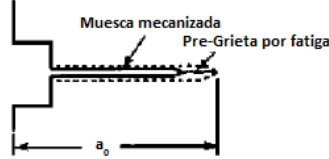
El radio de la herramienta para una entalla en forma de V debería ser de 0,08mm (0,003in) o inferior. En el caso de una entalla chevron el radio de la herramienta puede ser de 0,25mm (0,01 in) o inferior. En el caso de las probetas fabricadas la herramienta tiene un radio de 0,125mm, no se pudo encontrar un proveedor que generará una entalla acorde a la norma estipulada y con un precio apropiado según la cotización del proyecto.

El tamaño de la grieta por fatiga en total contando la entalla iniciadora de la grieta por fatiga y la pregrieta debe ser entre 0,45 y 0,7W para la determinación de  $J$  y  $\delta$ , pero se restringe a un rango entre 0,45 y 0,55W para la determinación de  $K_{IC}$  como se muestra en la figura 51. Se procedió a tomar la medida de 0,5W dado que queda en el rango para las dos evaluaciones y con estas especificaciones se obtienen probetas con las dimensiones mostradas en la figura 52. La Norma técnica ASTM E399 recomienda unas probetas en las cuales sus dimensiones dependen de las propiedades del material, garantizando la deformación plana. En este trabajo investigativo dichas probetas no han podido ser manufacturadas, debido a limitantes volumétricas del material laminado por lo cual se mantienen las proporciones como lo dice la norma técnica ASTM E1820-11 y al final haciendo una relación se puede saber si se ha hallado la tenacidad  $K_{IC}$  o si se deja expresada la tenacidad como una tenacidad cuestionable  $K_Q$ .

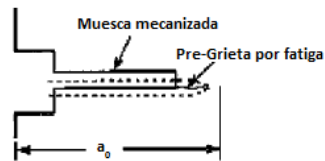
**Entalla y limites de la grieta requeridos**



**Entalla aceptable**



**Entalla inaceptable**



**Configuraciones de la Entalla y la Pre-Grieta**

	Entalla Ancha	Entalla Estrecha
Máxima Altura de la Entalla	0,063W	0,01W
Máximo Angulo de la Entalla	60°	Mecanizado
Longitud Mínima de la Pre-Grieta	0,05B	0,025B

Figura 51: Desarrollo de la grieta por fatiga y las entallas de iniciación de grietas [modificado de 47].

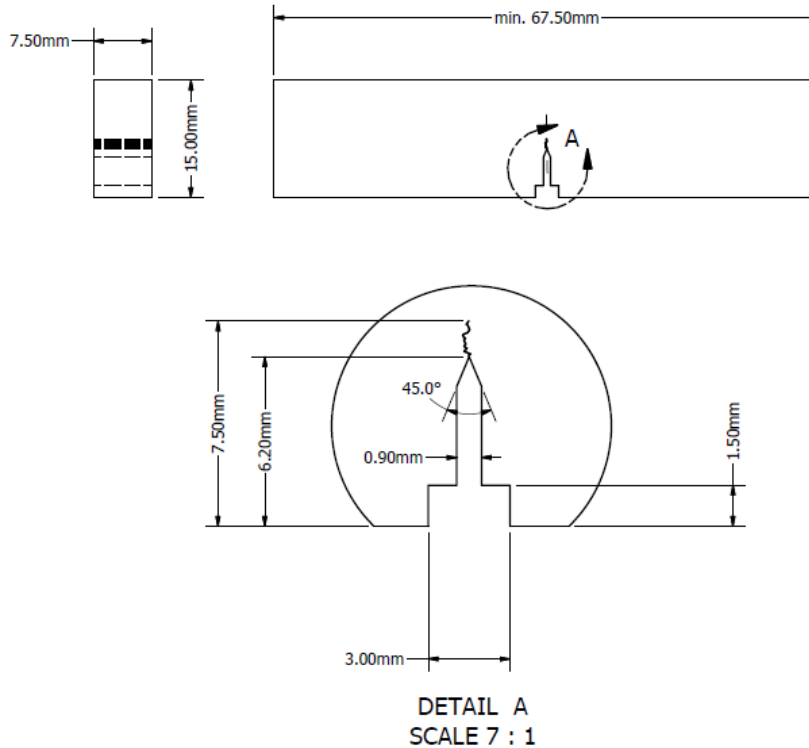


Figura 52: Medidas de las probetas fabricadas en aceros bainíticos considerando las proporciones estipuladas por la norma ASTM E1820-11 [47].

Para precargar la probeta debe ser de forma uniforme a lo largo del espesor para que el crecimiento de la grieta sea lo más uniforme posible.

Unas fuerzas para la fatiga aceptables son limitadas para mantener la máxima intensidad de esfuerzo durante la precarga,  $K_{MAX}$ . Si el material va a tener algún tratamiento térmico, todo el material debe tenerlo y no solo la entalla para poder ser ensayado. Hay varias maneras de promover una iniciación de grieta temprana:

- 1) Utilizando una entalla muy afilada.
- 2) Usando una entalla en forma de chevron.
- 3) Con una precarga estática en la probeta de tal manera que la punta de la entalla sea comprimida en una dirección normal al plano de grieta, con una carga que no exceda el  $P_m$  como está definido en el apartado 2.4.6.
- 4) Usando una proporción de fuerza de fatiga negativa; para una máxima fuerza a fatiga dada, la proporción de fuerza más negativa.

#### 5.4.5. PROCEDIMIENTO PARA PRECARGAR POR FATIGA

El preagrietamiento por fatiga puede ser inducido con un bajo control de carga o desplazamiento. Si el ciclo de fuerza se mantiene constante, el máximo  $K$  y el rango de  $K$  incrementarán con el tamaño de la grieta. El valor inicial de la máxima fuerza por fatiga será menor que  $P_m$ . La probeta deberá ser localizada exactamente en los accesorios de carga. El ciclo de fatiga iniciará, usualmente con una forma de onda sinusoidal y cercana a la frecuencia de práctica más alta. No hay ningún efecto por la frecuencia conocido en el preagrietamiento por encima o igual a 100Hz en la ausencia de ambientes adversos. La probeta debe ser observada hasta que la iniciación de grieta sea observada en uno de sus lados. Si la iniciación de grieta no es observada en el otro lado, el ciclo de fatiga se debe detener y tratar de determinar la causa y hallar una solución a este comportamiento asimétrico. En algunas ocasiones, darle la vuelta a la probeta en relación a los accesorios soluciona el problema.

La longitud de la pregrieta desde la entalla mecanizada no debe ser inferior a 0,05B y tampoco menor a 1,3 mm (0,05 in) para la entalla ancha que es el caso de esta tesis. El preagrietamiento debe ser logrado en al menos dos pasos. Para el primer paso el máximo factor de intensidad de esfuerzo aplicado para la probeta  $K_{MAX}$  debe ser limitado por la expresión de la ecuación 44.

$$K_{MAX} = \left( \frac{\sigma_{YS}^f}{\sigma_{YS}^T} \right) (0,063 \sigma_{YS}^f) [MPa\sqrt{m}] \quad (45)$$

$\sigma_{YS}^f$  y  $\sigma_{YS}^T$  son el esfuerzo de cedencia a la pregrieta de fatiga y a las temperaturas de ensayo respectivamente.

Generalmente es más efectivo el hecho de usar  $R=P_{MIN}/P_{MAX} = 0,1$ . La precisión de los valores de fuerza máximo deben ser conocidos con  $\pm 5\%$ .

Si la grieta no comienza a crecer después de  $10^5$  ciclos, la carga puede ser incrementada hasta que la grieta comience a expandirse. Para el segundo paso del preagrietamiento el cual debe incluir como mínimo el 50% de la grieta, el máximo factor de intensidad de esfuerzo aplicado a la probeta deberá ser el resultado dado por la ecuación 45.

$$K_{MAX} = 0,6 \frac{\sigma_{YS}^f}{\sigma_{YS}^T} K_F \quad (46)$$

Donde  $K_F = K_Q, K_{JQ}, K_{JQc}$  o  $K_{JQu}$  dependiendo del resultado del ensayo,  $K_F$  es calculado de la correspondiente  $J_F$  usando la ecuación 46.

$$K_F = \sqrt{\frac{EJ_F}{(1 - \nu^2)}} \quad (47)$$

Donde:

$E =$  Módulo elástico del material.

$\nu =$  coeficiente de Poisson del material.

#### 5.4.6. PROBETA POR DOBLADO CON ENTALLA SIMPLE

La probeta por doblado estándar tiene una entalla por uno de sus filos y la grieta por fatiga, es cargada de forma rápida en tres puntos, contando los dos apoyos que tienen una distancia  $S$  entre ellos y es igual a cuatro veces la altura  $W$ . las proporciones de la probeta son mostradas en la figura 52.

Todas las probetas deben ser precargadas en tres puntos de doblado, basados en una carga normal no superior a  $P_m$ , el cual está dado por la ecuación 47 y que da como resultado

$$P_m = 6263,36 N .$$

$$P_m = \frac{0,5Bb_0^2\sigma_Y}{S} \quad (48)$$

En este caso:



$$\sigma_Y = 1148 \text{ [MPa]}.$$

$$S = \text{distancia entre apoyos} = 60 \text{ [mm]}.$$

$$b_0 = 7,5 \text{ [mm]} = W - a_0 = 15 - 7,5 \text{ [mm]}.$$

$$b_0 = \text{Altura de la probeta menos longitud inicial de la entalla sin grietas}$$

$$B = \text{espesor de la probeta} = 7,5 \text{ [mm]}.$$

## 5.5. CORTE DE LAS PROBETAS PARA LOS ENSAYOS

En un principio se hacen cortes en los bordes de los lingotes de los aceros con el fin de no obtener grietas dentro de las probetas, por la forma en la cual el material es deformado; estos cortes se realizan con una máquina de corte por disco abrasivo refrigerada (Fotografías 37 a) y b)) y a una velocidad baja, debido a que la refrigeración proporcionada por la máquina y enfocada directamente sobre la sección que se está cortando, retire la acumulación de calor interno del material por la fricción con el disco y así garantice que la microestructura bainítica no va a verse modificada por el proceso de corte.



Fotografía 37: a) Fotografía de la máquina de corte refrigerada, con la cual se realizaron los cortes del material para la obtención de las probetas a analizar b) ampliación de la sección de la maquina donde está ubicado el disco de corte y muestra un bloque de acero bainítico ya cortado.

Con el fin de la manufacturación de las probetas sean lo más económicas posible se procedió a aplanar las probetas por medio de procesos de refrentado en tornos del taller de máquinas y herramientas de la Universidad Nacional de Colombia Sede Bogotá (fotografías 38 a) y b)), solicitados por el estudiante, lo cual evitaba cortes con hilo en la superficie de las probetas que generaría relativas grandes áreas de corte y por ende costos desmesurados; este proceso de refrentado también tuvo ciertos problemas, desgastando rápidamente los buriles y haciendo el proceso muy lento debido al poco avance que se le podía dar a la máquina para que no partiera las pastillas de tungsteno de los buriles.

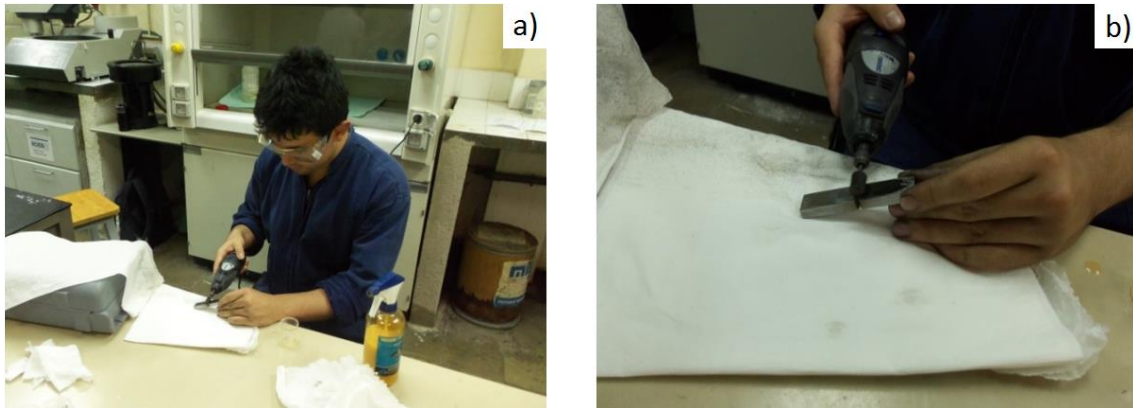
Después de tener las probetas cercanas a la dimensión transversal especificada en la Figura 51, se procedía a tratar de reducir la altura de la probeta por el mismo proceso de refrentado, el cual al tener un área tan pequeña de corte, generaba muchas más cargas de impacto sobre el buril a lo largo del proceso, esto rompía las pastillas y se vio obligado a reducir esa dimensión por medio de un proceso de rectificado igualmente con uso de líquido refrigerante para mantener la microestructura bainítica. Este proceso también se utilizó en la sección transversal para llegar a la medida especificada en la norma empleada.



Fotografía 38: Fotografías del torno y la montura usados en la Universidad Nacional de Colombia para hacer el proceso de refrentado sobre las probetas de acero bainítico.

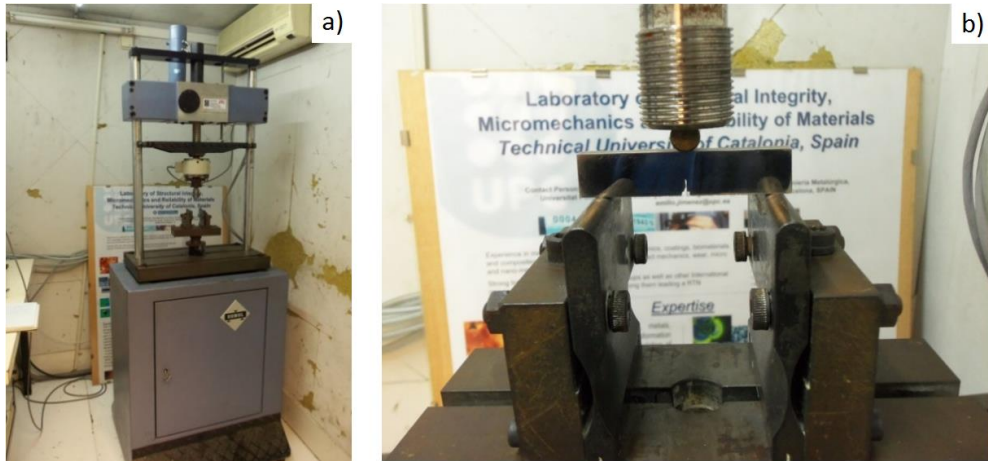
## 5.6. MEDICIÓN DE LAS GRIETAS PROPAGADAS

Después de tener cortadas las probetas se hace una caracterización microestructural como lo muestra el numeral 6.1. En los análisis de resultados, luego se inicia un proceso de pulido sobre las caras de la probeta, más específicamente sobre la sección de la entalla hasta pasta de diamante de  $9\mu\text{m}$  (fotografía 39 a) y b)), con el fin de poder observar y medir la propagación de la grieta en el microscopio óptico OLYMPUS BX41M el cual tenía un ocular graduado en micras según el objetivo utilizado, controlando así la propagación y el factor de intensidad de esfuerzos para no exceder la dimensión de  $1,3\text{ mm}$ .



Fotografía 39: Fotografías del pulido realizado sobre la probeta con pasta de diamante.

Para la propagación de las grietas es usada la máquina RUMUL microtrón 20 KN que se muestra en la Fotografía 40, la cual se encuentra ubicada en el laboratorio de fractura de la facultad de ingeniería industrial de la Universidad Politécnica de Cataluña; a esta se le podía cambiar de forma bastante sencilla el  $K$  aplicado sobre la probeta, controlando también el desplazamiento crítico del cabezal y los ciclos aplicados sobre la probeta, si el cabezal tenía un cambio superior al 10% de la carga usada entre ciclos, la maquina se detendría para poder tomar medición de grieta; de igual forma si se superaban los  $10^6$  ciclos, la maquina se detendría para hacer una nueva medición y revisar si hubo algún cambio en la longitud de la grieta. Estos cambios fueron registrados con un microscopio OLYMPUS BX41M que en su visor tenía un medidor en micrómetros dependiente de los aumentos a los que se observara la muestra (Fotografía 41). La mayoría de estas muestras fueron observadas a 50 aumentos.



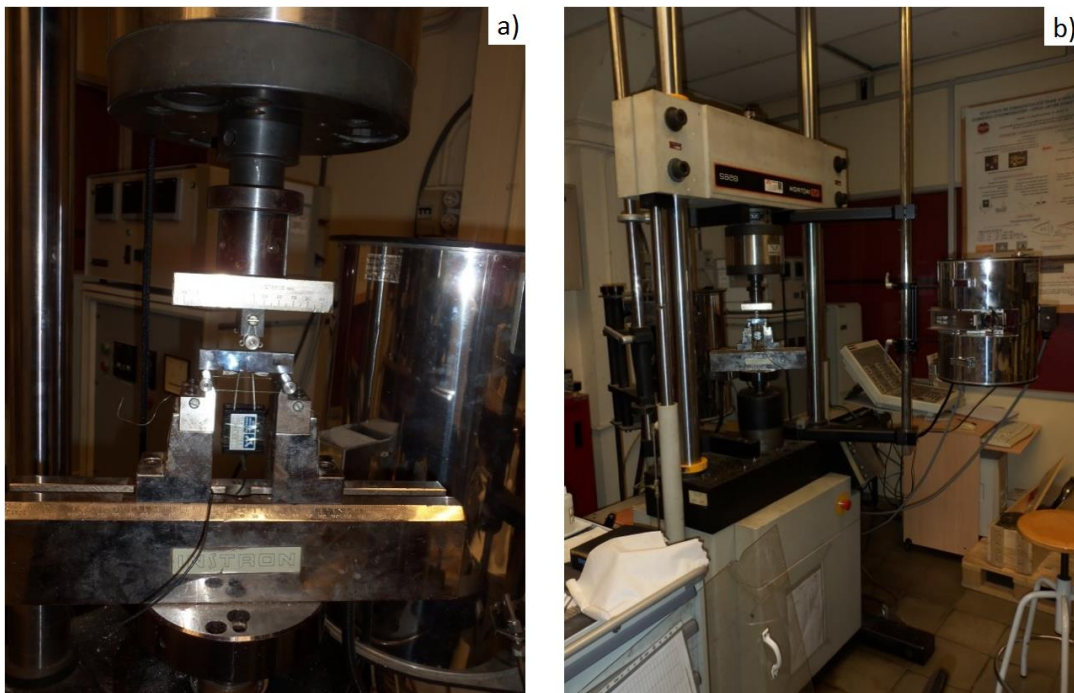
**Fotografía 40:** a) Fotografías de la máquina RUMUL microtrón 20 KN ubicada en el laboratorio de fractura de la Facultad de Ingeniería Industrial de la Universidad Politécnica de Cataluña.  
b) montaje usado por el estudiante para hacer la propagación de grieta por medio del control del factor de intensidad de esfuerzos K.



**Fotografía 41:** Fotografía del microscopio OLYMPUS BX41M ubicado en el laboratorio de fractura de la Facultad de Ingeniería Industrial de la Universidad Politécnica de Cataluña, usado para medir la propagación de la carga a lo largo de los ensayos.

## 5.7. ENSAYOS Y CÁLCULOS PARA HALLAR LA INTEGRAL J

Después de propagadas las grietas en las probetas, se hace el montaje de la máquina universal de ensayos INSTRON 8562 mostrada en las Fotografías 42 a) y 42 b); dicha máquina se encuentra ubicada en el laboratorio de fractura de la Facultad de Ingeniería Industrial de la Universidad Politécnica de Cataluña, la cual aplicaba la carga y tomaba la medida del desplazamiento longitudinal (movimiento del pistón) a lo largo del ensayo con lo cual se podrán realizar las curvas necesarias para el cálculo de la integral J en cada probeta. La norma ASTM E1820-11 estipula dos formas de hacer los cálculos, los cuales dependen de las medidas registradas por el extensómetro con la apertura de la grieta (dirección longitudinal de la probeta) y con el desplazamiento del pistón (desplazamiento transversal de la probeta); es por esto que la fotografía 42 a) muestra un extensómetro puesto en la probeta que se ensaya, dado que con estos datos fueron realizados los cálculos presentados en este trabajo investigativo, y con los datos del desplazamiento del pistón registrado por la máquina se hacen simultáneamente los cálculos para corroborar los resultados obtenidos con datos del extensómetro.



Fotografía 42: Fotografías de la máquina INSTRON 8562 ubicada en el laboratorio de fractura de la Facultad de Ingeniería Industrial de la Universidad Politécnica de Cataluña, con el montaje para hacer ensayos de integral J y con una probeta montada.

Para calcular  $J$  en una probeta entallada en un solo filo, se divide en su componente elástica y plástica.

(49)

$$J = J_{el} + J_{Pl}$$

Dónde:

$J_{el}$  = Componente elástica de  $J$ .

$J_{Pl}$  = Componente plástica de  $J$ .

En el punto correspondiente para  $v$  y  $P$  de la curva de carga sobre la probeta vs. La medición del desplazamiento medido, se calcula la integral  $J$  como se muestra en la ecuación 49:

(50)

$$J = \frac{K^2(1 - \nu^2)}{E} + J_{Pl}$$

$E$  = Modulo Elástico del Material.

$\nu$  = Coeficiente de Poisson del material.

Y Donde

(51)

$$K_{(i)} = \left[ \frac{P_i S}{(BB_N)^2 W^2} \right]^{1/3} f(a_i/W)$$

$P_i$  = Es la carga en cada instante de tiempo.

$S$  = Distancia entre los apoyos a utilizar.

$B$  = Es el ancho de la probeta plana, sin ranuras ni ningún método de concentración de esfuerzos.

$B_N$  = Es el ancho neto de la probeta, que en este caso es igual a  $B$ , dado que este no tiene ninguna ranura.

$W$  = Corresponde a la altura de la probeta.

A su vez  $f(a_i/W)$  se descompone en la siguiente ecuación:

(52)

$$f\left(\frac{a_i}{W}\right) = \frac{3\left(\frac{a_i}{W}\right)^{1/2} \left[ 1,99 - \left(\frac{a_i}{W}\right) \left(1 - \frac{a_i}{W}\right) \left( 2,15 - 3,93 \left(\frac{a_i}{W}\right) + 2,7 \left(\frac{a_i}{W}\right)^2 \right) \right]}{2 \left( 1 + 2 \frac{a_i}{W} \right) \left( 1 - \frac{a_i}{W} \right)^{3/2}}$$

$a_i$  = Desplazamiento instantáneo, apertura de la grieta en el instante.

Donde  $a$  debe ser igual a  $a_0$  para el  $K$  correspondiente al  $J_{el}$ .

El  $J_{Pl}$  se halla con la siguiente expresión:

(53)

$$J_{pl} = \frac{\eta_{pl} A_{pl}}{B_N b_0}$$

Donde

$A_{pl}$  = Área bajo la curva de fuerza contra desplazamiento (apertura en la grieta) como se muestra en la Figura 53.

$\eta_{pl}$  = 1,9 si para hallar  $A_{pl}$  es usada la carga contra el desplazamiento lineal.  
=  $3,667 - 2,199(a_0/W) + 0,437(a_0/W)^2$  Si para hallar el  $A_{pl}$  es registrado el desplazamiento de la apertura de la grieta.

$B_N$  = Espesor neto de la probeta (en este caso al no tener surcos,  $B_N = B$ ).

$b_0$  =  $W - a_0$ .

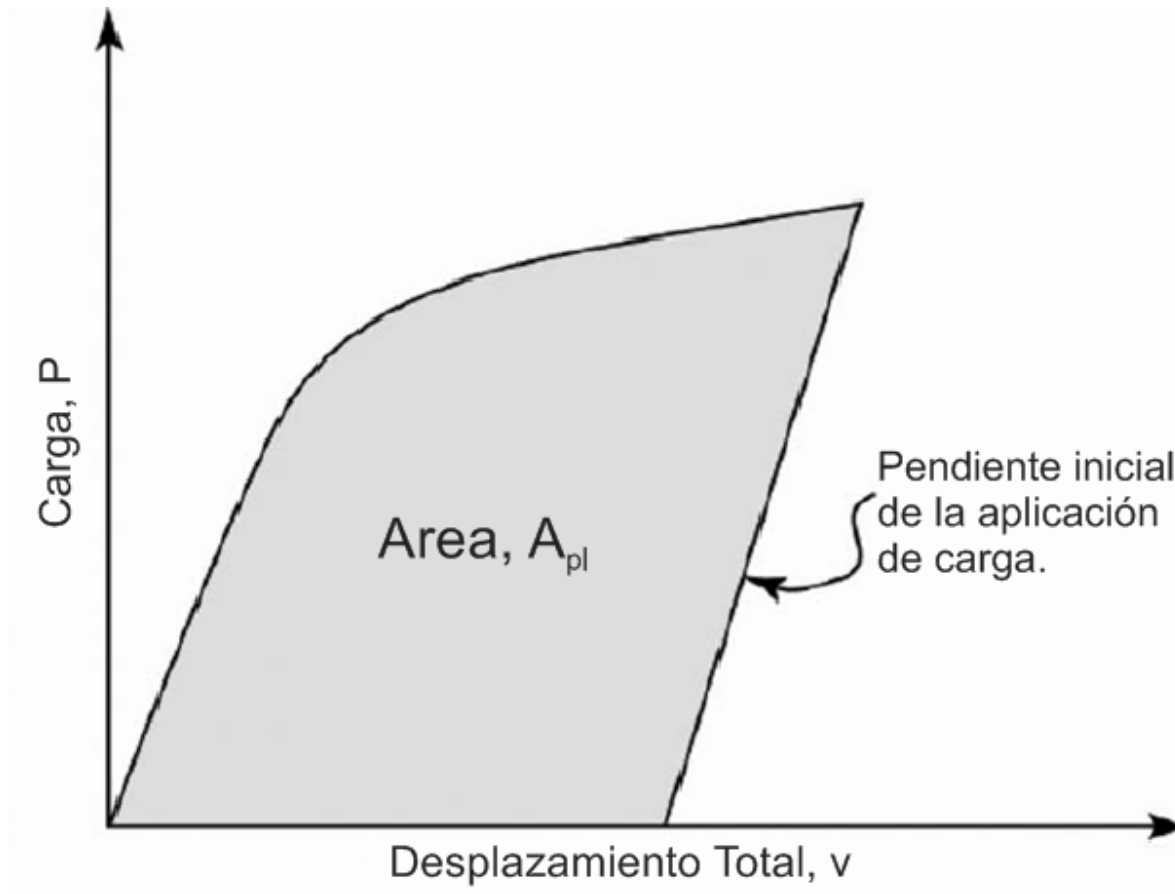


Figura 53: Definición del área para el cálculo de J usando el método básico [Modificado de 47].

