

**ESTUDIO MICROESTRUCTURAL DE LÁMINAS DE ACERO ASTM A 131  
GRADO A SOMETIDAS A CARGAS EXPLOSIVAS**

**PROYECTO “EVALUACIÓN DE LA CONFIABILIDAD ESTRUCTURAL DE  
PANELES NAVALES ABOLLADOS POR CARGAS DINAMICAS”**

**GREY KELLY BELEÑO CALDERÓN  
LYDA MARGARITA HERRERA CAMACHO**

**UNIVERSIDAD TECNOLÓGICA DE BOLÍVAR  
FACULTAD DE INGENIERÍA  
PROGRAMA DE INGENIERÍA MECÁNICA Y MECATRÓNICA  
CARTAGENA DE INDIAS D.T  
2005**

**ESTUDIO MICROESTRUCTURAL DE LÁMINAS DE ACERO ASTM A 131  
GRADO A SOMETIDAS A CARGAS EXPLOSIVAS**

**PROYECTO “EVALUACIÓN DE LA CONFIABILIDAD ESTRUCTURAL DE  
PANELES NAVALES ABOLLADOS POR CARGAS DINAMICAS”**

**GRACE KELLY BELEÑO CALDERÓN  
LYDA MARGARITA HERRERA CAMACHO**

**Trabajo de grado presentado como requisito parcial para optar al título de  
ingeniera mecánica**

**CARLOS MARIO CANO RESTREPO, ME, MSc  
DIRECTOR**

**UNIVERSIDAD TECNOLÓGICA DE BOLIVAR  
FACULTAD DE INGENIERIA  
PROGRAMA DE INGENIERIA MECANICA Y MECATRONICA  
CARTAGENA DE INDIAS D.T  
2005**

Nota de aceptación

---

---

---

---

Presidente del jurado

---

Jurado

---

Jurado

Cartagena de Indias, noviembre de 2005

A Dios y a mis padres que  
guían el timón de la barquilla  
de mi vida....

Grey Kelly

A Dios, a mis padres  
y hermanos con amor...

Lyda Margarita

## **AGRADECIMIENTOS**

Los autores expresan sus agradecimientos a:

**M.Sc. Carlos Cano**, por ser nuestro director de tesis y apoyarnos con sus valiosos aportes y gestiones en la realización de este trabajo.

**Ing. Dawin Jiménez**, por su gran asesoría, amistad y apoyo incondicional

**M.Sc. Jairo Useche Vivero**, por haber depositado su confianza en nosotras para este proyecto de investigación.

**Ing. Jimy Unfried**, por su gran colaboración en la ejecución de los ensayos en los Laboratorios de microscopía avanzada de la Universidad Nacional sede Medellín.

**Ing. José Luis Vegas**, por su asesoría y aportes.

**M.Sc. Alfredo Abuchar, Juan Fajardo y compañeros Diana Marcela, Liliana Margarita, Luis Fernando y Andrés**, que hacen parte del grupo de investigación **DIPROM** por su colaboración, compañerismo y amistad.

## CONTENIDO

	Pág.
INTRODUCCIÓN.....	15
1. CARACTERIZACION DE MATERIALES SOMETIDO A CARGAS EXPLOSIVAS.....	17
1.1. GENERALIDADES INTERACCIÓN MATERIAL-EXPLOSIVO.....	17
1.2. TÉCNICAS DE CARACTERIZACIÓN AVANZADAS.....	26
2. COMPORTAMIENTO DINAMICO DE LOS MATERIALES.....	36
2.1. ONDAS DE CHOQUE.....	36
2.1.1. Tratamiento matemático.....	37
2.2. Iniciación de impacto en explosivos.....	41
2.3. Interacción material- explosivo.....	46
3. CARACTERIZACIÓN MECANICA Y MICROESTRUCTURAL DEL ACERO.....	49
3.1. GENERALIDADES DE LOS ACEROS.....	49
3.1.1. Diagrama hierro-carburo de hierro.....	50
3.2. PROPIEDADES MECANICAS DEL MATERIAL.....	52
3.2.1.1. Ensayo de tracción.....	52
3.2.2. Dureza.....	55
3.2.2.1. Dureza Rockwell.....	56
3.2.2.2 Dureza Vickers.....	57
3.2.2.3. Dureza Brinell (BHN).....	57
3.2.3. Relación entre la dureza y las propiedades mecánicas.....	58
3.3. CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL EN LOS ACEROS.....	59
3.3.1. Selección y preparación de las probetas.....	59
3.3.2. Constituyentes Metálicos en Aceros.....	61
3.3.2.1. Ferrita.....	61

3.2.2.2. Cementita.....	62
3.2.2.3. Austerita.....	62
3.3.2.4 Perlita.....	63
3.3.2.5. Martensita.....	63
3.3.3. Variación de las propiedades mecánicas en los constituyentes microestructurales de los aceros.....	64
3.3.4. Tamaño de grano.....	65
3.3.5. Análisis de composición química y aporte de elementos aleantes en Aceros.....	66
3.4 Ensayo de ultrasonido.....	68
4. DEFORMACIÓN PLASTICA EN METALES.....	70
4.1. MECANISMOS DE GENERACIÓN DE DEFORMACIÓN PLÁSTICA.....	74
4.1.1. Generación de dislocaciones.....	74
4.1.2. Generación de defectos de punto.....	78
4.1.3. Deformation twinning.....	79
4.1.4. Displacive/diffusionless transformations.....	81
4.2. CURVA TENSIÓN – DEFORMACIÓN.....	84
4.3. ENDURECIMIENTO POR TRABAJO.....	86
4.3.1. Ley de Hall y Petch.....	86
4.3.2. Endurecimiento por formación de nubes de impurezas.....	90
4.3.3. Modelos constitutivos.....	90
4.3.3.1. Modelo de Johnson-Cook.....	91
4.3.3.2. Modelo de Zerilli- Armstrong.....	91
5. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....	93
5.1. CARACTERIZACIÓN DEL ACERO NAVAL ASTM A 131 GRADO A SEGÚN LA NORMA ASTM. A 131/A 131M – 01.....	93
5.1.1. Composición Química.....	93
5.1.2. Propiedades de Tensión.....	94
5.1.3. Propiedades de Impacto.....	94
5.2. ESPECIFICACIONES DEL PANEL A CARACTERIZAR.....	96

5.3. CARACTERÍSTICAS DE LA PENTOLITA.....	97
5.4. ENSAYOS Y NORMAS.....	98
5.5. ENSAYOS MÉTALOGRAFICOS.....	100
5.5.1. Selección de muestras.....	100
5.5.2. Corte de muestras.....	102
5.5.3. Proceso de lijado y pulido.....	103
5.5.4. Proceso de ataque de la probeta.....	104
5.5.5. Análisis de Fases con microscopio óptico.....	105
5.5.5.1. Micrografías.....	105
5.5.5.2. Determinación de porcentaje de fases presentes (Fracción volumétrica).....	110
5.5.5.3. Determinación del tamaño de grano.....	119
5.5.6. Análisis de Fases en el Microscopio Electrónico De Barrido.....	134
5.5.6.1. Micrografías.....	136
5.6. ANÁLISIS DE COMPOSICIÓN QUÍMICA CON EDS (MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO).....	141
5.7. DUREZA.....	149
5.8. ENSAYO ULTRASONICO.....	151
5.9. ENSAYO DE TRACCION.....	153
5.9.1. Resultados obtenidos en los ensayos de tracción para el acero antes de impacto y después de impacto.....	155
6. ANALISIS DE RESULTADOS.....	158
7. CONCLUSIONES.....	163
8. RECOMENDACIONES.....	165
BIBLIOGRÀFIA.....	166
ANEXOS.....	167

## LISTA DE FIGURAS

	Pag.
Figura 1. Respuesta microestructural del acero galvanizado A53 al impacto	21
Figura 2. Porcentaje de cambio de dureza Rockwell B (RB) y Knoop (KHN) para acero galvanizado ASTM A53 en función de la presión generada por el impacto de un explosivo.....	23
Figura 3. Porcentaje de cambio de dureza Rockwell B (RB) y Knoop (KHN) para acero galvanizado ASTM A53 en función de la velocidad de detonación del explosivo.....	23
Figura 4. Recristalización local vista en el acero ASTM A53 después de ser impactado con composición $C_4$ .....	26
Figura 5. Microscopio óptico.....	27
Figura 6. Microscopio electrónico de barrido.....	28
Figura 7. Microscopio electrónico de exploración del Campo-emisión JSM-6500F (JEOL).....	29
Figura 8. Micrografías tomadas por microscopio electrónico de exploración del Campo-emisión .....	30
Figura 9. Espectrómetro de masas.....	31
Figura 10. Difracción de rayos X .....	32
Figura 11. Difractómetro de rayos X.....	32
Figura 12. Espectroscopio de absorción atómica.....	33
Figura 13. Equipo de rayos X.....	34
Figura 14. Partículas magnéticas .....	35
Figura 15. Inspección por líquidos penetrantes.....	35
Figura 16. Esquema de un frente de choque.....	37
Figura 17. Curva característica Hugoniot (P-V) mostrando la línea Rayleigh	41
Figura 18. Esquema de la energía involucrada en una detonación.....	43

Figura 19. Pulso de presión.....	45
Figura 20. Efecto de la presión en función de la distancia a iniciación de los explosivos.....	46
Figura 21. Secuencia idealizada de eventos que ocurren cuando un explosivo (HE) detona en contacto con un material (M).....	48
Figura 22. Diagrama hierro -Carburo de hierro.....	51
Figura 23. Máquina de ensayo de tracción.....	52
Figura 24. Curva de esfuerzo- deformación.....	54
Figura 25. Curva de esfuerzo- deformación para un acero dúctil.....	54
Figura 26. Grafica de esfuerzo- deformación para un acero frágil.....	55
Figura 27. Imprenta producida por el durómetro Vickers.....	57
Figura 28. Microestructura del acero al carbono, cristales blancos de ferrita.....	61
Figura 29. Microestructura del acero 1%C, red blanca de cementita .....	62
Figura 30. Microestructura de la austenita.....	62
Figura 31. Microestructura del acero al carbono, cristales oscuros de perlita.....	63
Figura 32. Microestructura de la martensita.....	64
Figura 33. Forma, tamaño y distribución de los cristales o granos en la microestructura del acero para comparación a 100X.....	66
Figura 34. Ensayo ultrasónico.....	68
Figura 35. Efectos de la presión de impacto y la presión del pulso en la subestructura residual del níquel.....	71
Figura 36. Efectos de la duración del pulso de aleación Cu-8.7% Ge.....	72
Figura 37. Formación de celdas de dislocaciones en un material fuertemente deformado.....	75
Figura 38. Comparación de las subestructuras de dislocación en aluminio impactado por una carga explosiva y rolado en frío.....	77
Figura 39. Subestructuras de dislocación en metales FCC y aleaciones .....	78
Figura 40. Representación esquemática de subestructura inducida por impacto en metales FCC como una función de la presión de impacto y la SFE.....	81
Figura 41. Diagrama de fase temperatura-presión del hierro.....	83

Figura 42. Micrografía óptica de acero.....	83
Figura 43. Representación esquemática de la curva tensión resuelta vs. Deformación.....	85
Figura 44. Fuerza de Peierls-Nabarro.....	88
Figura 45. Dislocaciones moviendose a traves de forest dislocation.....	89
Figura 46. Composición química del acero naval ASTM A 131.....	93
Figura 47. Propiedades Mecánicas del acero naval ASTM A 131.....	94
Figura 48. Energía de impacto del acero naval ASTM A 131.....	95
Figura 49. Condiciones de frecuencia en el ensayo de impacto del acero naval ASTM A 131.....	95
Figura 50. Probeta de acero naval ASTM A 131.....	96
Figura 51. Vista superior del panel a estudiar.....	97
Figura 52. Formas de presentación de la pentolita.....	98
Figura 53. Configuración del panel que será sometido a impacto.....	100
Figura 54. Selección de muestras en puntos de baja, media y alta deformación.....	101
Figura 55. Maquina sierra sin fin.....	102
Figura 56. Proceso de preparación probeta.....	103
Figura 57. Proceso de lijado.....	103
Figura 58. Proceso de pulido.....	104
Figura 59. Ataque de muestra.....	105
Figura 60. Micrografías del acero sin impactar a) Tomada al 5x (100 <i>mm</i> ) b) Tomadas 10x (50 <i>mm</i> ) c) Tomada al 20x (20 <i>mm</i> ) d) Tomada al 50x (10 <i>mm</i> ).....	106
Figura 61. Micrografías M6 del acero después de impactar a) Tomada al 5x (100 <i>mm</i> ) b) Tomadas 10x (50 <i>mm</i> ) c) Tomada al 20x (20 <i>mm</i> ).....	107
Figura 62. Micrografías N8 del acero después de impactar a) Tomada al 5x (100 <i>mm</i> ) b) Tomadas 10x (50 <i>mm</i> ) c) Tomada al 20x (20 <i>mm</i> ) d) Tomada al 50x (10 <i>mm</i> ).....	108

Figura 63. Micrografías N13 del acero después de impactar a) Tomada al 5x (100 <i>mm</i> ) b) Tomadas 10x (50 <i>mm</i> ) c) Tomada al 20x (20 <i>mm</i> ) d) Tomada al 50x (10 <i>mm</i> ).....	109
Figura 64. Micrográfica de acero naval ASTM A 131 antes de ser impactada. Porcentaje de fases presentes.....	112
Figura 65. Micrográfica de acero naval ASTM A 131 después de ser impactada. Probeta M 6.....	114
Figura 66. Micrográfica de acero naval ASTM A 131 después de ser impactada. Probeta N8.....	116
Figura 67. Micrográfica de acero naval ASTM A 131 después de ser impactada. Probeta N 13.....	118
Figura 68. Microestructura de acero naval ASTM A 131 antes de impacto. Determinación de tamaño de grano.....	124
Figura 69. Microestructura de acero naval ASTM A 131 después de impacto. Probeta M6.....	127
Figura 70. Microestructura de acero naval ASTM A 131 después de impacto. Probeta N8.....	130
Figura 71. Microestructura de acero naval ASTM A 131 después de impacto. Probeta N13.....	133
Figura 72. Microscopio electrónico de exploración (SEM) JEOL 5910LV .....	135
Figura 73. Micrografías de acero naval ASTM A131 vistas a) 300X, b) 1000X, c) 2000X, d) 4500X.....	136
Figura 74. Micrografías de acero naval ASTM A131 vistas a) 600X, b) 2000X, c) 4500X, d) 900X.....	137
Figura 75. Micrografías de acero naval ASTM A131 vistas a) 300X, b) 4500X, c) 2000X.....	138
Figura 76. Micrografías de acero naval ASTM A131 vistas a) Inclusión MnS a 3300X , b) Incrustación 1 a 1200X, c) Incrustación 2 a 1600X, d) Incrustación 3 a 900X.....	139

Figura 77. Micrografías de acero naval ASTM A131 vistas a) 200X,b) 1000X, c) 2000X, d) 4500X.....	140
Figura 78. EDS marca Oxford.....	141
Figura 79. Análisis cualitativo de acero naval ASTM A 131 antes de impacto....	142
Figura 80. Análisis cualitativo de incrustación de acero naval ASTM A 131 después de impacto. Incrustación 2.....	143
Figura 81. Análisis cualitativo de acero naval ASTM A 131 después de impacto. incrustación3.....	144
Figura 82. Análisis cualitativo de acero naval ASTM A 131 después de impacto. Esquirla de hierro.....	145
Figura 83. Análisis cualitativo de acero naval ASTM A 131 después de impacto. Inclusión de sulfuro de manganeso.....	146
Figura 84. Análisis cualitativo de acero naval ASTM A 131 después de impacto. Inclusión de cloruro de sodio.....	147
Figura 85. Análisis cualitativo de acero naval ASTM A 131 después de impacto. Probeta N13.....	148
Figura 86. Durómetro marca W/ lestor OTTO WOLPERT – WERKE.....	149
Figura 87. Ensayo ultrasónico en acero naval ASTM A 131.....	152
Figura 88. Shimadzu Universal Testing.....	154
Figura 89. Rotura de probeta del acero naval ASTM A 131 grado A.....	154
Figura 90. Estricción de la probeta del acero naval ASTM A 131 grado.....	155
Figura 91. Ensayo de tracción para probeta de acero naval ASTM A 131 antes de impacto.....	156
Figura 92. Ensayo de tracción para probeta de acero naval ASTM A 131 después de impacto.....	157
Figura 93. Gráfica comparativa dureza VS tamaño de grano.....	162
Figura 94. Gráfica comparativa dureza VS % ferrita.....	162

## LISTA DE TABLAS

Pag.

Tabla 1. Densidad, parámetros de impacto de Hugoniot y SFE de algunos materiales .....	18
Tabla 2. Densidad, velocidad de detonación, presión CJ y el equivalente TNT par cada uno de los explosivos estudiados en el orden de los mas poderosos a los menos poderosos.....	19
Tabla 3. Parámetros ondas de choque para metales representativos.....	39
Tabla 4. Características de la Pentolita.....	98
Tabla 5. Ensayos y normas.....	99
Tabla 6. Desplazamiento presentado para las posiciones M6, N8, N13.....	102
Tabla 7. Porcentaje de fases presentes en microscopio óptico.....	119
Tabla 8. Determinación tamaño de grano.....	133
Tabla 9. Valores de dureza obtenidos.....	150
Tabla 10. Datos de ensayo ultrasonido antes y después de impacto en panel de acero naval ASTM A 131.....	153
Tabla 11. Comparación dureza VS tamaño de grano.....	161
Tabla 12. Comparación dureza VS % ferrita .....	162

## INTRODUCCIÓN

El estudio de los materiales a nivel de ingeniería ha sido uno de los aspectos más importantes que ha permitido el desarrollo de la industria moderna, ya que ha sido el eje para la generación de nuevas investigaciones, donde se analiza el material desde el punto de vista microestructural, estableciendo su comportamiento mecánico. Este último aspecto es la base sobre la cual se estableció **“ESTUDIO MICROESTRUCTURAL DE LÁMINAS DE ACERO NAVAL ASTM A 131 GRADO A SOMETIDAS A CARGAS EXPLOSIVAS”**, el cual tiene como fin caracterizar el acero ASTM A 131 grado A antes y después de ser afectado por ondas explosivas, mediante ensayos destructivos y no destructivos, que permitirán establecer el comportamiento mecánico de estructuras navales.

Esta investigación forma parte del proyecto de investigación **“EVALUACIÓN DE LA CONFIABILIDAD ESTRUCTURAL DE PANELES NAVALES ABOLLADOS POR CARGAS DINAMICAS”**, el cual surge de la necesidad de desarrollar criterios de ingeniería para decidir cuando un panel abollado por una carga explosiva debe ser reparado de forma inmediata o por el contrario puede seguir operando. Este estudio permitirá una mayor vida útil de la nave y una disminución sensible en el número de reparaciones imprevistas en los astilleros, ya que será una respuesta a los problemas que se presentan en la industria naval cuando una embarcación sufre impacto sobre su estructura, generándose daños de diversas magnitudes.

El conocimiento generado a través de este estudio permitirá establecer, a través de la asociación de los resultados obtenidos en los ensayos destructivos y no destructivos con la respuesta mecánica del material, criterios de falla para estructuras navales sometidas a cargas explosivas, aspecto contemplado dentro del proyecto de investigación **“EVALUACIÓN DE LA CONFIABILIDAD ESTRUCTURAL DE PANELES NAVALES ABOLLADOS POR CARGAS DINAMICAS”**.

Otro de los aspectos considerados en este proyecto es el desarrollo de un modelo matemático que describa el comportamiento mecánico de la estructura durante el evento y post-impacto, punto en el cual este estudio establecerá el parámetro de dureza encontrado que definirá parte de la caracterización, con el cual se definirá la respuesta mecánica del material antes y después de ser sometidos a cargas explosivas a través del modelo matemático mencionado.

## **1. CARACTERIZACION DE MATERIALES SOMETIDO A CARGAS EXPLOSIVAS**

### **1.1. GENERALIDADES INTERACCIÓN MATERIAL-EXPLOSIVO**

En investigaciones anteriores se ha estudiado el efecto de una carga explosiva sobre la composición integral de los materiales, analizando su comportamiento y respuesta frente a esto. Uno de los casos donde se han evidenciado estos estudios ha sido en tuberías sometidas a cargas explosivas, plasmado en el proyecto “A Potential Metallographic Technique for the Investigation of Pipe Bombings”<sup>1</sup>.

En esta investigación se utilizaron materiales, con el fin de evitar complejas interacciones por impactos, en el caso de presentarse impactos fuertes. Los materiales utilizados en la fabricación de las tuberías fueron ASTM A 53, AISI/SAE 304L y aluminio 6061-T6, escogiéndose los siguientes explosivos: C4, ANFO, DINAMITA, TNT, DETASHEET, POLVORA NEGRA, POLVORA SIN HUMO, y COMBUSTIBLE TURBO.

Para la ejecución del experimento se utilizaron probetas de 4 pulgadas de longitud, con 2 pulgadas de diámetro calibre 40, las cuales se llenaron de explosivo. Después que los fragmentos fueron recogidos, se seleccionaron las muestras realizándose así los distintos ensayos para su caracterización. Las

---

<sup>1</sup> WALSH Graham. A Potential Metallographic Technique for the Investigation of Pipe Bombings. Septiembre 2003, Paper ID JFS2002212\_485

muestras se sometieron a ensayos realizados con medidor de micro dureza Leco M400 con un indentor KNOOP, para las pruebas de macro dureza se utilizo un durómetro ROCKWELL, usándose la escala B para el acero ASTM A 53 y la C para el 304L.

Las tres propiedades importantes en este experimento fueron la velocidad de la detonación de los explosivos, la presión generada y el calor de impacto, las cuales son funciones de la combinación material/explosivo.

Si se desea conocer la presión generada sobre un metal, se debe tener en cuenta la *Ec. 1*:

$$P = \rho_0 C_0 (u - u_0) + \rho_0 s (u - u_0)^2 \quad \text{O}$$

$$P = C_0^2 (V_0 - V) \{ V_0 - s(V_0 - V) \}^{-2}$$

*Ec. 1*

En la cual  $u_0$  es la velocidad inicial de la partícula y  $V_0$  es el volumen específico inicial el cual es el inverso de la densidad del material,  $C_0$  es la velocidad del sonido y  $S$  es una constante empírica particular para cada material. En la *Tabla 1* se listan algunos materiales, relacionando sus propiedades.

**Tabla 1. Densidad, parámetros de impacto de Hugoniot y SFE de algunos materiales**

Metal	$\rho_0$ (g/cm <sup>3</sup> )	$C_0$ (km/s)	S	SFE (mJ/m <sup>2</sup> )
A53 steel	7.850	3.574	1.92	50–70
304L stainless	7.903	4.57	1.49	15–30
6061-T6 Al	2.703	5.35	1.34	~200

Tomado de "A potential metallographic technique for the investigation of pipe bombings"

Para un explosivo, la presión generada puede ser calculada con el uso de la Ec. 2:

$$P = (2.412 P_{CJ}) - \left( \frac{1.7315 P_{CJ}}{u_{CJ}} \right) u + \left( \frac{0.3195 P_{CJ}}{u_{CJ}^2} \right) u^2 \quad \text{Ec. 2}$$

$$u_{CJ} = \frac{P_{CJ}}{\rho_0 V_D}$$

Donde

$u_{CJ}$  = Velocidad de Chapman Jouguet

$P_{CJ}$  = Presión de Chapman Jouguet

$u$  = Velocidad de la partícula

En la *Tabla 2* se listan algunos explosivos, relacionando sus propiedades.

**Tabla 2. Densidad, velocidad de detonación, presión CJ y el equivalente TNT par cada uno de los explosivos estudiados en el orden de los mas poderosos a los menos poderosos**

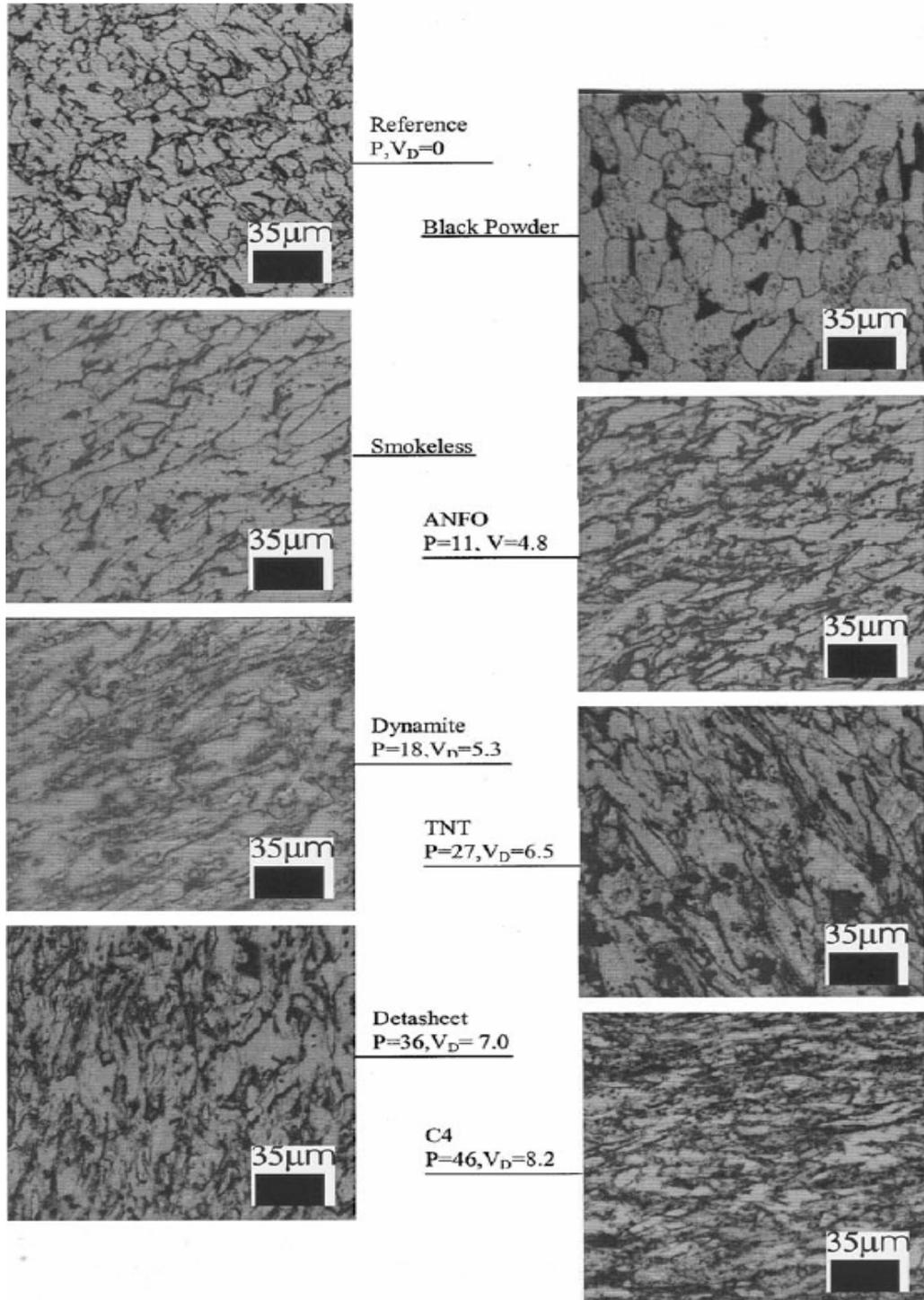
Explosive	$\rho$ (g/cm <sup>3</sup> )	Det Vel (km/s)	CJ Pressure (GPa)	TNT Equivalent
Comp. C4	1.60	8.19	28	1.34
Detasheet	1.47	7.00	21	1.01
TNT	1.47	6.48	15	1.00
Dynamite	1.38	5.33	10	0.96
ANFO	0.87	4.79	5.6	0.82

*Tomado de "A potential metallographic technique for the investigation of pipe bombings"*

La microestructura de los fragmentos para todos los metales ensayados varía con cada prueba, lo cual dificultaría obtener una relación cuantitativa entre algunas propiedades en la microestructura post-impacto, como son tamaño de grano y algunas de las propiedades de los explosivos usadas, como las velocidades de

detonación. Es posible realizar una comparación cualitativa de la microestructura post impacto dependiendo del explosivo empleado, seleccionando fragmentos de A53, AISI 304 y aluminio 6061, como se observa en la *Figura 1* para el acero A 53.

**Figura 1. Respuesta microestructural del acero galvanizado A53 al impacto.**



Tomado de "A potential metallographic technique for the investigation of pipe bombings"

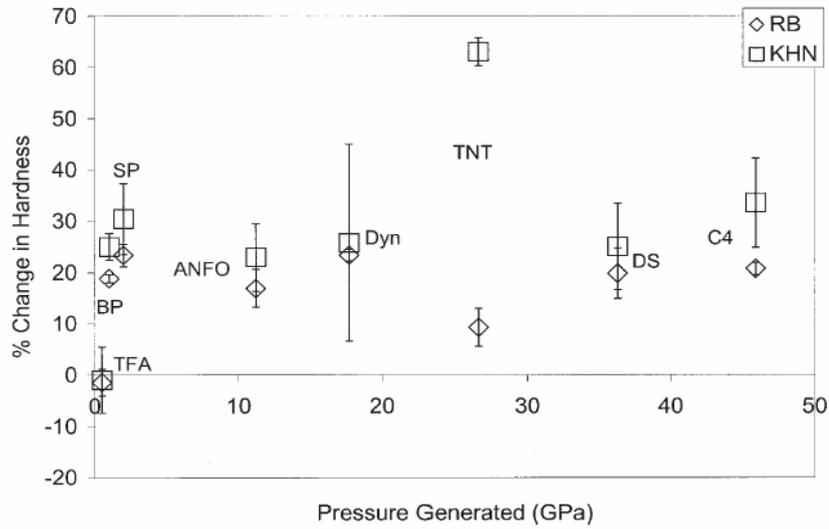
De la *Figura 1* se puede observar, que la cantidad de deformación vista en la microestructura se incrementa con la velocidad de detonación y la presión. Esta correlación entre la velocidad de detonación y el daño hecho en la microestructura fueron observados en cada uno de los metales usados en el ensayo.

La cantidad de flujo de material se ha visto influenciada por varias propiedades metalúrgicas iniciales. Al comienzo, la Stacking fault energy (SFE) da la principal contribución a la fluencia del material bajo condiciones de carga dinámica. La SFE de un material es la cantidad de energía requerida para crear una discontinuidad en un arreglo de átomos y dicta la facilidad de movimiento de las dislocaciones en la matriz del metal. A medida que la SFE se incrementa, también se hace más fácil el movimiento de las dislocaciones, lo cual genera que materiales con alta SFE, como el aluminio muestren gran cantidad de fluencia por la presión del impacto que mueve las dislocaciones en el metal.

Se observó que los cambios en la microestructura del aluminio y del acero galvanizado se debieron a la presión generada sobre el material y al incremento de la velocidad de detonación. Además, la dureza cambia inmediatamente como respuesta a los efectos así sean mínimos de presión y velocidades de detonación.

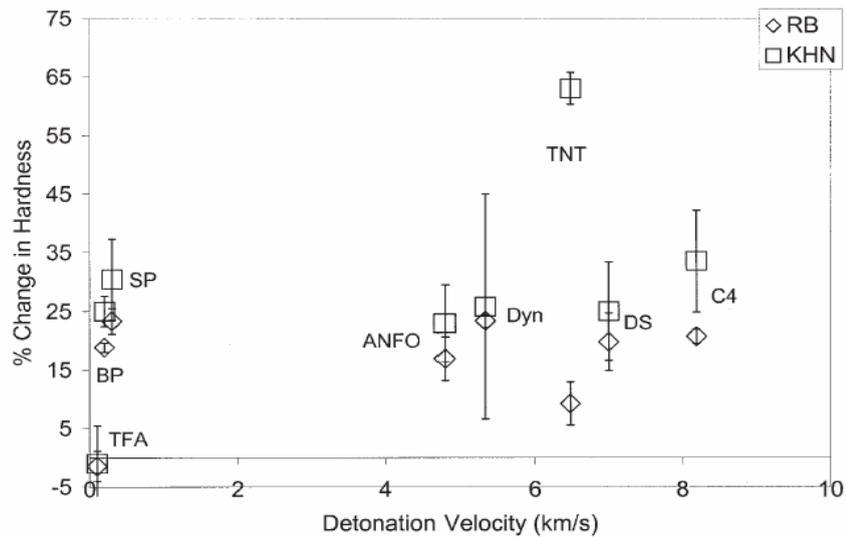
Las muestras de acero A53, AISI 304 y aluminio 6061 fueron sometidas a ensayo de microdureza, siendo graficada la respuesta del acero A 53 en la *Figura 2*. Esta gráfica muestra que hay una elevación en la dureza cuando se genera una pequeña presión en el material. En la *Figura 3* se muestra la variación de la dureza respecto a la velocidad de detonación para el acero A 53. La respuesta a la velocidad de detonación es casi la misma a la generada por la presión.

**Figura 2. Porcentaje de cambio de dureza Rockwell B (RB) y Knoop (KHN) para acero galvanizado ASTM A53 en función de la presión generada por el impacto de un explosivo**



Tomado de "A potential metallographic technique for the investigation of pipe bombings"

**Figura 3. Porcentaje de cambio de dureza Rockwell B (RB) y Knoop (KHN) para acero galvanizado ASTM A53 en función de la velocidad de detonación del explosivo**



Tomado de a potential metallographic technique for the investigation of pipe bombings

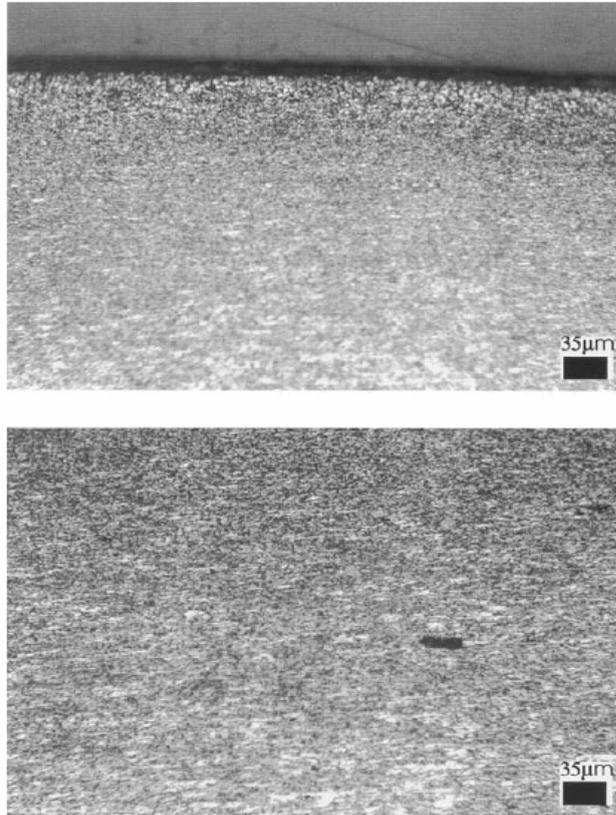
La respuesta de la dureza en el material debido a una carga de impacto es inmediata. La dureza se incrementa drásticamente cuando el material es impactado a baja velocidad y presión. Como la velocidad de detonación del explosivo se incrementa, también lo hace la velocidad de deformación en el metal. El aluminio posee una alta SFE y por lo tanto el menor número de dislocaciones extendidas permitiendo el movimiento más fácil de las dislocaciones. Este es el motivo por el cual este material puede fluir más fácilmente en comparación a uno que posea baja SFE. A altas velocidades de deformación el material trata de fluir rápidamente y cualquier obstáculo que impida el movimiento de las dislocaciones genera apilamiento, ocasionado que el material deje de fluir. En materiales con alta SFE existe menor probabilidad de que el fenómeno descrito con anterioridad ocurra.

La dureza es la medida relativa de la habilidad de un material para fluir, lo cual justifica el hecho que las probetas de aluminio impactadas tengan durezas inferiores que las probetas de acero. Al incrementarse la presión en la probeta, esta es comprimida, causando el calor por impacto. A un mayor aumento de la presión se obtiene una elevación del calor introducido en el material. Si se introduce en el metal la cantidad suficiente de calor, este comienza a recuperarse, lo cual es un proceso de alivio de esfuerzo durante el cual el material se suaviza por la realineación y eliminación de dislocaciones. El calor generado por la onda de choque a su paso por el material es significativo, para el aluminio y el acero que presentan temperaturas por encima de los 200°C al ser impactados por  $C_4$ . Esta cantidad de calor es pequeña comparada con la emitida en una detonación. El calor generado dentro de un material es eliminado muy suavemente y actúa a través del volumen del material. El tiempo de eliminación del calor y la cantidad del mismo que atraviesa el material son necesarios para los fenómenos metalúrgicos que ocurren dentro del material. En la figura 4 se observa en pequeñas cantidades, para una probeta de acero A53 el fenómeno de recristalización. Dado

que la temperatura de recristalización para el acero está por encima de los 625 ° C debió de existir una gran cantidad de calor post impacto para que se manifestara este fenómeno .

Explosivos como ANFO y TNT usados en las pruebas generaron los valores mas bajos de dureza, hecho que puede atribuirse a la misma configuración del explosivo, que impide que halla una correcta compenetración entre este y el metal. Esta podría ser una de las causas de los valores de dureza bajos. De igual manera, es lógico pensar que las regiones del material que no están en contacto directo con el explosivo tendrán menores valores de dureza que aquellas en contacto con este.

**Figura 4. Recristalización local vista en el acero ASTM A53 después de ser impactado con composición  $C_4$**



*Tomado de "A potential metallographic technique for the investigation of pipe bombings"*

## **1.2. TÉCNICAS DE CARACTERIZACIÓN AVANZADAS**

La caracterización de los materiales es una herramienta de gran importancia, ya que permite reunir conocimientos acerca del comportamiento y la posible respuesta de estos bajo condiciones dadas. Este aspecto permite, teniendo en cuenta el conocimiento adquirido, el perfeccionamiento de los materiales investigados e inclusive el desarrollo de nuevos.

El desarrollo tecnológico ha sido un aspecto de gran importancia para lograr una caracterización cada vez más completa de los materiales, por lo cual es importante resaltar las principales técnicas utilizadas en la actualidad para el conocimiento de estos.

- Microscopio óptico: a través de este equipo es posible observar las fases presentes en el material estudiado. Con este equipo es imposible realizar una observación sin una preparación previa de la probeta, con el fin de obtener una superficie uniforme que pueda ser atacada para ver los detalles microestructurales que posee<sup>2</sup>. Además de la determinación del tamaño de grano con base en la norma ASTM E 112-61. (ver *figura 5*).

**Figura 5. Microscopio óptico**



Tomado de <http://tq.educ.ar/tq03027/tipos.htm#cuántico> 4/05/2005 hora 10:00AM

- Microscopio electrónico de barrido (SEM scanner electron microscope): **EI** Microscopio Electrónico de Barrido permite obtener imágenes de gran resolución en materiales pétreos, metálicos y orgánicos. Este equipo no necesita, en algunos casos, que la probeta tenga una preparación previa, permitiendo ver la superficie

---

<sup>2</sup> <http://tq.educ.ar/tq03027/tipos.htm#cuántico>. Consulta: 4/05/2005

de la muestra mejor que ningún otro método, ya que lo único que requiere es que la probeta resista el bombardeo de electrones sufrido en la cámara donde se encuentra <sup>3</sup>(ver figura 6).

**Figura 6. Microscopio electrónico de barrido**



Tomado de <http://tq.educ.ar/tq03027/tipos.htm#cuántico> 4/05/2005 hora 10:00AM

- Uno de los equipos que presenta SEM y otro tipo de aplicaciones es el JEOL 6500F Microscopio electrónico de exploración del Campo-emisión (Feg-sem.) equipado de un espectrómetro de energía dispersiva de la energía (EDS).<sup>4</sup> (ver figura 7).

Los usos de este microscopio son los siguientes:

- Examen de las superficies de la fractura
- Identificación de la fase de muestras geológicas
- Examen y cuantificación de superficies
- Proyección de imagen de superficies

---

<sup>3</sup> <http://tq.educ.ar/tq03027/tipos.htm#cuántico>. Consulta: 4/05/2005

<sup>4</sup> POCHETINO, Alberto. Propiedades mecánicas de los materiales. En III congreso internacional de materiales simposio materia 2005 VIII congreso nacional de corrosión y protección. (2005). Cartagena de Indias. P 97

- Microestructura de los sistemas.
- Evaluación de especímenes litográficos
- Medición de la anchura de capas de dispositivos leídos magnéticos
- Caracterización de los límites de grano de los materiales.

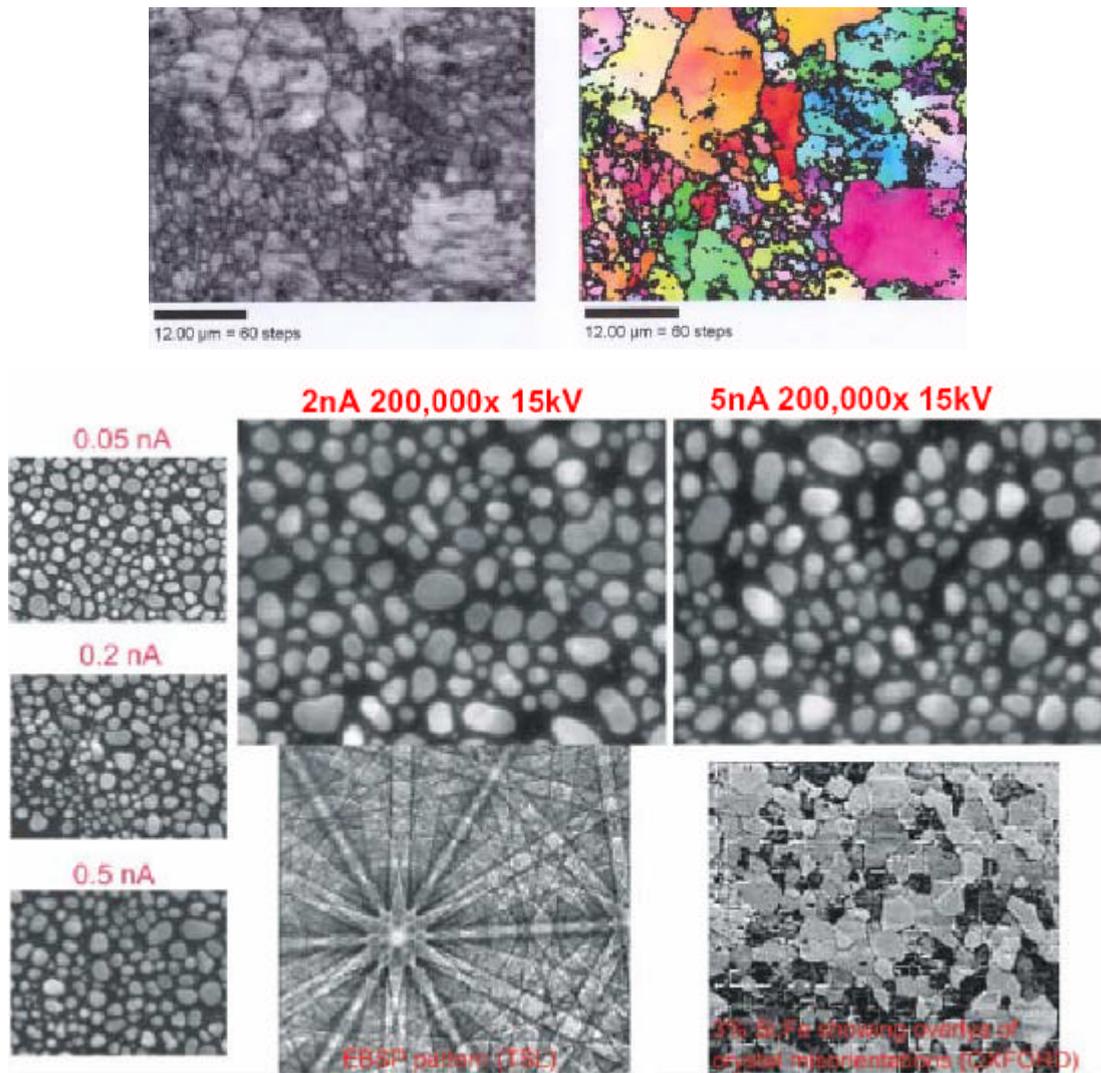
**Figura 7. Microscopio electrónico de exploración del Campo-emisión JSM-6500F (JEOL)**



*Tomado de memorias curso caracterización de materiales “ III congreso internacional de materiales simposio materia 2005 VIII congreso nacional de corrosión y protección.” Cartagena*

Las siguientes fotografías hacen parte de la microestructura de cerámicos .Son muestras de superficies de grano y el mapa correspondiente a esta (ver figura 8).

**Figura 8. Micrografías tomadas por microscopio electrónico de exploración del Campo-emisión**



Tomado de memorias curso caracterización de materiales “ III congreso internacional de materiales simposio materia 2005 VIII congreso nacional de corrosión y protección.” Cartagena

- Espectrómetro de masas: es un instrumento que permite analizar la presencia de diferentes elementos químicos en un material. Los espectrómetros de masas más usuales son los denominados cromatógrafos de gases, o espectrómetros de cromatografía de gases<sup>5</sup>. (ver *figura 9*).

**Figura 9. Espectrómetro de masas**



Tomado de [http://es.wikipedia.org/wiki/Espectr%C3%B3metro\\_de\\_masa](http://es.wikipedia.org/wiki/Espectr%C3%B3metro_de_masa) 4/05/2005 10:0AM

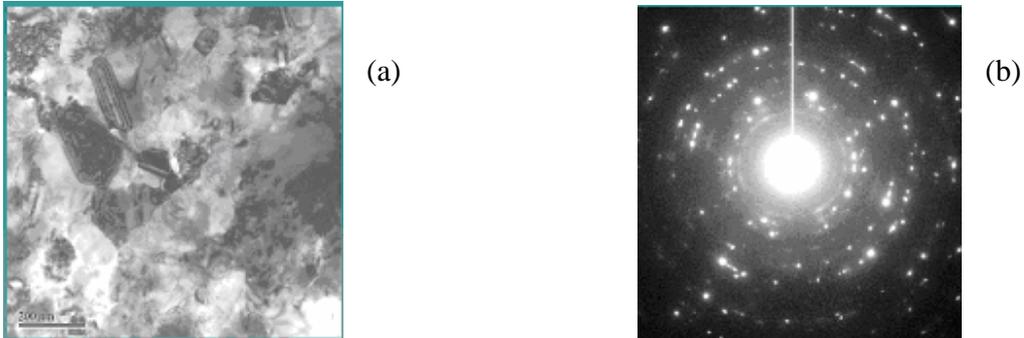
- Difracción de rayos x: este equipo permite analizar cualitativamente y cuantitativamente las fases de los materiales orgánicos e inorgánicos, determinar el alineamiento de los granos en los materiales, determinar la orientación cristalográfica exacta en materiales mono-cristalinos y determinar las propiedades microestructurales en los materiales<sup>6</sup>. En la figura 10 se muestra la información cristalográfica del acero y su patrón de difracción (ver *figura 10 y 11*).

---

<sup>5</sup> [http://es.wikipedia.org/wiki/Espectr%C3%B3metro\\_de\\_masa](http://es.wikipedia.org/wiki/Espectr%C3%B3metro_de_masa). Consulta: 05-04-05

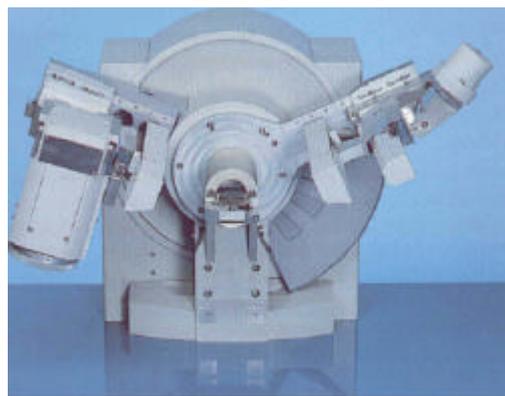
<sup>6</sup> POCHETINO, Alberto. Propiedades mecánicas de los materiales. En III congreso internacional de materiales simposio materia 2005 VIII congreso nacional de corrosión y protección. (2005). Cartagena de Indias.