## 5.8. CÁLCULO DEL AREA BAJO LA CURVA

Para la generación de la curva P vs V requerida fue usada la máquina universal de ensayos INSTRON 8562, la cual fue configurada para obtener datos cada 0,24 segundos (240 milisegundos), obteniendo una gran cantidad de datos y los cuales generan una curva con puntos muy cercanos entre sí, que al ser aproximados con triángulos y rectángulos como se muestra en la figura 54, se hace una aproximación muy cercana del área bajo la curva.

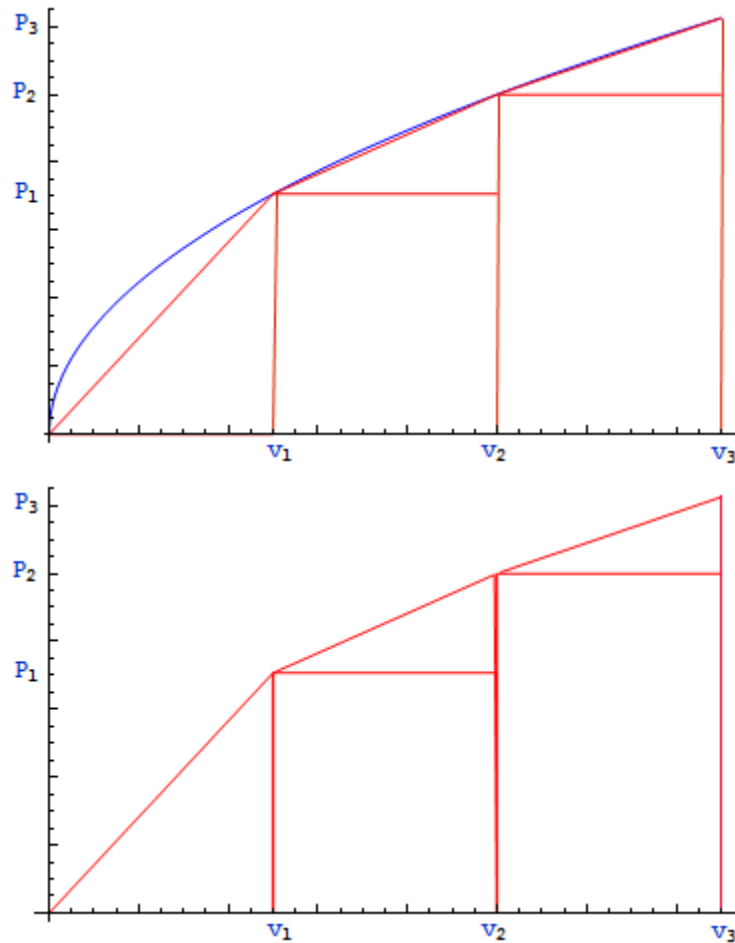


Figura 54: Método de aproximación de áreas por medio de la sumatoria de triángulos y rectángulos formados a partir de puntos coordenados que forman la curva de la que se desea saber el área.

Al tener puntos en las dos dimensiones, se puede calcular el área de forma muy sencilla, obteniendo primero el área de los triángulos formado entre los puntos, al saber que dicho triángulo tiene un ángulo de  $90^0$ , se procede a hallar el área con la ecuación 53.



(54)

$$A_{\text{triangulo } i} = \frac{(P_i - P_{i-1}) * (v_i - v_{i-1})}{2}$$

Esta área se complementa de forma seguida al hallar el área comprendida por el rectángulo que se encuentra debajo de los triángulos entre puntos, el cual es descrito por la ecuación 54.

(55)

$$A_{\text{rectangulo } i} = P_{i-1} * (v_i - v_{i-1})$$

Siendo el área total bajo la curva, la sumatoria de las áreas de rectángulos y triángulos a lo largo de la curva.

(56)

$$A_{\text{total}} = \sum_{i=1}^n A_{\text{triangulo } i} + A_{\text{rectangulo } i}$$

Al tener en cuenta que la curva de P Vs v tiene una pendiente inicial, y que habrá que restar un área desde el punto máximo de esta curva al caer a carga nula con la misma pendiente inicial (figura 56), por lo cual se debe seleccionar un punto cercano a donde cambia de pendiente la curva como lo muestra la figura 55.

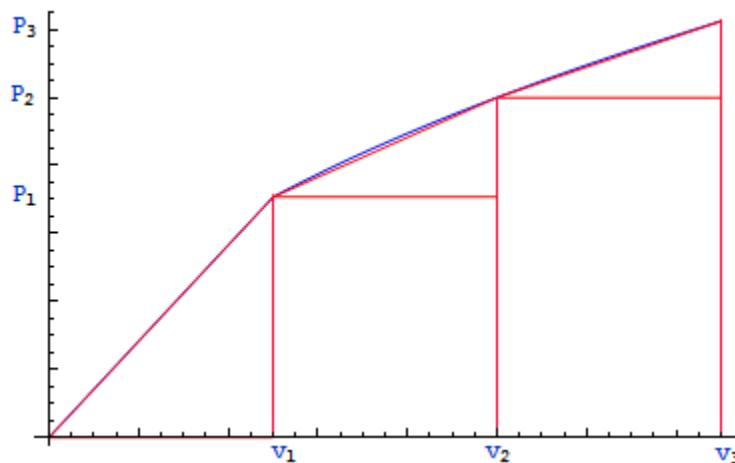


Figura 55: Gráfica que ilustra una aproximación a la curva esperada por la máquina universal de ensayos INSTRON 8562, con la pendiente inicial y la aproximación del área bajo la misma.

Se da inicio hallando la pendiente con la cual asciende la curva P VS v, para lo cual se toman dos puntos y se despeja la pendiente, siguiendo la ecuación fundamental de una línea recta como se muestra en la ecuación 56.

$$y = mx + b \rightarrow P = mv + b$$

$$m = \frac{P_2 - P_1}{v_2 - v_1}$$
(57)

Después de esto se halla el intercepto con el eje horizontal despejando la  $b$  de la ecuación de la recta, y lo cual se hace reemplazando la  $y$  y la  $x$  de la ecuación de la recta por los puntos máximos de la curva.

$$b = P - mv$$
(58)

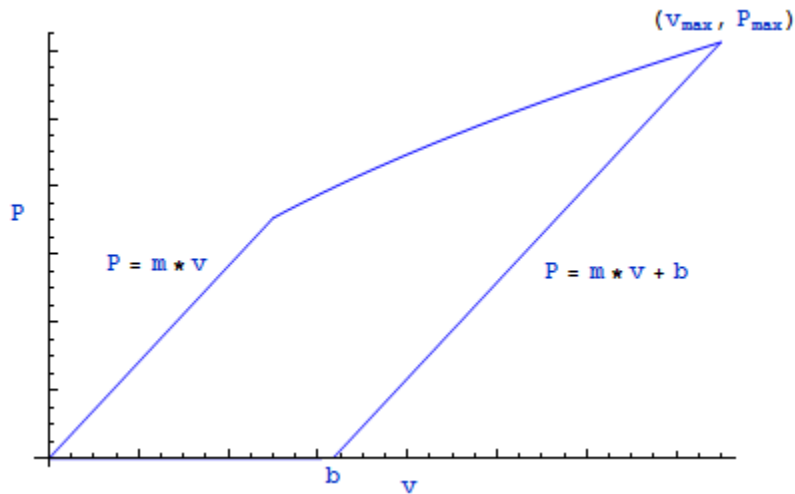


Figura 56: Gráfica ilustrativa que muestra el método de aproximación para hallar el área bajo la curva  $P$  vs.  $v$  con la condición de recuperación elástico.

Con este punto de intersección con el eje  $v$ , se puede hacer la resta al área total, formando un triángulo rectángulo al lado derecho de la curva y conociendo que el área de dicho rectángulo podrá ser descrita de la misma forma que los triángulos para la aproximación de área, quedando descrita por la ecuación 58.

$$A_{resta} = \frac{(v_{max} - b) * P_{max}}{2}$$
(59)

También hay que tener en consideración el hecho que los puntos máximos de la curva formada por la carga Vs la apertura de la grieta (registrada con un extensómetro) para hacer el cálculo de

$K$  estarán dados por la carga  $P_Q$  señalada en la sección A5. De la norma técnica ASTM E1820-11, calculando un  $K_Q$ .

Se procede a hallar en la curva la carga  $P_Q$  la cual se halla trazando una línea secante que parte del origen y que tiene el 95% de la pendiente inicial con la que crece la curva  $P$  vs.  $v$ , se halla el intercepto entre la curva y la recta formada con esta nueva pendiente y este punto será llamado  $P_5$ ; con estos datos se define  $P_Q$  de la siguiente forma:

- Si la fuerza aplicada en cada punto de las mediciones precedentes a  $P_5$  es menor a  $P_5$  entonces  $P_5$  es  $P_Q$ .
- Si en cualquier lugar hay un máximo precediendo a  $P_5$ , esa carga máxima será  $P_Q$ .

Y esto es mostrado en la figura 57.

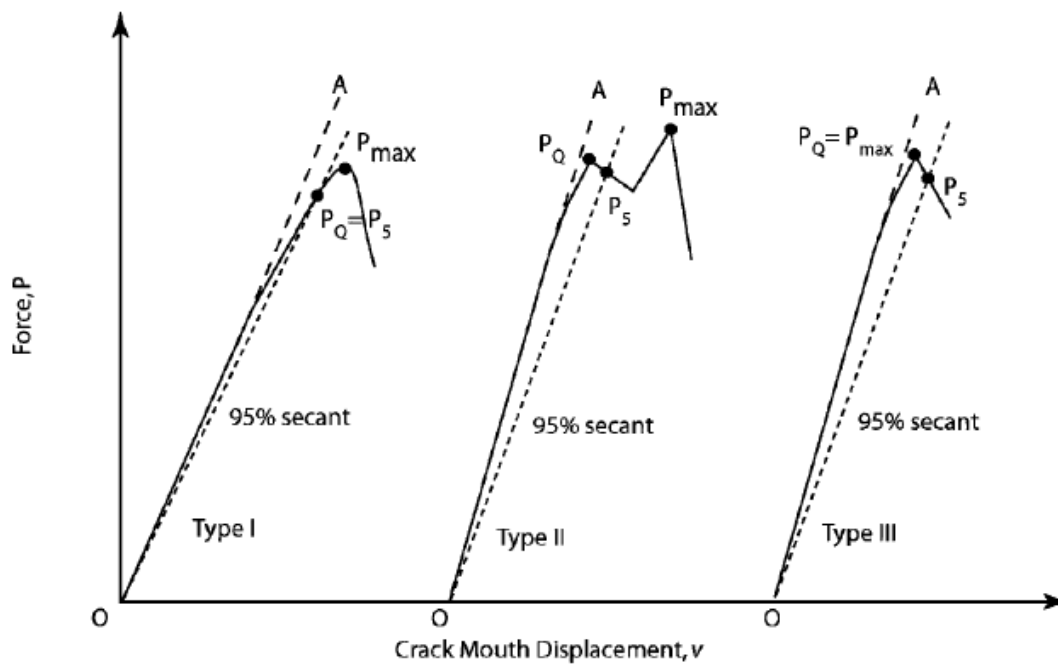


Figura 57: Principales tipos de registros de fuerza contra desplazamiento [47].

Luego de esto se procede a calcular  $K_Q$  usando la siguiente expresión y reemplazando  $P = P_Q$ .

$$K = \frac{P f(a/W)}{(B_N BW)^{1/2}} \quad (60)$$

Dónde:

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \left(\frac{\xi}{\zeta}\right) \left[ C_0 + C_1 \left(\frac{a}{W}\right) + C_2 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + C_3 \left(\frac{a}{W}\right)^3 + C_4 \left(\frac{a}{W}\right)^4 \right] \quad (61)$$

La complianza,  $C$ , de una probeta es expresada como una función del tamaño de la grieta como lo muestra la ecuación 62.

$$C = \frac{v}{P} = \frac{Y^2}{B_e E'} \left[ A_0 + A_1 \left(\frac{a}{W}\right) + A_2 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + A_3 \left(\frac{a}{W}\right)^3 + A_4 \left(\frac{a}{W}\right)^4 + A_5 \left(\frac{a}{W}\right)^5 \right] \quad (62)$$

Donde:

$$B_e = B - \frac{(B - B_N)^2}{B} \quad (63)$$

$$E' = \frac{E}{(1 - \nu^2)} \quad (64)$$

Para todos los casos y todos los demás parámetros de la complianza están enlistados en las tablas 17 y 18.

	Specimens		
	SE(B)	C(T)	DC(T)
$\xi$	$3(S/W) (a/W)^{1/2}$	$2 + a/W$	$2 + a/W$
$\zeta$	$2(1 + 2a/W) (1 - a/W)^{3/2}$	$(1 - a/W)^{3/2}$	$(1 - a/W)^{3/2}$
$C_0$	1.99	0.886	0.76
$C_1$	-2.15	4.64	4.8
$C_2$	6.08	-13.32	-11.58
$C_3$	-6.63	14.72	11.43
$C_4$	2.7	-5.6	-4.08
Limits	$0 \leq a/W \leq 1$ $S/W = 4$	$0.2 \leq a/W \leq 1$ $H/W = 0.6$	$0.2 \leq a/W \leq 1$ $D/W = 1.35$
Refs	(12)	(12), (13)	(14)

Tabla 17: Parámetros para factores de intensidad de esfuerzos [47].

Specimen	SE(B)	C(T)	DC(T)
Location	$v_{LL}$	$v_{LL}$	$v_{LL}$
Y	S	(W+a)	(W+a)
	$\frac{(W-a)}{1.193}$	$\frac{(W-a)}{2.163}$	$\frac{(W-a)}{2.0462}$
A <sub>0</sub>	-1.980	12.219	9.6496
A <sub>1</sub>	4.478	-20.065	-13.7346
A <sub>2</sub>	-4.433	-0.9925	6.1748
A <sub>3</sub>	1.739	20.609	0
A <sub>4</sub>	0	-9.9314	0
Limits	$0 \leq a/W \leq 1$	$0.2 \leq a/W \leq 0.975$	$0.2 \leq a/W \leq 0.8$
Refs	(15)	(16)	(17)

Tabla 18: Parámetros para las expresiones de la complianza [47].

La figura 58 muestra las distintas probetas SE(B), C(T) y DC(T) y las proporciones de las mismas según la norma ASTM E1820-11. En el caso del trabajo realizado en esta tesis se debe acudir a la primera columna de las anteriores tablas 17 y 18, dado que fueron manufacturadas probetas del tipo single-edge bend [SE(B)] (figura 58 a)).

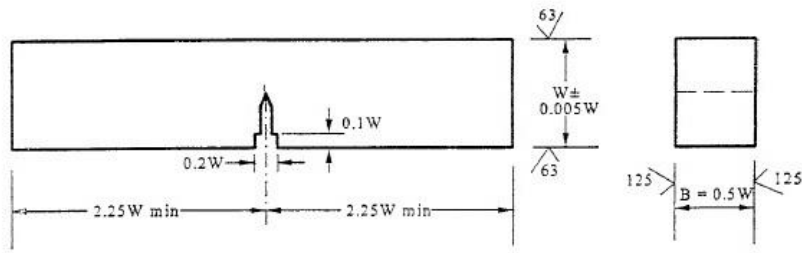
Con este nuevo  $K_Q$  se procede a calcular el  $J_{el}$  de las distintas probetas estudiadas en esta tesis, y después a calcular el  $J_{pl}$  para poder hallar el  $J$  total, para lo cual se continua con el proceso del análisis de área bajo la curva  $P$  Vs  $v$  para lo cual lo único que restaría sería combinar la expresión del área total bajo la curva, formando una nueva expresión que hallará de forma sencilla el área requerida para el análisis de la integral  $J$  (ecuación 64).

$$A_{pl} = \left( \sum_{i=1}^n A_{triangulo\ i} + A_{rectangulo\ i} \right) - A_{resta} \quad (65)$$

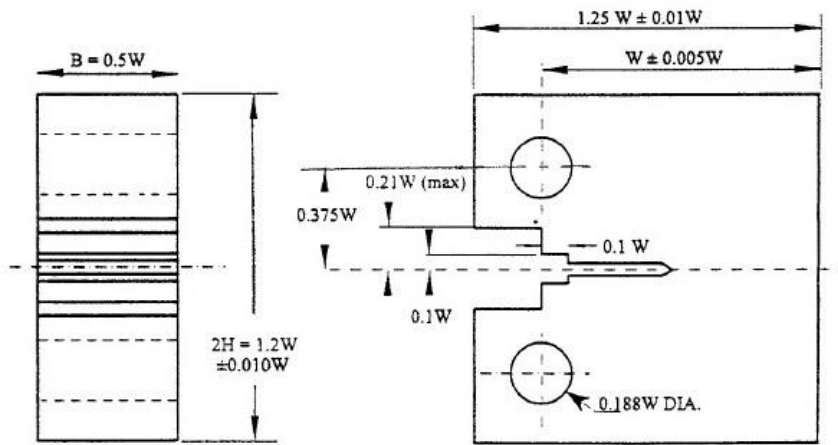
Se hacen los cálculos independientes para los datos registrados por la máquina del desplazamiento del pistón (desplazamiento transversal de la probeta) y al compararlos con un Software de análisis de datos (Origin), se procede a continuar el proceso con dicho Software, obteniendo gráficas y puntos con una gran exactitud y facilidad como se muestra en la figura 59.

Se le dieron nomenclaturas de forma aleatoria para garantizar aleatoriedad en los estudios y unos resultados no sesgados y ahora se procede a hacer la corrección que se menciona en el anexo A16. de la norma técnica ASTM E1820-11, al cual se le añade un valor  $\alpha$  el cual es de 1 para estudios con probetas SE(B).

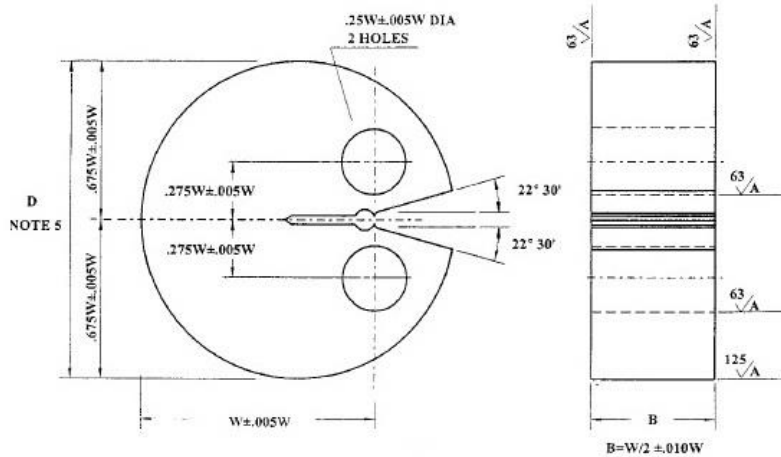
$$J = J_{el0} + \frac{J_{pl0}}{1 + \left( \frac{\alpha - 0,5}{\alpha + 0,5} \right) \frac{\Delta a}{b_0}} \quad (66)$$



(A)



(B)



(C)

Figura 58: Tipos de probetas para el ensayo de integral J (A) single-edge bend [SE(B)] (B) probetas compact [C(T)] (C) disk-shaped compact [DC(T)] [47].

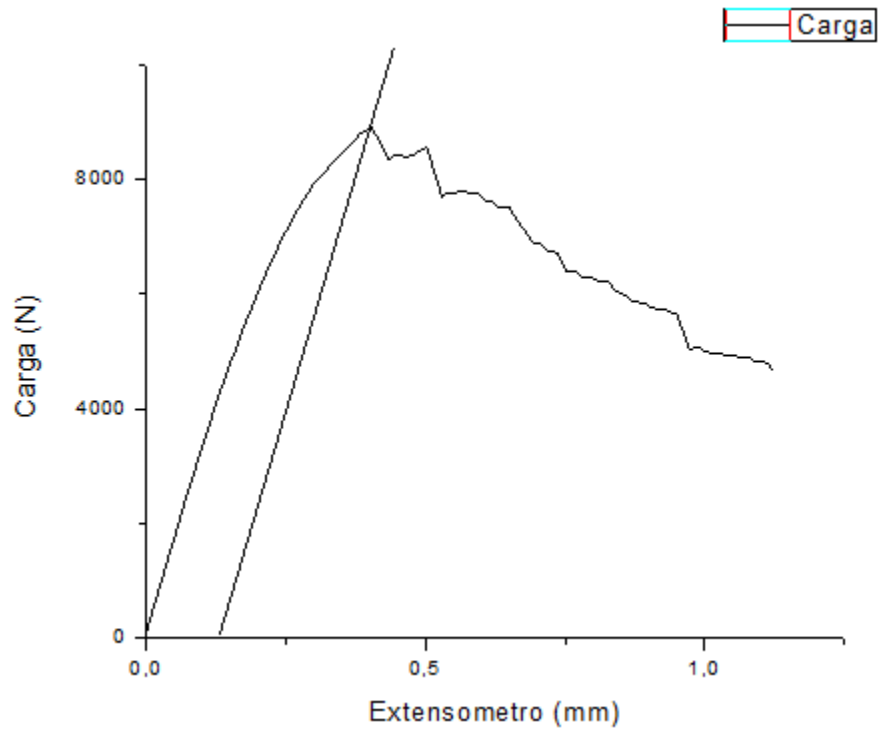
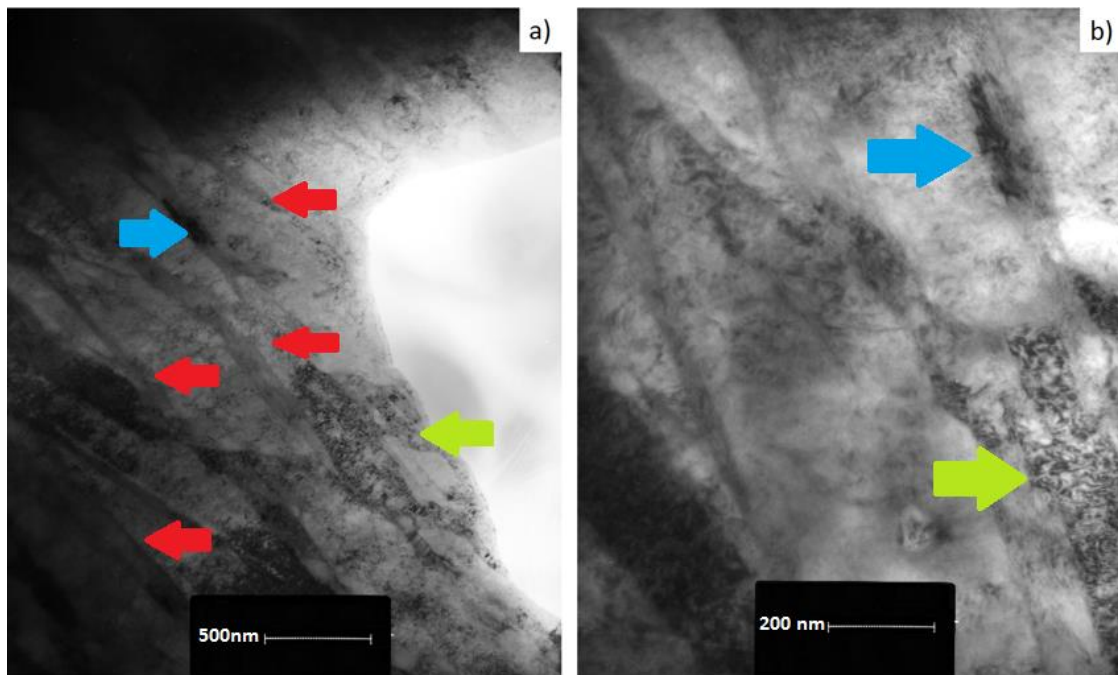


Figura 59: Imagen arrojada por el Software Origin 8, sobre el análisis de datos de la probeta del acero 0B, muestra 2.

## 6. CÁLCULOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS

### 6.1. CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL

En un comienzo se plantea hacer la caracterización por medio de Microscopía Electrónica de Transmisión (TEM) con el microscopio electrónico Digital de Transmisión marca FEI modelo TECNAI 20 Twin – angio 200Kv con un dimple GRINDER modelo 656 Ubicado en la Universidad Nacional de Colombia, para lo que se hacen probetas delgadas de aproximadamente 0,5 mm para posteriormente ser preparadas y adelgazadas para poder observar la microestructura bainítica.



Fotografía 43: Fotografías tomadas con Microscopía electrónica de Transmisión (TEM) de la microestructura bainítica a) acero 10B y b) acero 40B.

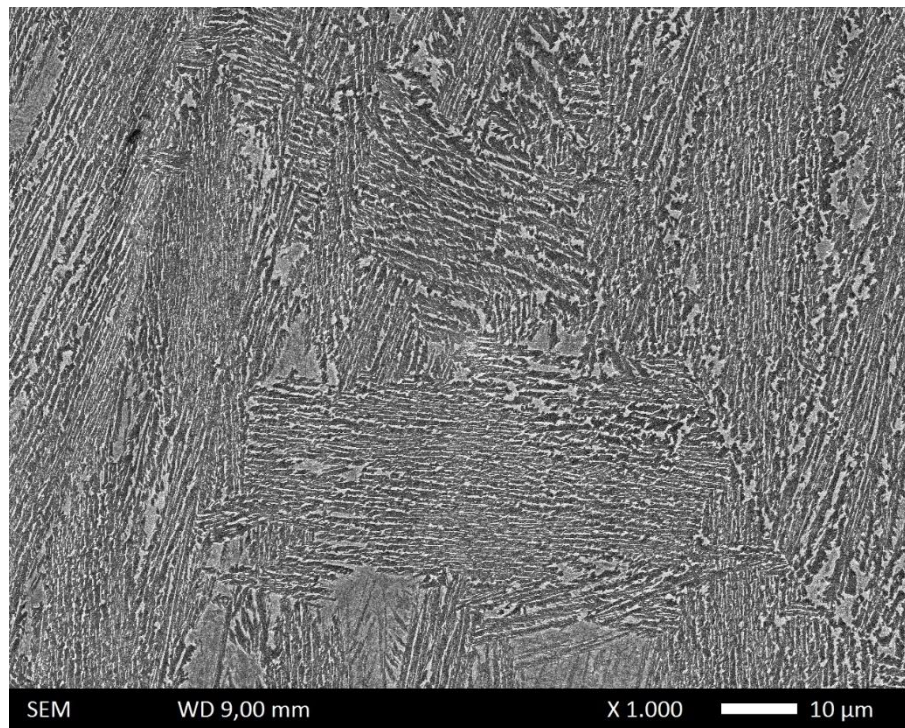
Por medio del TEM (fotografías 43 a) y 43 b)), se observa claramente la presencia de bainita, al identificar los listones paralelos característicos de la misma señalados con flechas rojas. A su vez es claramente distinguible la presencia de martensita en forma más oscura que los listones de bainita, y viendo la formación de la microestructura martensítica en señalada con la flecha verde, tal como lo observó Rogal [96]. Aquel manchón que aparece en la micrografía 43 b) y que ha sido



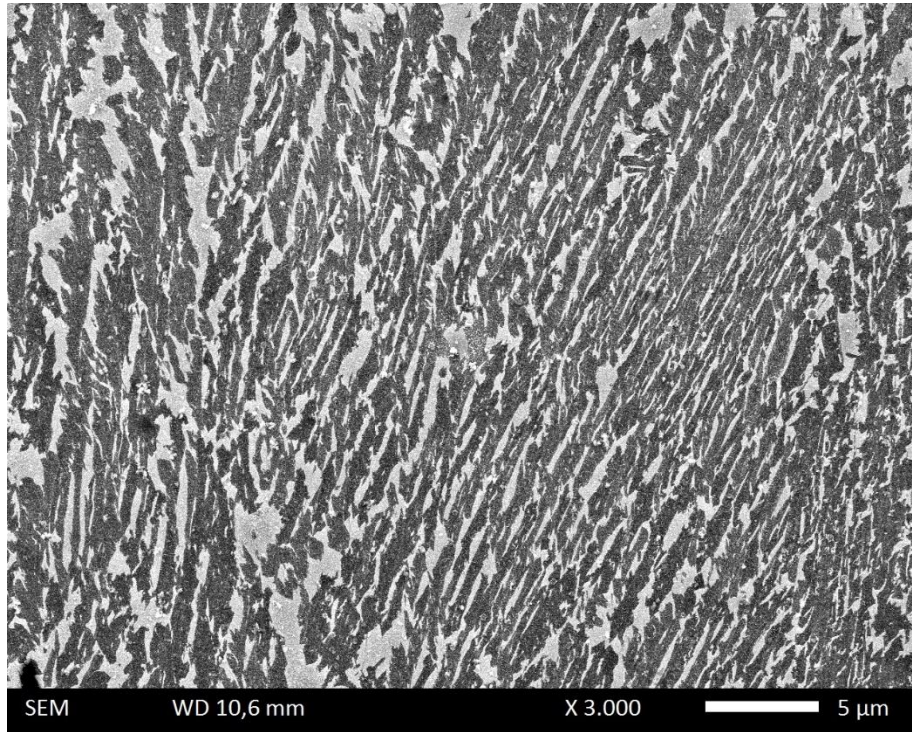
señalado mediante una flecha azul, se atribuye a las dislocaciones remanentes por la deformación plástica del acero, dado que se encuentra direccionada de forma similar a los platos de bainita y formadas a raíz de la austenita deformada, como fue observado por otros autores que también han investigado en aceros con microestructura bainítica [97-98].

Por otra parte, en las instalaciones de la Universidad Politécnica de Cataluña han sido tomadas probetas para ser analizadas en el Microscopio de haz de iones focalizados (Focused Ion Beam Zeiss Neon40) con Columna GEMINI SEM con filamento de emisión de campo Shottky: 4pA-20nA, 0,1-30kV, resolución 1,1nm a 20kV. Las probetas fueron cortadas para ser observadas en el sentido de laminación y se pulen hasta pasta de diamante de 1  $\mu\text{m}$  y luego se atacan con una solución de (1 g. de metalbisulfito de sodio en 100 mL de agua) y la solución b (4 g. de ácido pícrico en 100 mL. De etanol) según George Vander Voort [48], este ataque es especial para aceros bainíticos, presentando la bainita con una pigmentación negra, la ferrita y martensita presentan una pigmentación blanca, para después pasarlos por Microscopía Electrónica de Barrido (SEM) y observar la microestructura bainítica para corroborar que el material que se ensaya es el que se dice haber manufacturado (fotografías 44 y 45).

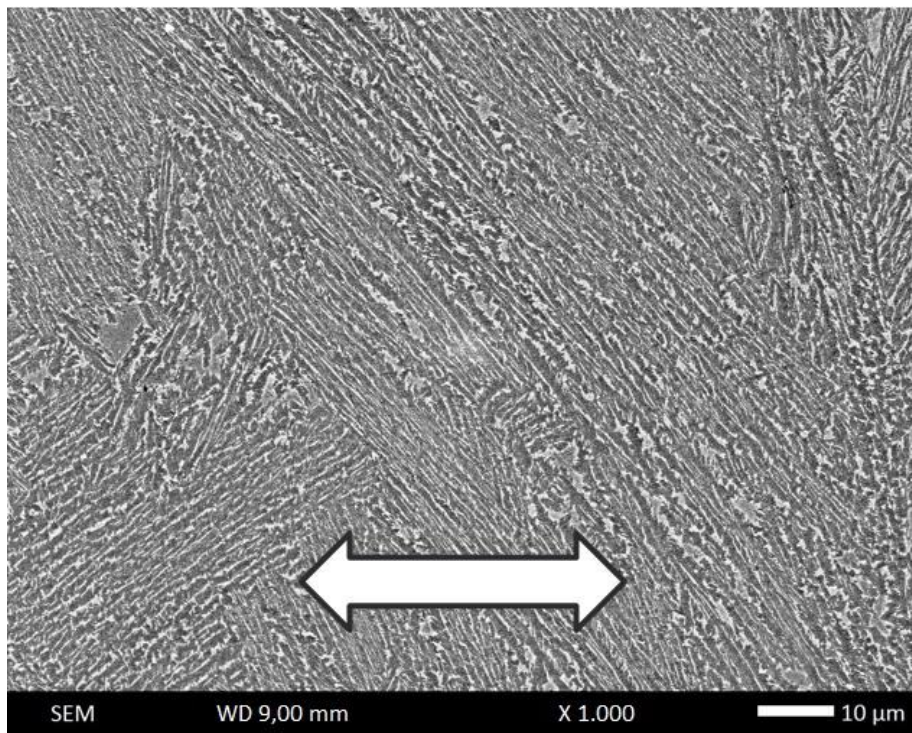
A su vez se hace notorio en la fotografía 46, como hay una fuerte tendencia a formarse la bainita a aproximadamente  $45^\circ$  del eje de tracción  $\sigma$  (eje de deformación) [65], pero las micrografías para la caracterización microestructural no muestran algún cambio relevante en los aceros con distintas partes por millón de Boro.



Fotografía 44: Fotografía tomadas con Microscopía electrónica de Barrido (SEM) de la microestructura bainítica atacada, del acero 40B.



Fotografía 45: Fotografía con Microscopía electrónica de Barrido (SEM) de la microestructura bainítica, del acero 40B.



Fotografía 46: Fotografía tomada en SEM de los aceros fabricados para este trabajo, donde se muestra claramente una tendencia al direccionamiento de la bainita a aproximadamente  $45^{\circ}$  de la dirección de laminación.

## 6.2. RESULTADOS DE INTEGRAL J

Después de revisar las probetas y observar que algunas de ellas no cumplían con la condición de deformación plana a lo largo del ensayo de tenacidad como lo contempla la norma E1820-11, dichos datos se descartan y se ensayan nuevas probetas con el fin de tener al menos tres datos de tenacidad por cada composición, procediendo a hacer los cálculos respectivos y obteniendo los resultados impresos en la tabla 19.

<b>Muestra</b>	<b>Probeta</b>	$J_{elastica}$ [KJ/m <sup>2</sup> ]	$J_{plastica}$ [KJ/m <sup>2</sup> ]	$J_{Total}$ [KJ/m <sup>2</sup> ]	$J_{Corregida}$ [KJ/m <sup>2</sup> ]
0 – Muestra 2	60B	18,41	49,04	67,45	63,63
0 – Muestra 3	60B	14,32	58,27	72,58	68,41
0 – Muestra 4	60B	22,08	49,04	71,12	67,31
1 – Muestra 2	0B	10,75	30,27	41,02	39,31
1 – Muestra 3	0B	19,64	33,37	53,01	50,68
1 – Muestra 4	0B	11,96	29,91	41,87	39,42
2 – Muestra 1	10B	20,42	30,94	51,36	48,99
2 – Muestra 2	10B	19,57	23,75	43,32	41,62
2 – Muestra 3	10B	22,27	23,75	46,02	44,32
3 – Muestra 1	40B	22,93	33,89	56,82	54,32
3 – Muestra 2	40B	19,22	33,89	53,11	50,61
3 – Muestra 3	40B	22,31	43,42	65,73	62,50
4 – Muestra 1	20B	12,36	35,68	48,04	45,78
4 – Muestra 2	20B	26,90	27,78	54,68	52,47
4 – Muestra 4	20B	16,67	28,18	44,86	42,95

Tabla 19: Resultados parciales de los análisis de integral J sobre las probetas de aceros bainíticos.

Con estos resultados se obtiene el promedio de las muestras y se identifican que numero corresponde a los distintos tratamientos experimentales aplicados en los aceros (partes por millón de boro) y con estos datos ya se procede a buscar una caracterización del comportamiento de la tenacidad a la fractura respecto a las partes por millón de Boro de los aceros bainíticos en el siguiente numeral.

A partir de la media de la tenacidad a la fractura (integral J) de cada tratamiento, se hace una gráfica comparativa contra las partes por millón de Boro en cada acero (Figura 60).

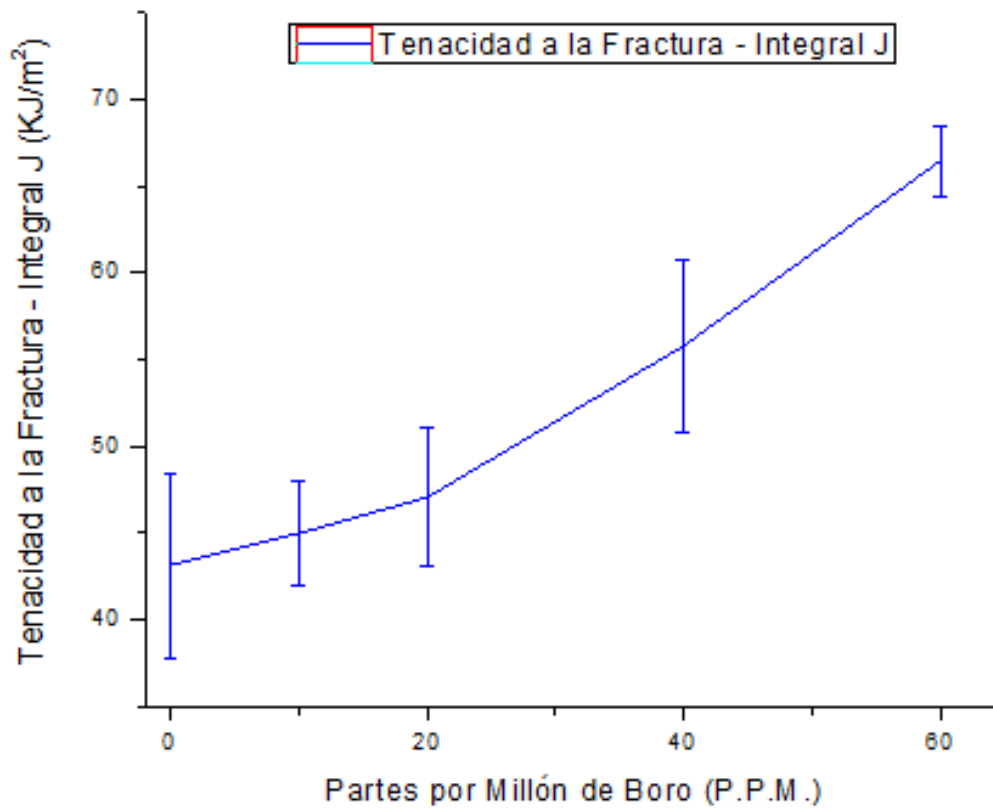


Figura 60: Curva de comportamiento de la Tenacidad a la Fractura respecto a las partes por millón de Boro presente en los aceros Bainíticos.

### 6.3. OBTENCIÓN DEL MODELO QUE DESCRIBE LA TENACIDAD A LA FRACTURA RESPECTO A LAS PARTES POR MILLÓN DE BORO PRESENTES EN LOS ACEROS BAINÍTICOS

En esta parte del análisis de resultados se plantea hallar el modelo que describe la tenacidad a la fractura de los aceros bainíticos estudiados en esta tesis, para lo cual se utilizan distintos métodos como lo son la linealización o las curvas de respuesta para los factores de tratamiento cuantitativos por polinomios ortogonales.

## 6.4. LINEALIZACIÓN DEL MODELO Y OBTENCIÓN DE LA ECUACIÓN CARACTERÍSTICA

En estos procedimientos se busca linealizar la función que describe la tenacidad a la fractura de los aceros bainíticos estudiados en esta tesis para poder describir fácilmente el comportamiento de la misma hallando factores y añadiéndolos a un modelo base, esto se puede hacer por logaritmación la cual permite acoplar los parámetros a una línea recta y es fácilmente descriptible, esta a su vez tiene dos métodos, el método potencial y exponencial.

### 6.4.1. LINEALIZACIÓN POR FUNCIÓN POTENCIAL

Se plantea la ecuación general de la función potencial en la ecuación 66 de esta tesis, y se relacionan sus variables con las que se plantean describir, despejando cada factor y dándole así un valor numérico.

$$y = bx^a \quad (67)$$

La ecuación 67 muestra la ecuación 66 escrita en logaritmos base 10

$$\log y = a \log x + \log b \quad (68)$$

Al tomar dos puntos conocidos y despejando la ecuación 67 se obtiene la pendiente escrita en la ecuación 68

$$a = \frac{\log y_2 - \log y_1}{\log x_2 - \log x_1} \quad (69)$$

$$\log b = \frac{\log x_1 \log y_2 - \log y_1 \log x_2}{\log x_1 - \log x_2} \quad (70)$$

Remplazando por los datos experimentales y teniendo en cuenta que para este modelo el valor de 0 partes por millón de boro generará error tomando un valor numérico de 0 limitando la aplicabilidad del modelo a más de 0 partes por millón de boro, y quedando expresado en la ecuación 70 y generando una curva como la que se muestra en la figura 61.

$$\text{Tenacidad a la fractura} \left[ \frac{KJ}{m^2} \right] = 27,2370 * \text{Partes por millon de Boro}^{0,217821} \quad (71)$$

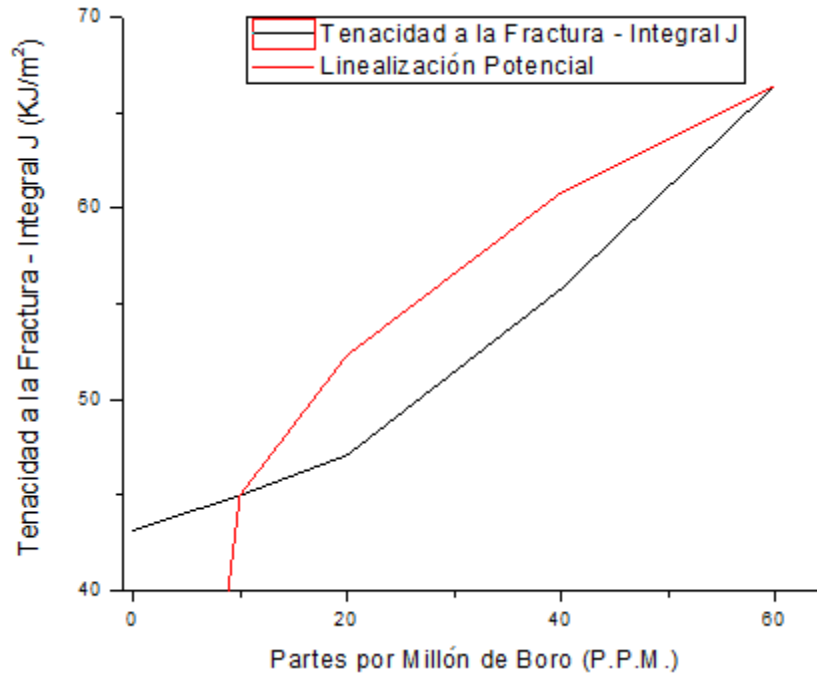


Figura 61: Comparación del comportamiento de la tenacidad a la fractura de los aceros bainíticos contra los valores generados por el modelo de linealización potencial.

#### 6.4.2. LINEALIZACIÓN POR FUNCIÓN EXPONENCIAL

Los fenómenos físicos que se comportan con una función exponencial tienen una ecuación base descrita por la ecuación 71.

$$y = be^{ax} \quad (72)$$

Esta ecuación escrita en términos de logaritmos naturales adquiere la forma de una ecuación 72 con forma lineal.

$$\ln y = ax + \ln b \quad (73)$$

Tomando dos puntos conocidos dentro del comportamiento del fenómeno y despejando los factores  $a$  y  $b$  al igual que en la Función potencial, se describen de las ecuaciones 73 y 74.

$$a = \frac{\ln y_2 - \ln y_1}{x_2 - x_1} \quad (74)$$

$$\ln b = \frac{x_1 \ln y_2 - x_2 \ln y_1}{x_1 - x_2} \quad (75)$$

Y el modelo general queda descrito por Ecuación 75 la cual produce la tendencia mostrada en la figura 62.

$$\text{Tenacidad a la fractura} \left[ \frac{KJ}{m^2} \right] = 41,598866 * \exp^{0,00781 * \text{Partes por millon de Boro}} \quad (76)$$

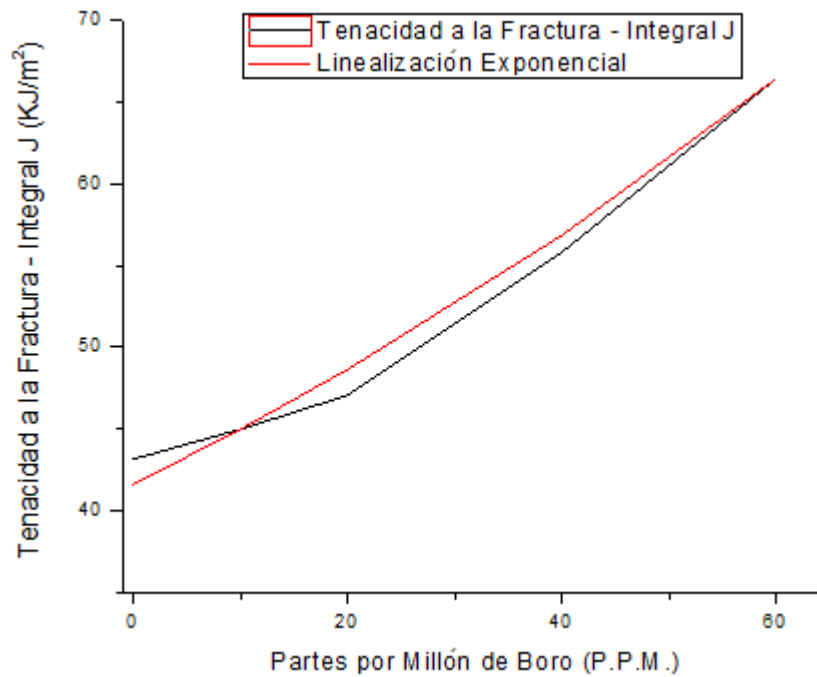


Figura 62: Comparación del comportamiento de la tenacidad a la fractura de los aceros bainíticos contra los valores generados por el modelo de linealización exponencial.

Este modelo no tiene limitante respecto al valor de la probeta 0B, dando un valor muy cercano al de los datos experimentales y más próximos que los del modelo potencial, datos mostrados en la tabla 21.

### 6.4.3. POLINOMIOS ORTOGONALES

Según los estudios realizados por Kuehl [49], los contrastes ortogonales son un tipo de comparaciones que tienen propiedades especiales con respecto a la partición de la suma de cuadrados en el análisis de varianza y en cuanto a sus interrelaciones. La ortogonalidad implica que un contraste no contiene información sobre otro.

El modelo polinomial que se usa con frecuencia para describir las relaciones de tendencia entre la respuesta medida y los niveles cuantitativos de un factor  $x$  es como se muestra en la ecuación 76.

$$y = \beta_0 + \beta_1x + \beta_2x^2 + \dots + \beta_px^p + e \quad (77)$$

En  $t$  medidas de tratamientos existen  $(t-1)$  contrastes mutuamente ortogonales. Pero hay ocasiones en las que no sería tan conveniente estudiar una ecuación de cuarto grado con cinco valores de  $x$  sino utilizar una cuadrática o cúbica que aproxime los resultados de forma aceptable. Transformando los polinomios de  $x$  en polinomios ortogonales de tercer orden la relación queda expresada en la ecuación 77.

$$y_{ij} = \mu + \alpha_1P_{1i} + \alpha_2P_{2i} + \alpha_3P_{3i} + e_{ij} \quad (78)$$

Y las transformaciones de las potencias de  $x$  en el polinomio ortogonal ( $P_{ci}$ ) son de la siguiente forma:

$$\text{Media: } P_0 = 1 \quad (79)$$

$$\text{Lineal: } P_1 = \lambda_1 \left[ \frac{x - \bar{X}}{d} \right] \quad (80)$$

$$\text{Cuadrática: } P_2 = \lambda_2 \left[ \left( \frac{x - \bar{X}}{d} \right)^2 - \left( \frac{t^2 - 1}{12} \right) \right] \quad (81)$$

$$\text{Cúbica: } P_3 = \lambda_3 \left[ \left( \frac{x - \bar{X}}{d} \right)^3 - \left( \frac{x - \bar{X}}{d} \right) \left( \frac{3t^2 - 7}{20} \right) \right] \quad (82)$$

Teniendo en cuenta que  $t$  es el número de niveles del factor,  $\bar{X}$  es la media de los niveles del factor,  $x$  es el valor factor y  $d$  es la distancia entre los niveles del factor, los cuales deben estar



igualmente distanciados para este análisis, por esta razón solo se estudiarán los resultados de las probetas 0B, 20B, 40B y 60B, teniendo como máximo tres contrastes mutuamente ortogonales.

Al mismo tiempo las constantes  $\lambda_i$  al principio de cada transformación convierte los valores de  $P_i$  en valores enteros.

Densidad (x)	$\bar{y}_t$	Coefficiente de la media del polinomio ( $P_{Ci}$ )	Coefficiente lineal del polinomio ( $P_{Ci}$ )	Coefficiente cuadrático del polinomio ( $P_{Ci}$ )	Coefficiente cúbico del polinomio ( $P_{Ci}$ )
0	43,14	1	-3	1	-1
20	47,07	1	-1	-1	3
40	55,79	1	1	-1	-3
60	66,45	1	3	1	1
$\lambda_c$		-	2	-	10/3
$suma = \sum P_{Ci}\bar{y}_i$		212,44	78,65	6,73	-2,87
$divisor = \sum P_{Ci}^2$		4	20	4	20
$suma\ de\ cuadrados = r * (\sum P_{Ci}\bar{y}_i)^2 / \sum P_{Ci}^2$		-	927,94	33,95	1,23
$\hat{\alpha}_c = \sum P_{Ci}\bar{y}_i / \sum P_{Ci}^2$		53,11	3,93	1,68	-0,14

Tabla 20: Cálculos de los contrastes con polinomios ortogonales y suma de cuadrados.