**Figura 10. Difracción de rayos X. a) Información cristalográfica del acero b) patrón de difracción.**



Tomado de memorias curso caracterización de materiales “III congreso internacional de materiales simposio materia 2005 VIII congreso nacional de corrosión y protección.” Cartagena

**Figura 11. Difractómetro de rayos X**



*Theta-theta goniometer PW3050/10*

Tomado de memorias curso caracterización de materiales “III congreso internacional de materiales simposio materia 2005 VIII congreso nacional de corrosión y protección.” Cartagena

- Espectroscopia de absorción atómica: La Absorción Atómica es una técnica capaz de detectar y determinar cuantitativamente la mayoría de los elementos del Sistema Periódico. Es empleada en el análisis de materiales, de aguas, análisis de suelos, Bioquímica, Toxicología, Medicina, industria farmacéutica, industria alimenticia, industria petroquímica<sup>7</sup>, etc. (ver figura 12).

---

<sup>7</sup> [http://es.wikipedia.org/wiki/Espectro\\_metro\\_de\\_atomic](http://es.wikipedia.org/wiki/Espectro_metro_de_atomic) Consulta: 05-04-05

**Figura 12. Espectroscopio de absorción atómica**



Tomado de [http://es.wikipedia.org/wiki/Espectr%C3%B3metro\\_de\\_at%C3%B3mico](http://es.wikipedia.org/wiki/Espectr%C3%B3metro_de_at%C3%B3mico) 4/05/2005 10:0AM

- Radiografía: es un método de inspección no destructiva que se basa en la absorción diferenciada de radiación penetrante por la pieza que esta siendo inspeccionada. Esa variación en la cantidad de radiación absorbida, detectada mediante un medio, indica la existencia de una falla interna o defecto en el material.

A nivel industrial esta técnica es aplicada para la detección de variaciones de una región de un determinado material que presenta una diferencia en espesor o densidad comparada con una región vecina, considerándose un método eficaz para la detección, con buena sensibilidad, de defectos volumétricos<sup>8</sup> (ver *figura13*).

---

<sup>8</sup> [http://es.wikipedia.org/wiki/Rayr%C3%B3metro\\_de\\_X](http://es.wikipedia.org/wiki/Rayr%C3%B3metro_de_X) . Consulta 4/05/2005

**Figura 13. Equipo de rayos X**



Tomado de [http://es.wikipedia.org/wiki/Ray%C3%Betro\\_de\\_X](http://es.wikipedia.org/wiki/Ray%C3%Betro_de_X) 4/05/2005 3:00 PM

- Partículas Magnéticas (MT) - secas y húmedas: este ensayo es utilizado en la localización de discontinuidades superficiales y sub.-superficiales en materiales ferromagnéticos. Puede aplicarse tanto en piezas acabadas como en semi acabadas y durante las etapas de fabricación. El proceso consiste en someter la pieza, o parte de esta, a un campo magnético. En la región magnetizada de la pieza, las discontinuidades existentes, o sea, falta de continuidad de las propiedades magnéticas del material, causarán un campo de flujo magnético. Con la aplicación de partículas ferromagnéticas, ocurrirá una aglomeración de estas en los campos de fuga, una vez que son atraídas debido al surgimiento de polos magnéticos. La aglomeración indicará un contorno del campo de fuga, mostrando la extensión de la discontinuidad<sup>9</sup> (ver *figura 14 y 15*).

---

<sup>9</sup> <http://tq.educ.ar/tq03027/tipos.htm#Ndestruct>. Consulta 2/10/2004

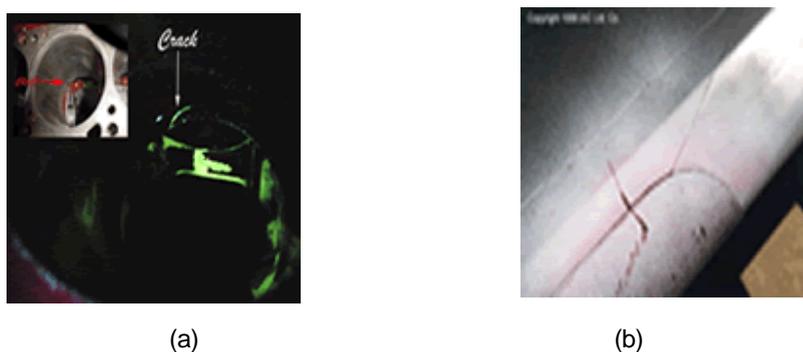
**Figura 14. Partículas magnéticas a) Partículas magnéticas (MT) - Secas b) Partículas magnéticas (MT) húmedas**



Tomado de <http://tq.educ.ar/tq03027/tipos.htm#Ndestruct> 2/10/2004

- Ensayo por líquidos penetrantes: es un método desarrollado para la detección de discontinuidades esencialmente superficiales, y que estén abiertas a la superficie, como grietas y poros<sup>10</sup>. Es muy utilizado en materiales no magnéticos como aluminio, magnesio, aceros inoxidable, austeníticos, entre otros (ver figura 15).

**Figura 15. Inspección por líquidos penetrantes. a) Inspección por líquidos penetrantes fluorescentes b) Inspección por líquidos penetrantes coloridos**



Tomado de <http://tq.educ.ar/tq03027/tipos.htm#Ndestruct> 2/10/2004

---

<sup>10</sup> <http://tq.educ.ar/tq03027/tipos.htm#Ndestruct>. Consulta: 2/10/2004

## **2. COMPORTAMIENTO DINAMICO DE LOS MATERIALES**

El comportamiento mecánico de un material sometido a carga explosiva es una respuesta a una serie de fenómenos que ocurren dentro de este, que tienen un principio en la onda de choque generada por la carga explosiva. Dicha onda da inicio a reacciones químicas en el explosivo, las cuales al ocurrir la interacción material – explosivo generan una serie de procesos de deformación y endurecimiento en el material.

### **2.1. ONDAS DE CHOQUE**

Una onda mecánica es un mecanismo de transferencia de movimiento que involucra un largo rango de desplazamiento en el material. A un nivel atómico, se puede definir la onda como una sucesión de impactos entre átomos adyacentes.

Una onda de choque es definida como el producto de la expansión violenta del aire a velocidades más altas que la velocidad del sonido. Un explosivo al estallar, produce una onda de choque proporcional a la potencia del dispositivo que explota. Esta onda de choque produce áreas de presión de aire sobre los objetos a los que alcanza, perdiendo su potencia a medida que viajan en el medio que las distribuye. El cuerpo más cercano al origen de la onda de choque recibirá más presión de las masas de aire en movimiento, y el estallido sónico será mucho más fuerte, que el de cualquier objeto que se encuentre a mayor distancia<sup>11</sup>.

---

<sup>11</sup> [http://es.wikipedia.org/wiki/Onda\\_de\\_choque](http://es.wikipedia.org/wiki/Onda_de_choque). Consulta: 11-06-05

**2.1.1. Tratamiento matemático:** <sup>12</sup>una onda de choque requiere un estado de deformación uniaxial (flujo no lateral de materiales). Los requerimientos fundamentales para establecer los parámetros de una onda de choque son:

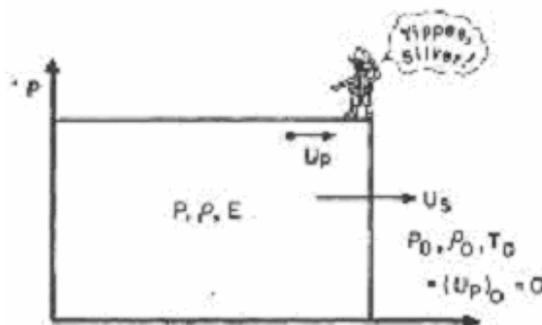
- Incremento de la velocidad del pulso con la presión, así:

$$\left( \frac{\partial^2 P}{\partial^2 U} \right) > 0 \text{ como } P \uparrow U \uparrow$$

- El módulo de corte de un material es asumido como cero.
- Las fuerzas de cuerpo (como la gravitacional) y la conducción del calor en el frente de choque son omitidas.
- No hay comportamiento elastoplástico.
- El material no está bajo transformaciones de fase.

Las ecuaciones para el tratamiento matemático de una onda de choque pueden ser fácilmente desarrolladas considerando regiones delante y detrás del frente de choque, vistas en la *Figura 16* teniendo en cuenta las ecuaciones para la conservación de masa, de energía y de momento.

**Figura 16. Esquema de un frente de choque**



Tomado de *Dynamic behavior of materials*. P.102

<sup>12</sup> MEYERS, Marc A. *Dynamic Behavior of Materials*. United States of America: Wiley, 1994. P.101-102

La ecuación enunciada a continuación relaciona el impacto y las velocidades de partícula, siendo determinada experimentalmente y definida como sigue <sup>13</sup>:

$$U_s = C_0 + S_1 U_p + S_2 U_p^2 + \dots \quad \text{Ec.3}$$

Esta ecuación es frecuentemente conocida como la ecuación de estado de un material, donde  $S_1, S_2$  son parámetros empíricos,  $C_0$  es la velocidad del sonido en el vacío a una presión cero,  $U_s$  es la velocidad del frente de choque y  $U_p$  es la velocidad a la que se mueven las partículas detrás del frente de choque. Para la mayoría de los metales  $S_2 = 0$  y la ecuación se reduce a una relación lineal:

$$U_s = C_0 + S_1 U_p \quad \text{Ec.4}$$

Esta ecuación describe bastante bien la respuesta de los materiales que no están bajo transición de fase.

La *Tabla 3* lista parámetros de ondas de choque para algunos materiales representativos.

---

<sup>13</sup> Ibid.,p. 105

**Tabla 3. Parámetros ondas de choque para metales representativos**

Metal	Pressure (GPa)	$\rho$ (g/cm <sup>3</sup> )	$V/V_0$	$U_s$ (km/s)	$U_p$ (km/s)	$C$ (km/s)
2024Al	0	2.785	1.	5.328	0	5.328
	10	3.081	0.904	6.114	0.587	6.220
	20	3.306	0.842	6.751	1.064	6.849
	30	3.490	0.798	7.302	1.475	7.350
	40	3.647	0.764	7.694	1.843	7.774
Cu	0	8.930	1.	3.940	0	3.94
	10	9.499	0.940	4.325	0.259	4.425
	20	9.959	0.897	4.656	0.481	4.808
	30	10.349	0.863	4.950	0.679	5.131
	40	10.668	0.835	5.218	0.858	5.415
Fe	0	7.85	1.	3.574	0	3.574
	10	8.479	0.926	4.155	0.306	4.411
	20	8.914	0.881	4.610	0.550	4.054
	30	9.258	0.848	4.993	0.759	5.602
	40	9.543	0.823	5.329	0.945	6.092
Ni	0	8.874	1.	4.581	0	4.581
	10	9.308	0.953	4.916	0.229	5.005
	20	9.679	0.917	5.213	0.432	5.357
	30	9.998	0.888	5.483	0.617	5.661
	40	10.285	0.863	5.732	0.786	5.933
304SS	0	7.896	1.	4.569	0	4.569
	10	8.326	0.948	4.950	0.256	5.051
	20	8.684	0.909	5.283	0.479	5.439
	30	8.992	0.878	5.583	0.681	5.770
	40	9.264	0.852	5.858	0.865	6.061
Ti	0	4.528	1.	5.220	0	5.220
	10	4.881	0.928	5.527	0.4	5.420
	20	5.211	0.869	5.804	0.761	5.578
	30	5.525	0.820	6.059	1.094	5.708
	40	4.826	0.777	6.296	1.403	5.815
W	0	19.224	1.	4.029	0	4.029
	10	19.813	0.970	4.183	0.124	4.207
	20	20.355	0.944	4.326	0.240	4.365
	30	20.849	0.922	4.462	0.350	4.508
	40	21.331	0.901	4.590	0.453	4.638

Tomado de *Dynamic behavior of materials*. P.108

Es importante señalar, que si el material tiene porosidad o es sometido a transformación de fases, la ecuación de estado lineal no es aplicable y debe ser modificada<sup>14</sup>.

La *Ec. 5* establece la relación existente entre la densidad del material sometido a explosión y la presión  $P$  inmediatamente detrás del frente de choque. Esta ecuación es conocida como ecuación de Rankine- Hugoniot , la cual describe las propiedades del material.

$$E - E_0 = \frac{1}{2}(P + P_0)(V_0 - V) \quad \text{Ec.5}$$

Su representación gráfica se observa en la *Figura 17*, donde existe una línea delgada unida por los puntos  $(P_0, V_0)$  y  $(P_1, V_1)$  conocida como línea de Rayleigh, la cual define el estado del impacto a una presión  $P_1$ . La línea Rayleigh posee una pendiente proporcional al cuadrado de la velocidad  $U_s$  de la onda de choque, siendo expresada así:

$$\frac{P - P_0}{V - V_0} = -r^2_0 U_s^2 \quad \text{Ec.6}$$

Donde  $\frac{P - P_0}{V - V_0}$  es la pendiente de la línea Rayleigh vista en la *Figura 17*. Teniendo en cuenta esta expresión se concluye que entre más alta sea la presión, mayor es la magnitud de la pendiente y más alta la velocidad de la onda.

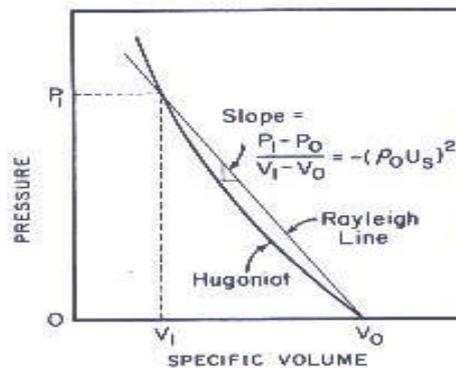
Al analizarse gráficamente la ecuación de Rankine-Hugoniot, se determina que el área bajo la curva limitada por las presiones iniciales y finales, representa el trabajo requerido para deformar el material, mientras que el área entre la curva de Hugoniot y la línea Rayleigh es el exceso de trabajo desperdiciado en forma de

---

<sup>14</sup> Ibid., p.106-108

calor. La concavidad de la curva presión contra volumen específico dicta la cantidad de calor de impacto recibida por el material<sup>15</sup>.

**Figura 17. Curva característica Hugoniot (P-V) mostrando la línea Rayleigh**



Tomado de *Dynamic behavior of materials*

**2.2. Iniciación de impacto en explosivos:**<sup>16</sup> una onda de choque viaja dentro de un explosivo iniciando un proceso que involucra reacciones químicas, las cuales generan producción de gases. Para efectos de clasificación, dichos fenómenos se agrupan en el orden de elevación de la velocidad de liberación de la energía en:

1. quemado
2. explosión/ deflagración
3. detonación

En el quemado, ordinariamente mecanismos físicos- químicos son involucrados y la propagación es controlada por fenómenos de transporte convencionales. Si el quemado es confinado, una alta presión se va generando, originando lo que se

<sup>15</sup> Ibid., p 109-110

<sup>16</sup> Ibid., p. 244

conoce como una explosión. Una explosión tiene su origen en una reacción química, produciendo ruido, calor y una expansión rápida de gases que origina una presión, siendo la velocidad de reacción una característica importante que determina<sup>1/88/</sup> el que la explosión se clasifique en deflagración o detonación. En las deflagraciones, la velocidad en que el frente de llamas avanza es inferior a la velocidad del sonido; el tiempo que transcurre entre el inicio y la finalización de la misma, aunque parezca virtualmente instantánea, es finito y típicamente comprendido entre 100 y 200 milisegundos. Contrariamente en el caso de la detonación dicha velocidad es mucho más elevada, superando la velocidad del sonido.

Existen 2 clasificaciones de explosiones: confinadas y no confinadas. Las explosiones confinadas son las que ocurren con algún confinamiento en presencia de una barrera de contención, por ejemplo: explosiones dentro de recipientes, dentro de cañería y también dentro de edificios. Las explosiones no confinadas ocurren al aire libre y generalmente son originadas por un escape rápido de un gas.

Una detonación es un proceso de combustión supersónica que implica onda expansiva y zona de reacción detrás de ella. Existen 2 aspectos a considerar en una detonación<sup>17</sup>:

A57487/8

1. la velocidad a la cual la energía es liberada es extremadamente alta.
2. los productos de la detonación son gases en alto estado compresivo, y la expansión de estos gases origina una gran cantidad de trabajo.

---

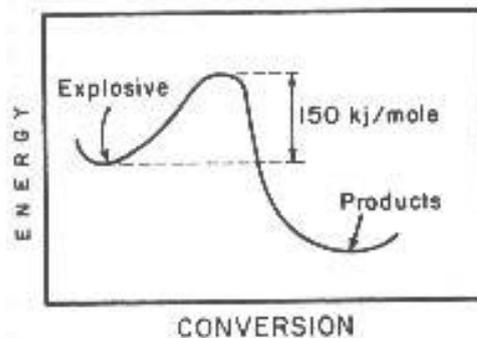
<sup>17</sup> Ibid., p 244-246

La energía liberada en una detonación es del orden de 1 Kcal. /g (4-5 MJ/kg.), siendo establecido por Popolato los siguientes valores para explosivos:

1. Potencia desarrollada: explosivos,  $10^9 W / cm^2$  , fuel oil- aire,  $10 W / cm^2$
2. Energía liberada: explosivos,  $1 Kcal / g(4-5 MJ / Kg)$  , fuel oil- aire  $10 Kcal / g(4-5 MJ / Kg)$

El pulso de presión en el explosivo es generado por una alta reacción química exotérmica detrás de este, produciendo productos de detonación en estado de alta presión y temperatura. La energía de activación es ilustrada en la *Figura 18*.

**Figura 18. Esquema de la energía involucrada en una detonación**



*Tomado de Dynamic behavior of materials*

El proceso de detonación es mostrado en la *Figura 19*. Una onda de choque a alta presión viaja dentro de un explosivo e inicia la reacción. Un frente de detonación se mueve dentro del material virgen a una velocidad  $D$  (velocidad de detonación). Detrás del frente tenemos una zona de reacción de un espesor  $t$ , donde ocurre la transformación de sólidos en productos de detonación gaseosos a muy altas presiones. La interfase en la cual la reacción se completa es llamada interfase de

Chapman-Jouguet (CJ ). Esta interfase se mueve a una velocidad  $U_p + C$  con respecto al material no impactado. Esta velocidad C es dada por la velocidad del sonido en gases compresivos, junto con la velocidad de la partícula  $U_p$ . En un proceso de estado estable, donde la zona de reacción mantenga un espesor t constante, se hace necesario que:

$$C_{CJ} + (U_p)_{CJ} = D \quad \text{Ec.7}$$

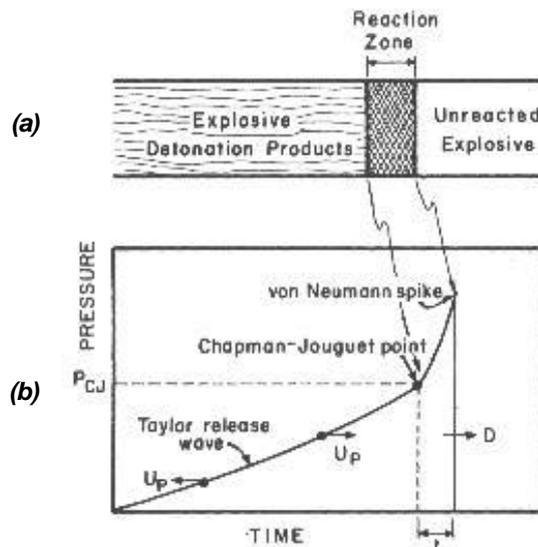
La rarefacción de ondas ocurre en los productos inmediatamente detrás de la onda de detonación, recibiendo el nombre de onda de Taylor. Delante de la reacción química se tiene la presión final, denominada presión de Von Neumann. La *Figura 19* muestra esquemáticamente un pulso de presión. La presión de Von Neumann es limitada y atenuada inmediatamente se va teniendo contacto con el material, viajando la onda de choque de Von Neumann dentro de un explosivo virgen.

Resultados experimentales de Duff y Houston<sup>18</sup> dieron como resultado que, para un explosivo, cuya composición consiste en 63 % RDX y 37 % TNT (composición B), la presión de Von Neumann tiene un valor máximo de 38.66 Pa, cuando la presión de Chapman- Jouguet solo alcanza 27.26 Pa. En la interfase C-J, los gases de los productos de la detonación tienen una velocidad de partícula que tiene la misma dirección y sentido que la detonación; como los gases se expanden detrás de la interfase C-J, el sentido de la velocidad de la partícula es invertido.

---

<sup>18</sup> DUFF, R. Chem.Phys. 1955. Citado por: MEYERS, Marc A. Dynamic Behavior of Materials. United States of America: Wiley, 1994. P.246-247

**Figura 19. Pulso de presión. a) Estructura de una onda de detonación; b) perfil de presión**



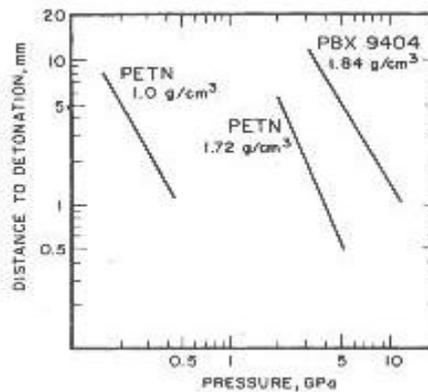
Tomado de *Dynamic behavior of materials*

Si la onda de choque tiene una amplitud mucho más alta que la presión de Champan- Jouguet, la iniciación de la detonación toma lugar. Popolato<sup>19</sup> estudió el efecto de la presión y la duración del pulso en su habilidad para iniciar una explosión cuando la presión esta debajo de la de Champan- Jouguet. El observó que la presión requerida decrece como la duración del pulso se incrementa. Esto es apreciable en la *Figura 20*. Conocida como la grafica POP. En el eje de las ordenadas se muestra la distancia a la detonación. Esta es la distancia a la que la onda de choque viajará antes que la detonación ocurra. La duración del pulso de choque debe ser tal que la distancia de detonación llegue a la presión requerida. En la *Figura 20* se muestra que el explosivo PETN de baja densidad ( $1g/cm^3$ ) requiere significativamente de bajas presiones para detonar, comparado con uno de alta densidad ( $1.7g/cm^3$ ). La diferencia reside en la presencia de potenciales

<sup>19</sup> POPOLATO, A. Behavior and Utilization of explosives in Engineering Desing. 1972. Citado por: MEYERS, Marc A. Dynamic Behavior of Materials. United States of America: Wiley, 1994. P.266

puntos calientes en los explosivos de baja densidad, así como las altas temperaturas de impacto alcanzadas en materiales porosos.