Utilizando los valores de la tabla 20, la ecuación polinomial ortogonal estimada queda expresada en la ecuación 82 de la presente tesis.

$$\hat{y}_i = 53,11 + 3,9326 * P_{1i} + 1,6821 * P_{2i} - 0,1434 * P_{3i} \quad (83)$$

$$\hat{y}_i = 53,11 + 3,9326 * 2 \left[ \frac{x-30}{20} \right] + 1,6821 * 1 \left[ \left( \frac{x-30}{20} \right)^2 - \left( \frac{4^2-1}{12} \right) \right] - 0,1434 * \frac{10}{3} \left[ \left( \frac{x-30}{20} \right)^3 - \left( \frac{x-30}{20} \right) \left( \frac{3 * 4^2 - 7}{20} \right) \right] \quad (84)$$

Y simplificando la expresión se obtiene la ecuación 84, la cual expresa de forma general la tendencia de la tenacidad a la fractura (integral J) vs las partes por millón de boro presentes en los aceros bainíticos con composición base Fe-0.32C-1.45Si-1.97Mn-1.26Cr-0.26Mo-0.10V y la cual se grafica en la figura 64.

$$T = 43,138558 + 0,0286412 * P.P.M. + 0,0095819 * P.P.M.^2 - 5,97 * 10^{-5} P.P.M.^3 \quad (85)$$

Donde:

$T = \text{Tenacidad a la fractura (integral J)} \left[ \frac{KJ}{m^2} \right]$

$P.P.M. = \text{Partes por millon de boro presente en los aceros bainíticos.}$

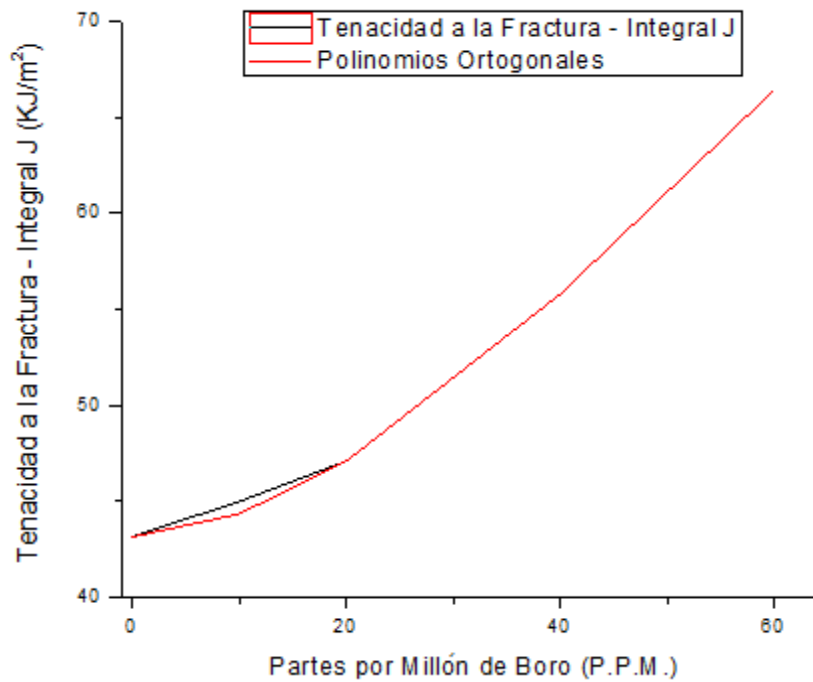


Figura 63: Comparación del comportamiento de la tenacidad a la fractura de los aceros bainíticos contra los valores generados por el polinomio ortogonal cúbico.

En la tabla 21 y en la figura 65 se muestran los resultados y siendo claramente observable como los polinomios ortogonales son los más aproximados a los valores obtenidos experimentalmente.

Probetas	Media de los Datos Experimentales de Integral J en Aceros Bainíticos [ $KJ/m^2$ ]	Modelo de linealización Potencial	Modelo de linealización Exponencial	Polinomios Ortogonales
0B	43,14	0	41,60	43,14
10B	44,98	44,98	44,98	44,32
20B	47,07	52,31	48,63	47,07
40B	55,79	60,83	56,84	55,79
60B	66,45	66,45	66,45	66,45

Tabla 21: Valores obtenidos por los modelos de linealización potencial, linealización exponencial y polinomios ortogonales.

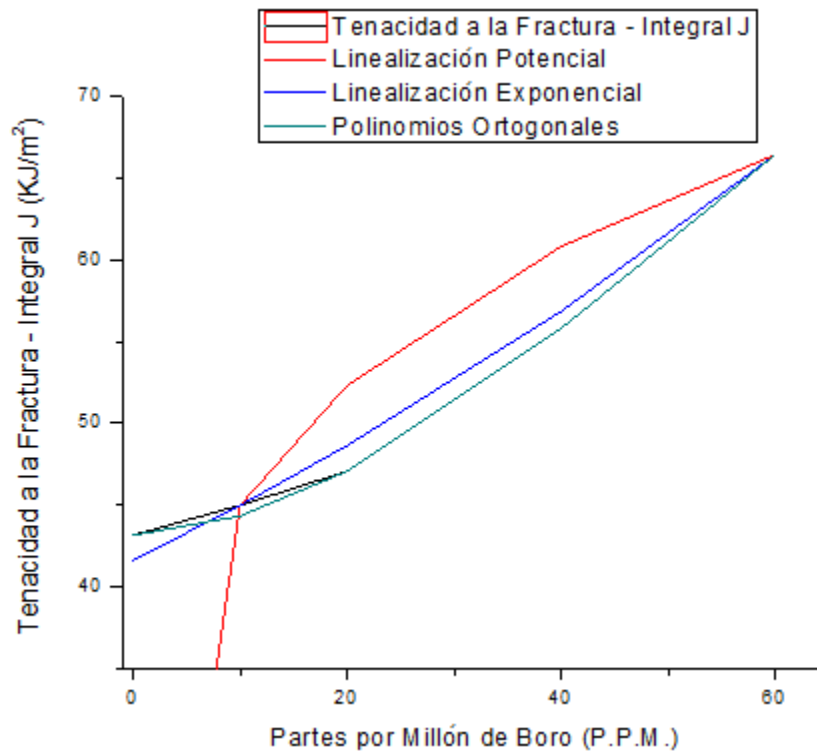


Figura 64: Comparación del comportamiento de la tenacidad a la fractura de los aceros bainíticos contra los valores generados por los tres procesos de aproximación analizados en esta tesis.

## 6.5. ANÁLISIS ESTADÍSTICO DE LOS RESULTADOS EXPERIMENTALES

Se procedió a hacer un análisis estadístico sobre un diseño comparativo y no sobre un diseño completamente aleatorio, dado que el diseño completamente aleatorio controla los tratamientos sobre las unidades experimentales mientras que el diseño comparativo toma los tratamientos como ya realizados y a partir de estos se sacan las unidades experimentales. Este diseño se basa en aplicar el análisis de varianza sobre las unidades experimentales (probetas) con los tratamientos invariantes y ordenados (partes por millón de boro) con el fin de medir fuentes de variabilidad del experimento y así enfocarlo hacia las propiedades proporcionadas por el boro y caracterizarlo respecto a las mediciones tomadas.

Según Kuehl [49], los análisis estadísticos como lo son el análisis de varianza y las estimaciones de las medias de los grupos de tratamientos, mediante mínimos cuadrados, proporcionan la información básica necesaria para un análisis profundo de la hipótesis de investigación, la cual es que el Boro generará cambios en la tenacidad a la fractura de aceros Bainíticos; sin embargo hay más análisis que se pueden realizar para una inferencia estadística simultánea que afecta los errores estadísticos y que involucran un conjunto de decisiones simultáneas que podría tomar el investigador respecto a los datos adquiridos.

### 6.5.1. CONTRASTES ENTRE LAS PARTES POR MILLÓN DE BORO DENTRO DE LAS MUESTRAS

A la hora de hacer el análisis estadístico, toma un papel fundamental identificar el papel que desempeñan los tratamientos dentro de los materiales para así hacer una evaluación de hipótesis, de esta manera lo que se busca es realizar una comparación entre tratamientos que responda a la pregunta si el boro en verdad afecta la tenacidad a la fractura de los aceros.

El contraste de medias estará definido por la ecuación 85.

$$C = \sum_{i=1}^t k_i \mu_i = k_1 \mu_1 + k_2 \mu_2 + k_3 \mu_3 + k_4 \mu_4 + k_5 \mu_5 \quad (86)$$

Donde se debe tener en cuenta el cumplimiento de la condición mostrada en la ecuación 86.

$$\sum_{i=1}^t k_i = 0 \quad (87)$$

Por ende los contrastes quedarán expresados por las ecuaciones 87, 88, 89 y 90.

Contraste entre 60B y el resto

$$C_1 = \mu_1 - \frac{1}{4}(\mu_2 + \mu_3 + \mu_4 + \mu_5) \quad (88)$$

Contraste entre 40B y los medios y bajos contenidos de Boro.

$$C_2 = \mu_2 - \frac{1}{3}(\mu_3 + \mu_4 + \mu_5) \quad (89)$$

Contraste entre 20B y los bajos contenidos de Boro.

$$C_3 = \mu_3 - \frac{1}{2}(\mu_4 + \mu_5) \quad (90)$$

Contraste entre acero 10B y 0B.

$$C_4 = \mu_4 - \mu_5 \quad (91)$$

De esta forma se cumple la condición de que la suma de los coeficientes en todas las ecuaciones será igual a 0, y con esto se procede a remplazar el promedio de cada tratamiento según el orden estipulado, y obteniendo los valores numéricos de los contrastes:

$$\mu_1 = \bar{J}_{60} \text{ Partes por millon} \quad C_1 = 18,71$$

$$\mu_2 = \bar{J}_{40} \text{ Partes por millon} \quad C_2 = 10,73$$

$$\mu_3 = \bar{J}_{20} \text{ Partes por millon} \quad C_3 = 3,01$$

$$\mu_4 = \bar{J}_{10} \text{ Partes por millon} \quad C_4 = 1,84$$

$$\mu_5 = \bar{J}_0 \text{ Partes por millon}$$

Después de esto halla la varianza de una estimación de contraste la cual se calcula mediante la con la expresión planteada en la ecuación 91.

$$S_C^2 = s^2 \left[ \sum_{i=1}^t \frac{k_i^2}{r_i} \right] = s^2 \left[ \frac{k_1^2}{r_1} + \frac{k_2^2}{r_2} + \dots + \frac{k_t^2}{r_t} \right] \quad (92)$$

Luego de esto se despeja el error estándar de los contrastes, el cual es la raíz cuadrada de la varianza, la cual está definida por la ecuación 92 y los resultados son mostrados en la tabla 22.

$$s^2 = \frac{SCE}{t(r-1)} \quad (93)$$

Donde:

$$SCE = \sum_{n=1}^t G_n \quad (94)$$

$$G = \sum_{j=1}^r (y_{Ij} - \bar{y}_t)^2 \quad (95)$$

$S^2_{c1}$	10,32	$S_{c1}$	3,21
$S^2_{c2}$	11,01	$S_{c2}$	3,32
$S^2_{c3}$	12,38	$S_{c3}$	3,52
$S^2_{c4}$	16,51	$S_{c4}$	4,06

Tabla 22: Estimación de contraste y error estándar de los contrastes de hipótesis del experimento.

### 6.5.2. INTERVALO DE CONFIANZA PARA LOS CONTRASTES

Continuando con los pasos de Kuehl [49], para el análisis de tratamientos en un experimento, el estimador del intervalo de confianza para un contraste estará dado por la ecuación 95.

$$c \pm t_{\alpha/2, (N-t)}(s_c) \quad (96)$$

Con lo cual se obtuvo la tabla de resultados 23.

CONTRASTES	ESTIMACIÓN	ERROR ESTANDAR	INTERVALO DE CONFIANZA 95% INFERIOR	INTERVALO DE CONFIANZA 95% SUPERIOR
$C_1$	18,71	3,21	11,55	25,86
$C_2$	10,73	3,32	3,34	18,12
$C_3$	3,01	3,52	-4,83	10,85
$C_4$	1,84	4,06	-7,22	10,89

Tabla 23: Tabla de cálculo de error estándar, error estándar e intervalos de confianza superior e inferior para los contrastes.

Se hace la suma de cuadrados pertinente para tratamientos y para el error experimental como lo muestra la tabla 24.

<i>Fuente de variación</i>	<i>Grados de libertad</i>	<i>Suma de cuadrados</i>	<i>Cuadrados medios</i>
Total	$N - 1$	SC total	
Tratamientos	$t - 1$	SC tratamiento	$CMT = \frac{SCT}{t - 1}$
Error	$N - t$	SC error	$CME = \frac{SCE}{N - t}$

Tabla 24: Tabla descriptiva del análisis de varianza para tratamientos con un solo factor, en un diseño totalmente aleatorizado [49].

La suma de cuadrados total (*SC total*), se obtiene restando la media general de todos los datos obtenidos a cada uno de los datos experimentales, elevándolos al cuadrado y sumándolos. De igual forma se obtienen los del error experimental, solo que en vez de restar la media total, se resta la media de cada tratamiento a los datos de cada tratamiento, luego se elevan al cuadrado y se suman. La suma de cuadrados de los tratamientos será la resta de la suma de cuadrados total menos la suma de cuadrados del error.

Se calcula un valor de F ( $F_0$ ), el cual corresponde a la división de los cuadros medios de los tratamientos entre los cuadrados medios del error experimental. Este estadístico de prueba calculado a partir de la tabla de análisis de varianza sirve para probar la hipótesis nula planteada en la ecuación 96.

$$H_0: \mu_1 = \mu_2 = \mu_3 = \mu_4 = \mu_5 \quad (97)$$

Para la prueba de hipótesis se utiliza una región crítica de un lado en la cola de la derecha. La hipótesis nula  $H_0$  se rechaza para una probabilidad de un error tipo I de  $\alpha$  si se cumple la condición de la ecuación 97.

$$F_0 > F_{\alpha, (t-1), (N-t)} \quad (98)$$

Como  $F_0$  cae en la región crítica  $F_0 > 3,478$  se rechaza la hipótesis nula y se concluye que los tratamientos (partes por millón de Boro) hacen diferir la tenacidad a la fractura obtenida en los aceros bainíticos, desde el análisis de varianza.

### 6.5.3. NIVEL DE SIGNIFICANCIA

En una prueba de hipótesis se suele determinar la probabilidad de exceder el valor del estadístico de prueba bajo las condiciones de la hipótesis nula, a esto se le llama nivel de significancia. Para este caso este valor sería la probabilidad de que se aprobará la hipótesis nula de que el boro no tuviese efecto sobre la tenacidad a la fractura de los aceros bainíticos, lo cual se hace tomando la distribución F con el  $F_{calculada}$  y los grados de libertad  $(t-1)$  y  $(N-1)$  y los resultados se imprimen en la tabla 25.

$$valor P = F_{F_{calculada},(t-1),(N-1)} \quad (99)$$

	<b>Grados de libertad</b>	<b>Suma de cuadrados</b>	<b>Cuadrados Medios</b>	<b>F calculada</b>	<b>F teórica</b>	<b>P-valor</b>
<b>Total</b>	14	1369,61				
<b>Tratamientos</b>	4	1121,95	280,49	11,3253	3,4780	0,00098
<b>Error Experimental</b>	10	247,66	24,77			

Tabla 25: Resultados del análisis de varianza sobre los datos experimentales de la tenacidad a la fractura de los aceros bainíticos.

### 6.5.4. HIPÓTESIS NULA SOBRE LOS CONTRASTES

La hipótesis nula se plantea con cada coeficiente, aclarando que no hay diferencia entre la tenacidad a la fractura del acero 60B y las demás. La segunda plantea que no hay diferencia entre la tenacidad obtenida en el acero de 40B y la tenacidad obtenida en los aceros 20B, 10B y 0B, la tercera plantea que no hay diferencia entre la tenacidad obtenida en el acero de 20B y la tenacidad obtenida en los aceros 10B y 0B y por último la cuarta plantea que no hay



diferencia entre la tenacidad obtenida en el acero de 10B y la tenacidad obtenida el acero que no tiene presencia de Boro.

$$H_0: C_1 = 4\mu_5 - \mu_4 - \mu_3 - \mu_2 - \mu_1 = \mu_5 - \frac{1}{4}(\mu_4 + \mu_3 + \mu_2 + \mu_1) \quad (100)$$

$$H_0: C_2 = 3\mu_4 - \mu_3 - \mu_2 - \mu_1 = \mu_4 - \frac{1}{3}(\mu_3 + \mu_2 + \mu_1) \quad (101)$$

$$H_0: C_3 = 2\mu_3 - \mu_2 - \mu_1 = \mu_3 - \frac{1}{2}(\mu_2 + \mu_1) \quad (102)$$

$$H_0: C_4 = \mu_2 - \mu_1 \quad (103)$$

#### 6.5.5. SUMA DE CUADRADOS Y ANÁLISIS DE VARIANZA PARA LOS CONTRASTES EXPERIMENTALES

Este paso se realiza para indicar que parte de la variación en los datos se explica por el contraste específico. La reducción de suma de cuadrados para la estimación de un contraste se calcula con la ecuación 103.

$$SCC = r \frac{(\sum_{i=1}^t k_i \bar{y}_i)^2}{\sum_{i=1}^t k_i^2} \quad (104)$$

Así mismo se calculan los cuadrados medios dividiendo las sumas de cuadrados en los grados de libertad correspondientes; los contrastes al tener cada uno un grado de libertad, los cuadrados medios tendrán el mismo valor numérico que los cuadrados medios.

El  $F$  calculado es la división de los cuadrados medios de cada contraste entre los cuadrados medios del error experimental.

$$F_{calculado n} = \frac{CMC_n}{CME} \quad (105)$$

Y al igual que en el análisis de varianza se procede a contrastar con un  $F_{\alpha,1,1(N-t)}$  que para este caso al igual que en el análisis de varianza  $\alpha = 0,05$  al tener una confiabilidad del 95%. La hipótesis nula se rechaza al nivel de significancia  $\alpha$  si el  $F_{calculado n} > F_{\alpha,1,1(N-t)}$ , lo cual dice

que los tratamientos (partes por millón de Boro) hacen cambiar la media de la tenacidad a la fractura de los aceros.

	<b>Grados de libertad</b>	<b>Suma de cuadrados</b>	<b>Cuadrados Medios</b>	<b>F calculada</b>	<b>F teórica</b>	<b>P-valor</b>
<b>Total</b>	14	1369,61				
<b>Tratamientos</b>	4	1121,95	280,49	11,3253	3,4781	0,0009852
<b>Error Experimental</b>	10	247,66	24,77			
$C_1$	1	11,22	11,22	0,4531	4,9646	0,5161
$C_2$	1	8,05	8,05	0,3250	4,9646	0,5812
$C_3$	1	3,01	3,01	0,1215	4,9646	0,7347
$C_4$	1	2,76	2,76	0,1113	4,9646	0,7456

Tabla 26: Resultados del análisis de prueba de hipótesis de la influencia de los contrastes de las distintas partes por millón de Boro presentes en los aceros bainíticos.

En los resultados mostrados en la tabla 27 es notorio como las  $F_{calculada}$  de los distintos contrastes no superan los valores de la  $F_{teórica}$  y el P valor dice que hay una muy alta probabilidad de que los efectos del boro sean insignificantes sobre la tenacidad a la fractura de estos materiales; por lo cual sería útil el hecho de hacer mayores diferencias en los valores de masa del Boro y así estudiar si el Boro en verdad tiene un efecto más significativo sobre la tenacidad a la fractura en aceros bainíticos.

El P valor lo que hace es revisar si la prueba de hipótesis tiene alguna significancia o no sobre los contrastes, pero sin ningún valor cuantitativo sobre los contrastes. Por el contrario los intervalos de confianza proporcionan información cuantitativa de los contrastes, al igual que su estado con respecto a las hipótesis sobre sus valores [49].

## 6.6. ANÁLISIS DE RESULTADOS DE LAS FRACTOGRAFÍAS

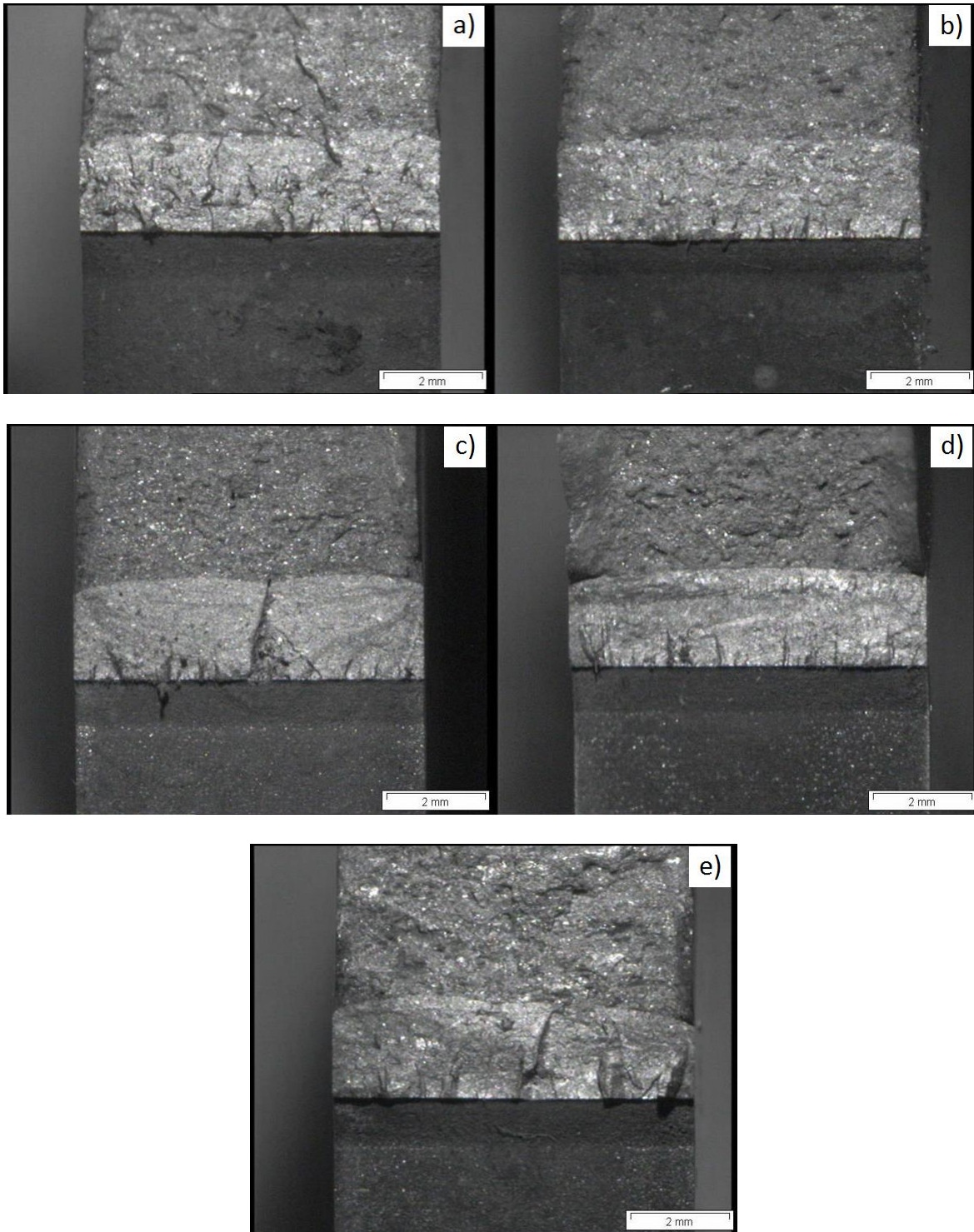
### 6.6.1. FRACTURAS TRANSVERSALES

La tenacidad es el término utilizado para definir la capacidad de un material para deformarse plásticamente y absorber energía, como consecuencia del mecanismo de rotura [38]. En la bibliografía se encuentran términos comunes y demasiado generales como lo son dúctil o frágil, haciendo referencia directa a los términos de materiales de alta tenacidad y baja tenacidad respectivamente.

En esta sección son analizadas las fracturas generadas en los ensayos de integral J sobre las probetas de aceros bainíticos 0B, 10B, 20B, 40B y 60B. Se obtuvieron imágenes de la sección transversal de las probetas en la zona de las grietas, por medio de microscopía electrónica de barrido (SEM) en las instalaciones de la Universidad Politécnica de Cataluña, fotografías 47 a), b), c) y d), con las cuales se plantea diferenciar el por qué en el cambio de la tenacidad de estos aceros, en especial en los que tienen más presencia de Boro (40B y 60B), observando las superficies de fractura y analizando los modos de falla y posibles cambios topográficos.

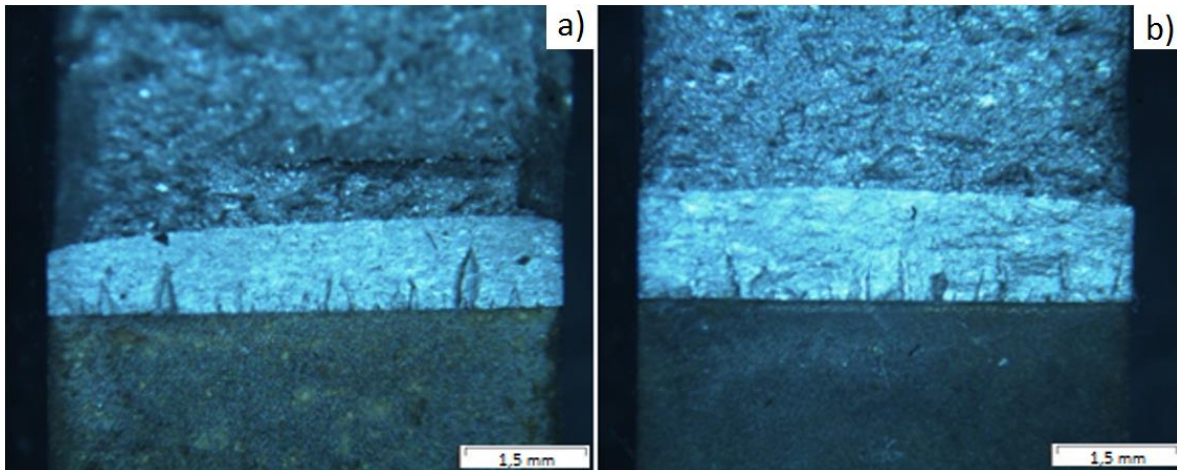
Las probetas tienen dos secciones principales, una de propagación de grieta por fatiga y otra parte la creación de una fractura súbita por flexión (súbita porque la fractura es formada en un solo ciclo de carga), en la cual se toma la medición de carga vs desplazamiento para hacer los cálculos de integral J.

En las fotografías 47 es notorio como la textura de la superficie fibrosa de la grieta hecha a flexión, incrementa su rugosidad conforme van incrementando las partes por millón de Boro presentes en los aceros, pasando progresivamente de una textura granular a una textura fibrosa; esto hace deseable el hecho de observarlas a más aumentos, para observar el mecanismo de fractura y mirar si habrá algún elemento asociado a deformación plástica. Al mismo tiempo se observan líneas que van transversales a la probeta que son marcas de frente de grieta, dando así la orientación del momento flector y que son producto de un arreglo de microcavidades.



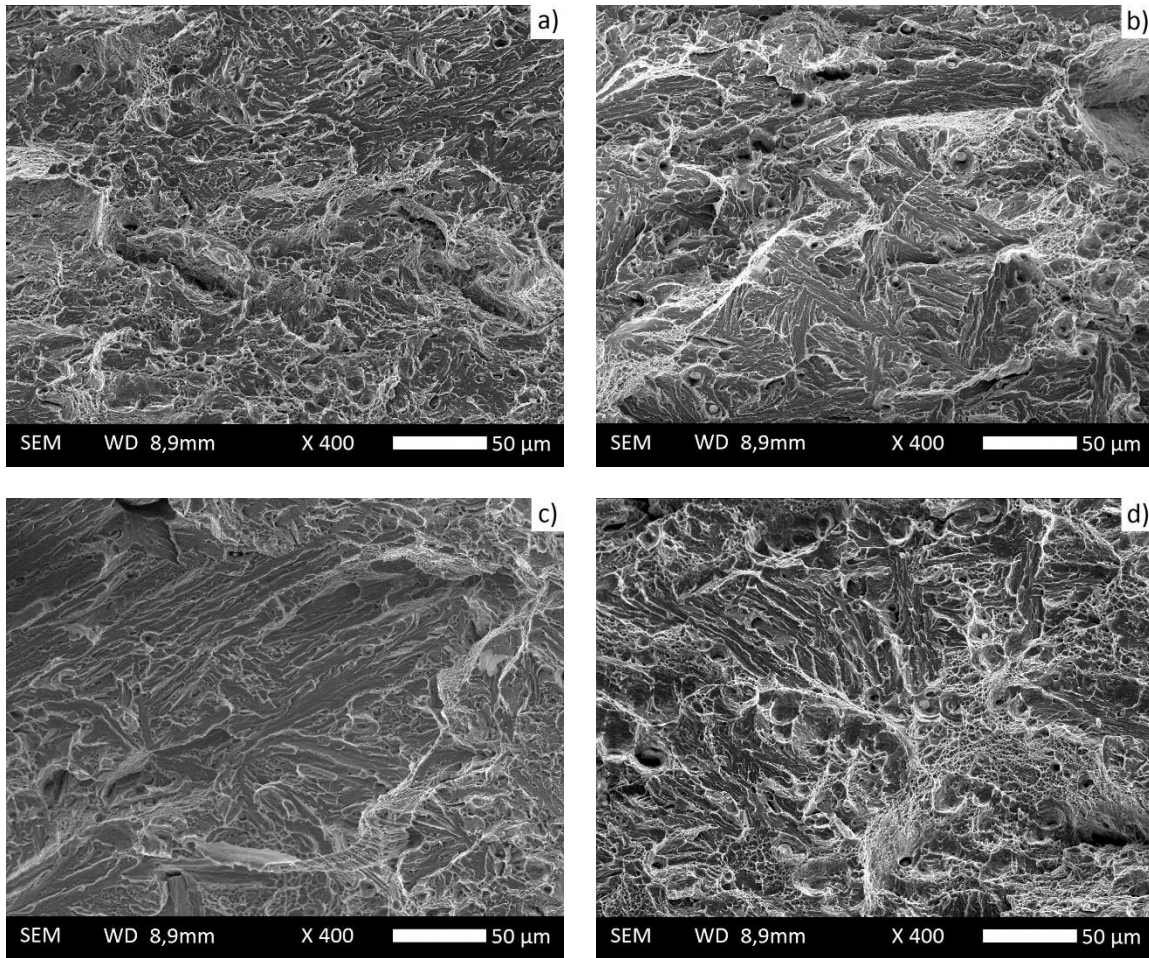
Fotografía 47: Fotografías tomadas con estereoscopio, en el cual se observa la sección transversal de las grietas en las probetas de a) 0B, b) 10B, c) 20B, d) 40B y e) 60B. En todas las fotografías son observables tres zonas, la inferior que corresponde al espacio de la entalla hecha por medio de corte con hilo, la central que es la propagación de la grieta por fatiga y la superior, la zona del ensayo.

Las fotografías 48 a) y 48 b) muestran como la separación directa de planos produce facetas lisas, brillantes y orientadas en diferentes ángulos, lo que hace que la apariencia de la fractura a nivel macroscópico sea granulosa, brillante y produciendo destellos al ser girada con respecto a una fuente de luz [43].



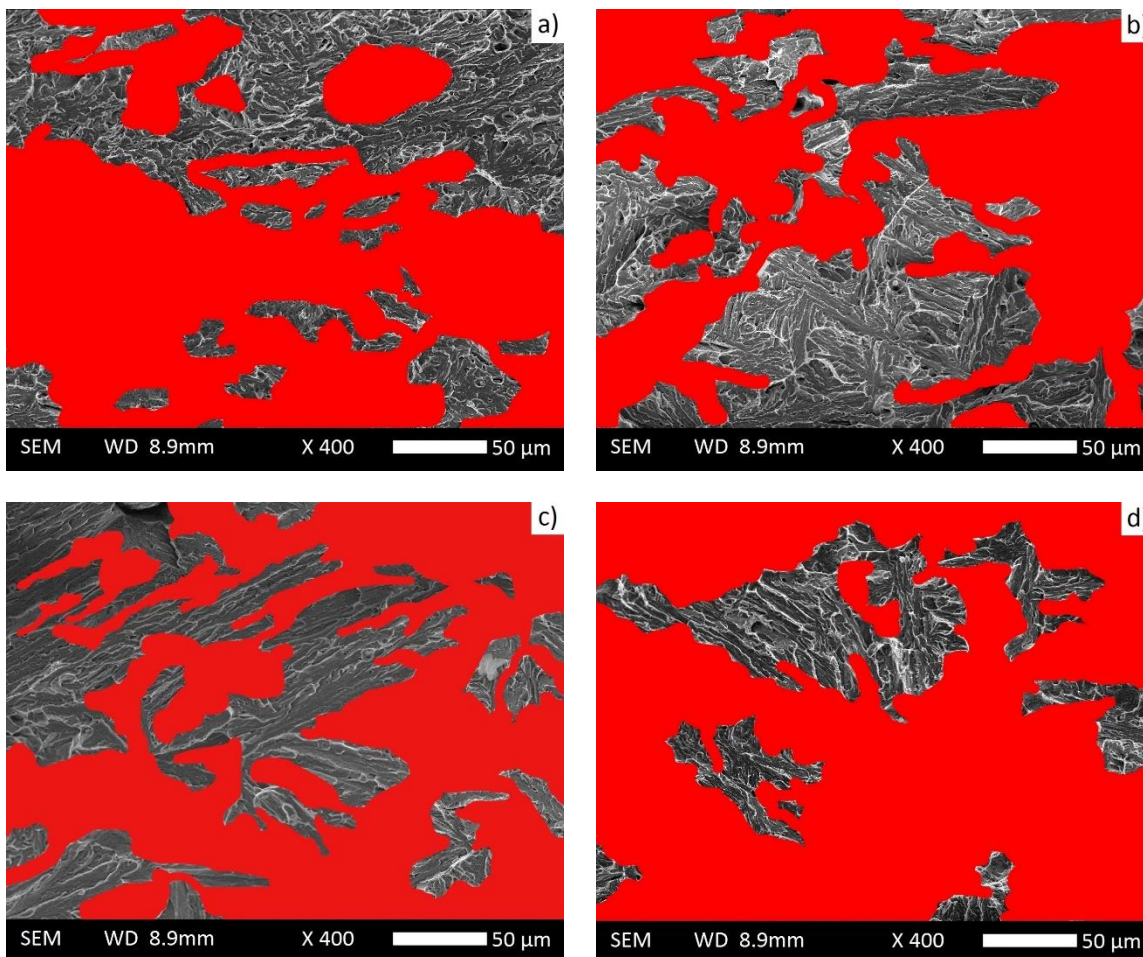
Fotografía 48: Fotografías tomadas con lupa y enfoque de luz para observar el destello brillante al ser enfocado con una apariencia granulosa en la sección de propagación de la grieta por cargas cíclicas.

Se proceden a tomar micrografías a distintos aumentos (Fotografías 49 a), 49 b), 49 c) y 49d)), con lo cual se plantea una medición de áreas con presencia de microcavidades, los cuales se relacionan directamente con la ductilidad del material; a su vez se analizan los resultados de las composiciones 0B, 20B, 40B y 60B, omitiendo la 10B Partes, dado que las micrografías no tienen una diferencia significativa respecto a la composición sin boro, siendo esto observable también en el poco cambio que tuvo la tenacidad entre estas dos composiciones, lo cual permite seguir con el enfoque tomado desde el análisis de los polinomios ortogonales.



Fotografía 49: Fotografías tomadas por microscopía electrónica de barrido a X400 a) 0B, b) 20B, c) 40B, d) 60B.

En las fotografías 50 a), b), c) y d) se observa claramente como al medir las zonas de ductilidad con el software IMAGE J, y al imprimir los resultados en la tabla 27, el porcentaje de área con microcavidades aumenta conforme incrementa la cantidad de Boro presente en los aceros bainíticos, por lo cual se proceden a tomar ampliaciones de las micrografías 49 a más aumentos para comparar el comportamiento entre un material con relativo bajo porcentaje de ductilidad (0B) y uno con alto porcentaje de ductilidad (60B).



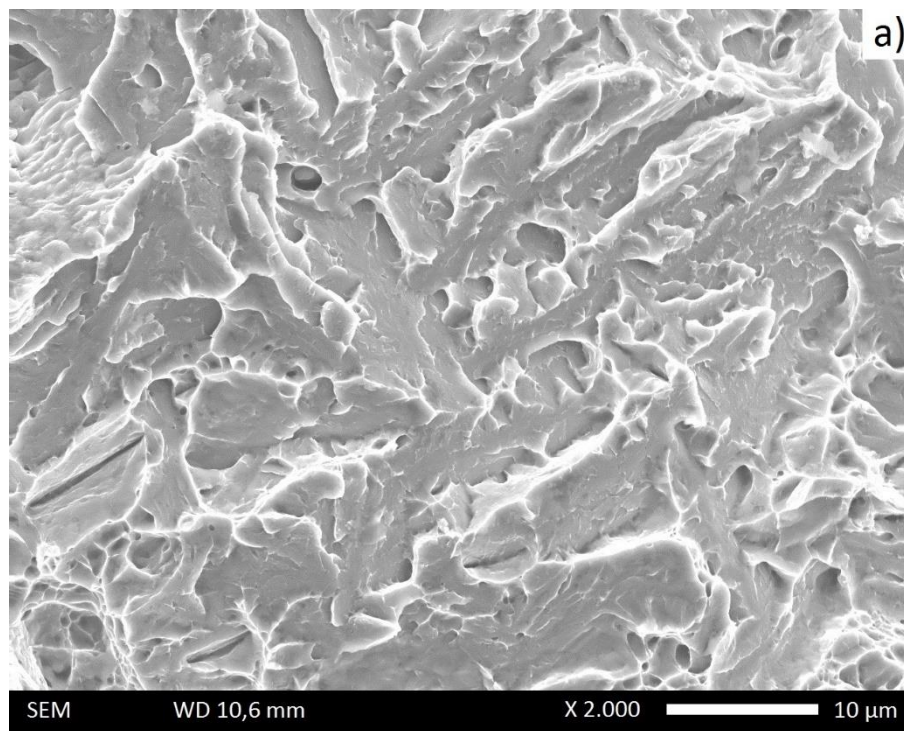
Fotografía 50: Fotografías tomadas por microscopía electrónica de barrido a X400 y editadas por un software de análisis de imágenes con el fin de obtener las áreas subrayadas en rojo que corresponden a zonas de microcavidades para las cuatro muestras analizadas, a) 0B, b) 20B, c) 40B, d) 60B.

Probetas	Área de la Imagen Total [ $\mu\text{m}^2$ ]	Medidas de Clivaje [ $\mu\text{m}^2$ ]	Porcentaje de Ductilidad [%]
0B	63500	40542,7	36,15
20B	63500	30553,8	51,88
40B	63500	26151,5	58,82
60B	63500	15931,6	74,91

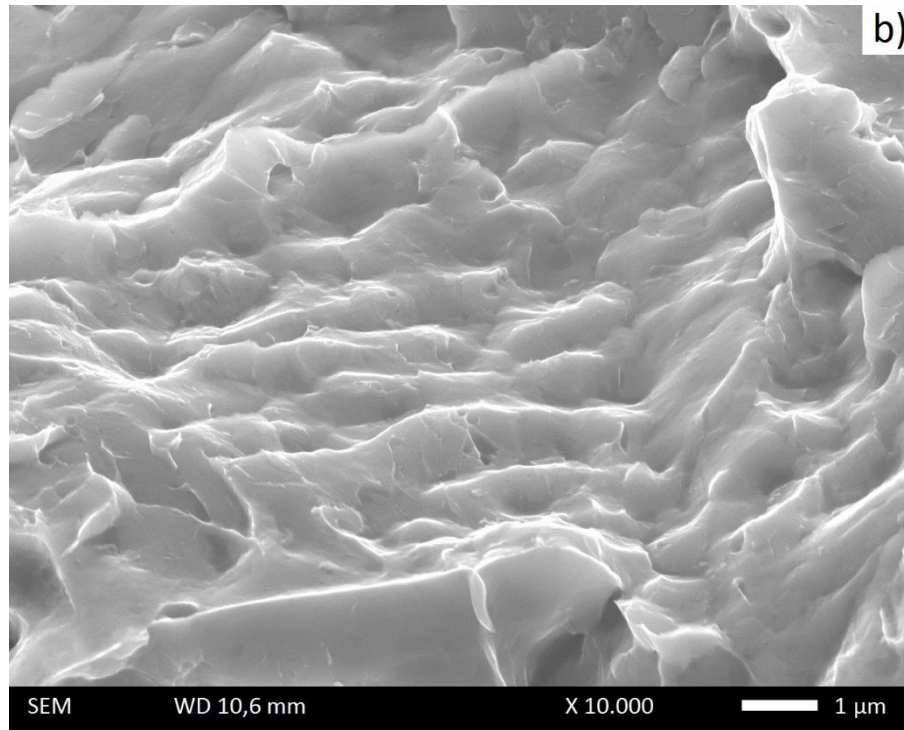
Tabla 27: Medición del área con contenido de microcavidades de las fotografías tomadas por microscopía electrónica de barrido a X400 de las probetas de 0B, 20B, 40B y 60B.

Al hacer observaciones y tomar micrografías a 2000 aumentos sobre las zonas con alta ductilidad, se observa claramente como en el material que no tiene boro (Fotografía 50 a)), tiene un

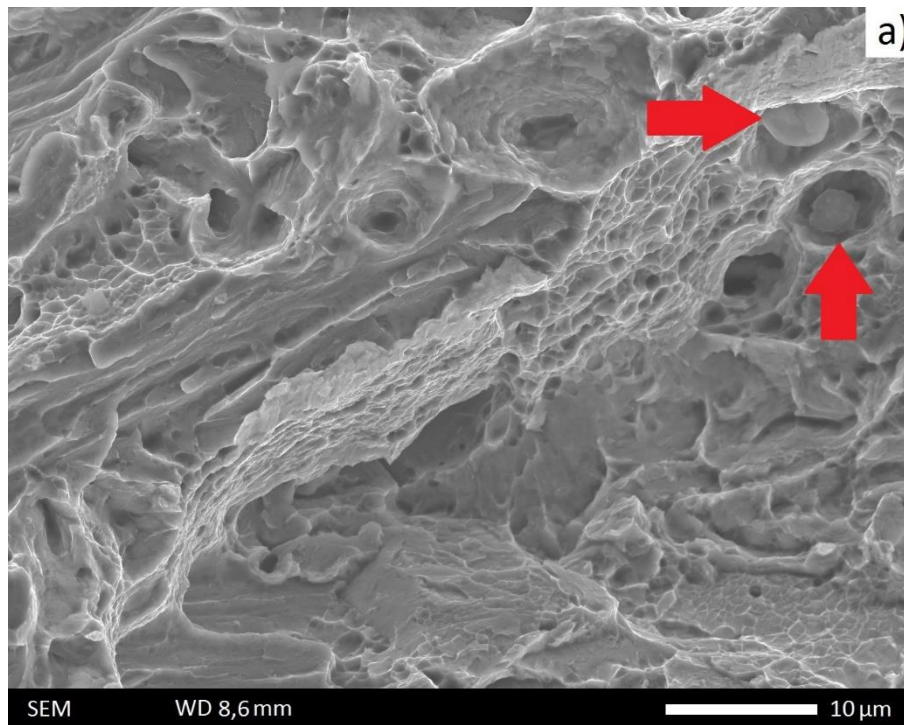
comportamiento de fractura mixto, aunque el mecanismo principal de fractura es el clivaje, que al incrementar el detalle de la micrografía a 10000 aumentos sobre la sección escalonada de la parte superior izquierda (fotografía 50 b)), se observa cómo partes de los cristales tienen deslizamientos relativos con otras partes del cristal generando cambios permanentes en la forma del cristal o por las no homogeneidades internas del cristal [17], dejando un notorio patrón de rio con forma escalonada; tal comportamiento es observado en distintos aceros como los mostrados en las fotografías 13 a) y 13 b); mientras tanto en las fotografía 52 a) que corresponde al acero bainítico 60B se generan microcavidades, que al ser observados a 10000 aumentos en la fotografía 52 b) revelan a su vez nanovacíos que habrán sido producto de partículas de segunda fase, los cuales son resultado de la generación de precipitados en el material que al ser separados muestran ductilidad y una deformación plástica considerable; con estas observaciones se hace deseable el hecho de analizar qué tipo de precipitado tiende a formarse en estos y que tiende a mejorar la ductilidad del material y por ende su tenacidad.

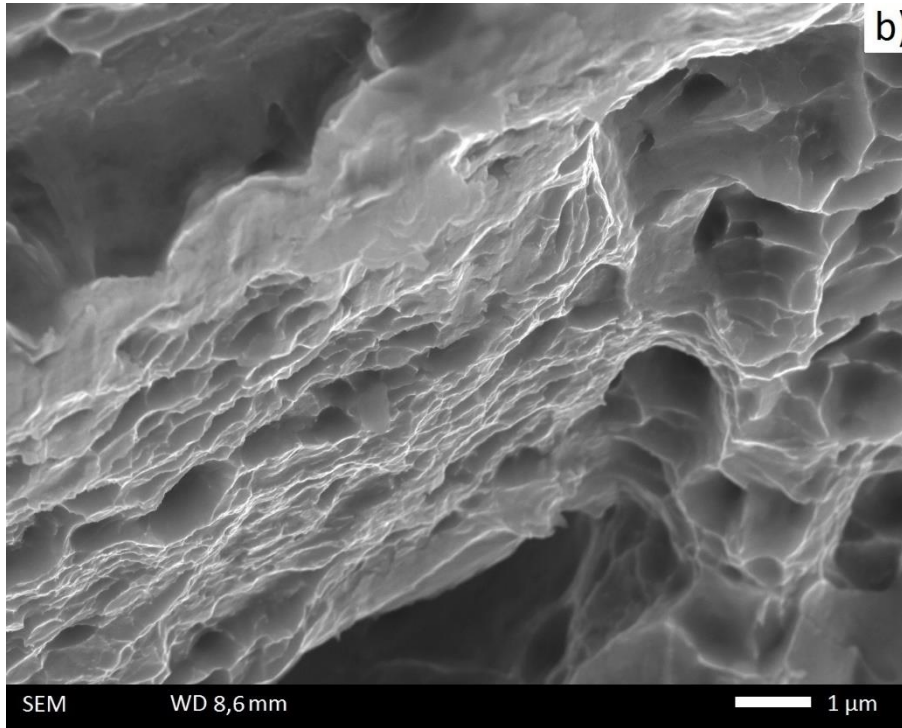






Fotografía 51: Fotografías tomadas por microscopía electrónica de barrido a la zona de fractura del ensayo de integral J para la probeta del acero 0B. a) se reconoce el clivaje como mecanismo principal de fractura en la fractura mixta presentada por el material. b) ampliación del patrón de ríto en forma de pequeños escalones encontrado en el acero bainítico sin boro.





Fotografía 52: Fotografías tomadas por microscopía electrónica de barrido del acero bainítico 60B, a) formación de microcavidades producto de la separación del material cercano a las partículas de segunda fase. b) ampliación de los microcavidades observados en la anterior micrografía, donde a su vez se muestran nanovacíos que producen una alta deformación plástica.

El comportamiento frágil lo propicia el estado de deformación plana por la geometría de la probeta y la disposición de las cargas respecto a la entalla hecha sobre la probeta, a su vez por el modo de carga a flexión, la fractura se orientará hacia la sección transversal (perpendicular al esfuerzo normal de tracción local).

Por otra parte en la fotografía 52 a) a 2000 aumentos, es notorio como fragmentos de las inclusiones o precipitados se encuentran en el interior de los microcavidades, al ampliar esta imagen los nanovacíos mostrados a 10000 aumentos en la fotografía 52 b) habrán sido formados por apilamiento de dislocaciones alrededor de las inclusiones, no siendo encontrados fragmentos en su interior y teniendo un tamaño muy inferior a las mismas.

Para analizar el o los posibles precipitados presentes en los aceros se tendrá en cuenta lo dicho por Krauss [17], el cual dice que hay elementos de aleación que tienen distintas funciones como lo son los estabilizadores de austenita como el manganeso y el níquel; estabilizadores de ferrita como el silicio, el cromo y el niobio; y unos fuertes formadores de carburos como lo son el titanio, el niobio, el molibdeno y el cromo si se presentan en suficientes cantidades. En la figura 65 se muestra los precipitados más comunes en los aceros, los cuales serán buscados en los aceros

manufacturados por medio del ensayo de difracción de rayos-X (DRX) el cual reconoce presencia de algún precipitado en la superficie.

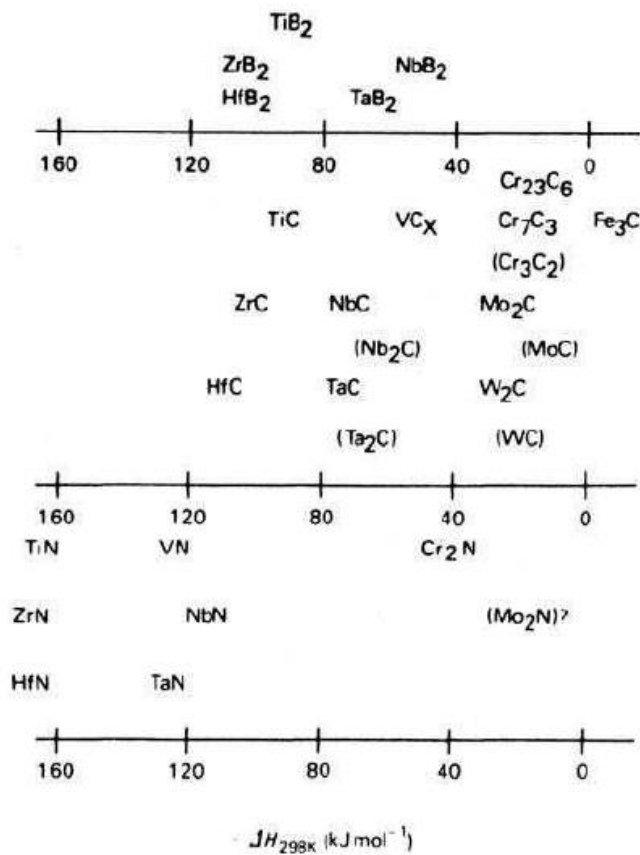


Figura 65: Carburos, nitruros y boruros comunes en los aceros y sus respectivas entalpías de formación [50].

Se analizan los datos con el software X'Pert HighScore Plus y se contrastan con las bibliotecas del año 2004, al cual se le programa una posible combinación de elementos químicos presentes en la aleación y el software emite una serie de resultados donde califican los más cercanos a la curva del material analizado y muestra los picos de dichos compuestos químicos; para comparar la composición química de los distintos aceros, se muestran las figuras 66 y 67, a su vez de presentan las tablas 28, 29, 30, 31 y 32 en las cuales se muestran los compuestos que concordaron más con cada acero según el software usado y los picos que revelan los difractogramas al igual que sus intensidades.

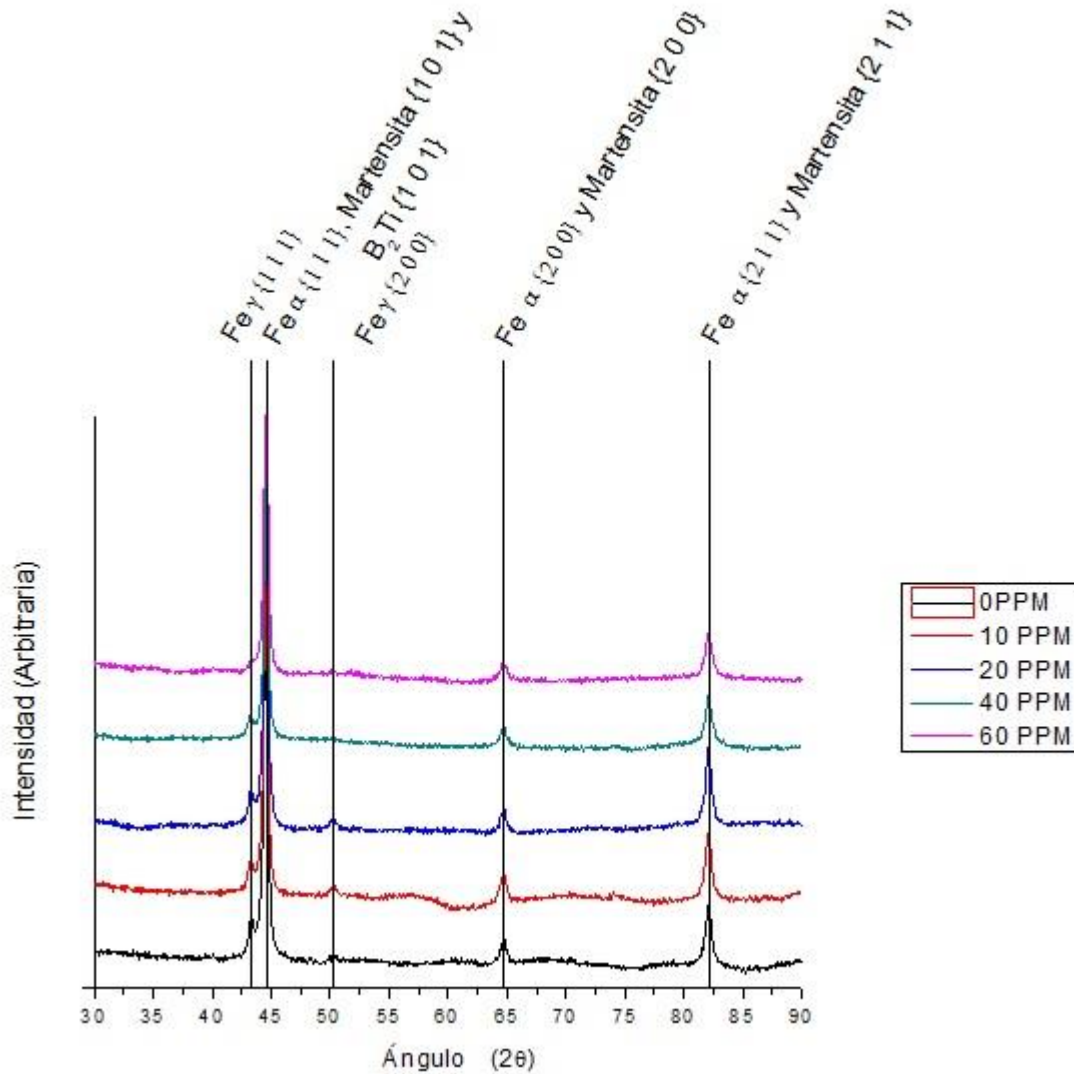


Figura 66: Difractograma correspondiente a los aceros con microestructura bainítica y su composición.