**Figura 20. Efecto de la presión en función de la distancia a iniciación de los explosivos**



Tomado de *Dynamic behavior of materials*

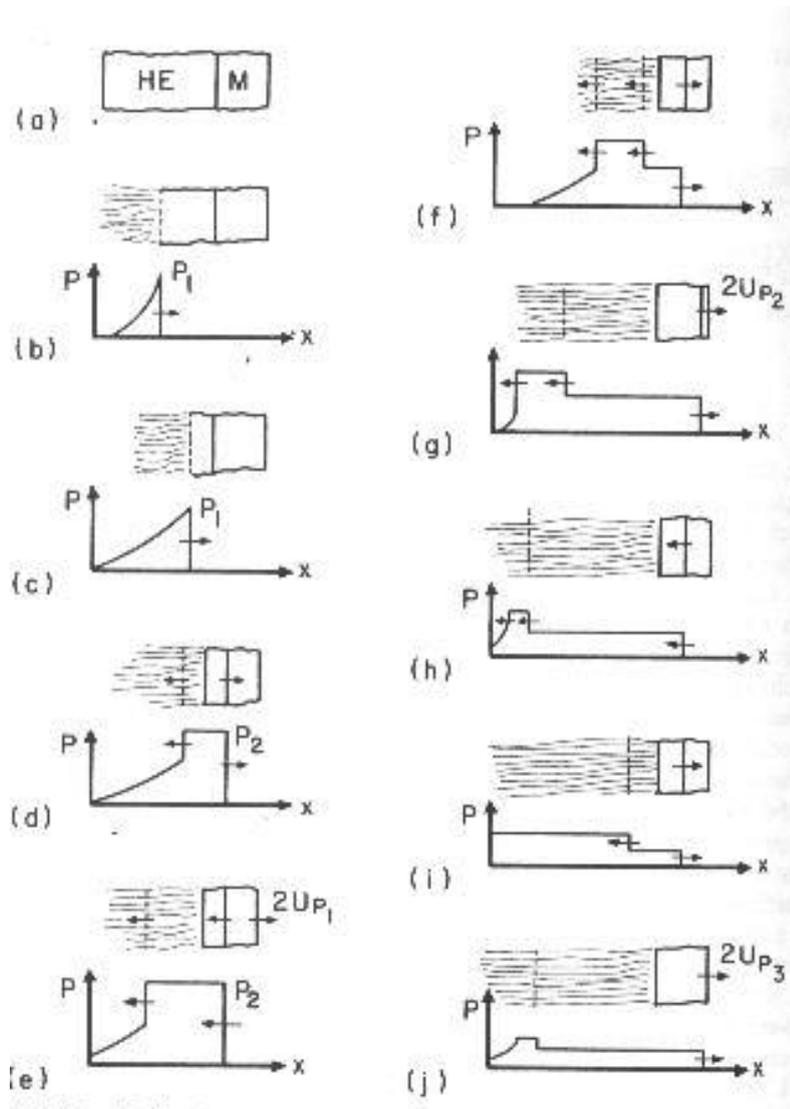
**2.3. Interacción material- explosivo:** <sup>20</sup> la interacción de un explosivo detonando en contacto directo con un material próximo es extremadamente compleja, si esto involucra ondas de choque, gases expandiéndose y las interrelaciones existentes entre ellos. Para una simple geometría unidimensional, la secuencia se describe en la *Figura 21* Considere un pequeño segmento de un explosivo infinito adyacente a una lámina de metal (*Fig. a*). El inicio del proceso comienza simultáneamente sobre la superficie entera del explosivo, (*Fig. b*), produciendo un pulso de presión que resulta en detonación. Como la detonación se propaga, la gran cantidad de productos de la detonación acumulándose en el lado izquierdo del explosivo da como resultado un aumento gradual del pulso de presión, donde la máxima presión permanece constante (presión de Chapman-Jouguet). Esto se muestra en la *figura b y c*. Cuando el frente de detonación encuentra al metal,

---

<sup>20</sup> Ibid ., p. 229-230

ocurre una interacción y el pulso de presión es transferido hacia el metal. Se asume que  $P_2 \gg P_1$ . Al mismo tiempo, una onda reflejada se transmite dentro de los productos de la detonación. Esto se muestra en la *figura e*. Cuando la onda de choque en el metal encuentra una superficie libre, esta acelera a una velocidad de  $2U_{p1}$ , produciéndose una reflexión de ondas. Esta onda reflejada encontrará la cara del metal, donde ocurre la interacción metal- explosivo, generando así un cambio en la presión. Una nueva onda de choque es enviada a través del material (*Fig.g*), continuándose el proceso con reflexiones sucesivas. Como las explosiones sucesivas toman lugar, los gases explosivos continúan su reacción y su expansión y ocurre la atenuación de la onda de choque en el material.

**Figura 21. Secuencia idealizada de eventos que ocurren cuando un explosivo (HE) detona en contacto con un material (M); gráficas presión-distancia se muestran debajo de cada figura**



Tomado de *Dynamic behavior of materials*

### 3. CARACTERIZACIÓN MECÁNICA Y MICROESTRUCTURAL DEL ACERO

#### 3.1. GENERALIDADES DE LOS ACEROS

Más del 90 por 100 en peso de los materiales metálicos empleados por los seres humanos son aleaciones férricas. Dichas aleaciones representan una amplia familia de materiales de ingeniería con un amplio rango de microestructuras y propiedades asociadas<sup>21</sup>.

Los aceros son aleaciones de hierro- carbono que contienen concentraciones apreciables de otros elementos aleantes. Muchos de los aceros comunes están clasificados de acuerdo con la concentración de carbono, nombrados en los tipos de bajo, medio y alto carbono. Los aceros generalmente tienen un contenido de carbono presente entre 0.05 por 100 y 2.0 por 100 en peso de C.

- **Aceros de bajo carbono:** de todos los diferentes aceros, los producidos en las mayores cantidades se encuentran dentro de la clasificación de aceros de bajo carbono. Estos tienen por lo general un contenido menor del 0.25 wt% C. Su microestructura se constituye de ferrita y perlita. Como consecuencia, estas aleaciones son relativamente suaves y débiles pero poseen una destacada ductilidad y tenacidad; adicionalmente, son maquinables, soldables, y, de todos los aceros, representan menor costo de producción. Los aceros con un contenido de

---

<sup>21</sup> CALLISTER, William. Materials science and engineering an introduction. Edit. Wiley. New York. 2003

carbono entre 0.06 a 0.25% son usados en aplicaciones típicas para componentes de automóviles, laminas utilizadas en tuberías, edificios, puentes, columnas metálicas para líneas eléctricas, cascos de buques, etc. En la mayoría de los casos se utiliza el acero tal como viene de las acerías, sin darle ningún tratamiento térmico especial.

- **Aceros de medio carbono:** los aceros de medio carbono tienen una concentración de carbono entre 0.25 y 0.6 wt %, bajas durezas y pueden ser sometidos a tratamientos térmicos sucesivos solo en secciones muy delgadas. Adiciones de cromo, níquel, y molibdeno aumentan la capacidad de estas aleaciones a ser tratadas térmicamente, aumentando las combinaciones de ductilidades. Estas aleaciones tratadas térmicamente son más fuertes que las de acero bajo-carbono, pero sacrifican ductilidad y tenacidad.

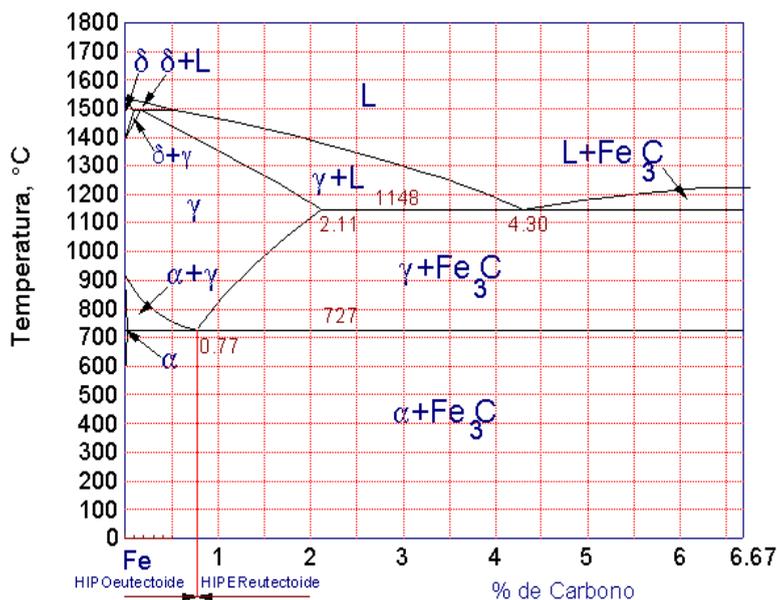
- **Aceros de alto carbono:** los aceros de alto carbono, entre 0.6% y 1.2%, son de muy alta resistencia, pero su fragilidad ya es notoria y son difíciles de soldar. Muchas herramientas son de acero de alto carbono: picos, palas, hachas, martillos, cinceles, sierras, etc. Los rieles de ferrocarril también se fabrican con aceros de ese tipo.

**3.1.1. Diagrama hierro-carburo de hierro:** <sup>22</sup> las aleaciones hierro-carbono pertenecen al tipo de aleaciones que forman una composición química. El carbono se puede encontrar en las aleaciones hierro-carbono, tanto en estado ligado ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), como en estado libre (C, es decir, grafito), por eso, el diagrama comprende dos sistemas:

- Aleaciones con menos del 2 % de carbono y que se llaman aceros. Fe-Fe<sub>3</sub>C (*metaestable*) corresponde a aceros y fundiciones blancas (aquellas aleaciones con el carbono ligado, sin carbono libre).
- Aleaciones con más de un 2 % de carbono, las cuales se llaman fundiciones Fe-C (*estable*); este sistema expone el esquema de formación de las estructuras en estado libre (grafito), las fundiciones grises y atruchadas.

En la *Figura 22* se observa el diagrama hierro-carburo de hierro. La región de los aceros se subdivide en dos: una formada por los aceros cuyo contenido en carbono es inferior al correspondiente a la composición eutectoide (0,77 %C) los cuales se llaman **aceros hipoeutectoides**, y la otra compuesta por los aceros cuyo contenido se encuentra entre 0,77 y 2 %, y que se conocen por **aceros hipereutectoides**.

**Figura 22. Diagrama hierro-Carburo de hierro**



Tomado <http://www.infomecanica.com/materiales.htm> 6/09/2004

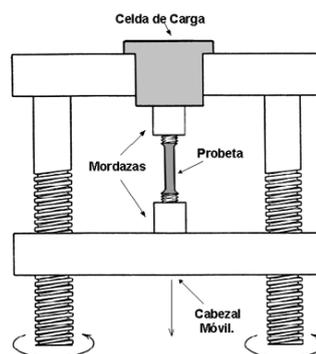
<sup>22</sup> <http://www.infomecanica.com/materiales.htm> Consulta 6/09/2004

La adición de elementos de aleación al hierro influye en las temperaturas a que se producen las transformaciones alotrópicas. Entre estos elementos, el más importante es el carbono. En la *Figura 22* se muestra la porción de interés del sistema de aleación hierro – carbono. Esta parte se encuentra comprendida entre hierro puro y un compuesto intersticial, carburo de hierro,  $Fe_3C$ , con un contenido de 6.67 % de carbono por peso; por tanto, esta porción se llamará diagrama de equilibrio hierro – carburo de hierro.

## 3.2. PROPIEDADES MECANICAS DEL MATERIAL

**3.2.1. Ensayo de tracción:** el ensayo de tracción<sup>23</sup> suministra información sobre la resistencia de los materiales a una fuerza cuasiestática gradualmente aplicada. En este ensayo se coloca una probeta en una máquina de ensayo consistente de dos mordazas, una fija y otra móvil. Se procede a aplicar la carga mientras se desplaza la mordaza móvil. Un esquema de la máquina de ensayo de tracción se muestra en la *Figura 23*.

**Figura 23. Máquina de ensayo de tracción**



Tomado de <http://www2.ing.puc.cl/~icm2312/apuntes/materiales/materials3.html>. 04-05-05

<sup>23</sup> <http://www2.ing.puc.cl/~icm2312/apuntes/materiales/materials3.html>. Consulta 04-05-05

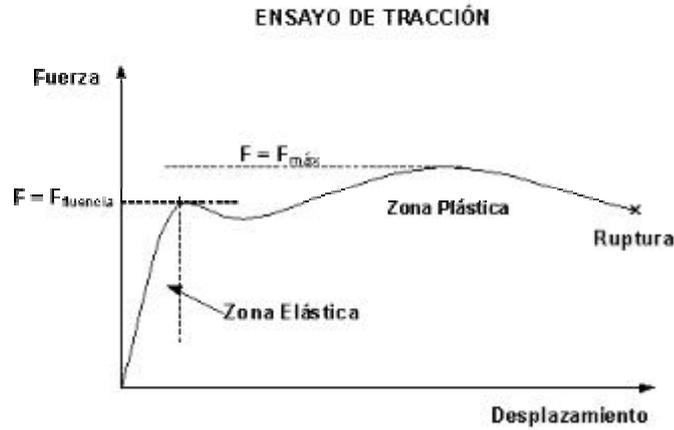
La *Figura 24* muestra el gráfico obtenido en una máquina de ensayo de tracción para un acero. El ensayo de tracción permite obtener curvas de esfuerzo-deformación para el material estudiado. Dichas curvas, (presentada una de ellas en la figura 24), tienen una primera parte lineal llamada zona elástica, en donde la probeta, si la carga es retirada la probeta regresa a su longitud inicial.

Cuando la curva se desvía de la recta inicial, el material alcanza el punto de fluencia o esfuerzo de cedencia. Desde aquí el material comienza a adquirir una deformación permanente. A partir de este punto comienza la zona plástica del ensayo de tracción. El esfuerzo de cedencia, es por lo tanto, el esfuerzo requerido para que las dislocaciones se deslicen. El esfuerzo de cedencia es el que divide el comportamiento plástico y elástico del material.

Luego de la fluencia sigue una parte inestable, que depende de cada acero, para llegar a un máximo en  $F = F_{máx}$ , el esfuerzo obtenido de esta fuerza máxima es la resistencia a la tensión o esfuerzo máximo sobre la curva de esfuerzo – deformación.

En  $F = F_{máx}$  la probeta muestra su punto débil, concentrando la deformación en una zona en la cual se forma un cuello. La deformación se concentra en la zona del cuello, provocando que la carga deje de subir. Al adelgazarse la probeta la carga queda aplicada en menor área, provocando la ruptura.

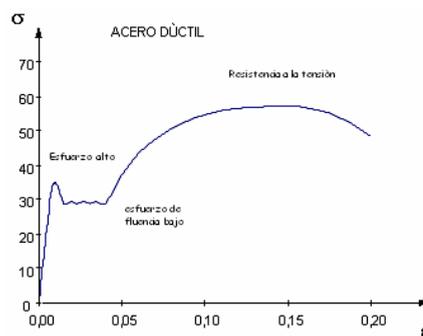
**Figura 24. Curva de Carga - deformación**



Tomado de <http://www2.ing.puc.cl/~icm2312/apuntes/materiales/materials3.html>. 04-05-05

La presencia de un punto de fluencia bien definido seguido de grandes deformaciones unitarias plásticas es una característica importante del acero de bajo contenido de carbono<sup>24</sup>. Los aceros que sufren estas grandes deformaciones permanentes antes de fallar se denominan dúctiles; siendo la ductilidad una propiedad que indica la habilidad del material para fluir plásticamente. (Ver figura 25).

**Figura 25. Curva de esfuerzo- deformación para un acero dúctil**

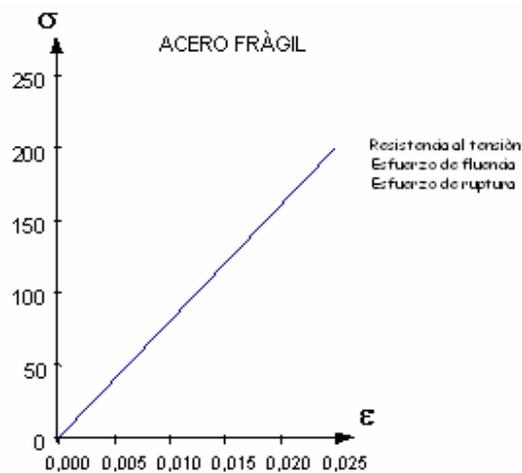


Tomado de <http://www2.ing.puc.cl/~icm2312/apuntes/materiales/materials3.html>. 04-05-05

<sup>24</sup> TIMOSHENKO, Stephen. Mecánica de materiales. Mexico: Thomson, 1998. P.16

Los materiales que fallan en tensión a valores relativamente bajos de la deformación unitaria se clasifican como frágiles; los cuales fallan con poco alargamiento después de que se ha excedido el límite proporcional. En materiales frágiles el esfuerzo de tensión, la resistencia a la tensión y el punto de ruptura tienen un mismo valor. (Ver figura 26).

**Figura 26. Grafica de esfuerzo- deformación para un acero frágil**



Tomado de <http://www2.ing.puc.cl/~icm2312/apuntes/materiales/materials3.html>. 04-05-05

**3.2.2. Dureza:** dureza puede definirse como la resistencia de un material a la penetración o formación de huellas localizadas en una superficie<sup>25</sup>. Cuanta más pequeña sea la huella obtenida en condiciones normalizadas, mas duro será el material ensayado.

El ensayo de dureza es simple, de alto rendimiento ya que no destruye la muestra y particularmente útil para evaluar propiedades de los diferentes componentes microestructurales del material.

<sup>25</sup> <http://www.inoxidable.com/dureza.htm>. Consulta 6-05-05

Los métodos para la medición de la dureza se distinguen básicamente por la forma de la herramienta empleada (penetrador), por las condiciones de aplicación de la carga y por la propia forma de calcular (definir) la dureza. La elección del método para determinar la dureza depende de factores tales como tipo, dimensiones de la muestra y espesor de la misma. Los tipos de ensayo de dureza son:

**3.2.2.1. Dureza Rockwell:** el método se basa en la medición de la profundidad de penetración de una determinada herramienta bajo la acción de una carga prefijada<sup>26</sup>.

El número de dureza Rockwell (*HR*) se mide en unidades convencionales y es igual al tamaño de la penetración sobre cargas determinadas. El método puede utilizar diferentes penetradores siendo éstos esferas de acero templado de diferentes diámetros 1/16 de pulgada 1/8, ¼ y ½ pulgadas siendo este para materiales más blandos y en conos de diamante cuyo ángulo en la base es de 120°.

Una determinada combinación constituye una escala de medición, caracterizada como *A*, *B*, *C*, etc. y siendo la dureza un número arbitrario será necesario indicar en que escala fue obtenida (*HRA*, *HRB*, *HRC*, etc.). El ensayo Rockwell, está diseñado para materiales de dureza intermedia como aceros de medio y bajo carbono. Su indentador es la bola 1/16 pulgada de diámetro, cuya carga es 100 Kgf, su escala va de 40 a 100 R<sub>B</sub>. El ensayo Rockwell C se emplea para materiales más duros que 100 R<sub>B</sub>.

---

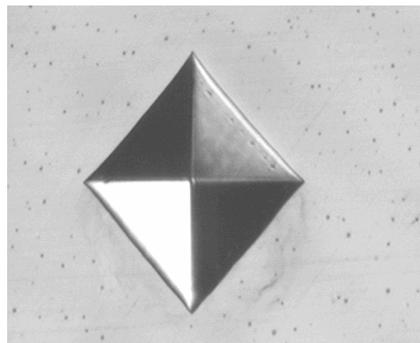
<sup>26</sup> [http://materiales.eia.edu.co/laboratorios/Dureza/teoria\\_del\\_ensayo.htm](http://materiales.eia.edu.co/laboratorios/Dureza/teoria_del_ensayo.htm). Consulta 05-06-05

**3.2.2.2 Dureza Vickers:** es llamado el ensayo universal<sup>27</sup>, permite medir dureza en prácticamente todos los materiales metálicos independientemente del estado en que se encuentren. Se define como la relación entre la carga aplicada (expresada en Kgf) y el área de la superficie lateral de la impresión. Sus cargas van de 5 a 125 kgf (de 5 en 5). El ensayo emplea un penetrador de diamante en forma de pirámide con un ángulo base de 136°. Se emplea Vickers para laminas delgadas con un mínimo de espesor de 0.0006 in de. Para determinar el número de dureza se aplica la siguiente fórmula:

$$HV = 1.854 \cdot P / D^2 \quad \text{Ec.7}$$

El penetrador es aplicado perpendicularmente a la superficie cuya dureza se desea medir, bajo la acción de una carga **P**. Esta carga es mantenida durante un cierto tiempo, después del cual es retirada y medida la diagonal **d** de la impresión que quedó sobre la superficie de la muestra (*Figura 27*). Con este valor y utilizando tablas apropiadas se puede obtener la dureza Vickers, cuya abreviatura es **HV**.

**Figura 27. Imprenta producida por el durómetro Vickers**



Tomado de [http://materiales.eia.edu.co/laboratorios/Dureza/ensayos\\_de\\_dureza.htm](http://materiales.eia.edu.co/laboratorios/Dureza/ensayos_de_dureza.htm) 10/10/2005

<sup>27</sup> [http://materiales.eia.edu.co/laboratorios/Dureza/ensayos\\_de\\_dureza.htm](http://materiales.eia.edu.co/laboratorios/Dureza/ensayos_de_dureza.htm) 10/10/2005

**3.2.2.3. Dureza Brinell (BHN):** este ensayo se utiliza en materiales de durezas bajas<sup>28</sup>. Utiliza penetradores en forma de bolas de diferentes estos pueden ser diámetros, que pueden ser de acero templado o de carburo de tungsteno, utiliza cargas normalmente hasta 3000 kgf, los cuales se pueden normalizar de acuerdo a la siguiente fórmula:

$$P = KD^2 \qquad \text{Ec.8}$$

Donde

P: Carga a utilizar

K: Representa una constante que vale 5, 10, 0 30 dependiendo del material que este siendo ensayado.

**3.2.3. Relación entre la dureza y las propiedades mecánicas:** la resistencia mecánica es el resultado de una serie de pasos que se desarrollan a nivel de la macro y microestructura<sup>29</sup>. Por medio de técnicas de endurecimiento vistas en el capítulo 4 se puede aumentar el número de obstáculos al movimiento de dislocaciones, por lo tanto el esfuerzo necesario para el desplazamiento de éstas aumenta, confiriéndole al material una resistencia que se traduce en el aumento de la dureza.

Como una regla para la mayor parte de los aceros, la dureza Brinell y la resistencia a la tracción se pueden relacionar mediante la siguiente expresión:

$$RT \text{ (Kg. /mm}^2\text{)} = 3,45 * HB \qquad \text{Ec.9}$$

---

<sup>28</sup> [http://materiales.eia.edu.co/laboratorios/Dureza/ensayos\\_de\\_dureza.htm](http://materiales.eia.edu.co/laboratorios/Dureza/ensayos_de_dureza.htm). Consulta: 05-07-05

<sup>29</sup> <http://zip.rincondelvago.com/?00025239>. Consulta: 05-07-08

### 3.3. CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL EN LOS ACEROS

La caracterización microestructural se realiza con el fin de obtener toda la información que es posible encontrar en la estructura de los diferentes materiales, relacionándolo con la respuesta mecánica, con el fin de generar un conocimiento global de estos bajo condiciones de servicio<sup>30</sup>.

Para lograr una correcta caracterización se hace necesario realizar una adecuada selección y preparación de la muestra, que nos permita identificar la composición integral del material, a través de la ejecución de ensayos que describan sus principales características.

**3.3.1. Selección y preparación de las probetas:** el primer objeto de la metalografía es la examinación para revelar los elementos constituyentes y la estructura de los metales. En casos especiales, el objeto del análisis es la examinación puede requerir el seguimiento de pocos detalles, siendo la selección y preparación de la probeta de mayor importancia.

Las probetas deben seleccionarse de aquellas partes específicas del material que va a ser objeto de estudio, para dar resultados precisos y verídicos de su estructura y composición.

Para la preparación de las muestras es necesario dejarlas exentas de toda ralladura, consiguiendo una superficie especular. Las operaciones a seguir para preparar correctamente una muestra metalográfica aceptable son las siguientes:

- Las muestras se cortarán con una sierra de metal cuya hoja se lubricará a intervalos aplicando una solución de jabón con una brocha. Una ligera elevación

de la temperatura es suficiente para alterar la estructura de los aceros produciendo una fina red de grietas debidas al rápido ciclo de calentamiento o enfriamiento. El tamaño de las muestras para el examen microscópico se encuentra limitado, entre 20 y 25 mm de diámetro para redondo o de lado para secciones cuadradas, para facilitar su manipulación.

- Una vez cortada la muestra al tamaño adecuado, se obtiene una superficie plana con limado o mecanizado con limadora. En la operación de limado, el movimiento de la muestra debe ser perpendicular a las rallas formadas durante el pulido anterior.
- La muestra a preparar, por sus dimensiones o por su forma, no permite ser pulida directamente, sino que es preciso montarla o embutirla en una pastilla. El material de que se componen estas puede ser Lucite (resina termoplástica) o Bakelita (resina termoendurecible).
- Luego del paso anterior, la muestra se pule sobre una serie de hojas de esmeril o lijas que contienen abrasivos finos. El primer papel es generalmente N° 150 luego 200, 300, 400 y finalmente es posible encontrar en el mercado N°1500. Antes de pulir con la siguiente lija se debe girar en 90° la muestra, a fin de eliminar el rayado realizado con la lija anterior. Las operaciones de pulido intermedio con lijas de esmeril se hacen en húmedo.
- La última etapa de brillo es el pulido fino, el cual se realiza mediante un disco giratorio cubierto con un paño especial húmedo (lanilla o pelillo, sintéticos), cargado con partículas abrasivas, como es el óxido de aluminio (alúmina) para pulir materiales ferrosos.

---

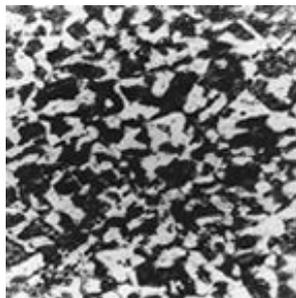
<sup>30</sup> GREAVES, Richard Henry. Metalografía Microscópica Práctica. Ed. URMO

- Se inspecciona la superficie pulida, y si está exenta de rayas, se somete la muestra a un buen lavado bajo el chorro de grifo y se seca con todo cuidado con un paño suave, atacándose con nital. Este reactivo posee una composición de 2 ml de HNO<sub>3</sub> y 98 ml de etanol o metanol.
- Se le examina con un microscopio para juzgar el resultado de pulido.