Numero de la carta	0 PPM de boro	Fe Alpha carta 01-087-0721			Fe Gama Carta 01-089-4185		
		2θ	intensidad	Plano	2θ	intensidad	Plano
Pico 1	43,2302				42,898	100%	(1 1 1)
Pico 2	44,6041	44,677	100%	(1 1 0)			
Pico 3	64,7867	65,028	12%	(2 0 0)	73,331	18%	(2 2 0)
Pico 4	82,6881	82,342	17%	(2 1 1)	88,889	17%	(3 1 1)

Tabla 28: Datos tomados por las cartas de la biblioteca del programa X'Pert HighScore Plus del 2004, en los cuales se muestra que en la muestra de acero bainítico 0B, mostrando la presencia de hierro Alfa y Hierro Gamma en el acero.

Numero de la carta	10 PPM de Boro	Fe Alpha carta 01-087-0721			Fe Gama Carta 01-089-4185		
		2θ	intensidad	Plano	2θ	intensidad	Plano
Pico 1	43,2924				42,898	100%	(1 1 1)
Pico 2	44,5964	44,677	100%	(1 1 0)			
Pico 3	50,2803				49,953	43%	(2 0 0)
Pico 4	64,7315	65,028	12%	(2 0 0)	73,331	18%	(2 2 0)
Pico 5	82,1312	82,342	17%	(2 1 1)	88,889	17%	(3 1 1)

Tabla 29: Datos tomados por las cartas de la biblioteca del programa X'Pert HighScore Plus del 2004, en los cuales se muestra que en la muestra de acero bainítico 10B, mostrando la presencia de hierro Alfa y Hierro Gamma en el acero.

Numero de la carta	20 PPM de Boro	Fe Alpha carta 01-087-0721			Fe Gama Carta 01-089-4185			tricarburo de heptacromo (Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub> ) Carta 00-036-1482		
		2θ	intensidad	Plano	2θ	intensidad	Plano	2θ	intensidad	Plano
pico 1	43,2459				42,898	100%	(1 1 1)	42,546	46%	(1 1 2)
pico 2	44,5888	44,677	100%	(1 1 0)				44,167	100%	(1 5 1)
pico 3	50,3005				49,953	43%	(2 0 0)	50,191	24%	(2 2 2)
								49,24	11%	(3 3 1)
								52,081	16%	(2 6 0)
pico 4	64,7031	65,028	12%	(2 0 0)	73,331	18%	(2 2 0)			
pico 5	82,057	82,342	17%	(2 1 1)	88,889	17%	(3 1 1)	82,036	10%	(5 5 1)
								82,297	12%	(5 2 2)
								82,407	12%	(3 9 0)

Tabla 30: Datos tomados por las cartas de la biblioteca del programa X'Pert HighScore Plus del 2004, en los cuales se muestra que en la muestra de acero bainítico con contenido de 20B, mostrando la presencia de hierro Alfa, Hierro Gamma y Tricarburo de Heptacromo en el acero.

Numero de la carta	40 PPM de Boro	Fe Alpha carta 01-087-0721			Fe Gama Carta 01-089-4185			tricarburo de heptacromo (Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub> ) Carta 00-036-1482		
		2θ	intensidad	Plano	2θ	intensidad	Plano	2θ	intensidad	Plano
Pico 1	43,2304				42,898	100%	(1 1 1)	42,546	46%	(1 1 2)
Pico 2	44,584	44,677	100%	(1 1 0)				44,167	100%	(1 5 1)
Pico 3	64,7879	65,028	12%	(2 0 0)	73,331	18%	(2 2 0)			
Pico 4	82,1097	82,342	17%	(2 1 1)	88,889	17%	(3 1 1)	82,036	10%	(5 5 1)
								82,297	12%	(5 2 2)
								82,407	12%	(3 9 0)

Tabla 31: Datos tomados por las cartas de la biblioteca del programa X'Pert HighScore Plus del 2004, en los cuales se muestra que en la muestra de acero bainítico 40B, mostrando la presencia de hierro Alfa, Hierro Gamma, Tricarburo de Heptacromo en el acero.

Numero de la carta	60 PPM de Boro				Fe Alpha carta 01-087-0721			Fe Gama Carta 01-089-4185			Boruro de Titanio (B <sub>2</sub> Ti) Carta 03-065-1073			tricarbuuro de heptacromo (Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub> ) Carta 00-036-1482		
	2θ	intensidad	Plano		2θ	intensidad	Plano	2θ	intensidad	Plano	2θ	intensidad	Plano	2θ	intensidad	Plano
pico 1	44,571	44,677	100%	(1 1 0)	42,898	100%	(1 1 1)	34,142	63,80%	(1 0 0)	42,546	46%	(1 1 2)	44,167	100%	(1 5 1)
pico 2	55,5777				49,953	43%	(2 0 0)	56,994	8,10%	(0 0 2)	50,191	24%	(2 2 2)	52,081	16%	(2 6 0)
pico 3	64,6281	65,028	12%	(2 0 0)	73,331	18%	(2 2 0)	61,121	18,30%	(1 1 0)						
								68,138	10,40%	(1 0 2)						
								68,337	12%	(1 1 1)						
pico 4	82,1381	82,342	17%	(2 1 1)	88,889	17%	(3 1 1)				82,036	10%	(5 5 1)	82,297	12%	(5 2 2)
											82,407	12%	(3 9 0)			

Tabla 32: Datos tomados por las cartas de la biblioteca del programa X'Pert HighScore Plus del 2004, en los cuales se muestra que en la muestra de acero bainítico 60B, mostrando la presencia de hierro Alfa, Hierro Gamma, Tricarbuuro de Heptacromo y Boruro de Titanio en el acero.

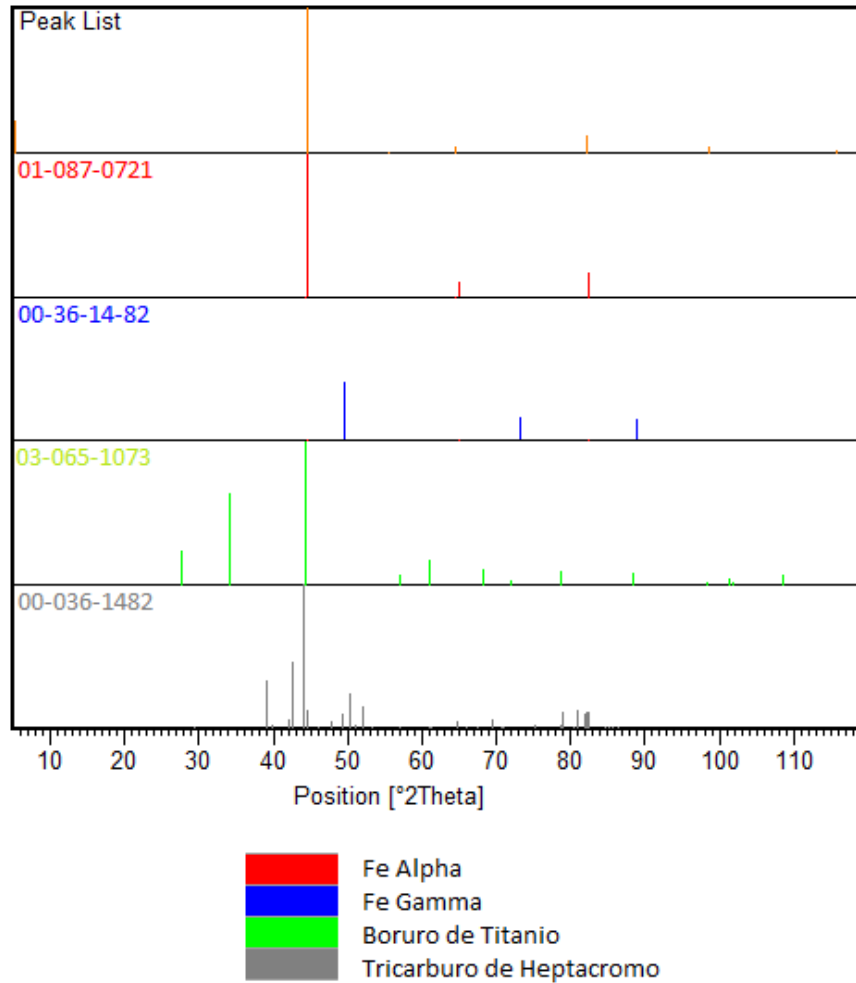


Figura 67: Gráfica tomada del programa X'Pert HighScore Plus con datos de las bibliotecas del 2004, en los cuales se muestran los distintos picos y sus correspondientes intensidades para el acero con 60B, hierro Alfa, Hierro Gamma, Tricarbuuro de Heptacromo y Boruro de Titanio.

Al observar cómo se comportan los picos en todos los aceros analizados en las tablas 28, 29, 30, 31 y 32, es claro que, mediante incrementan las partes por millón de boro presentes en los mismos, el pico con mayor intensidad (sobre los  $44^{\circ}$ ) tiende a moverse hacia la izquierda, llegando al punto del acero con 60B, en el cual el Software X'Pert HighScore Plus, ya reconoce al boruro de titanio como un elemento relevante en dicha composición (tabla 33) y al cual se le atribuyen los incrementos de ductilidad dentro de los aceros bainíticos analizados en esta tesis. También se puede ver que el acero deberá tener como microconstituyente secundario la martensita.

Material	Pico Mayor en Difractograma
Acero Bainítico 0B.	44,6041
Acero Bainítico 10B.	44,5964
Acero Bainítico 20B.	44,5888
Acero Bainítico 40B.	44,584
Acero Bainítico 60B.	44,471
$B_2Ti$	44,452

Tabla 33: ubicación del ángulo  $2\theta$  del pico de mayor intensidad en los aceros, donde se muestra como se desplaza hacia la izquierda y a 60 Partes por millón el software X'Pert HighScore Plus reconoce al boruro de titanio ( $B_2Ti$ ) como elemento presente en el acero.

La ampliación del pico de austenita cercano a los 42,28 grados hecha en la figura 68 a), muestra como la austenita tiende a desaparecer conforme incrementan las partes por millón de boro en los aceros con microestructura bainítica, y lo cual concuerda con lo observado por Bedolla et al [99], el cual concluyó que el efecto que tenía el boro sobre los aceros, es acelerar la transformación de austenita a austeferrita durante la transformación de fase, causando menor presencia de austenita retenida en los aceros que tenían adición de boro. por otra parte Zhou [100] observó que los bloques relativamente gruesos de austenita retenida al ser sometidos a una transformación bajo carga mecánica, tendían a transformarse en martensita, mientras que los bloques más finos de austenita retenida bajo la acción de esfuerzos tendía a direccionarse y refinarse; razón por la cual en la figura 68 b) y 68 c) se observa como el pico de martensita también decrece conforme incrementan las partes por millón de boro en los aceros bainíticos obtenidos en este trabajo.

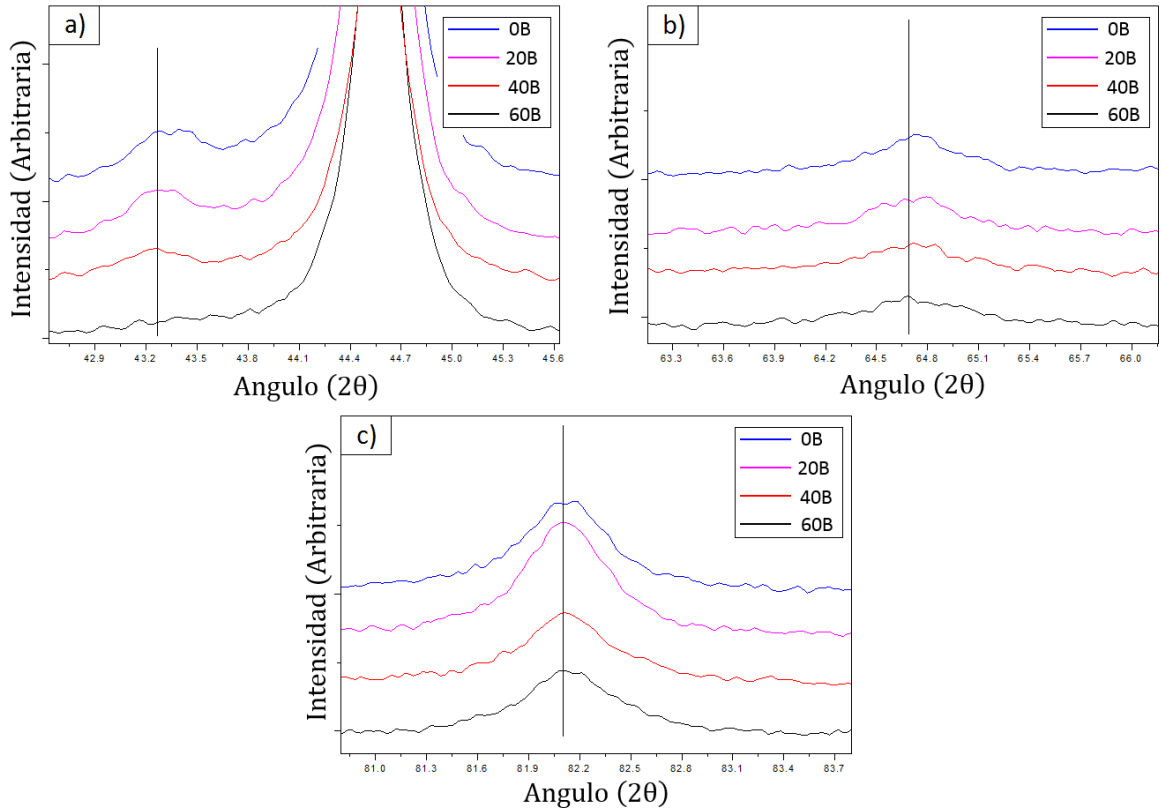


Figura 68: ampliaciones de la figura 66, correspondiente a: a) pico de austenita, b) y c) pico de la martensita.

El ingeniero Lizarazo [93] desarrolla su tesis de maestría de forma paralela a este trabajo investigativo, utilizando los mismos aceros. En esta tesis El presenta una tabla con los resultados de dureza (tabla 34) y en la cual se muestra que la dureza incrementa conforme incrementan las partes por millón de boro presentes en los aceros bainíticos de esta tesis, corroborando lo observado por Rojas [6]. Este último observó que entre más incrementaban las partes por millón de boro en aceros con bainita como microestructura principal, dichos aceros tendían a incrementar el porcentaje de martensita presente y la bainita superior se degradaba formando listones más finos de bainita inferior, siendo el boro el propiciador de dicho cambio al ser un agente de incremento de la templabilidad en aceros y mostrando un reflejo directo en el aumento de la dureza de los aceros bainíticos con presencia de éste.



Material	Dureza Rockwell C	Desviación Estándar
Acero Bainítico 0B.	37	0,88
Acero Bainítico 10B.	41	0,03
Acero Bainítico 20B.	42	0,007
Acero Bainítico 40B.	43	0,12
Acero Bainítico 60B.	47	0,78

Tabla 34: Dureza de las probetas de aceros bainíticos con distintas partes por millón de boro en su composición química [modificado de 93].

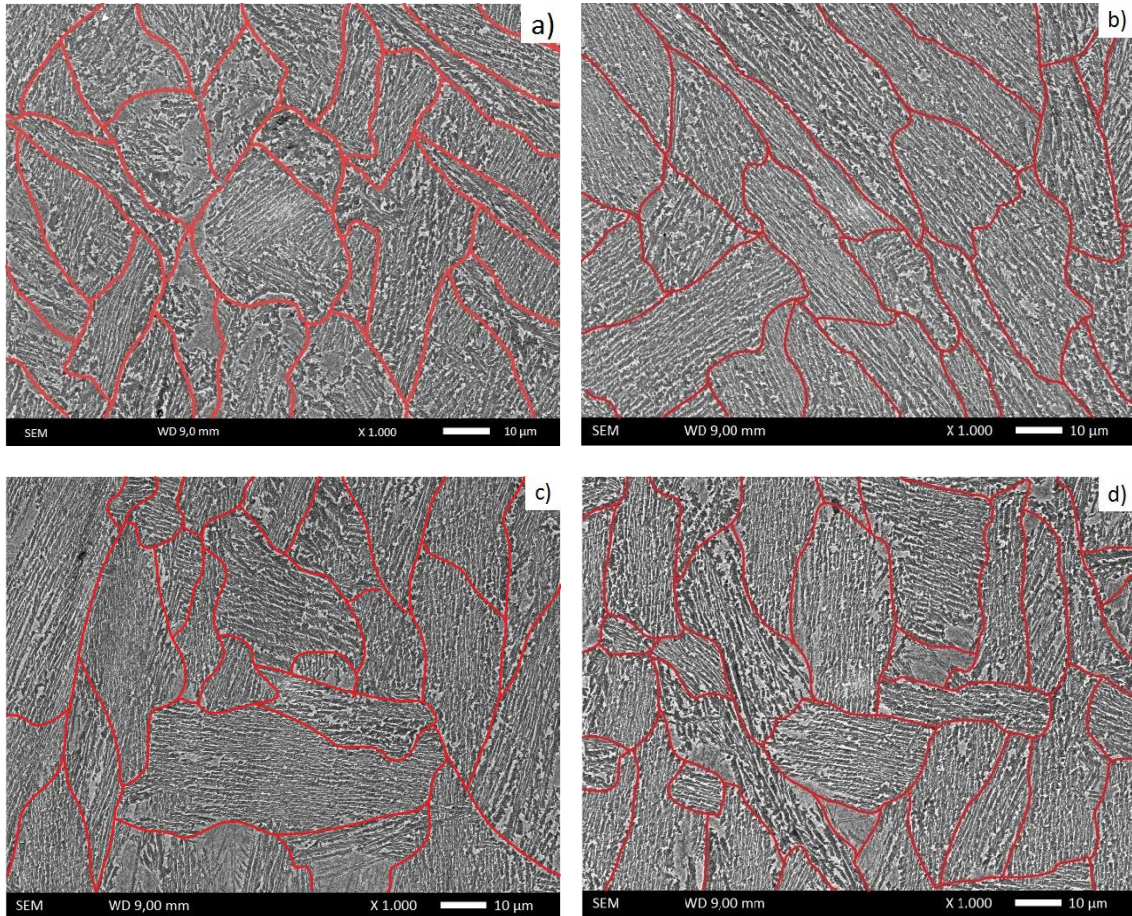
#### 6.6.1.1. CÁLCULO DEL TAMAÑO DE GRANO

Con los difractogramas se procede a calcular el tamaño de grano de los aceros bainíticos analizados, utilizando la ecuación de Debye-Scherrer, la cual plantea que el tamaño de grano debe ser inversamente proporcional al ancho medio del pico máximo del difractograma y al coseno del ángulo del pico máximo como lo muestra la ecuación 105.

$$\tau = \frac{K\lambda}{B \cos \theta_B} \quad (106)$$

La anterior ecuación es aplicable a la hora de tener materiales con tamaño de grano nanométrico, aunque en la fotografía 44, se observa que el tamaño de grano en micrométrico, no cumpliendo con el orden de magnitud de la anterior ecuación, por lo cual se han tomado micrografías SEM (fotografía 53) donde se puede observar claramente el tamaño de grano en los distintos aceros, obteniendo así un tamaño de grano promedio de 27,1  $\mu\text{m}$  como lo muestra la tabla 35.

No fueron mostrados los resultados de los aceros 10B, dado que el cambio en la tenacidad no fue tan relevante respecto a la tenacidad obtenida en los aceros sin boro y no se muestra un cambio relevante con el cambio de las partes por millón de boro en los aceros bainíticos. Los resultados concuerdan con los tamaños de grano obtenidos por Santiago Rojas [6] el cual obtuvo en sus aceros bainíticos tamaños de grano entre 12 y 56  $\mu\text{m}$ , aunque hay trabajos que muestran un tamaño de grano más refinado como los mostrados por Lan et al [83] que están en el orden de los 8  $\mu\text{m}$  mostrando mejores propiedades mecánicas.



Fotografía 53: microscopías electrónicas de barrido (SEM) de la microestructura bainítica con picral 4% a) acero 0B, b) acero 20B, c) acero 40B y d) acero 60B.

ACERO	Tamaño de grano [ $\mu\text{m}$ ]
0B	29,45
20B	26,27
40B	28,02
60B	24,48
Promedio	27,055

Tabla 35: Tabla de tamaños de grano calculados para los aceros con microestructura bainítica analizados en esta tesis.

## 6.7. PROPAGACIÓN DE GRIETAS EN LOS ACEROS BAINITICOS

### 6.7.1. LEY DE PARIS Y SUS CONSTANTES EN ACEROS BAINITICOS

En la sección 5.6. se mencionó el procedimiento por el cual se hacía la propagación de la grieta en las probetas de tenacidad, sin embargo este proceso de propagación se aprovechó para obtener datos de cambios en el  $K$  aplicado, cambios de ciclos y propagación de grieta "fatigue crack propagation", para saber si el boro a su vez tendría un efecto sobre este fenómeno. Para este análisis se utilizará la ley de Paris (ecuación 106), la cual necesita la tasa de crecimiento de grieta ( $da/dN$ ) y el factor del umbral de intensidad de esfuerzos  $\Delta K_{th}$ . Los experimentos fueron hechos con una razón de cambio R-ratio de 0,1 con lo cual se produjo la curva de la figura 69 y se procedieron a despejar los coeficientes  $C$  y  $m$  de cada material, linealizando la ecuación 106 obteniendo la ecuación 107, e imprimiendo los resultados en la tabla 36.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (107)$$

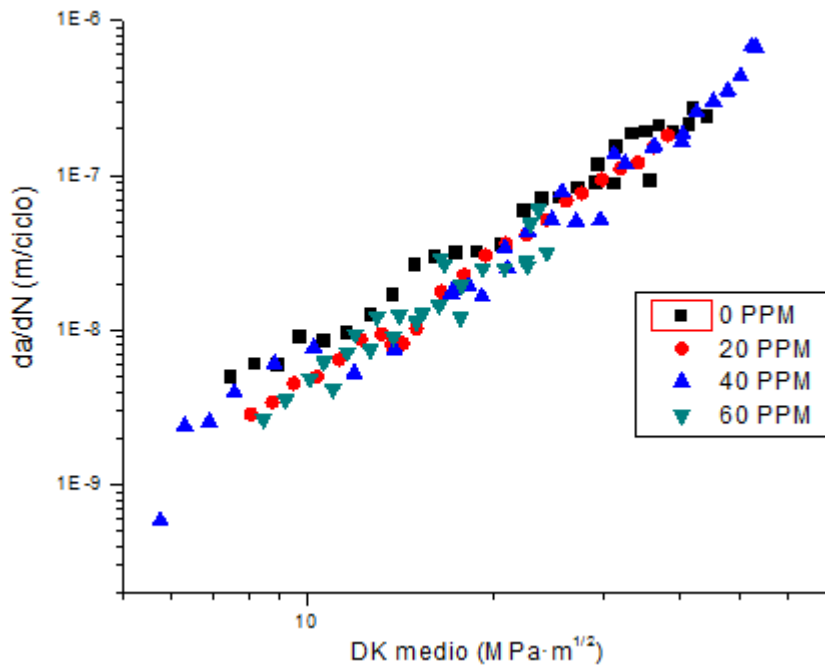


Figura 69: Cambio del crecimiento de grieta ( $da/dN$ ), Versus factor de intensidad de esfuerzos medio  $\Delta K_{medio}$

$$\log\left(\frac{da}{dN}\right) = \log C + m \log \Delta K \quad (108)$$

Probetas de aceros bainíticos	$C$	$m$
0B	3,00E-11	2,4251
20B	1,00E-11	2,6713
40B	3,00E-12	2,9774
60B	5,00E-12	3,0096

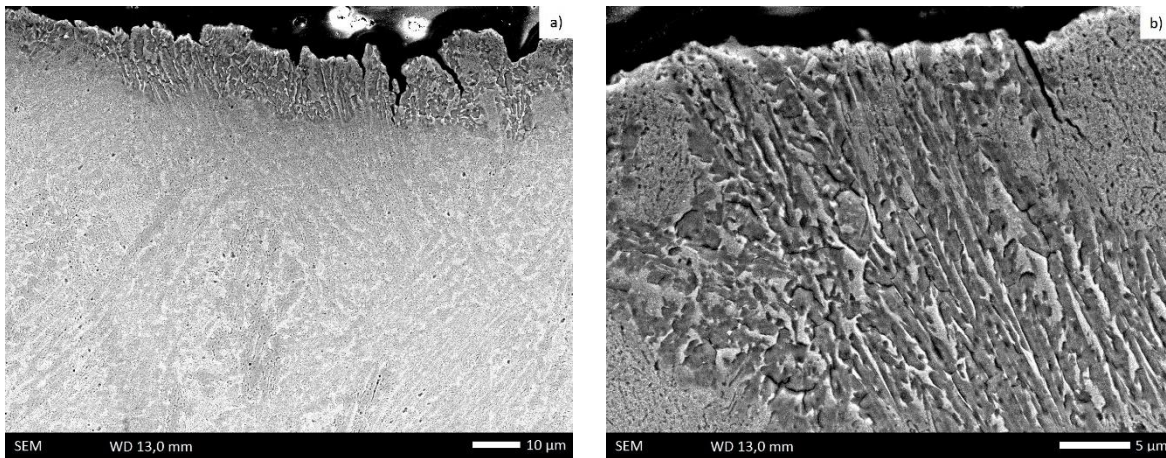
Tabla 36: Promedio de los valores de las constantes de la ley de Paris para los aceros bainíticos con diferentes partes por millón de Boro.

De acuerdo con los estudios realizados por Deng et al [85], el incremento en la pendiente es indicativo de una gran razón de cambio de propagación de grieta para un  $\Delta K$  dado, en esta investigación puede ser observado un evidente cambio en la pendiente  $C$  entre los aceros bainíticos 20B y 40B, no siendo tan notorio el cambio entre las probetas 0B y 20b o entre las probetas de 40B y 60B.

Por otra parte, el factor  $m$  incrementa en los aceros bainíticos al mismo tiempo que incrementan las partes por millón de boro presentes en la composición química de los mismos, concordante con la menor presencia de martensita en los aceros con adición de boro observada en la difracción de rayos X; Aglan y Fateh [86] en sus estudios dicen que el factor  $m$  en la ley de Paris tiene una influencia mayor que el factor  $C$  debido a su rol como exponente en vez de un factor multiplicativo, un valor inferior de  $m$  refleja una menor velocidad de expansión de grieta considerable en cualquier punto de la gráfica, siempre que pertenezca a la sección lineal que describe la ley de Paris.

### 6.7.2. MORFOLOGÍA DE LA SUPERFICIE DE FRACTURA POR FATIGA

En la fotografía 54 a) puede ser observado como en las probetas en sentido longitudinal, la zona de grieta inicia más tempranamente la revelación microestructural en el borde de la grieta que en el resto de la probeta, esto debido a que el proceso de pulido genera un mayor desbaste en la baquelita que en la superficie del acero, creando charcos de ataque sobre la interfaz baquelita – acero. La fotografía 5 b) es una ampliación de la fotografía 5 a), en ella aparecen pequeñas grietas entre la matriz ferrítica y los listones de austenita; estas grietas pequeñas pueden ser consideradas como una fuente de absorción de energía, esto porque en la parte superior de la grieta necesita disipar energía para el proceso de propagación de grieta (criterio de Griffith) [87]. La grieta principal es observada en la parte superior de las micrografías.



Fotografía 54: Microscopías electrónicas de barrido del borde de la grieta (parte superior de las fotografías) por fatiga observada en el sentido longitudinal de la probeta, de una probeta de acero bainítico sin boro, donde se observa: a) inicio del ataque prematuro en el borde de la grieta principal. Se observan grietas secundarias que crecieron en la dirección longitudinal de la probeta (dirección vertical de la micrografía). b) ampliación de la anterior micrografía, donde se muestran las grietas longitudinales en la misma dirección de los platos de bainita entre la matriz ferrítica y los platos de austenita (color gris oscuro) de la bainita.

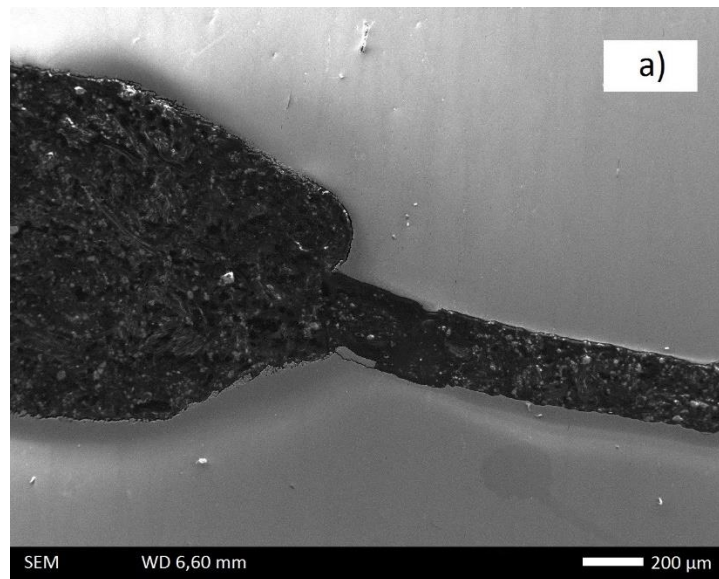
En la fotografía 55 a) se muestra una micrografía de una probeta 60B; en ella puede ser observado como a través del proceso de crecimiento de la grieta, la misma grieta cambia sus planos de crecimiento (extremo derecho de la micrografía) en una dirección cercana a los 45 grados desde el eje longitudinal de la muestra; al mismo tiempo en la fotografía 55 b) no son percibidas las pequeñas grietas longitudinales observadas en las fotografías de la muestra sin contenidos de boro (fotografías 54 a) y 54 b)). En la fotografía 55 c) se recalca el hecho que en el acero con microestructura bainítica, su agrietamiento se presenta transgranularmente. La dirección de propagación de la grieta posee tendencia a cambiar de plano cuando pasamos de un grano al contiguo, ya que la grieta sigue el plano de clivaje de orientación más favorable en cada grano y los granos vecinos tienen orientaciones ligeramente diferentes [38]. Generalmente los materiales que presentan grietas transgranulares tienen mayor tenacidad que los materiales con propagación de grietas en los bordes de grano, este comportamiento está relacionado con un alto trabajo de deformación plástica previa a la formación de la grieta [89].

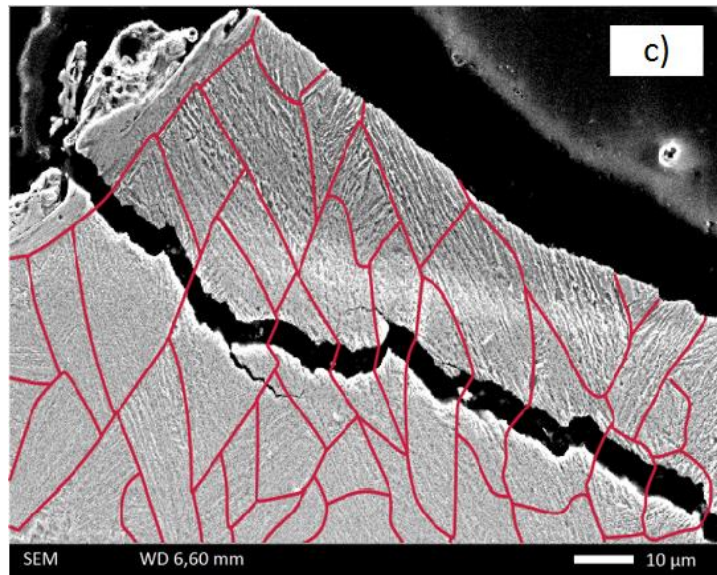
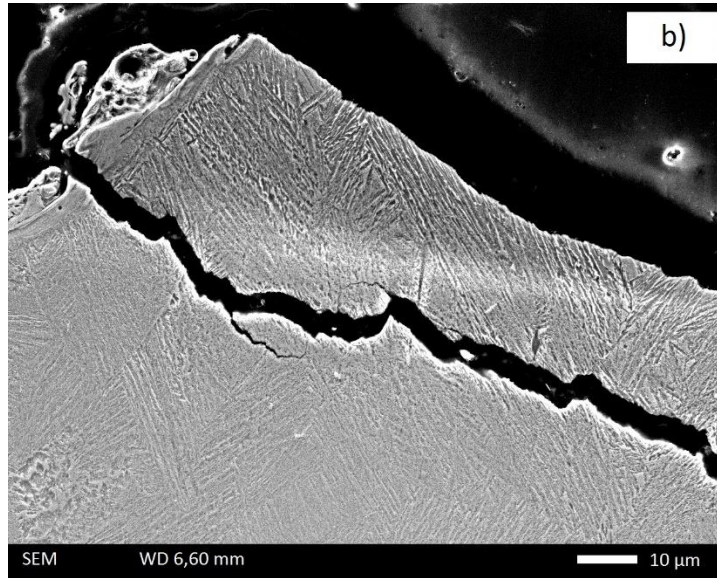
Al hacer una comparación entre las micrografías 8 a) y 8 c), se puede ver como el “tearing” decrece en la superficie de la fractura del acero 60B, y al mismo tiempo, las fracturas que se observan en la micrografía 8 b) también desaparecen en la micrografía 8 c).

Amplificando una sección de la superficie generada por la propagación de la grieta en los aceros sin presencia de boro de la fotografía 56 a), se generan las micrografías 57 a) y 57 b), donde se observa la formación de crestas y la presencia de “tearing” dúctil, los cuales son

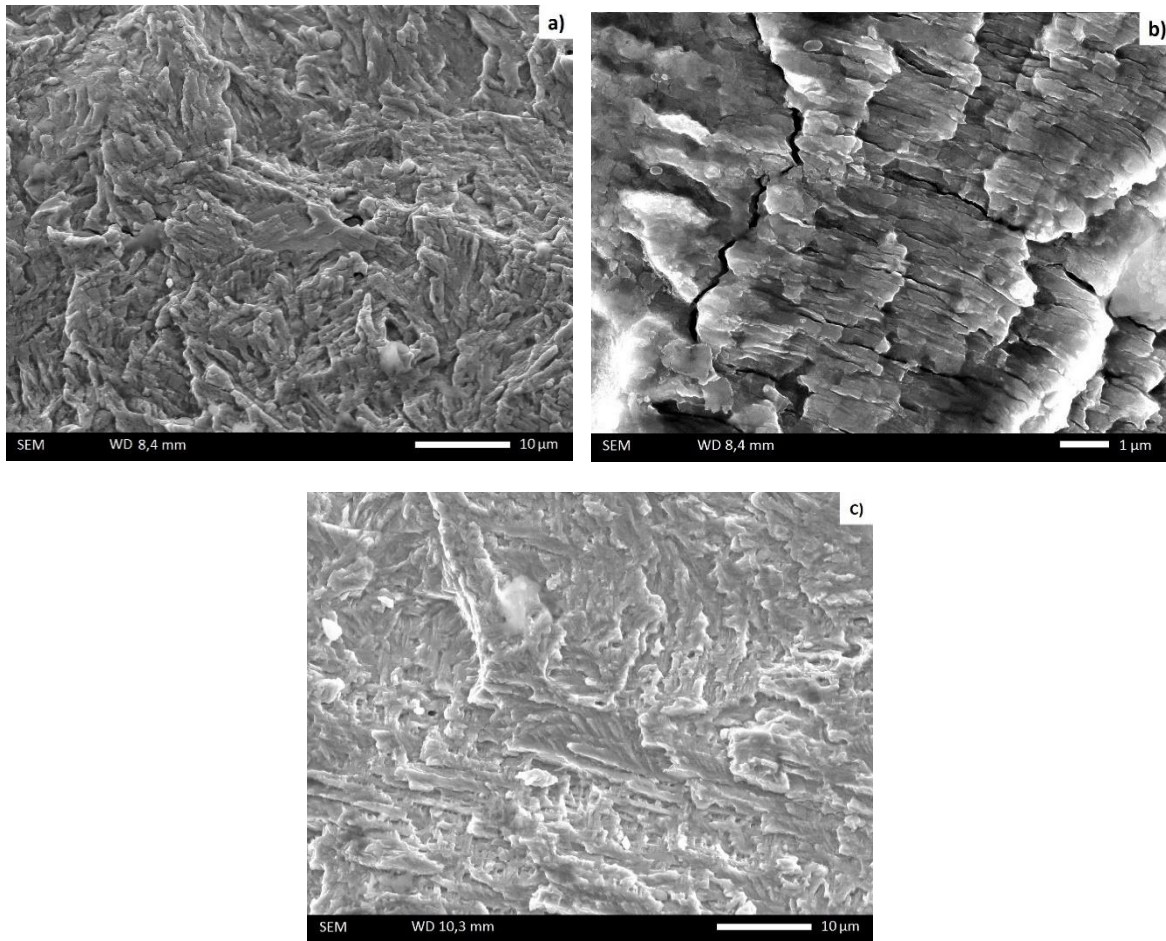
comportamientos asociados a los aceros bainíticos según Aglan y Fateh [86 y 88]; las crestas en las micrografías tienen unas líneas orientadas en distinta dirección para cada plano de propagación de grieta. Cuando dichas líneas en un plano diagonal son amplificadas en la micrografía 57 a), se encuentra con la presencia de cavidades con forma de listones y platos, las cuales fueron medidas con un analizador de imágenes y se encontraban en un rango de 0,995  $\mu\text{m}$  a 1,546  $\mu\text{m}$ . En la fotografía 58 muestra una micrografía del mismo acero, pero tomada de otra muestra alejada de la grieta, y atacada con picral 4% para la revelación microestructural; con el mismo analizador de imagen mencionado anteriormente fueron medidos los espesores de los listones de austenita en dicha micrografía, obteniendo un rango de espesores entre 0,5  $\mu\text{m}$  y 1,6  $\mu\text{m}$ , rango que contiene el rango anchura de las cavidades con igual forma, observadas en la micrografía 57 a).

Observando una ampliación de la micrografía 57 a) (fotografía 57 b)), puede ser notoria la presencia de una grieta en el borde de una cavidad con forma de liston, la cual viene desde la parte inferior de la micrografía, conduciendo el análisis al hecho que dichas cavidades fueron generadas por la separación de los listones austeníticos de la matriz ferrítica, generando grietas secundarias como procesos de disipación de energía en el material.



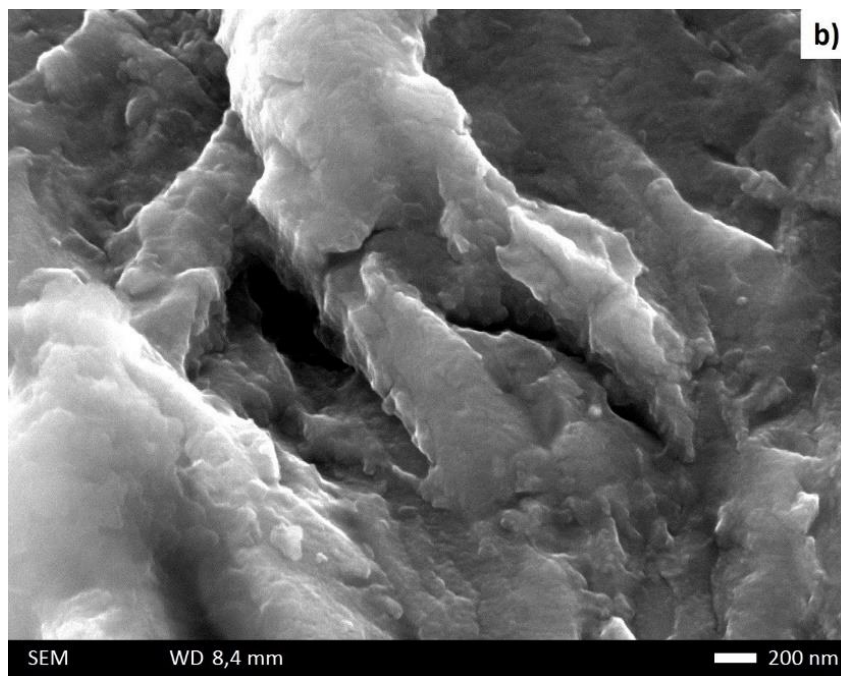
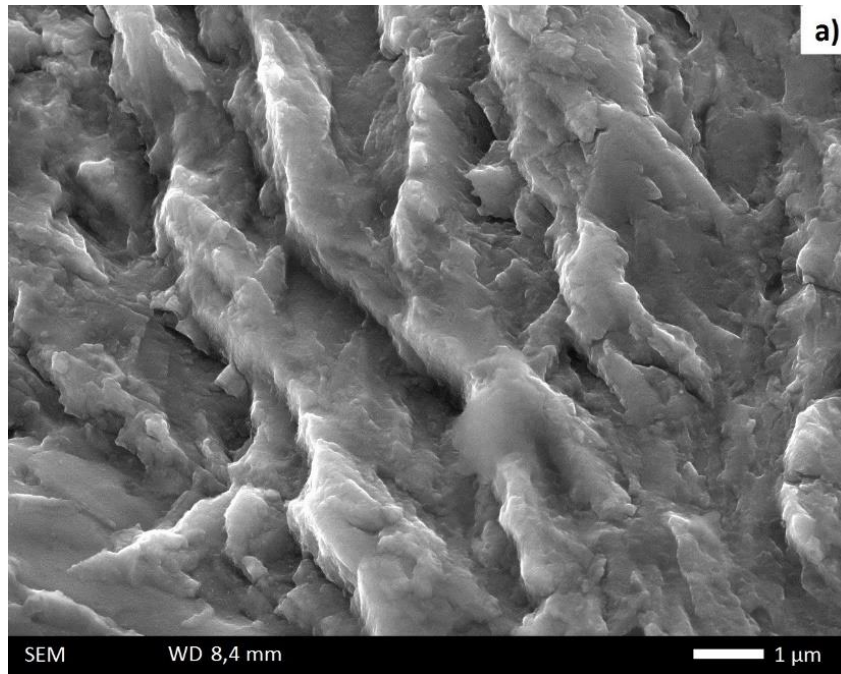


Fotografía 55: a) Microscopías electrónicas de barrido de una probeta de acero bainítico 60B, atacado con picral 4%, en la parte superior de la entalla, e inicio de la grieta, aparece un fragmento, producto de una grieta paralela a la grieta principal, y desprendida por el proceso de compactación de la baquelita. b) ampliación de la micrografía previa donde se muestra que las grietas en la dirección longitudinal de la probeta desaparecen. Al mismo tiempo es claro como el crecimiento de la grieta es dado en planos con orientación cercana a los  $45^{\circ}$ . c) demarcación de la micrografía 55 b) donde se resalta el hecho que la propagación de las grietas en este tipo de acero se dan de forma transgranular (entre los granos).

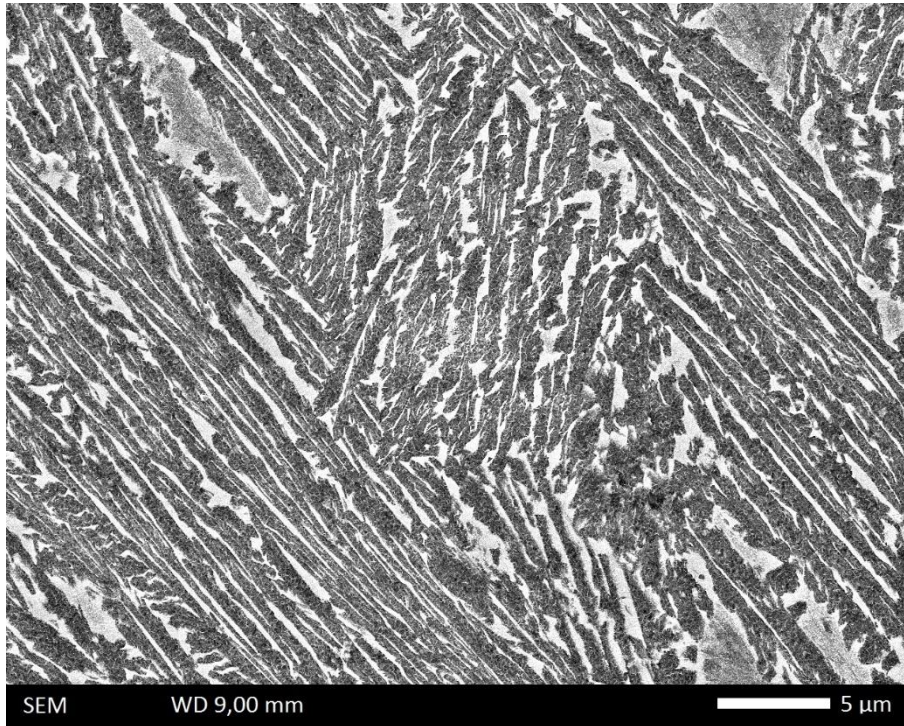


Fotografía 56: Microscopías electrónicas de barrido de las superficies de las grietas, productos del proceso de propagación de grieta. a) Probeta de acero bainítico sin boro, b) ampliación de la micrografía a) donde puede ser observada la formación de grietas longitudinales a través de un grano de bainita orientado de forma perpendicular a la micrografía (orientación longitudinal de la probeta). c) probeta de acero bainítico 60B, en donde es notoria la presencia de “tearing” dúctil y formación de crestas, pero en menor proporción que en la probeta sin boro.





Fotografía 57: Microscopias electrónicas de barrido del proceso de propagación de grietas en los aceros bainíticos. a) pueden ser observadas cavidades con la forma de los listones de austenita en la bainita. b) ampliación de la fotografía 57 a), allí pueden ser observadas grietas entre los listones de austenita y la matriz ferrítica.



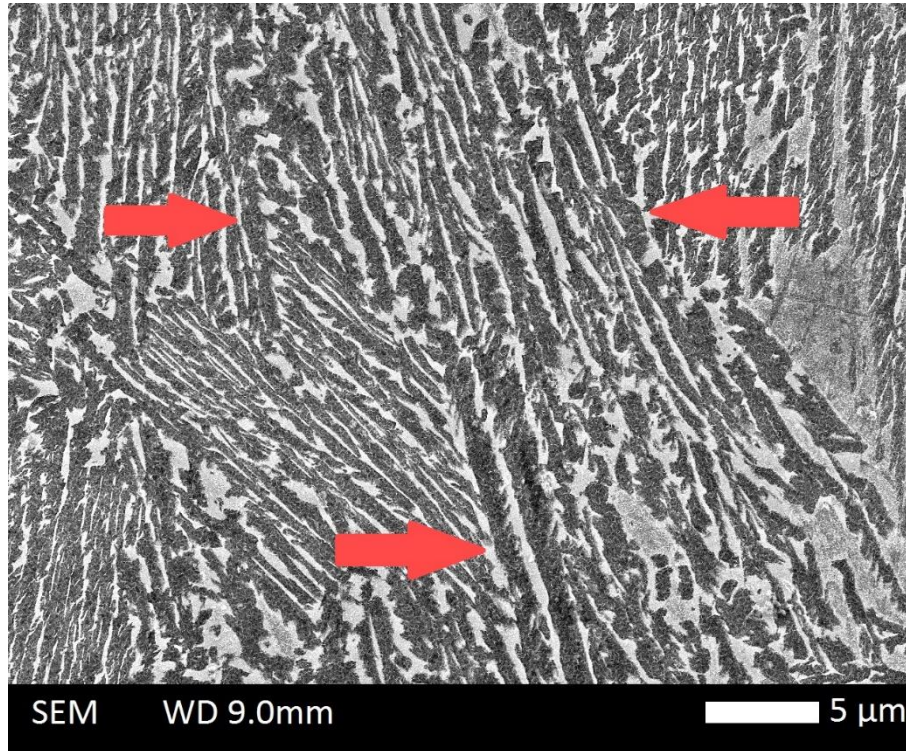
Fotografía 58: Microscopia electrónica de barrido de acero sin presencia de boro atacado con picral 4%, donde fueron medidos los espesores de los listones de austenita presentes en la microestructura bainítica, dando como resultado un rango entre 0,5  $\mu\text{m}$  y 1,6  $\mu\text{m}$ .

## 6.8. ANÁLISIS INTEGRADOR DE LA TENACIDAD

La reducción de la tenacidad de las probetas es posible que se dé gracias al fenómeno de coalescencia de la bainita, que fue explicado en la sección 4.4.5.

Debido a la limitante tecnológica del microscopio TEM de la Universidad Nacional de Colombia fue imposible visualizar de manera clara este fenómeno en las piezas, sin embargo distintas micrografías obtenidas para el análisis muestran como los granos bainíticos con orientación similar presentan unos listones de austenita más robustos en sus bordes, lo cual se considera como coalescencia según Pak et al [65], esto produce un decremento notorio en la tenacidad de las estructuras bainíticas.

A su vez se propone hacer estudios sobre la relación entre la coalescencia de la bainita y el proceso de fabricación de laminado en caliente para la obtención de la microestructura, para explicar la diferencia de tenacidad entre los materiales desarrollados en este trabajo y los demás trabajos a nivel mundial que muestran aceros bainíticos con tenacidad muy elevada.



Fotografía 59: Microscopia electrónica de barrido de una muestra de acero con composición básica Fe-0.32C-1.45Si-1.97Mn-1.26Cr-0.26Mo-0.10V, 60B y microestructura bainítica, donde se muestran secciones en los bordes de los granos bainíticos con orientación similar, allí los listones de austenita coalescen, incrementando su espesor.

## 6.9. COMPARACIÓN DE LA TENACIDAD

Según la norma ASTM E1820-11 [47] en el numeral A5.4 especifica una serie de normas con las cuales se puede cuantificar el  $K_{IC}$  teniendo como valor de partida el  $K_Q$  que se calculó con anterioridad, la primera de estas normas es que se debe cumplir la norma en todos sus parámetros y que la relación de carga máxima de la probeta respecto a la carga  $P_Q$  debe ser menor o igual a 1.1.

$$\frac{P_{max}}{P_Q} \leq 1,10 \quad (109)$$

En este trabajo y por la geometría de las probetas, esta condición no se cumple por lo cual se procede a tomar el valor  $K_Q$  (tabla 37) como medio de comparación con los valores de  $K_{IC}$  de otros trabajos.

Probetas de aceros bainíticos	Media de los Datos Experimentales de Integral J en Aceros Bainíticos [ $KJ/m^2$ ]	$K_Q [MPa\sqrt{m}]$
0B	43,14	56,55
10B	44,98	61,32
20B	47,07	64,74
40B	55,79	67,92
60B	66,45	69,17

Tabla 37: Tabla de valores de tenacidad del trabajo realizado con otros estudios.