**3.3.2. Constituyentes Metálicos en Aceros:** los constituyentes metálicos que pueden presentarse en los aceros al carbono son: ferrita, cementita, perlita, martensita, bainita, y rara vez austenita, aunque nunca como único constituyente. También pueden estar presentes constituyentes no metálicos como óxidos, silicatos, sulfuros y aluminatos<sup>31</sup>.

**3.3.2.1. Ferrita:** la ferrita (ver *figura 28*) es la fase más blanda y dúctil de los aceros, cristaliza en la red cúbica centrada en el cuerpo, tiene una dureza de 90 Brinell y una resistencia a la tracción de 28 Kg.-f/mm<sup>2</sup>, llegando hasta un alargamiento del 40%. La ferrita se observa al microscopio como granos poligonales claros mezclados con los de perlita en aceros de menos de 0.6%C.

**Figura 28. Microestructura del acero al carbono, cristales blancos de ferrita**



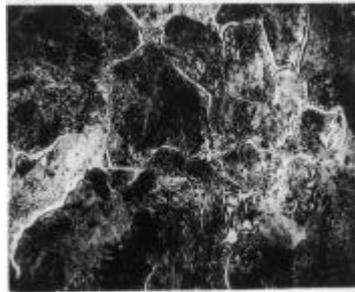
Tomado de [www.utp.edu.co/~publio17/aceros.htm](http://www.utp.edu.co/~publio17/aceros.htm). 4/09/2004

---

<sup>31</sup> [www.utp.edu.co/~publio17/aceros.htm](http://www.utp.edu.co/~publio17/aceros.htm). Consulta 4/09/2004

**3.3.2.2 .Cementita:** la cementita (ver *figura 29*) es el carburo de hierro de fórmula  $Fe_3C$ , contiene 6.67 %C y 93.33 % de hierro, es el microconstituyente más duro y frágil de los aceros al carbono, alcanzando una dureza Brinell de 700 (68 Rc).

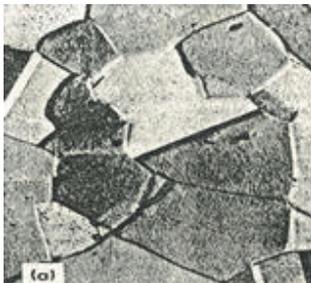
**Figura 29. Microestructura del acero 1%C, red blanca de cementita**



Tomado de [www.utp.edu.co/~publio17/aceros.htm](http://www.utp.edu.co/~publio17/aceros.htm). 4/09/2004

**3.3.2.3. Austenita:** es el constituyente más denso de los aceros (ver *figura 30*). La cantidad de carbono disuelto, varía de 0.8 al 2 % C que es la máxima solubilidad a la temperatura de 1130 °C. La austenita está formada por cristales cúbicos centrados en las caras, con una dureza de 300 Brinell, una resistencia a la tracción de 100 kg-f/mm<sup>2</sup> y un alargamiento del 30 %, no es magnética.

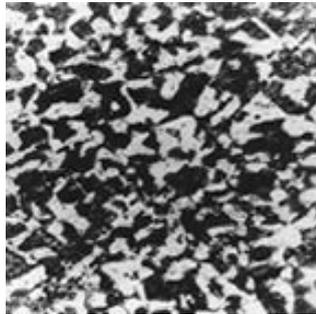
**Figura 30. Microestructura de la austenita**



Tomado de [www.utp.edu.co/~publio17/aceros.htm](http://www.utp.edu.co/~publio17/aceros.htm). 4/09/2004

**3.3.2.4 Perlita:** la perlita (ver *figura 31*) es el microconstituyente eutectoide formado por capas alternadas de ferrita y cementita, compuesta por el 88 % de ferrita y 12 % de cementita, contiene el 0.8 %C. Tiene una dureza de 250 Brinell y una resistencia a la tracción de  $80 \text{ Kg/mm}^2$ . El nombre de perlita se debe a las irrigaciones que adquiere al iluminarla, parecidas a las perlas.

**Figura 31. Microestructura del acero al carbono, cristales oscuros de perlita**

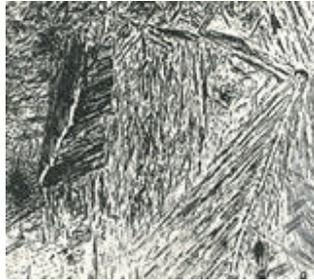


Tomado de [www.utp.edu.co/~publio17/aceros.htm](http://www.utp.edu.co/~publio17/aceros.htm). 4/09/2004

**3.3.2.5. Martensita:** la martensita (ver *figura 32*) es el constituyente de los aceros templados. La martensita tiene una dureza de 50 a 68 Rc y una resistencia a la tracción de 170 a  $250 \text{ Kg/mm}^2$ . Es un constituyente muy frágil.

El contenido de carbono suele variar desde muy poco carbono hasta el 1% de carbono, sus propiedades físicas varían con su contenido en carbono hasta un máximo de 0.7 %C.

**Figura 32. Microestructura de la martensita**



Tomado de [www.utp.edu.co/~publio17/aceros.htm](http://www.utp.edu.co/~publio17/aceros.htm). 4/09/2004

**3.3.3. Variación de las propiedades mecánicas en los constituyentes microestructurales de los aceros:** <sup>32</sup> Las propiedades mecánicas en los constituyentes microestructurales varían ligeramente y continuamente con los cambios en el contenido de carbono. Al aumentar el contenido de este último, disminuye la cantidad de ferrita libre, hasta que al llegar al 0.8 por ciento de carbono no queda nada de este compuesto y la estructura se compone solo de eutectoide. Más allá del 0.8 por ciento de carbono, la fase continua es cementita dura y quebradiza. Cuando la composición es tal que la fase continua es blanda y dúctil, la aleación tiende también a serlo; por otra parte, una fase continua dura y quebradiza dará como resultado una aleación de las mismas características. Además, tanto la cantidad, como la calidad de la fase continua, ejercen un efecto sobre las propiedades. Si aumenta la cantidad de ferrita blanda y dúctil, las aleaciones se hacen más blandas y dúctiles. Estas correlaciones entre las propiedades y la microestructura han producido una generalización importante aplicable a las aleaciones heterogéneas: las propiedades de una aleación heterogénea tienden a ser regidas por las propiedades y la cantidad de la fase continúa.

---

<sup>32</sup> <http://www.infomecanica.com/materiales.htm>. Consulta 05-06-05

**3.3.4. Tamaño de grano:** <sup>33</sup> una de las mediciones microestructurales cuantitativas más comunes es el tamaño de grano de metales y aleaciones.

El tamaño de grano tiene un notable efecto en las propiedades mecánicas del metal. La temperatura y los elementos aleantes afectan el tamaño de grano.

En los metales, por lo general, es preferible un tamaño de grano pequeño que uno grande. Los metales de tamaño de grano pequeño tienen mayor resistencia a la tracción, mayor dureza, y se distorsionan menos durante el temple, así como también son menos susceptibles al agrietamiento. Sin embargo en los aceros de grano grueso se tendrán más bordes de grano donde se acumularán más tensiones. Por todo lo anterior se verifica que la dureza es inversamente proporcional al tamaño de grano.

El tamaño de grano se determina por medio de la cuenta de los granos en cada pulgada cuadrada bajo un aumento de 100X. El tamaño de grano especificado es por lo general, el tamaño de grano austenítico.

Al describir una pieza de acero, a menudo debe especificarse el tamaño de grano. El método real consiste en la comparación entre la muestra y la carta de clasificación de tamaños de granos. Se considera que un acero es de grano fino si posee un tamaño de grano de 5 a 8 (diámetro de grano 32 micras), y de grano grueso si es de 1 a 5 (diámetro de grano 62 micras).

En el sistema ASTM (ver *figura 33*) el grosor del grano austenítico se indica con un número convencional n de acuerdo con la fórmula:

$$\log G=(n-1)\log 2$$

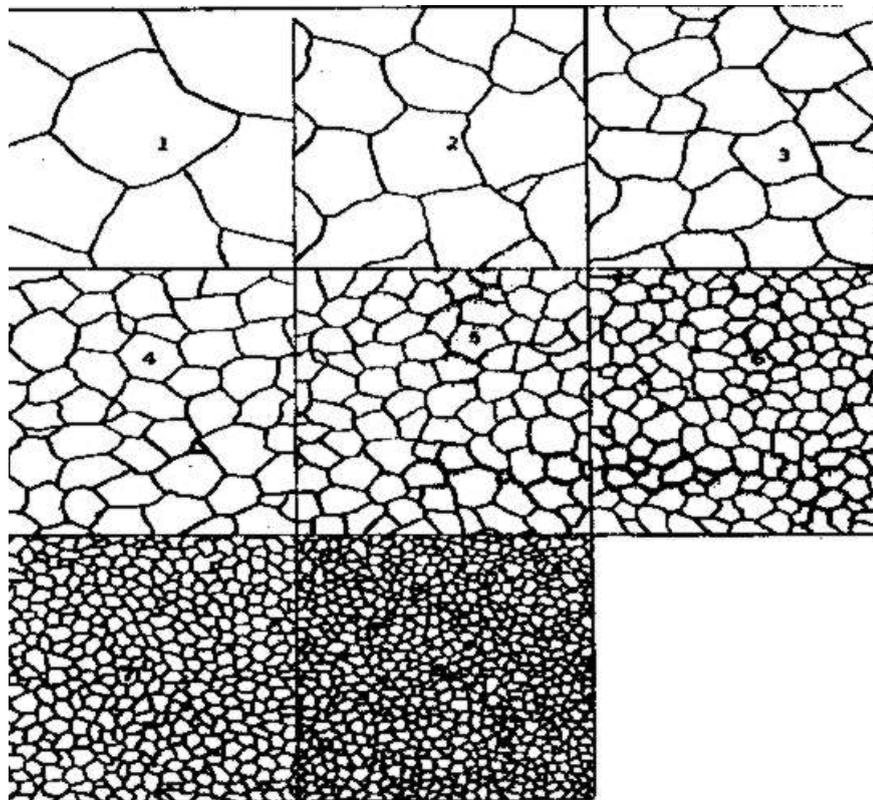
*Ec. 10*

---

<sup>33</sup> [www.utp.edu.co/~publio17/aceros.htm](http://www.utp.edu.co/~publio17/aceros.htm). Consulta: 4/09/2004

Donde  $G$  es el número de granos por pulgada cuadrada sobre una imagen obtenida a 100 aumentos; este método se aplica a metales que han recristalizado completamente,  $n$  es el número de tamaño de grano de uno a ocho.

**Figura 33. Forma, tamaño y distribución de los cristales o granos en la microestructura del acero para comparación a 100X**



Tomado de [www.utp.edu.co/~publio17/aceros.htm](http://www.utp.edu.co/~publio17/aceros.htm). 4/09/2004

**3.3.5. Análisis de composición química y aporte de elementos aleantes en aceros:** permite conocer los elementos que constituyen al acero, ya que estos, según su porcentaje, ofrecen características específicas que se manifiestan en las propiedades mecánicas del metal. En estos aceros no sólo son importantes

las propiedades de resistencia a la tracción y tenacidad, sino también su buena soldabilidad obtenida a partir de un reducido nivel de carbono equivalente. Definiéndose carbono equivalente como el parámetro que permite evaluar la aptitud de un acero a generar estructuras más o menos duras y por tanto frágiles en la zona afectada por el calor (ZAC) En general los aceros con Carbono Equivalente inferior a 0.45 tiene excelente soldabilidad.

Seguidamente se listan algunos elementos aleantes y su influencia en los aceros:

**Carbono - C :** el Carbono es el elemento de aleación mas efectivo, eficiente y de bajo costo. Es el elemento responsable de dar la dureza y alta resistencia del acero.

**Manganeso - Mn: es** uno de los elementos fundamentales e indispensables, esta presente en casi todas las aleaciones de acero. Se usa para desoxidar y aumentar su capacidad de endurecimiento.

**Fósforo - P:** se considera un elemento perjudicial en los aceros, casi una impureza, al igual que el azufre, ya que reduce la ductilidad y la resistencia al impacto. Sin embargo, en algunos tipos de aceros se agrega deliberadamente para aumentar su resistencia a la tensión y mejorar la maquinabilidad.

**Azufre - S:** se considera como un elemento perjudicial en las aleaciones de acero, una impureza. Sin embargo, en ocasiones se agrega hasta 0.25% de azufre para mejorar la maquinabilidad.

**Niquel - Ni:** es el principal formador de austenita, que aumenta la tenacidad y resistencia al impacto.

**Silicio - Si:** se agrega a todos los aceros como agente desoxidante. Cuando se agrega a un acero de bajo carbono, produce un material frágil con una pérdida baja de histéresis y una alta permeabilidad magnética. El uso principal del silicio es con otros elementos de aleación, como el manganeso, el cromo y el vanadio, para estabilizar carburos.

**Cromo - Cr:** es un formador de ferrita, aumentando el endurecimiento. Así mismo, aumenta la resistencia a altas temperaturas y evita la corrosión.

**Cobre - Cu** aumenta la resistencia a la corrosión de aceros al carbono.

**Molibdeno - Mo :** aumenta la profundidad de endurecimiento del acero, así como su resistencia al impacto. Es el elemento más efectivo para mejorar la resistencia del acero a las bajas temperaturas, reduciendo, además, la pérdida de resistencia por templado.

**3.4 Ensayo de ultrasonido:** <sup>34</sup>el ensayo por ultrasonido es un método no destructivo, en el cual un haz sónico de alta frecuencia (125 KHz a 20 MHz) es introducido en el material a ser inspeccionado, con el objetivo de detectar discontinuidades internas y superficiales. El sonido que recorre el material es reflejado por las interfaces y es detectado y analizado para determinar la presencia y localización de discontinuidades.

Este ensayo presenta ventajas tales como: mayor poder de penetración. Facilidad de acceso a una superficie, ausencia de peligro para el operario y portátil. (Ver figura 34)

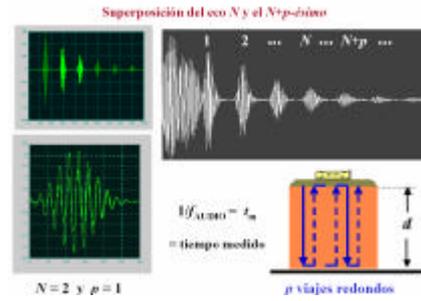
---

<sup>34</sup> [http://www.eddytronic.cl/servicios\\_ndt/ultrasonido.html](http://www.eddytronic.cl/servicios_ndt/ultrasonido.html). Consulta 05-06-05

Figura 34. Ensayo ultrasónico. a) Equipo ultrasónico b) superposición del eco



(a)



(b)

Tomado de [http://www.eddytronic.cl/servicios\\_ndt/ultrasonido.html](http://www.eddytronic.cl/servicios_ndt/ultrasonido.html). 15/05/05

#### 4. DEFORMACIÓN PLÁSTICA EN METALES

Los efectos del paso de una onda de choque en un material han sido estudiados con gran detalle desde los años 50, concluyéndose en la mayoría de los casos que el endurecimiento en los materiales era originado por los defectos generados por la onda de choque<sup>35</sup>.

Los procesos de deformación plástica presentan características propias, que pueden ser resumidas de la forma siguiente:

- 1) La presencia de tensiones de corte es esencial para producir deformación plástica. Las presiones hidrostáticas puras son incapaces de producir deformación plástica.
- 2) El cambio de volumen durante un proceso de deformación plástica es despreciable. Por ejemplo, después de reducir por laminado una chapa de acero al 20 % del espesor original, la densidad del material sufre un cambio del orden del 0,15 %.
- 3) Un cristal deformado mantiene sus características cristalinas. Prueba de ello es que difracta fuertemente rayos X, permitiendo medir el valor medio de su parámetro de red, que resulta ser el mismo que el del metal sin deformar.

Por otra parte, es necesario remarcar que los mecanismos microestructurales puestos en juego durante la deformación plástica están fuertemente influenciados

<sup>35</sup> POCHETINO, Alberto. Propiedades mecánicas de los materiales. En III congreso internacional de materiales simposio materia 2005 VIII congreso nacional de corrosión y protección. (2005). Cartagena de Indias. P 18-19

por la temperatura y los resultados son muy distintos según se pongan en marcha o no mecanismos de difusión en el interior del material, lo cual ocurre para temperaturas tales que  $T(^{\circ}\text{K}) > \frac{1}{2} T_{\text{fusión}}$ .

Los procesos más importantes asociados a la deformación plástica de metales son:

- El movimiento de dislocaciones, cuyo comportamiento colectivo genera el proceso de “deslizamiento”, responsable de la deformación y rotación de los granos cristalinos que conforman el material
- El endurecimiento por trabajado, consecuencia de la interacción entre las dislocaciones.
- La alteración de las propiedades mecánicas de los materiales como consecuencia de la interacción entre dislocaciones y los defectos de la red cristalina (impurezas, precipitados, inclusiones, bordes de grano, etc).

La propagación de una onda de choque es un proceso de deformación uniaxial, donde una deformación uniaxial de compresión es aplicada al material, produciéndose esfuerzos de corte y deformaciones, las cuales generan defectos<sup>36</sup>. Existen diversos fenómenos inducidos por una onda de choque que son controlados por diferentes esfuerzos, como son generación de dislocaciones, defectos de punto, “deformation twinning” y “displacive/diffusionless transformations.”

---

<sup>36</sup> MEYERS , Op. cit., p. 386

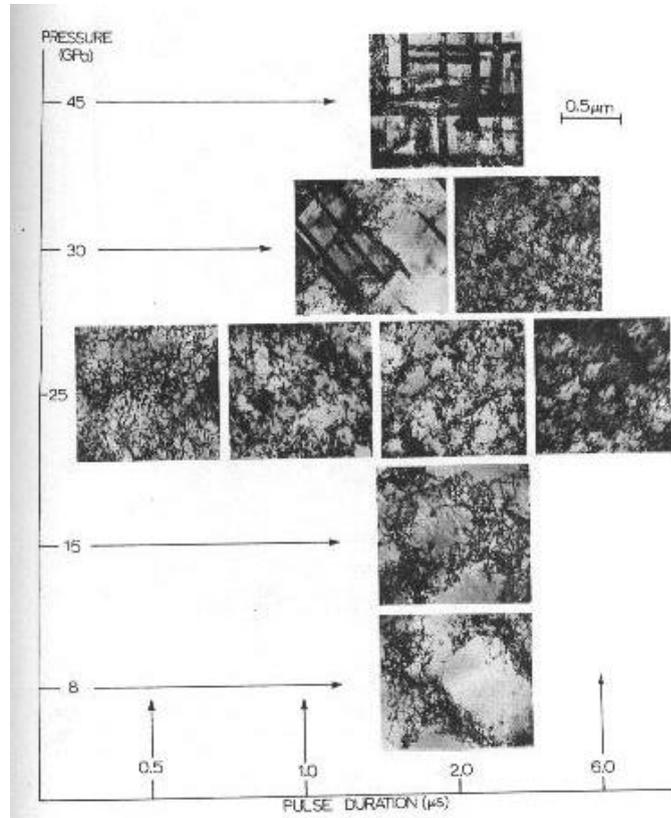
En la *Figura 35* se ilustran los efectos de la presión y la duración del pulso en la estructura residual del níquel<sup>37</sup>. Murr elaboro un mapa de  $P-t_p$  (donde  $t_p$  es la duración del pulso). Es evidente que con el incremento de la presión el tamaño de las celdas de dislocación disminuye, por ejemplo a la presión de 30 GPa.

El efecto del impacto de una carga explosiva en materiales (BCC) se muestra en la *Figura 36* para el hierro. Al ser impactado el hierro por cargas explosivas con presiones por debajo de 13 GPa, las dislocaciones son ordenadas paralelamente a la orientación correcta del grano.

---

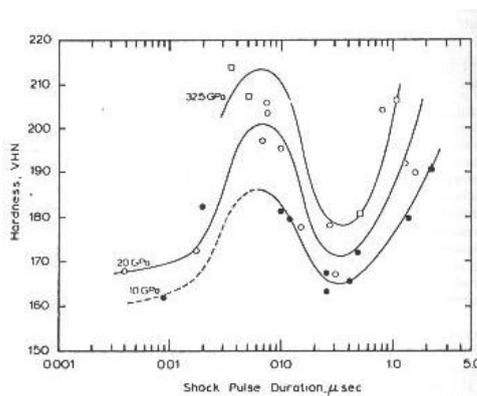
<sup>37</sup> Ibit., p. 394

**Figura 35. Efectos de la presión de impacto y la presión del pulso en la subestructura residual del níquel**



Tomado de *Dynamic behavior of materials*. P 395

**Figura 36. Efectos de la duración del pulso de aleación Cu-8.7% Ge.**



Tomado de *Dynamic behavior of materials*. P 384

## 4.1. MECANISMOS DE GENERACIÓN DE DEFORMACIÓN PLÁSTICA

Los diversos mecanismos de generación de deformación plástica en un material debido a una onda de choque se enuncian a continuación.

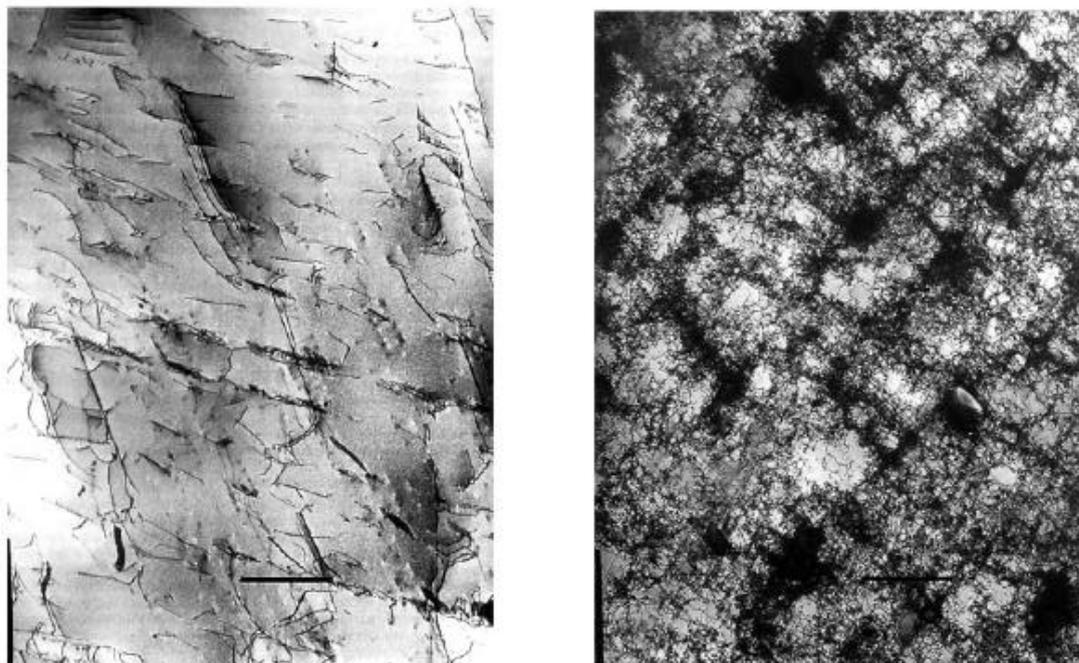
**4.1.1. Generación de dislocaciones:**<sup>38</sup> el principal mecanismo para la producción de deformación plástica es el movimiento de dislocaciones. Dado que existen diversas maneras de generar dislocaciones que contribuyan a la deformación plástica, la comprensión del fenómeno es compleja. Dos metales difieren en su comportamiento plástico si sus estructuras cristalinas no son similares. Además, la deformación plástica es sensible a una serie de parámetros como la temperatura a la que se encuentra la muestra, la velocidad de deformación, la textura cristalográfica, la historia termomecánica de la muestra a deformar, el tamaño de los granos cristalinos, el contenido de impurezas y, en el caso de monocristales, la orientación de los granos cristalinos respecto del eje tensil.

Las dislocaciones generadas por una carga de impacto dependen de la carga de impacto y los parámetros del material, en el cual la presión es el más importante. Al aumentarse la presión también hay un incremento de la densidad de dislocaciones.

En metales con alta stacking-fault-energy (SFE) las dislocaciones parciales se encuentran en espacios muy cerrados, generando grandes cantidades de planos de deslizamiento. Las microestructuras residuales consisten en celdas está de dislocación las cuales son regiones de gran densidad de dislocación que rodean a otras de baja densidad. Para materiales con alta SFE estas celdas son formadas por las cargas de impacto. La estructura de las celdas en un material antes y

después de deformación es vista en la *Figura 37*. En metales de estructura cristalina FCC con alta SFE el tamaño de la celda decrece al incrementarse la densidad de dislocaciones. Las dislocaciones se ubican en gran parte en las paredes de las celdas, estando el interior prácticamente libre de dislocaciones. El hecho de que las dislocaciones se agrupen en celdas esta ligado a consideraciones energéticas, las cuales permiten demostrar que, para grandes cantidades de dislocaciones, la distribución de las mismas en celdas es energéticamente más estable que una distribución uniforme de dislocaciones en el seno del cristal.

***Figura 37. Formación de celdas de dislocaciones en un material fuertemente deformado. a) material sin deformar b) Material deformado***



(a)

(b)

*Tomado de memorias propiedades mecánicas "III congreso internacional de materiales simposio materia 2005 VIII congreso nacional de corrosión y protección". Cartagena*

---

<sup>38</sup> Ibit., p. 393-394

Estudios realizados por Murr y Kuhlmann-Wilsdorf<sup>39</sup> mostraron que la densidad de dislocaciones varía con la raíz cuadrada de la presión  $r \propto P^{1/2}$  p para rangos de presión por encima de 100 GPa.

Estudios realizados por Mikkola<sup>40</sup> concluyen que la densidad de las dislocaciones se incrementa en rangos de tiempo de sub-microsegundo, resultados consistentes con el concepto de la existencia de un tiempo inicial en el cual se comienzan a generar las dislocaciones. Seguidamente las celdas comienzan a definirse, dependiendo de la duración del pulso, ya que de este hecho depende la mejor reorganización de las dislocaciones. En la *Figura 35* se observa la influencia de la presión y de la duración del pulso en la microestructura residual del níquel. La disminución del tamaño de las celdas con el aumento de la presión es evidente, generándose twinning a 30 GPa.

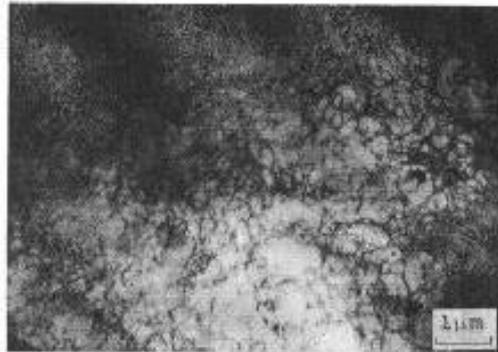
Existen diferencias y similitudes entre las dislocaciones inducidas por impacto y aquellas generadas por los métodos convencionales. Las dislocaciones inducidas por el impacto serán uniformemente distribuidas en comparación a las generadas por métodos convencionales. En las aleaciones con alta SFE las paredes de las celdas de dislocaciones tienden a estar menos desarrolladas después de impacto que después de una deformación convencional, siendo plasmado en la *Figura 38*. En esta figura se muestra la subestructura del aluminio bajo dos condiciones: impactado y rolado en frío. El aluminio es un material con alta SFE, que presenta una estructura atípica después de impacto para metales FCC. Se observa que la distribución de las dislocaciones es mucho más uniforme en el aluminio impactado, mientras en el material rolado en frío se muestra bordes de subgrano.

---

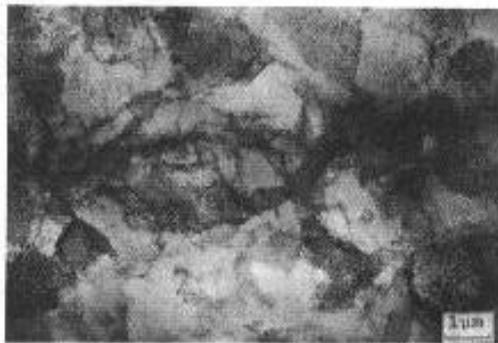
<sup>39</sup> MIKKOLA. Acta Met. 1978. Citado por: MEYERS, Marc A. Dynamic Behavior of Materials. United States of America: Wiley, 1994. P.394

<sup>40</sup> MURR Y KUHLMANN-WILSDORF. Shock waves and High-Strain-Rate phenomena in Metals.1981.Citado por: MEYERS, Marc A. Dynamic Behavior of Materials. United States of America: Wiley, 1994. P.394

**Figura 38. Comparación de las subestructuras de dislocación en aluminio impactado por una carga explosiva y rolado en frío. a) Aluminio impactado a presión máxima de 3 GPa, duración del pulso 2  $\mu$ s . b) Aluminio rolado en frío reducido a 60 %.**



(a)

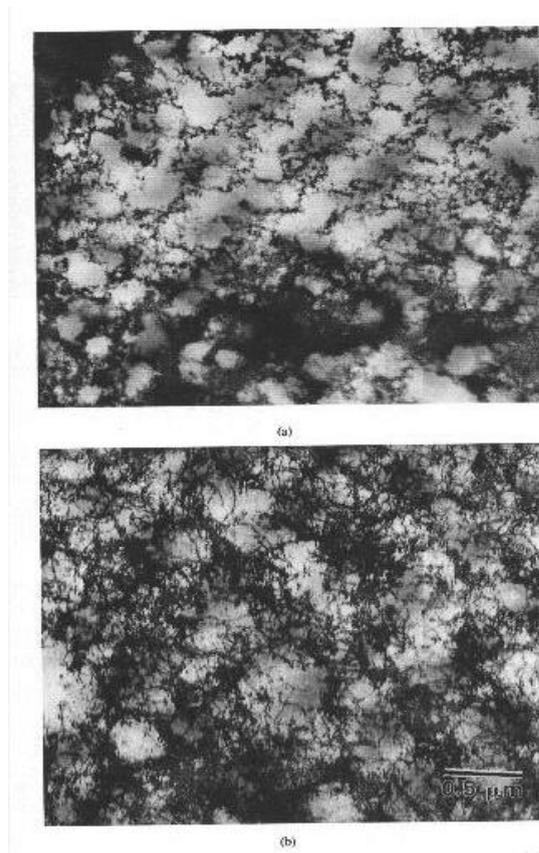


(b)

Tomado de *Dynamic behavior of materials*. P 396

En la *Figura 39* se observa las subestructuras generadas por impacto para el cobre y níquel, mostrándose la pobre definición de las paredes de celdas de dislocaciones. Si la duración del pulso es baja, las subestructuras son aun más irregulares ya que no existe tiempo suficiente para que las dislocaciones generadas por la presión de impacto (en el frente de choque) se equilibren.

**Figura 39. Subestructuras de dislocación en metales FCC y aleaciones. a) Cobre impactado a 5 GPa. 2ms b) Niquel impactado a 10 GPa. 2ms**



Tomado de *Dynamic behavior of materials*. P 397

**4.1.2. Generación de defectos de punto:**<sup>41</sup> investigaciones experimentales han determinado que una carga de impacto produce una alta densidad de defectos de punto, donde una de las principales razones de esto es el movimiento de jogs. Los jogs son generados por la intersección de dislocaciones de hélice.

---

<sup>41</sup> Ibit., p. 415-416

Al incrementarse la velocidad, la efectividad de los jogs como barreras al movimiento de dislocaciones decrece, ya que estos son arrastrados por las dislocaciones, generando en el proceso un gran número de defectos de punto. La generación de estos defectos de punto se debe a esfuerzos de corte.

**4.1.3. Deformación twinning:** twinning<sup>42</sup> es un mecanismo de deformación generado bajo cargas de impacto, activado por esfuerzos de corte. Los metales que no generan twin por deformación convencional a temperatura ambiente lo hacen por cargas de impacto, mostrándose una morfología de las subestructuras de las dislocaciones parecidas a las generadas por deformaciones convencionales.

La ocurrencia de twinning depende de varios factores:

- Presión: estudios realizados en el níquel indican que twinning ocurre a una presión de 35 GPa, mostrándose que la densidad de los twins se incrementaba con el aumento de la presión.
- Orientación cristalográfica: DeAngelis y Cohen encontraron una dependencia del esfuerzo con respecto a la orientación cristalográfica en cristales monocristalinos de cobre, en la cual cuando la onda de choque viaja en un material en un plano [ 1 0 0 ] genera twins a una presión de 14 GPa, mientras que a su paso en un plano [ 1 1 1 ] los twins se originan a 20 GPa. Como la presión es incrementada, los twins se incrementan a lo largo de orientaciones cristalográficas diferentes a el plano [ 1 0 0 ] .
- SFE: dado que la SFE para los metales FCC decrece, ocurre un incremento en la formación de twinning. El efecto de los elementos aleantes generalmente

---

<sup>42</sup> lbit., p. 420-426

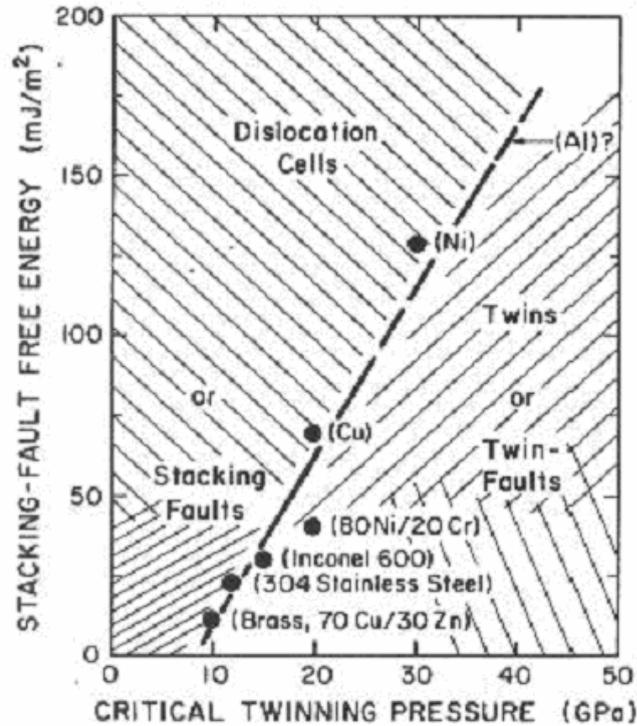
radica en la disminución de la SFE y el aumento de la sensibilidad del material a la formación de twin. Este hecho es ilustrado en la *Figura 40*.

- Duración del pulso: se han realizado diversos estudios con este factor. Champion y Rhode investigaron sistemáticamente para un acero austenítico, encontrando grandes diferencias en la densidad de twin encontrada a diferentes pulsos de duración, manteniendo constante una presión de 10 GPa. A 2 *ms* gran cantidad de twins fueron observados, mientras que a 0.065 *ms* no hubo formación de twins. Staudhammer y Murr investigaron los efectos de la duración del pulso a 0.5, 1, 2, 6, 14 *ms* en el acero inoxidable AISI 304, encontrando que la densidad de twin se incrementaba hasta los 2 *ms*; por encima de este valor la densidad de twin permanecía constante.

- Tamaño de grano: estudios realizados por Wongwiwat y Murr mostraron que para el molibdeno a una cierta presión, muestras con tamaño de grano grandes formaron twin más fácilmente que aquellas con tamaño de grano pequeño. Esta respuesta del material es vista no solo bajo el efecto de cargas de impacto, sino también por los métodos convencionales. Los metales FCC y BCC muestran una dependencia del tamaño de grano para la formación de twin.

La morfología y cristalografía de deformación twins generadas por impacto es similar a las obtenidas por métodos convencionales, lo que indica que los mecanismos responsables de la nucleación y crecimiento de estas son parecidos.

**Figura 40. Representación esquemática de subestructura inducida por impacto en metales FCC como una función de la presión de impacto y la SFE.**



Tomado de *Dynamic behavior of materials*

**4.1.4. Displacive/diffusionless transformations:** los efectos de una onda de choque en una displacive/diffusionless transformations han sido analizados desde tres puntos de vista: presión, esfuerzos de corte y temperatura. Los cambios en estos parámetros no son independientes, están asociados a una temperatura específica y al esfuerzo derivatorio asociado con los niveles de presión. Sin embargo, cada uno de estos parámetros tiene notables efectos en la termodinámica de las transformaciones de fase. Duvall y Graham<sup>43</sup>. publicaron en 1977 un artículo referente a este tema. Las estructuras existentes en los sólidos

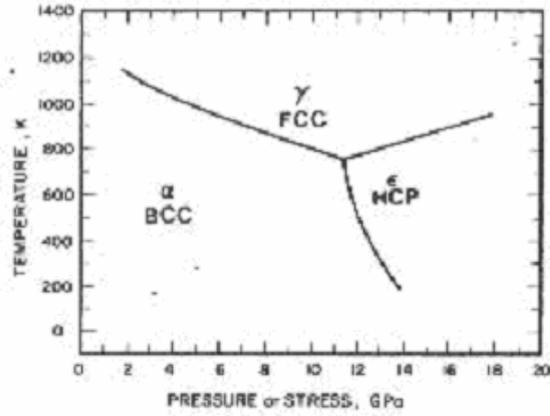
<sup>43</sup> DUVALL Y GRAHAM. Phase Transitions Under Shock Waves Loading. 1977. Citado por: MEYERS, Marc A. Dynamic Behavior of Materials. United States of America: Wiley, 1994. P.203

pueden sufrir transformaciones que son gobernadas por la termodinámica y la cinética. La estabilidad de las fases es regida por factores externos como la presión y temperatura y factores internos como la composición y los esfuerzos internos debido a los efectos (dislocaciones, defectos de punto, interfaces). Las ondas de choque producen cambios en la presión y temperatura que pueden resultar en la generación de nuevas fases.

Las transformaciones de fases pueden ser clasificadas en diffusional y diffusionless. La primera no es considerada de gran importancia en la propagación de las ondas de choque, porque el tiempo considerado para la difusión es del orden de los microsegundos.

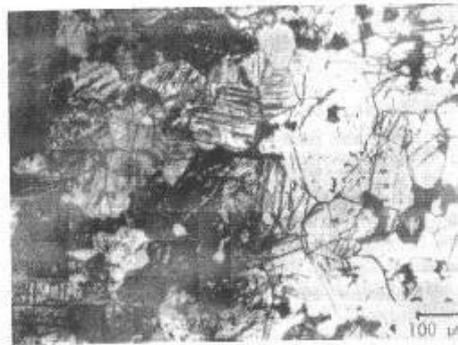
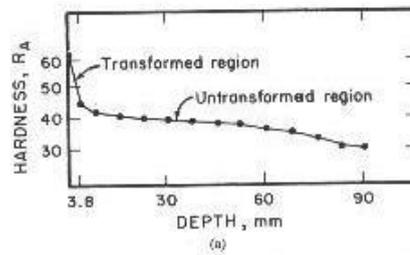
Los estudios realizados acerca de las transformaciones de fase inducidas por impacto han sido desarrollados en gran medida para transformaciones de  $\alpha \rightarrow \epsilon$  para hierro a 12.8 GPa<sup>44</sup>. En la *Figura 41* se muestra las regiones de estabilidad de las tres fases  $\alpha, \gamma, \epsilon$  para el hierro en el diagrama P-V. Además se muestra que la presión para la transición  $\alpha \rightarrow \epsilon$  decrece con el incremento de la temperatura. En la *Figura 42* se muestra una micrografía óptica para un acero, donde se observa la interfase entre la región no transformada y transformada al ser impactada por un explosivo plástico y el perfil de microdureza. En la superficie del acero la presión excedió los 13 GPa, y se obtuvo una dureza final  $R_A = 60$ . El espesor de la región transformada es de aprox. 4 mm, observándose esta región en la micrografía como una zona oscura por la presencia de residuos generados por la profunda transformación, mientras que la región no transformada es una zona clara, donde se pueden formar deformación twins. La microdureza obtenida en la región sometida a transformación de fase es considerablemente alta.

Figura 41. Diagrama de fase temperatura-presión del hierro.



Tomado de *Dynamic behavior of materials*. P 214

Figura 42. Micrografía óptica de acero. a) perfil de microdureza .b) micrografía óptica en los límites de la región transformada



Tomado de *Dynamic behavior of materials*. P 215

<sup>44</sup> Ibit., p. 212-217

## 4.2. CURVA TENSIÓN - DEFORMACIÓN

Los datos obtenidos experimentalmente están contenidos en la curva  $t - \epsilon$  de los cristales únicos o monocristales<sup>45</sup>. Estos datos experimentales no están sujetos a la pérdida de información asociada al hecho de realizar un promedio del comportamiento de monocristales para describir el comportamiento del policristal. También, al estudiar las propiedades mecánicas de monocristales, se eliminan las complicaciones que aparecen como consecuencia de la deformación no uniforme en los granos que conforman el policristal y en la discontinuidad para los campos de tensiones y deformaciones que representa el borde de grano.

La principal consideración para este fenómeno es que las deformaciones plásticas introducidas no dependen fuertemente de la temperatura del proceso de deformación, o sea que se encuentran en un régimen elastoplástico, analizándose los resultados en un rango de temperaturas  $T$  tal que  $T < \frac{T_f}{2}$  siendo  $T_f$  es la temperatura de fusión del metal (en grados Kelvin).

En la *Figura 42* se representa la curva  $t - g$  característica de un material FCC, suponiendo que inicialmente sólo se activa un sistema de deslizamiento. Superada la etapa elástica, en la zona de deformación plástica se pueden distinguir tres etapas:

- La etapa I o zona de deslizamiento fácil, donde  $[dt / d\epsilon] = 10^{-4} \mu$ , siendo  $\mu$  el módulo de corte del material. Esta etapa puede extenderse hasta deformaciones

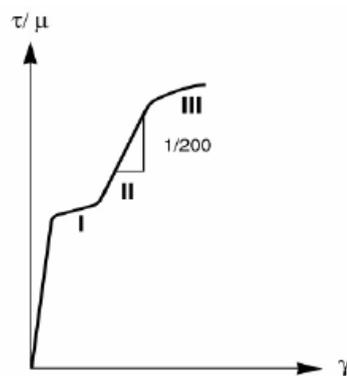
---

<sup>45</sup> POCHETINO, Alberto. Propiedades mecánicas de los materiales. En III congreso internacional de materiales simposio materia 2005 VIII congreso nacional de corrosión y protección. (2005). Cartagena de Indias. P 39-40

plásticas de corte comprendidas entre 5 y 20%, dependiendo de la estructura del material y orientación del monocristal. Para algunos materiales que presentan estructuras de tipo HCP y para ciertas orientaciones, la etapa I puede llegar al 100%.

- La etapa II es una región donde prevalece el endurecimiento generado por la interacción entre dislocaciones. En esta etapa la relación  $\tau$ - $\gamma$  es cercana a la lineal, conociéndose también como etapa de endurecimiento lineal.
- La etapa III presenta una relación  $\tau$ - $\gamma$  parabólica, disminuyendo el endurecimiento por trabajado con la deformación, Esta etapa se extiende hasta valores de deformaciones por corte del orden de 30 a 50%. Se puede observar experimentalmente que, cuanto mayor es la temperatura de ensayo, menor es la tensión a la cual comienza esta etapa, pudiéndose eliminar a temperaturas de deformación muy bajas.

**Figura 43. Representación esquemática de la curva tensión resuelta vs. Deformación resuelta para monocristales de estructura FCC**



*Tomado de memorias propiedades mecánicas "III congreso internacional de materiales simposio materia 2005 VIII congreso nacional de corrosión y protección". Cartagena*

### 4.3. ENDURECIMIENTO POR TRABAJO

Durante la deformación plástica de metales aparece un fenómeno de trascendental importancia: el endurecimiento por trabajo (work hardening). Durante dicho proceso, las dislocaciones en movimiento en el material, pueden encontrarse con diversos obstáculos como impurezas, precipitados, segundas fases, dislocaciones y bordes de grano. Las dislocaciones deben pues superar o evitar dichos obstáculos. En otras ocasiones quedan atrapadas por los defectos. Todo esto hace que sea necesario aumentar la fuerza aplicada para continuar con la deformación plástica del material, lo cual permite hablar de endurecimiento del metal. El endurecimiento de un metal puede muchas veces representar una mejora de las propiedades mecánicas del material, pues aumenta el límite de elasticidad y la resistencia a la tracción. Además, el endurecimiento generalmente implica una disminución de la ductilidad del material.

**4.3.1. Ley de Hall y Petch:** el comportamiento plástico de los policristales difiere del correspondiente a un monocristal del mismo metal<sup>46</sup>. En efecto, la influencia de los límites de grano en las propiedades de los materiales es de gran importancia, dependiendo de las condiciones de deformación y de las características particulares del material<sup>47</sup>. A bajas temperaturas, los bordes de grano actúan como barreras al movimiento de las dislocaciones, lo cual genera el fortalecimiento del material. A elevadas temperaturas, los bordes de grano permiten la difusión y el movimiento de las dislocaciones lo que origina el más bajo endurecimiento en el

---

<sup>46</sup> POCHETINO, Alberto. Propiedades mecánicas de los materiales. En III congreso internacional de materiales simposio materia 2005 VIII congreso nacional de corrosión y protección. (2005). Cartagena de Indias. P 44

<sup>47</sup> MEIER Mike. The Hall-Petch Relationship. Department of Chemical Engineering and Materials Science. University of California. 2004

material. Sin embargo, la presencia de impurezas afectan los límites de grano, teniendo en cuenta su naturaleza y concentración.

Los efectos del endurecimiento por impacto son dependientes de la presión de la onda de choque y su duración, sin incrementarse dichos efectos indefinidamente. Esto se debe a que el material alcanza un nivel de saturación, ya que el calor inducido por impacto produce una recuperación y recristalización en la estructura, lo cual elimina los efectos de los defectos inducidos por impacto. La presión a la cual se llega a un nivel de saturación en el endurecimiento del material varía de material a material y depende de la estabilidad térmica de la microestructura inducida.

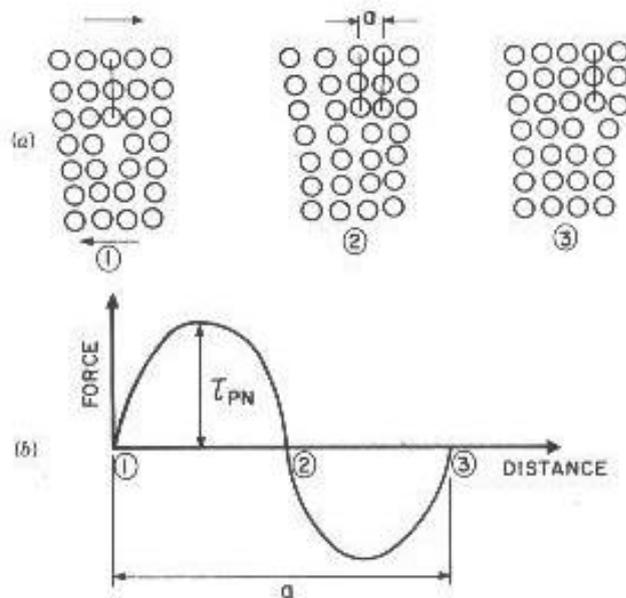
Hall y Petch publicaron independientemente, alrededor de 1950, estudios donde se muestra la dependencia existente entre los bordes de grano y el esfuerzo de fluencia, representada matemáticamente como:

$$s = s_0 + s^* + kd^{-1/2} \quad \text{Ec.11}$$

Donde  $s$  es el esfuerzo de fluencia,  $k$  es una constante,  $d$  es el diámetro del grano,  $s^*$  es el esfuerzo generado por las barreras activadas térmicamente, es decir, las barreras que debe sobreponer la energía térmica. Estas dos variables, energía térmica y la barrera de largo rango, influyen en la respuesta de los materiales a la temperatura y la velocidad de deformación. La energía térmica incrementa la amplitud de la vibración de los átomos, ayudando a las dislocaciones a sobreponer obstáculos. El  $s^*$  se define teniendo en cuenta la estructura cristalina de los materiales y las barreras encontradas por una dislocación a su movimiento en la estructura atómica.

Dos de las principales barreras que se oponen al movimiento de una dislocación a nivel atómico son: esfuerzo de Peierls-Nabarro y forest dislocation<sup>48</sup>. La primera, mostrada en la *Figura 44*, representa el esfuerzo requerido para mover una dislocación sin la intervención de ninguna fuerza externa. En la *Figura 45* se muestra un arreglo de dislocaciones interceptando un plano de deslizamiento. Estas dislocaciones se “levantan” generando una oposición al movimiento de dislocaciones, siendo denominadas forest dislocation.