En el estudio realizado por Rancel et al [75] evaluaron la energía absorbida por impacto Charpy de un acero con microestructura bainítica (Acero bainítico 38MnV7) al cual se le cambio la temperatura de ensayo, y también tenían distintas composiciones y por ende temperaturas de transformación como se muestra en las tablas 38 y 39.

En el ensayo Charpy pasan por la temperatura ambiente obteniendo un valor cercano a los 28 Julios para el acero con alto contenido de manganeso MN5 y un valor cercano a los 47 Julios para el acero con bajo contenido de manganeso MN4.

Steel	C	Si	Mn	V	Ti	N
MN4	0.38	0.25	1.53	0.11	-	0.0217
MN5	0.38	0.26	2.08	0.12	-	0.0245

Tabla 38: Tabla de composiciones de aceros analizados por Rancel et al [75].

Steel	$B_s$ ( $^{\circ}C$ )	$M_s$ ( $^{\circ}C$ )
MN4	560	296
MN5	535	275

Tabla 39: Tabla de temperatura de inicio de transformación bainítica  $B_s$  y temperatura de inicio de transformación martensítica  $M_s$ . [75].

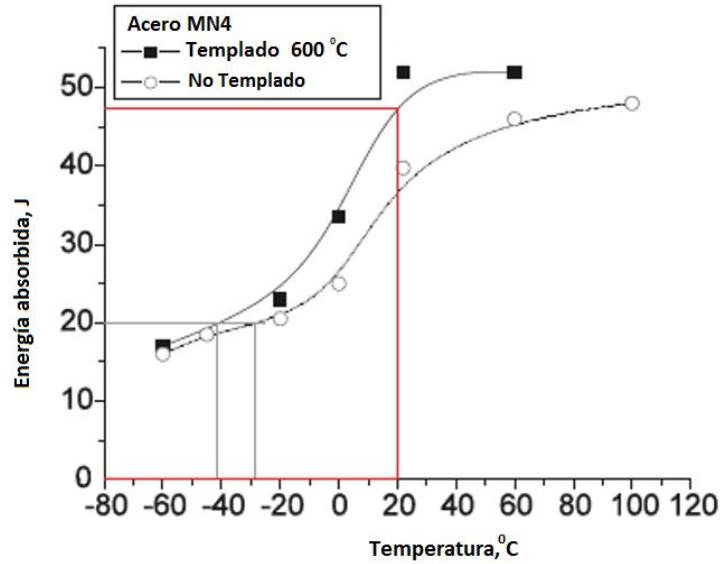


Figura 70: Figura que muestra la energía absorbida por impacto Charpy del acero MN4 [modificado de 75].

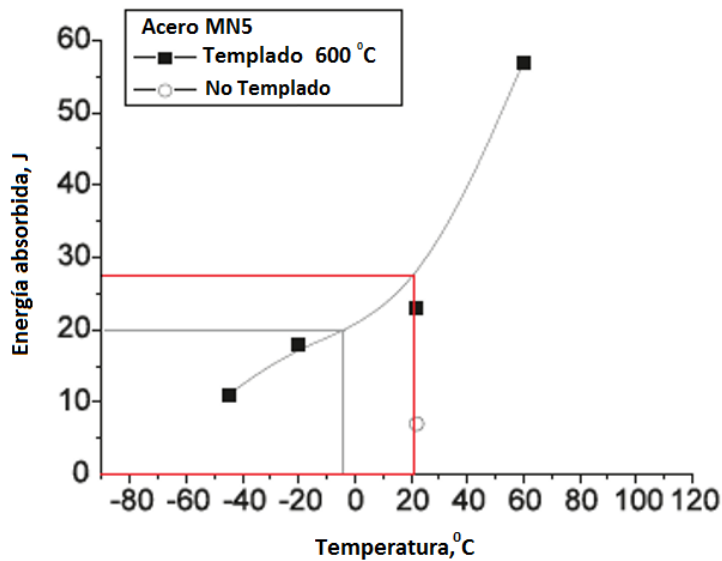


Figura 71: Figura que muestra la energía absorbida por impacto Charpy del acero MN5 [modificado de 75].

Para poder comparar los aceros desarrollados en este trabajo con los anteriormente mencionados, se acude a la correlación desarrollada por Barsom, Rolfe y Novak [73, 74] la cual relaciona la energía absorbida por el ensayo de impacto Charpy con el  $K_{IC}$  para aceros con resistencia a la fluencia entre 110 y 246 ksi.

$$\left(\frac{K_{IC}}{S_y}\right)^2 = 5\left(\frac{CVN}{S_y} - 0,05\right) \quad (110)$$

$K_{IC}$  = tenacidad de fractura estática [ $ksi\sqrt{in}$ ]

$CVN$  = energía de impacto Charpy [ $ft\ lbf$ ]

$S_y$  = resistencia a fluencia [ $ksi$ ]

$$K_{IC} = \sqrt{5 \cdot S_y^2 \left(\frac{CVN}{S_y} - 0,05\right)} \quad (111)$$

Entonces el valor de los aceros estudiados por Rancel et al tendrían los valores de  $K_{IC}$  mostrados en la tabla 40.

Material Analizado	Impacto Charpy [J]	Equivalente a tenacidad $K_{IC}$ $MPa\sqrt{m}$
Acero bainítico 38MnV7 MN4	47	103,75
Acero bainítico 38MnV7 MN5	28	140,61

Tabla 40: Tabla de relación tenacidad  $K_{IC}$  de los aceros bainíticos estudiados por Lucía Rancel et al a partir de la energía de impacto Charpy.

La tenacidad  $K_{IC}$  de este acero es muy elevada respecto a la  $K_Q$  de los aceros analizados en este trabajo, lo cual proyecta a un futuro trabajo en el que se pueda revisar y optimizar el proceso de fabricación o realizar probetas según la norma ASTM E399 para garantizar las condiciones del  $K_{IC}$  y evaluar este material de forma apropiada. Por otra parte sería interesante el hecho de hacer comparaciones directas con valores de  $K_{IC}$  dado que distintos estudios revelan el hecho que la tenacidad por impacto charpy sobreestima la tenacidad  $K$  del material, siendo esta última más conservadora [90 y 91].

## 7. CONCLUSIONES

El presente trabajo investigativo contemplo estudios de aceros con composición química base Fe-0.32C-1.45Si-1.97Mn-1.26Cr-0.26Mo-0.10V y microestructura bainítica obtenida por proceso termo-mecánico, en estos aceros fueron modificadas las partes por millón de boro presentes en los mismos hasta llegar a un máximo de 60; con los estudios de tenacidad a la fractura Integral J y propagación de grietas, con sus análisis correspondientes se llegaron a las siguientes conclusiones:

- En los aceros bainíticos con composición base Fe-0.32C-1.45Si-1.97Mn-1.26Cr-0.26Mo-0.10V y bajas partes por millón de boro el porcentaje de área con microcavidades presentes en la fractura transversal del ensayo de integral J aumenta conforme incrementa la cantidad de Boro presente hasta llegar cerca de las 60 Partes por millón, revelando un incremento en la ductilidad y por ende en la tenacidad, la cual sigue una línea de tendencia descrita por la siguiente expresión:

$$T = 43,138558 + 0,0286412 * P.P.M. + 0,0095819 * P.P.M.^2 - 5,97 * 10^{-5} P.P.M.^3$$

Donde:

$$T = \text{Tenacidad a la fractura (integral J)} \left[ \frac{KJ}{m^2} \right]$$

*P.P.M.* = Partes por millon de boro presente en los aceros bainíticos.

- La rata de propagación de grieta para un  $\Delta K$  dado incrementa con las partes por millón de Boro presente en los aceros bainíticos con composición química básica Fe-0.32C-1.45Si-1.97Mn-1.26Cr-0.26Mo-0.10V, sinónimo de un crecimiento de la constante C de la ley de Paris (ecuación 106); a su vez la constante *m*, en la misma ecuación, también incrementa con las partes por millón de Boro presentes en los aceros bainíticos, haciendo notoria la reducción en la velocidad de expansión de grieta en cualquier punto de la sección lineal de la ley de Paris cuando los aceros bainíticos tienen más partes por millón de Boro y con limite en 60, estos últimos teniendo una tenacidad superior y una larga vida a fatiga respecto a los aceros sin adición de Boro y teniendo una mayor resistencia a la propagación de grietas por fatiga dentro de sí.
- La presencia de precipitados y partículas duras en los aceros con microestructura bainítica incrementa la tenacidad al proporcionar zonas aledañas con una alta deformación plástica, aunque deben estar presentes en una muy baja proporción, entre 29 y 51 Partes por millón de boro según Terzic et al [92] que se llega a dar un cambio notorio en la transformación de fase.

## 8. BIBLIOGRAFÍA

- [1] V.T.T, Miihkinen y D.V. Edmonds, *Mater. Sci. Technol.* 3 (1987) 422-431.
- [2] V.T.T, Miihkinen y D.V. Edmonds, *Mater. Sci. Technol.* 3 (1987) 432-440.
- [3] H.A. AGLAN. *Mechanical and fracture behavior of bainitic rail steels*. Materials Process Technology. 2004, pags 268 – 274.
- [4] M. J. Santofimia Navarro. LA TRANSFORMACIÓN BAINÍTICA SIN FORMACIÓN DE CARBUROS EN ACEROS. UNIVERSIDAD COMPLUTENSE DE MADRID, FACULTAD DE CIENCIAS FÍSICAS. Departamento de Derecho de Física de Materiales.Madrid, 2006.
- [5] J.A. BEDOLLA, *High resistance boron treated steels for railways applications*. Materials Science and Technology. 2009. Vol 25. Nº 3.
- [6] S. Rojas Guerrero. Procesamiento y Fabricación de Aceros Bainíticos de Alta Resistencia. Tesis de Maestría. Universidad Michoacana de San Nicolas de Hidalgo, Morelia, Michoacán, México. Enero de 2009.
- [7] D. A. Rigney. Transfer, mixing and associated chemical and mechanical proccess during the sliding of ductile materials, wear, Vol. 245, (2000), p. 1-9.
- [8] J. C. Martínez Romero. CARACTERIZACIÓN DE LA TENACIDAD DE FRACTURA BAJO LA NORMA ASTM E 399-08 (PROBETA SENB), EN ACEROS AISI-SAE 5160 H, UTILIZADO EN FABRICACIÓN DE BALLESTAS. UNIVERSIDAD NACIONAL DE COLOMBIA. Facultad de Ingeniería, Departamento de Ingeniería Mecánica. Bogotá, Colombia 2011.
- [9] F. DIAN. *Effect of boron on the microstructure and mechanics properties of cold rolled multiphase steels*. 2011.
- [10] M.N. Yoozbashi, S. Yazdani. Mechanical properties of nanostructured, low temperature bainitic steel designed using a thermodynamic model. *Materials Science and Engineering A* 527 [2010] 3200–3205.
- [11] F.B. Pickering. The structure and Properties of Bainite in Steels, Symposium: transformation and Hardenability in Steels, 1967.
- [12] C.M. Amey, H. Huang, P.E.J. Rivera-Díaz-del-Castillo, Distortion in 100Cr6 and nanostructured bainite, *Materials and Design* 35 [2012] 66–71.
- [13] C. Garcia – Mateo, H. K. D. H. Bhadeshia, *Material Science and Engineering*. 378 (2004) 289 – 292.



- [14] F.G. Caballero, H.K.D.H. Bhadeshia, K.J.A. Mawella, D.G. Jones y P. Brown. *Mater. Scien. Tech.* 18 (2002) 279.
- [15] C. Garcia-Mateo, F.G. Caballero, H. K. D. H. Bhadeshia. *Instituto del Hierro y el Acero de Japon Int.* 43 (2003). 1238.
- [16] E.S. Davenport and E.C. Bain, Transformation of Austenite at Constant Subcritical Temperatures, *Transactions AIME*, Vol 90, 1930, p 117-144; reprinted as a Metallurgical Classic, with commentary by Harold W. Paxton, in *Metallurgical Transactions*, Vol 1, 1970, p 3475-353.
- [17] G. Krauss. *Steels Processing, Structure, and Performance*. Third printing. ASM International. USA. June 2007.
- [18] Thelning, *Steel and its Heat Treatment*, Bofors Handbook, Butterworth, UK, 1975
- [19] B. L. Bramfitt, J. G. Speer. *Steels Alloys with Lower Bainite Microstructures for Use in Railroad Cars and Track*. Federal Railroad Administration. 2002.
- [20] H. K. D. H. Bhadeshia, D. V. Edmonds. *Metals Science*. 17 (1983) 411-419.
- [21] H. K. D. H. Bhadeshia. *Bainite in Steels: Transformations, Micostructure and Poperties - 2nd Edition*. Published by the Institute of Materials. Publication Date March 2001.
- [22] N. A. CHESTER, y H. K. D. H. BHADESHIA, (1997) *Phys. IV France* 7, Colloque C5: C5-41 – C5-46.
- [23] L. C. CHANG, y H. K. D. H. BHADESHIA, (1995) *Mat. Sci. and Tech.*, 11: 874-881.
- [24] H. K. D. H. Bhadeshia, D V Edmonds. *Metals Science*. 17 (1983) 420-425.
- [25] F.C. Zhang, T.S. Wang, P. Zhang, C.L. Zheng, B. Lv, M. Zhang and Y.Z. Zheng. A novel method for the development of a low-temperature bainitic microstructure in the surface layer of low-carbon steel. *Scripta Materialia* 59 [2008] 294–296.
- [26] L. Qian, Q. Zhou, F. Zhang, J. Meng, M. Zhang, Y. Tian. Microstructure and mechanical properties of a low carbon carbide-free bainitic steel co-alloyed with Al and Si. *Materials and Design* 39 [2012] 264–268.
- [27] I. Mejía, A. Bedolla-Jacuinde, C. Maldonado, J.M. Cabrera. Hot ductility behavior of a low carbon advanced high strength steel [AHSS] microalloyed with boron. *Materials Science and Engineering A* 528 [2011] 4468–4474.
- [28] H. K. D. H. Bhadeshia, A R Waugh. *Acta Metals*. 30 (1982) 775-784.
- [29] S. J. Matas y R. F. Hehemann, *Trans. Metall. Soc. AIME* 221 (1961).

- [30] V.T.T. Mihkinen y D.V. Edmonds, Mater. Sci. Technol. 3 (1987) 411-449.
- [31] H.K.D.H. Bhadeshia, Mater. Sci. Technol. 15 (1999).
- [32] S. H. Avner. Introducción a la Metalurgia Física. Segunda Edición. McGraw Hill. México. 1988.
- [33] S. Clinton, G. Marco, D. Manna, K. Matisz. Sustainable Case Study: United States Steel Corporation. Clute Institute International Conference. Rome, Italy. June 2012.
- [34] ASM HANDBOOK, VOLUME 8, Mechanical Testing and Evaluation. ASM International. Pág. 66.
- [35] M. Meyers, K. Chawla. Mechanical Behavior of Materials. Second Edition. Cambridge University. Cambridge, USA. 2008.
- [36] R.W. Hertzberg, Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, 2nd ed., John Wiley & Sons, 1983, p 240, 287, 288, 436–477.
- [37] ASM HANDBOOK, VOLUME 8, Mechanical Testing and Evaluation. ASM International. Pág. 156.
- [38] J. L. Arana, J. J. González. Mecánica de Fractura. Servicio Editorial de la Universidad del País Vasco, España, 2002.
- [39] E. Espejo Mora. Apuntes de clase “Análisis de Falla”. Universidad Nacional de Colombia. Bogotá. 2014.
- [40] A. Forero Mora, Laboratorios de metales. Tercera Edición. Editorial Universidad Nacional de Colombia, Bogotá. Enero de 2004.
- [41] D. Hull and D.J. Bacon, Introduction to Dislocations, 3rd ed., Pergamon Press, Oxford, 1984.
- [42] G. DIETER. Mechanical Metallurgy. McGraw Hill, 1988.
- [43] J. L. Gonzalez. Metalurgia Mecánica. Editorial Limusa, S.A. Mexico.2003.
- [44] D. Broek. Elementary Engineering Fracture Mechanics, 1997.
- [45] S. I. Grossman. Algebra Lineal. Quinta edición. McGRAW-HILL. 1996.
- [46] M. A. Sierra Cetina. Obtención y evaluación de las propiedades mecánicas del acero bainítico Fe-0.32C-1.45Si-1.97Mn-1.26Cr-0.26Mo-0.10V aleado con Boro. Tesis de Maestría Universidad Nacional de Colombia. BOGOTÁ, D.C. 2011.
- [47] Norma ASTM E1820-11: Método de ensayo estándar para la medición de la tenacidad a la fractura.

- [48] G. F. Vander Voort. *Metallography Principles and Practice*. ASM International. Fourth printing, June 2007. USA.
- [49] R. O. Kuehl. *Diseño de Experimentos*. Segunda Edición. International Thomson Editores, S.A. México, 2001.
- [50] A. Schick, *Thermodynamics of Certain Refractory Compounds*, Academic Press, New York, 1966.
- [51] E.C. Bain y H. W. Paxton, *Alloying elements in Steel*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1961.
- [52] US Steel Co., *Atlas of Isothermal Diagrams*.
- [53] W. Stevens and A.G. Haynes. *The Temperature of Formation of Martensite and Bainite in Low-alloy Steel*, JISI, Vol 183, 1956, p 349-359.
- [54] R. L. Bodnar, T. Ohhashi, and R. I. Jaffee, *Effects of Mn, Si, and Purity on the Design of 3.5NiCrMoV, 1CrMoV, and 2.25Cr-1Mo Bainitic Alloy Steels*, *Metallurgical Transactions A*, Vol 20A, 1989, p 1445-1460.
- [55] ASM HANDBOOK, VOLUME 12, *Fractography*. ASM International. Pág. 9.
- [56] F.A. McClintock and A.S. Argon, *Mechanical Behavior of Materials*, Addison-Wesley, 1966.
- [57] A.W. Thompson, *Met. Trans.*, vol. 5, p. 1855 (1974).
- [58] ASM HANDBOOK, VOLUME 12, *Fractography*. Visual Examination and Light Microscopy. ASM International. Pág. 194.
- [59] ASM HANDBOOK, VOLUME 12, *Fractography*. Visual Examination and Light Microscopy. ASM International. Pág. 291.
- [60] K. Zhu, C. Oberbillig, C. Musik, D. Loison and T. Lung. *Effect of B and B + Nb on the bainitic transformation in low carbon steels*. *Materials Science and Engineering A* 528 (2011) 4222-4231.
- [61] R.A. Grange, *Metall. Trans.* 2 (1971) 417-426.
- [62] V. Faccenda, M. Falco, C. Modena. *Metall Ital.* 65 (1973) 133-140.
- [63] R. Grossterlinden, R. Kawalla, U. Lotter, H. Pircher. *Steel Res.* 63 (1992) 331-336.
- [64] F.G. Caballero, J. Chao, J. Cornide, C. Garcia-Mateo, M.J. Santofimia, C. Capdevila. *Toughness deterioration in advanced high strength bainitic steels*. *Materials Science and Engineering A* 525 (2009) 87-95.

- [65] J. Pak, D. Woo Suh and H.K.D.H. Bhadeshia. Promoting the coalescence of bainite platelets. *Scripta Materialia* 66 (2012) 951-953.
- [66] J. Renau, P. Faura y M. Faura. Principios básicos del Microscopio Electrónico de Barrido. Sección de Microscopía Electrónica. Centro de Investigación. Hospital "La Fé". Avda. Campanar, 21. 46009 VALENCIA.
- [67] <http://sstti.ua.es/es/instrumentacion-cientifica/unidad-de-microscopia/microscopia-electronica-de-transmision.html>
- [68] R. D. Heidenreich. *Fundamentals of Transmission electron microscopy*. Interscience Publishers. Londres, 1964.
- [69] M. de Graef. *Introduction to Conventional Transmission Electron Microscopy*. Published by the press syndicate of the University of Cambridge, UK 2003.
- [70] T. Song and B. Charles de Cooman. Effect of boron on the Isothermal Bainite Transformation. *Metalurgical and Materials Transactions A*. 2012.
- [71] [http://www.upct.es/~minaees/difraccion\\_rayosx.pdf](http://www.upct.es/~minaees/difraccion_rayosx.pdf)
- [72] F.G. Caballero, H.K.D.H. Bhadeshia, K.J.A. Mawella, D.G. Jones y P. Brown. Diseño de nuevos aceros bainíticos. *Revista de Metalurgia* 38. Pag. 3-13. Madrid, España. Julio de 2001.
- [73] J. M. Barsom and S. T. Rolfe, "Impact Testing of Metals," ASTM STP 466, The American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, 1970, pp. 281-302.
- [74] S.T. Rolfe and S.R. Novak, "Review of Developments in Plane-Strain Fracture Toughness Testing," ASTM STP 463, The American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, 1970, pp. 124-159.
- [75] L. Rancel, M. Gomez, J.M. Cabrera, S.F. Medina. Influence of Chemical Composition and Tempering Treatment on Toughness of Bainitic 38MnV7 Steel. *Steel Research International Extra*: 1171- 1174 (2012).
- [76] G.S. Barrite, R.A. Ricks y P.R. Howell. *Quantitative Microanalysis With High Spatial Resolution*, The Metals Society, London (1982) 112-118.
- [77] Y. Ito y M. Nakanishi. *Sumitomo Seach* 15 (1976) 42-62.
- [78] B. Josefsson y H.O. Andren. *Advances in the Science and Technology of Welding*, eds. S.A. David y J. Vitek, ASM int., Ohio, USA (1989) 243-247.
- [79] B. A. Leont'yev y G. V. Kovalevskaya. *Fiz. Metall. Metalloved.* 38 (1974) 1050.
- [80] M. Hillert. *Jernkontorets Ann.* 141 (1957) 757-764.
- [81] R.F. Hehemann. *Phase Transformations*, ASM, Metals Park, Ohio, USA (1970) 397-432.

- [82] T. G. Nilan. Trans. Met. Soc. AIME 239 (1967) 898-909.
- [83] H. F. Lan, L. X. Du, R. D. K. Misra. Effect of microstructural constituents on strength-toughness combination in a low carbon bainitic steel. *Materials Science & Engineering A* 611 (2014) 194–200.
- [84] C. Kammerhofer, A. Hohenwarter, S. Scheriau, H.P. Brantner, R. Pippan. Influence of morphology and structural size on the fracture behavior of a nanostructured pearlitic Steel. *Materials Science & Engineering A* 585 (2013) 190–196.
- [85] X. Deng, G. B. Piotrowski, N. Chawla, K. S. Narasimhan and M. Marucci. FATIGUE CRACK GROWTH OF PREALLOY Fe-0.8Mo-2Ni-0.6C STEELS WITH HOMOGENEOUS MICROSTRUCTURE. *International Journal of Powder Metallurgy* 01/2005; 41:31-41.
- [86] H. A. Aglan and M. Fateh. Microstructure–Fatigue Crack Propagation Kinetics Relationships of Rail Steels. *Journal of Civil Engineering and Architecture*. Volume 4, No. 9 (Serial No. 34) USA. Sep. 2010.
- [87] C.T. Sun, Z.-H. Jin. Chapter 2 - Griffith Theory of Fracture. *Fracture Mechanics*, 2012, Pages 11-24.
- [88] H. A. Aglan and M. Fateh. FRACTURE AND FATIGUE CRACK GROWTH ANALYSIS OF RAIL STEELS. *JOURNAL OF MECHANICS OF MATERIALS AND STRUCTURES* Vol. 2, No. 2, 2007.
- [89] T. Pardoena, D. Dumontc, A. Deschampsd, Y. Brechet. Grain boundary versus transgranular ductile failure. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 51 (2003) 637 – 665.
- [90] J. Heerens, D. Hellmann. Fracture toughness determination in the ductile-to-brittle transition regime pre-cracked charpy specimens compared with standard compact specimens. *European Structural Integrity Society*. Volume 30, 2002, Pages 297-305.
- [91] P. R. Sreenivasan, S. K. Ray, S. L. Mannan, P. Rodriguez. Dynamic fracture toughness and Charpy impact properties of an AISI 403 martensitic stainless steel. *Journal of Nuclear Materials* 228 (1996) 338-345.
- [92] A. Terzic, M. Calcagnotto, S. Guk, T. Schulz, R. Kawalla. Influence of Boron on transformation behavior during continuous cooling of low alloyed steels. *Materials Science & Engineering A* 584 (2013) 32–40.
- [93] P. Lizarazo. Evaluación de la Resistencia al Desgaste y a la Corrosión de Aceros Bainíticos Aleados con Boro. Tesis de Maestría Universidad Nacional de Colombia. BOGOTÁ, D.C. 2015.

- [94] A.M. Elwazri, P Wanjara and S. Yue: *Mat. Sci. Eng. A*, 404 (2005), p.91.
- [95] L. LAN, C. QIU, P. ZHOU, D. ZHAO, C. LI, X. GAO and L. DU. Effect of boron addition on the microstructures and mechanical properties of thermomechanically processed and tempered low carbon bainitic steels. *Acta Metall. Sin.(Engl. Lett.)*Vol.24 No.6 pp473-486 December 2011.
- [96] Ł. Rogal, G. Korpala, and J. Dutkiewicz. Evolution of microstructure in 100Cr6 steel after cooling from a thixoforming temperature to bainitic transformation ranges. *Mat. Sci. Eng. A*, 624, 291-299. 2015.
- [97] Q. Zhou, L. Qian, J. Meng, L. Zhao and F. Zhang. Low-cycle fatigue behavior and microstructural evolution in a low-carbon carbide-free bainitic steel. *Mater Design*. 2015.
- [98] R. Feng, S. Li, Z. Li and L. Tian. Variations of microstructure and properties of 690MPa grade low carbon bainitic steel after tempering. *Mat. Sci. Eng. A*, 558, 205-210. 2012.
- [99] A. Bedolla-Jacuinde, F.V. Guerra, M. Rainforth, I. Mejía and C. Maldonado. Sliding wear behavior of austempered ductile iron microalloyed with boron. *Wear*, 330, 23-31. 2015.
- [100] Q. Zhou, L. Qian, J. Tan, J. Meng and F. Zhang. Inconsistent effects of mechanical stability of retained austenite on ductility and toughness of transformation-induced plasticity steels. *Mater Sci Eng, A*, 578, 370-376. 2013.