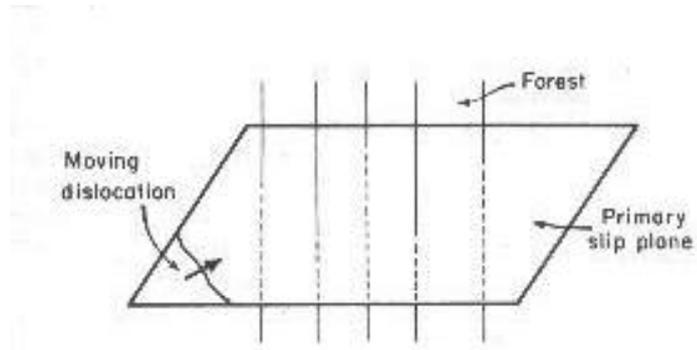
**Figura 44. Fuerza de Peierls-Nabarro: a) movimiento de las dislocaciones desde un punto de equilibrio al siguiente b) esfuerzo aplicado vs distancia**



Tomado de *Dynamic behavior of materials*. P 339

<sup>48</sup> MEYERS , Op. cit., p. 327-341, 371

**Figura 45. Dislocaciones moviendose a traves de forest dislocation**



Tomado de *Dynamic behavior of materials*. P 339

El esfuerzo de Peierls-Nabarro es de gran importancia en los metales BCC, mientras que para metales FCC y HCP, las forest dislocation son las principales barreras a bajas temperaturas. La diferencia natural de estas barreras es la responsable de las mayores diferencias en la sensibilidad a la velocidad de deformación para metales FCC y BCC. Los metales BCC muestran una mayor sensibilidad a la temperatura y velocidad de deformación que los de estructura FCC.

Para metales BCC,  $s^*$  se define como

$$s^* = C_1 \exp(-C_3 T + C_4 T \ln \dot{\epsilon}) \quad \text{Ec.12}$$

Para metales FCC,  $s^*$  se define como

$$s^* = C_2 \epsilon^{1/2} \exp(-C_3 T + C_4 T \ln \dot{\epsilon}) \quad \text{Ec.13}$$

Donde  $\epsilon$  es la deformación,  $\dot{\epsilon}$  es la velocidad de deformación;  $C_1, C_2, C_3, C_4$  son parámetros experimentales.

La ecuación de Hall-Petch indica que el esfuerzo de fluencia se incrementa cuando el tamaño de grano disminuye. Esta ecuación esta dada para metales BCC y FCC, asi:

$$\text{BCC: } \mathbf{s} = \mathbf{s}_G + C_1 \exp(-C_3 T + C_4 T \ln \dot{\mathbf{e}}) + C_5 \mathbf{e}^n + k d^{-1/2} \quad \text{Ec.14}$$

$$\text{FCC: } \mathbf{s} = \mathbf{s}_G + C_2 \mathbf{e}^{1/2} \exp(-C_3 T + C_4 T \ln \dot{\mathbf{e}}) + k d^{-1/2} \quad \text{Ec.15}$$

**4.3.2. Endurecimiento por formación de nubes de impurezas:** en ocasiones las impurezas del material pueden migrar en el cristal, interactuando con las dislocaciones y reacomodándose en zonas cercanas a estas formando nubes de impurezas<sup>49</sup>. Estas nubes unirán las dislocaciones necesitándose entonces tensiones adicionales para liberarlas y permitirles continuar su movimiento. Este tipo de interacción permite explicar la existencia de un punto de fluencia superior (A) y de un punto de fluencia inferior (B) en Fe conteniendo C y N intersticial (0.002 – 0.01% en peso). Junto a esto se observan zonas de fácil fluencia o Bandas de Lüders. Si se deforma al material más allá del punto de fluencia inferior, descargándolo y cargándolo inmediatamente no se observa el efecto de la fluencia.

**4.3.3. Modelos constitutivos:**<sup>50</sup> los modelos constitutivos son representaciones matemáticas combinadas que permiten describir la interacción entre la onda explosiva y la deformación existente en el material, teniendo en cuenta parámetros como la velocidad de deformación y el endurecimiento. Las altas velocidades de deformación plástica son descritas por ecuaciones constitutivas que relacionan parámetros como la deformación, velocidad de deformación y temperatura. Matemáticamente esta relación se enuncia como sigue:

---

<sup>49</sup> POCHETINO, Alberto. Propiedades mecánicas de los materiales. En III congreso internacional de materiales simposio materia 2005 VIII congreso nacional de corrosión y protección. (2005). Cartagena de Indias. P 50

<sup>50</sup> MEYERS , Op. cit., p. 327-329

$$\mathbf{s} = f(\mathbf{e}, \dot{\mathbf{e}}, T) \quad \text{Ec.16}$$

Donde  $\mathbf{e}$  es la velocidad de deformación,  $\dot{\mathbf{e}}$  es la velocidad de deformación y  $T$  es la temperatura.

Se han desarrollado un significativo número de modelos constitutivos que describen el comportamiento plástico de los materiales en función de la velocidad de deformación y temperatura. A continuación se enuncian algunos de estos modelos:

**4.3.3.1. Modelo de Johnson-Cook:** modela materiales sujetos a grandes deformaciones, altas temperaturas y altas velocidades de deformación. La ecuación que rige este modelo es enunciada a continuación:

$$\mathbf{s} = \left( \mathbf{s}_0 + B \mathbf{e}^n \right) \left( 1 + C \ln \frac{\dot{\mathbf{e}}}{\dot{\mathbf{e}}_0} \right) \left( 1 - \left( T^* \right)^m \right) \quad \text{Ec.17}$$

Donde  $\mathbf{s}_0, B, C, n, m$  son parámetros experimentales y  $\mathbf{e}^n$  representa la componente de endurecimiento. El término  $T^*$  se obtiene así:

$$T^* = \frac{T - T_r}{T_m - T_r} \quad \text{Ec.18}$$

**4.3.3.2. Modelo de Zerilli- Armstrong:**<sup>51</sup> Se basó en el movimiento de las dislocaciones activadas térmicamente. Zerilli- Armstrong estudiaron la respuesta de los materiales FCC y BCC con respecto a la temperatura y la velocidad de deformación.

---

<sup>51</sup> Ibid., p 368-371

La deducción de las ecuaciones de Zerilli- Armstrong, se baso en la ecuación de Hall- Petch,

$$\mathbf{s} = \mathbf{s}_G + \mathbf{s}^* + Kd^{-1/2} \quad \text{Ec.19}$$

Donde  $\mathbf{s}_G$  es la componente atérmica del esfuerzo de fluencia,  $Kd^{-1/2}$  es el término que describe la dependencia del esfuerzo de fluencia del tamaño de grano y  $\mathbf{s}^*$  porción térmica del esfuerzo y definida así:

$$BCC : \mathbf{s}^* = C_1 \exp(-C_3T + C_4T \ln \dot{\epsilon}) \quad \text{Ec.20}$$

$$FCC : \mathbf{s}^* = C_2 \dot{\epsilon}^{1/2} \exp(-C_3T + C_4T \ln \dot{\epsilon}) \quad \text{Ec.21}$$

Zerilli-Armstrong propusieron dos ecuaciones constitutivas basadas en la microestructura de los materiales, teniendo en cuenta las diferencias existentes entre metales con estas estructuras cristalinas con respecto a la respuesta de estos a la temperatura y velocidad de deformación. Los metales BCC muestran una mayor sensibilidad a la temperatura y velocidad de deformación que los metales de estructura FCC. Dichas ecuaciones se establecen a continuación:

$$BCC : \mathbf{s} = \mathbf{s}_G + C_1 \exp(-C_3T + C_4T \ln \dot{\epsilon}) + C_5 \dot{\epsilon}^n + Kd^{-1/2} \quad \text{Ec.22}$$

$$FCC : \mathbf{s} = \mathbf{s}_0 + C_2 \dot{\epsilon}^{1/2} \exp(-C_3T + C_4T \ln \dot{\epsilon}) + Kd^{-1/2} \quad \text{Ec.23}$$

Siendo  $C_5 \dot{\epsilon}^n$  la componente de endurecimiento por trabajo y  $C_1, C_2, C_3, C_4$  obtenidas experimentalmente.

## 5. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

### 5.1. CARACTERIZACIÓN DEL ACERO NAVAL ASTM A 131 GRADO A SEGÚN LA NORMA ASTM. A 131/A 131M – 01.

El acero naval ASTM A 131 grado A, es un acero de bajo porcentaje de carbono hipoeutectoide utilizado en la industria naval, considerado un acero semicalmado, debido a que el espesor de la lamina es menor de 2 in. Sus propiedades características están expresadas en la designación A 131/A 131M – 01, normas ASTM.

**5.1.1. Composición Química:** la composición química del acero naval ASTM A 131 grado A, es expresada en la tabla 3 de la designación A 131/A 131M – 01, normas ASTM. (Ver figura 46).

**Figura 46. Composición química del acero naval ASTM A 131,**

Grade	A	B	D	E	CS
Deoxidation	Killed or Semi-Killed <sup>A</sup> t ≤ 2.0 in. [50 mm] Killed t > 2.0 in. [50 mm]	Killed or Semi-Killed t ≤ 2.0 in. [50 mm] Killed t > 2.0 in. [50 mm]	Killed t ≤ 1.0 in. [25 mm] Killed and Fine Grain t > 1.0 in. [25 mm] <sup>B</sup>	Killed and Fine Grain <sup>B</sup>	Killed and Fine Grain <sup>B</sup>
	Chemical composition (ladle analysis), % max, unless specified otherwise <sup>C</sup>				
C	0.21 <sup>D</sup>	0.21	0.21	0.18	0.16
Mn <sub>min</sub>	2.5 × C	0.80 <sup>E</sup>	0.60	0.70	1.00
Si	0.50	0.35	0.10–0.35 <sup>F</sup>	0.10–0.35 <sup>F</sup>	0.10–0.35 <sup>F</sup>
P	0.035	0.035	0.035	0.035	0.035
S	0.035	0.035	0.035	0.035	0.035
Ni	See Footnote <sup>G</sup>	See Footnote <sup>G</sup>	See Footnote <sup>G</sup>	See Footnote <sup>G</sup>	See Footnote <sup>G</sup>
Cr	See Footnote <sup>G</sup>	See Footnote <sup>G</sup>	See Footnote <sup>G</sup>	See Footnote <sup>G</sup>	See Footnote <sup>G</sup>
Mo	See Footnote <sup>G</sup>	See Footnote <sup>G</sup>	See Footnote <sup>G</sup>	See Footnote <sup>G</sup>	See Footnote <sup>G</sup>
Cu	See Footnote <sup>G</sup>	See Footnote <sup>G</sup>	See Footnote <sup>G</sup>	See Footnote <sup>G</sup>	See Footnote <sup>G</sup>
C + Mn/6	0.40	0.40	0.40	0.40	0.40

<sup>A</sup> For Grade A, killed steel shapes and bars may be accepted up to and including 0.5 in. [12.5 mm].  
<sup>B</sup> Grade D steel over 1.0 in. [25 mm], Grade E steel and Grade CS steel are to contain at least one of the grain refining elements in sufficient amount to meet the fine grain practice requirements (see Section 7).  
<sup>C</sup> Intentionally added elements are to be determined and reported.  
<sup>D</sup> A maximum carbon content of 0.23 % is acceptable for Grade A shapes and bars.  
<sup>E</sup> For Grade B steel of cold flanging quality or where fully killed, the lower limit of manganese may be reduced to 0.60 %.  
<sup>F</sup> Where the content of soluble aluminum is not less than 0.015 %, the minimum required silicon content does not apply.  
<sup>G</sup> The contents of nickel, chromium, molybdenum and copper are to be determined and reported. When the amount does not exceed 0.02 %, these elements may be reported as ≤0.02 %.

Tomado: A 131/A 131M – 01, normas ASTM

**5.1.2. Propiedades de Tensión:** las propiedades de tensión del acero naval ASTM A 131 grado A, esta expresada en la tabla 6 de la designación A 131/A 131M – 01, normas ASTM (Ver figura 47).

**Figura 47. Propiedades Mecánicas del acero naval ASTM A 131**

**TABLE 6 Tensile Requirements Ordinary Strength and Higher-Strength Hull Structural Steel**

Grade	Tensile Strength, ksi [MPa]	Yield Point, min, ksi [MPa]	Elongation, min, % <sup>A,B</sup> in 8 in. [200 mm]	Elongation, min, % <sup>B,C</sup> in 2 in. [50 mm]
Ordinary strength:				
A, B, D, E, CS	58 to 75 [400 to 520] <sup>D</sup>	34 [235]	21	24
Rivet steel and steel for cold flanging	55 to 65 [380 to 450]	30 [205]	23	26
Higher strength:				
AH32, DH32, EH32, FH32	64 to 85 [440 to 590]	46 [315]	19	22
AH36, DH36, EH36, FH36	71 to 90 [490 to 620]	51 [355]	19	22
AH40, DH40, EH40, FH40	74 to 94 [510 to 650]	57 [390]	19	22

<sup>A</sup> For nominal thickness or diameter under 5/16 in. [8 mm], a deduction from the specified percentage of elongation in 8 in. [200 mm] shall be made. See elongation requirement adjustments under the Tension Tests section of Specification A 6/A 6M for deduction values.

<sup>B</sup> Elongation is not required for floor plate.

<sup>C</sup> For nominal thickness or diameter over 3.5 in. [90 mm], a deduction from the specified percentage of elongation in 2 in. [50 mm] shall be made. See elongation requirement adjustments under the Tension Tests section of Specification A 6/A 6M for deduction values.

<sup>D</sup> For Grade A shapes and bars, the upper limit of tensile strength may be 80 ksi [550 MPa].

Tomado: A 131/A 131M – 01, normas ASTM

**5.1.3. Propiedades de Impacto:** la energía y frecuencia de impacto del acero naval ASTM A 131 grado A, esta expresada en la tabla 7 y tabla 1 de la designación A 131/A 131M – 01, normas ASTM.

En las Figuras 48 y 49 se muestra la energía de impacto absorbida por el material en el ensayo de Charpy, la temperatura a la cual se realiza el ensayo y las condiciones de frecuencia del impacto.

**Figura 48. Energía de impacto del acero naval ASTM A 131**

**TABLE 7 Charpy V-Notch Impact Requirements Ordinary Strength and Higher-Strength Hull Structural Steel**

Material Thickness	Average Absorbed Energy <sup>A</sup> , min, ft-lbf [J]						
	≤2.0 in. [50 mm]		>2.0 in. [50 mm] ≤2.8 in. [70 mm]		>2.8 in. [70 mm] ≤4.0 in. [100 mm]		
Grade <sup>B,C</sup>	Test Temperature, <sup>E</sup> F (°C)	Charpy V-notch Impact Specimen Orientation					
		Longitudinal <sup>D</sup>		Transverse <sup>D</sup>		Longitudinal <sup>D</sup>	
A	68 [20]	...	...	25 [34]	17 [24]	30 [41]	20 [27]
B	32 [0]	20 [27]	14 [20]	25 [34]	17 [24]	30 [41]	20 [27]
AH32		25 [34]	17 [24]	28 [38]	19 [26]	34 [46]	23 [31]
AH36		25 [34]	17 [24]	30 [41]	20 [27]	37 [50]	25 [34]
AH40		30 [41]	20 [27]	NA	NA	NA	NA
D	-4 [-20]	20 [27]	14 [20]	25 [34]	17 [24]	30 [41]	20 [27]
DH32		25 [34]	17 [24]	28 [38]	19 [26]	34 [46]	23 [31]
DH36		25 [34]	17 [24]	30 [41]	20 [27]	37 [50]	25 [34]
DH40		30 [41]	20 [27]	...	...	...	...
E	-40 [-40]	20 [27]	14 [20]	25 [34]	17 [24]	30 [41]	20 [27]
CS		...	...	25 [34]	17 [24]	30 [41]	20 [27]
EH32		25 [34]	17 [24]	28 [38]	19 [26]	34 [46]	23 [31]
EH36		25 [34]	17 [24]	30 [41]	20 [27]	37 [50]	25 [34]
EH40		30 [41]	20 [27]	...	...	...	...
FH32	-76 [-60]	25 [34]	17 [24]	...	...	...	...
FH36		25 [34]	17 [24]	...	...	...	...
FH40		30 [41]	20 [27]	...	...	...	...

<sup>A</sup>The energy shown is minimum for full-sized (0.394 by 0.394-in. [10 × 10-mm]) specimen. For sub-sized specimens, the energy shall be reduced as follows:  
 Specimen Size, in in. [mm]      0.394× 0.295      0.394× 0.197      0.394× 0.098  
 Required Energy      [10× 7.5]      [10× 5.0]      [10× 2.5]  
 E—energy required for full-sized specimen

<sup>B</sup> Either direction is acceptable.  
<sup>C</sup> Charpy V-notch impact test requirements for ordinary strength hull structural steel grades apply where such test is required by Table 5.  
<sup>D</sup> Charpy V-notch impact test requirements for higher-strength hull structural steel grades apply where such test is required by Table 6.

Tomado: A 131/A 131M – 01, normas ASTM

**Figura 49. Condiciones de frecuencia en el ensayo de impacto del acero naval ASTM A 131**

**TABLE 1 Condition of Supply and Frequency of Impact Tests Ordinary Strength Hull Structural Steel**

Grade	Deoxidation	Products <sup>A</sup>	Condition of Supply <sup>B</sup> / Impact Test Lot Size <sup>C</sup> , in Tons [Mg]					
			Thickness, in inches [mm]					
			exceeding:→ not exceeding:→	0.25 [6.4] 0.5 [12.5]	0.5 [12.5] 1.0 [25]	1.0 [25] 1.375 [35]	1.375 [35] 2.0 [50]	2.0 [50] 4.0 [100]
A	Rimmed	All	AR (-)					
	Semi-Killed	All	AR (-)					
	Killed	P S	N (-) <sup>D</sup> TM (-) CR (50 [45]) AR (50 [45])					
B	Semi-Killed	All	AR (-)					
	Killed	P S	AR (50 [45]) TM (50 [45]) N (50 [45]) TM (50 [45]) CR (25 [23]) AR (25 [23])					
D	Killed	P S	AR (50) N (50)					
D	Killed & Fine Grain	P	AR (50 [45]) N (50 [45])					
		S	N (50 [45]) TM (50 [45]) CR (50 [45])					
E	Killed & Fine Grain	P	N (P) TM (P)					
		S	N (25 [23]) TM (25 [23]) CR (15 [14])					
CS	Killed & Fine Grain	P	N (-)					
		S	N (-)					

<sup>A</sup>Products: P = plate S = shapes and bars  
<sup>B</sup>Conditions of Supply: AR = as-rolled N = normalized CR = control rolled TM = thermo-mechanical controlled processing  
<sup>C</sup>Frequency of Impact Test: (Impact Test Lot Size in Tons from Each Heat) (-) = no impact test required (P) = each plate as-rolled  
<sup>D</sup>Impact tests for Grade A are not required when material is produced using a fine grain practice and normalized.

Tomado: A 131/A 131M – 01, normas ASTM

## 5.2 ESPECIFICACIONES DEL PANEL A CARACTERIZAR

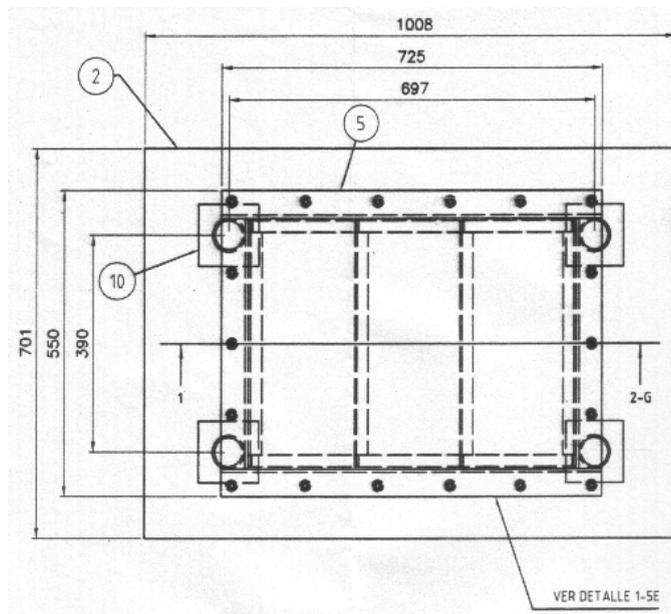
El objeto de estudio es la caracterización del acero naval ASTM A 131 Grado A, sometido a impacto por el explosivo pentolita, el cual es utilizado con fines experimentales en el proyecto ***“Evaluación De La Confiabilidad De Paneles Navales Abollado Por Cargas Dinámicas”*** (Ver figura 50).

***Figura 50. Probeta de acero naval ASTM A 131***



La probeta a impactar es una lamina que presenta dimensiones 725 X 550 mm y espesor de  $\frac{1}{4}$  in (6.35mm), reforzada con vigas en L de 50.8 X 50.8 mm, (Ver figura 51).

**Figura 51. Vista superior del panel a estudiar**



### 5.3 CARACTERÍSTICAS DE LA PENTOLITA

El explosivo utilizado es la pentolita, uno de los explosivos más sensibles y estables, con una presentación comercial de 1/8, 1/4, 1/2, 1 Kilogramos *Figura 52*. Su composición química es: 50 % PENT (pentaeritrita-tetranitrato) y 50 % de TNT (trinitro-tolueno).

Este explosivo posee insensibilidad al choque ó fricción lo que garantiza la seguridad en las maniobras. Las propiedades de la pentolita se listan en la *Tabla 4*. Para el ensayo se utilizaron 125 gr. de pentolita

**Figura 52. Formas de presentación de la pentolita**



Fuente: Datos obtenidos de los planes de lección del Batallón de Fuerzas Especiales de Infantería de Marina

**Tabla 4. Características de la Pentolita**

Clase de explosivo	Uso / Aplicación	Velocidad detonación pies/seg.	Efectividad relativa
TNT	Cargas para brechas y demolición	21.000	1.00
PENTOLITA	Para demolición de columnas, puentes, estructuras.	24.600	1.24

Fuente: Datos obtenidos de los planes de lección del Batallón de Fuerzas Especiales de Infantería de Marina

#### 5.4 ENSAYOS Y NORMAS

En la *Tabla 5* se relacionan los ensayos a que se realizaron, junto a las normas ASTM para cada uno de ellos.

**Tabla 5. Ensayos y normas**

NOMBRE ENSAYO	NORMA ASTM	DIMENSIONES PROBETA(mm)	INSTRUMENTO			Nº PROBETAS ANTES	Nº PROBETAS DESPUES
			Equipo	Marca	referencia		
Análisis morfológico	ASTM E562-02	20X20	Microscopio óptico	Olympus	PME3-ADL 3	1*	3*
Análisis de Inclusiones Diferenciación de fases	ASTM E45-97	20X20	Microscopio electrónico de Barrido	JEOL	5910LV	1*	3*
Tamaño de Grano	ASTM E 112-61	20X20	Microscopio óptico	Olympus	PME3-ADL 3	1*	3*
Microdureza Vickers	ASTM E 112-61	20X20	Durometro Vickers	WOLPERT - WERKE	Diatestor 2RC	1*	3*
Composición Química		20X20	Microscopio electrónico de Barrido	Oxford	EDS	1*	3*
Tracción	ASTM E 8	25X300	Maquina Universal de ensayos	SHIMADZU	UH600KN	1*	1
Ultrasonido	ASTM E 164-60T	725 X 550	Detector de fallas por ultrasonido	<i>Krautkra-mer</i>	<i>USN 52L</i>	1	1

\* Se tomara la misma probeta para la ejecución de los ensayos

## 5.5. ENSAYOS MÉTALOGRAFICOS

Con el ensayo metalográfico se puede verificar la estructura del material desde el tamaño de grano hasta las diferentes fases que presenta el acero, para esto se deben seguir los siguientes pasos que incluye desde la selección de probetas hasta el análisis de fase.

**5.5.1. Selección de muestras:** para la selección de las probetas es necesario tener en cuenta la configuración del panel que será sometido a impacto *Figura 53 (a)*, así como también la ubicación de la carga explosiva con respecto al panel *Figura 53 (b)*.

**Figura 53. Configuración del panel que será sometido a impacto** a) *Configuración del panel*  
b) *Instalación de la carga en el panel*



(a)

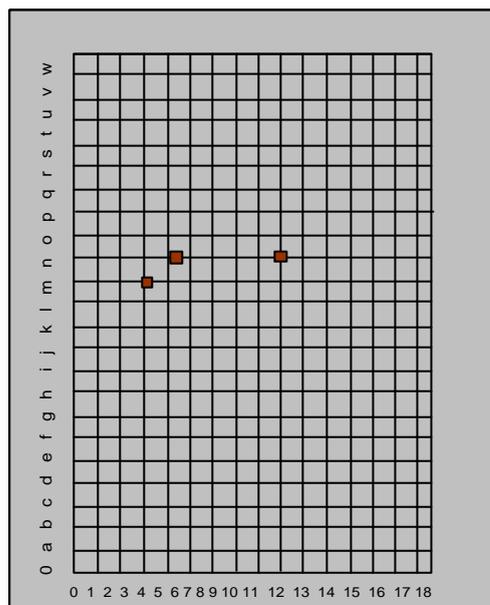


(b)

Buscando un impacto simétrico tanto en carga como en estructura en el panel, se consideraron 3 probetas de forma aleatoria en el panel expuesto a carga explosiva, en los puntos o coordenadas de baja, media y alta deformación ya establecidos por el grupo de levantamiento geométrico, ver *Figura 54* y *Tabla 6*.

Para la realización de las pruebas metalográficas, es de aclarar que no existe una norma donde se especifique el número de probetas para escoger en un ensayo.

**Figura 54. Selección de muestras en puntos de baja, media y alta deformación**



*Tomado de tesis Sistemas para levantamiento geométrico en 3D de estructuras deformadas sometidas a grandes desplazamientos*

**Tabla 6. Desplazamiento presentado para las posiciones M6, N8, N13**

<i>POSICIONES</i>	<i>POSICIÓN INICIAL</i>	<i>POSICIÓN FINAL</i>	<i>DESPLAZAMIENTO P.FINAL-P.INICIAL</i>
M6	31.750	48.059	17.208
N8	31.735	48.958	16.684
N13	31.780	43.444	11.664

*Tomado de tesis Sistemas para levantamiento geométrico en 3D de estructuras deformadas sometidas a grandes desplazamientos*

**5.5.2. Corte de muestras:** Una vez que el panel ha sido enmallado y referenciado los puntos de estudio, se procede al corte con maquina sierra sin fin (MODEL HV20) ver *Figura 55*, cuyo hoja se lubricará constantemente aplicando una solución de aceite BRUMOL con agua. Una ligera elevación de la temperatura puede alterar la estructura del panel.

**Figura 55. Maquina sierra sin fin. a) Sierra sin fin MODEL HV20. b) Sierra sin fin MODEL HV20**



**5.5.3. Proceso de lijado y pulido:** luego de ser cortadas las probetas se procede al lijado y pulido. Dado que la muestra a preparar, por sus dimensiones, no permite ser pulida directamente, es necesario montarla en una pastilla, compuesta de líquido y polvo autopolimerizante, (Ver Figura 56).

**Figura 56. Proceso de preparación probeta. a) Proceso de preparación de Bakelita. b) Montaje de probeta**



(a)



(b)

Seguidamente, la muestra se pule sobre una serie de hojas de esmeril o lijas que contienen abrasivos finos N° 80-600; antes de pulir con la siguiente lija se debe girar en 90° la muestra, a fin de eliminar el rayado realizado con la lija anterior y se debe mantener la superficie de la lija húmeda para que no halla calentamientos de la pieza. (Ver figura 57).

**Figura 57. Proceso de lijado**

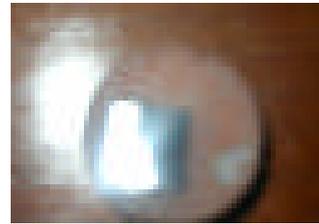


La última etapa de brillado es el pulido fino, el cual se realiza mediante un disco giratorio cubierto con un paño para mesa de billar, refrigerado con agua, cargado con partículas abrasivas de óxido de aluminio (alúmina de 12,5 micras) para pulir materiales ferrosos. Se inspecciona la superficie pulida, y si esta exenta de rayas, procediéndose al proceso de ataque, (*Ver figura 58*).

**Figura 58. Proceso de pulido. a) Proceso de pulido. b) probeta de acero en forma de espejo**



(a)



(b)

**5.5.4. Proceso de ataque de la probeta:** una vez que la probeta ha alcanzado el acabado final, es atacada con NITAL al 2% (ácido nítrico al 2%+ alcohol etílico +agua), que permite hacer visibles aspectos microestructurales tales como los límites de grano y las diferentes fases que conforman el acero. Una vez completado el tiempo de ataque (2 seg.), se lava cuidadosamente las probetas bajo el chorro de agua, se rocía con alcohol, secándose con aire caliente. (*Ver figura 59*).

**Figura 59. Ataque de muestra. a) Proceso de pulido. b) probeta de acero en forma de espejo**



(a)



(b)

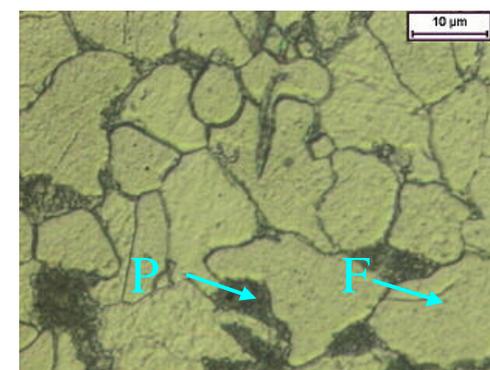
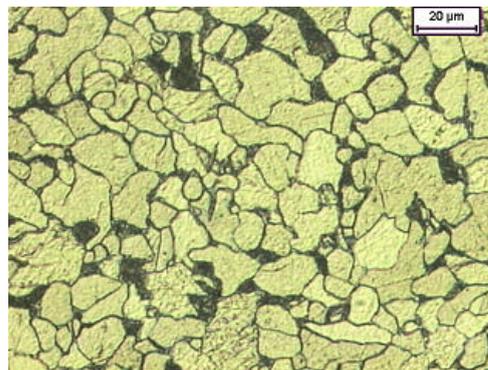
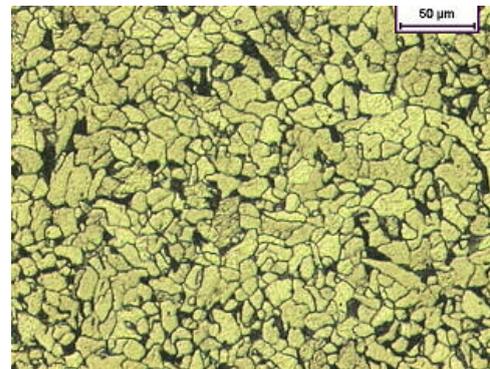
**5.5.5. Análisis de Fases con microscopio óptico:** el comportamiento mecánico y fisicoquímico de los materiales está íntimamente ligado a la composición integral de estos, siendo observadas estas características a través de equipos de microscopía óptica, que funciona con luz reflejada sobre la muestra y utiliza aumentos que varían entre 50 y 2000x.

**5.5.5.1. Micrografías:** se presenta la probeta del acero naval ASTM A 131 grado A antes de impacto tomadas a 5x, 10x, 20x y 50x. (Ver figura 60)

**Figura 60. Micrografías del acero sin impactar a) Tomada al 5x (100 mm) b) Tomadas 10x (50 mm) c) Tomada al 20x (20 mm) d) Tomada al 50x (10 mm).**

(a)

(b)



(c)

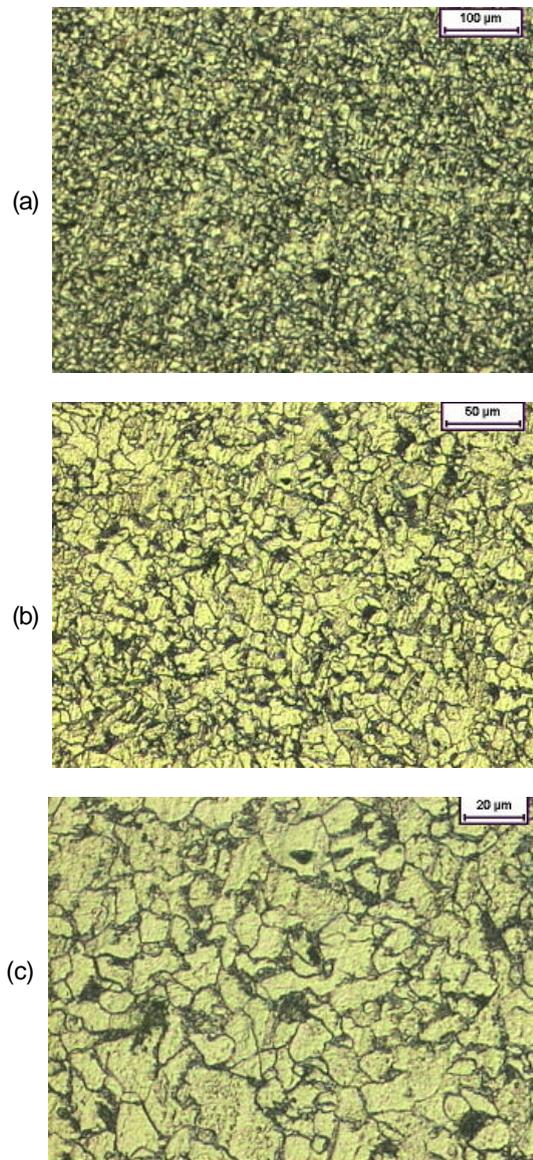
(d)

En las micrografías se observa el grano claro bien delimitado de ferrita y el grano negro alargado de perlita. La primera es la fase más blanda y dúctil de los aceros, la segunda se constituye en laminillas de color negro dentro de la matriz de ferrita mostrando una mayor resistencia.

Se presenta la probeta del acero naval ASTM A 131 grado A después del impacto N8, N13 y M6 tomadas a 5x, 10x, 20x y 50x cada una.

- Probeta después de la explosión M6. (Ver figura 61)

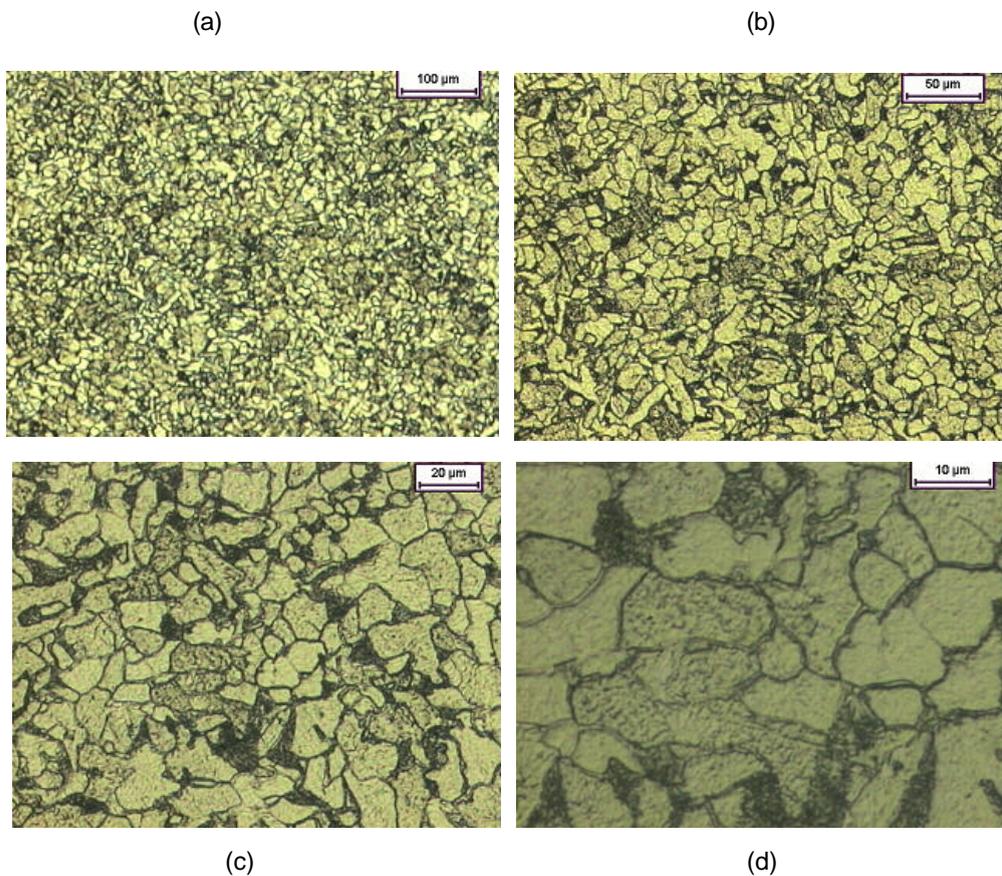
**Figura 61. Micrografías M6 del acero después de impactar a) Tomada al 5x (100  $\mu\text{m}$ ) b) Tomadas 10x (50  $\mu\text{m}$ ) c) Tomada al 20x (20  $\mu\text{m}$ ).**



Estructura de ferrita y perlita bien definida, en la micrografía (c) se observan siliatos de tipo esferoidal en poca proporción distribuidos en la fase ferrítica.

- Probeta después de la explosión N8 ( Ver figura 62)

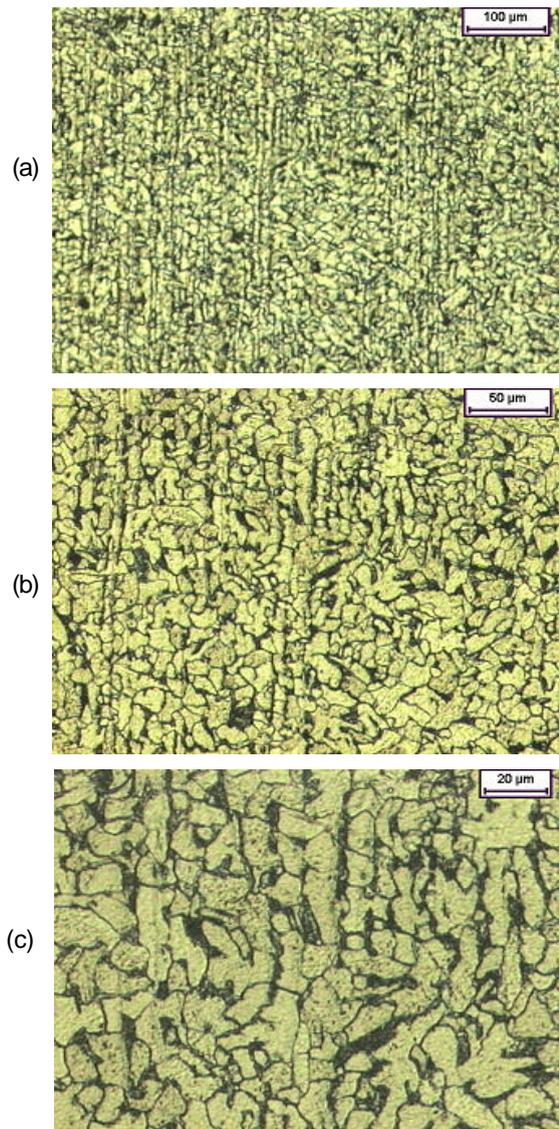
**Figura 62. Micrografías N8 del acero después de impactar a) Tomada al 5x (100  $\mu\text{m}$ ) b) Tomadas 10x (50  $\mu\text{m}$ ) c) Tomada al 20x (20  $\mu\text{m}$ ) d) Tomada al 50x (10  $\mu\text{m}$ ).**



Estructura de ferrita y perlita bien detallada, en la micrografía (d) se observan siliatos de tipo esferoidal distribuidos en grandes concentraciones en granos ferríticos.

- Probeta después de la explosión N 13 ( Ver figura 63)

**Figura 63. Micrografías N13 del acero después de impactar a) Tomada al 5x (100  $\mu m$ ) b) Tomadas 10x (50  $\mu m$ ) c) Tomada al 20x (20  $\mu m$ ) d) Tomada al 50x (10  $\mu m$ ).**



Se observa fases ferríticas y perlíticas bien delimitadas, además de un reordenamiento de los granos en sentido vertical.

**5.5.5.2. Determinación de porcentaje de fases presentes (Fracción volumétrica):** para determinar el porcentaje de fases presentes en el acero para cada una de las probetas, se utilizó el método de las áreas, el cual se describe a continuación. La norma utilizada para este ensayo es la ASTM E562-02

- **Método de las áreas:** para determinar el porcentaje de fases presentes, a través de este método se hace necesario utilizar una micrografía de  $20\mu m$  para cada una de las probetas ensayadas. Seguidamente se deberá además construir una retícula de  $3cm \times 3cm$  ( $900\text{ mm}^2$  de área total,  $A_T$ ), utilizando papel milimetrado traslúcido. Esta área se subdivide en cuadrículas de  $5mm$  de lado, constituyendo 36 pequeños cuadrados de un área de  $25\text{ mm}^2$  cada uno.

Se coloca la retícula sobre una zona particular de la fotomicrografía y se cuentan las áreas ocupadas por la fase que desee cuantificar, determinando la fracción de área a través de la siguiente ecuación:

$$A_A = \frac{\sum A_a}{A_T} = V_V \quad \text{Ec. 24}$$

El porcentaje de fase corresponderá a:

$$\%a = V_a * 100 \quad \text{Ec. 25}$$

Se repite la medición tres veces, en sitios diferentes de la fotomicrografía y de la muestra, tratando de cubrir toda el área de ésta. Luego se calcula el promedio con los valores obtenidos.

**- Probeta sin impactar:**

**Retícula 1:**

$$\sum A_F = 525 \text{ mm}$$

$$Ferrita = \frac{525 \text{ mm}}{900 \text{ mm}} = 0.58$$

$$\% F = 0.58 * 100 = 58\%$$

$$\sum A_P = 375 \text{ mm}$$

$$Perlita = \frac{375 \text{ mm}}{900 \text{ mm}} = 0.42$$

$$\% P = 0.42 * 100 = 42\%$$

**Retícula 2**

$$\sum A_F = 600 \text{ mm}$$

$$Ferrita = \frac{600 \text{ mm}}{900 \text{ mm}} = 0.66$$

$$\% F = 0.66 * 100 = 66\%$$

$$\sum A_P = 300 \text{ mm}$$

$$Perlita = \frac{300 \text{ mm}}{900 \text{ mm}} = 0.33$$

$$\% P = 0.33 * 100 = 33\%$$

**Retícula 3**

$$\sum A_F = 600 \text{ mm}$$

$$Ferrita = \frac{600 \text{ mm}}{900 \text{ mm}} = 0.66$$

$$\% F = 0.66 * 100 = 66\%$$

$$\sum A_P = 300 \text{ mm}$$

$$Perlita = \frac{300 \text{ mm}}{900 \text{ mm}} = 0.33$$

$$\% P = 0.33 * 100 = 33\%$$

**Promedio de fases presentes:**

*Ferrita :*

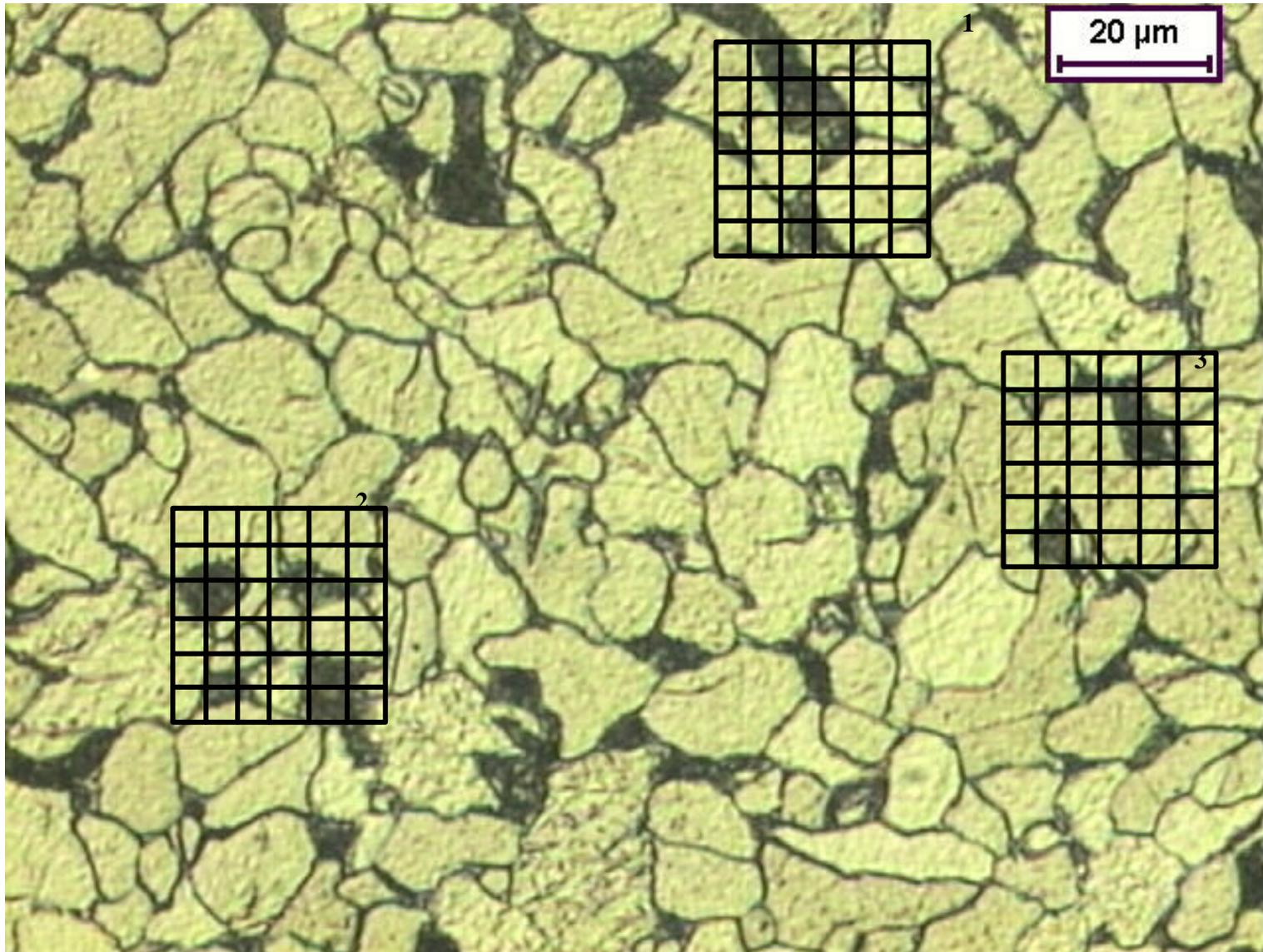
$$\% F_{promedio} = \sum \% F$$

$$\% F_{promedio} = 58\% + 66\% + 66\% = 62\%$$

*Perlita*

$$\% P_{promedio} = \sum \% P$$

$$\% P_{promedio} = 42\% + 33\% + 33\% = 38\%$$



**Figura 64. Micrográfica de acero naval ASTM A 131 antes de ser impactada. Porcentaje de fases presentes. Se observan las zonas delimitadas por las retículas, tomadas en cuenta para el cálculo de fracción volumétrica**

## Probeta M 6:

### Retícula 1:

$$\Sigma A_F = 500mm$$

$$Ferrita = \frac{500mm}{900mm} = 0.55$$

$$\% F = 0.55 * 100 = 55\%$$

$$\Sigma A_P = 400mm$$

$$Perlita = \frac{400mm}{900mm} = 0.45$$

$$\% P = 0.45 * 100 = 45\%$$

### Retícula 2

$$\Sigma A_F = 700mm$$

$$Ferrita = \frac{700mm}{900mm} = 0.77$$

$$\% F = 0.77 * 100 = 77\%$$

$$\Sigma A_P = 200mm$$

$$Perlita = \frac{200mm}{900mm} = 0.23$$

$$\% P = 0.23 * 100 = 23\%$$

### Retícula 3

$$\Sigma A_F = 500 mm$$

$$Ferrita = \frac{500 mm}{900 mm} = 0.55$$

$$\% F = 0.55 * 100 = 55\%$$

$$\Sigma A_P = 400 mm$$

$$Perlita = \frac{400 mm}{900 mm} = 0.45$$

$$\% P = 0.45 * 100 = 45\%$$

## Promedio de fases presentes:

*Ferrita :*

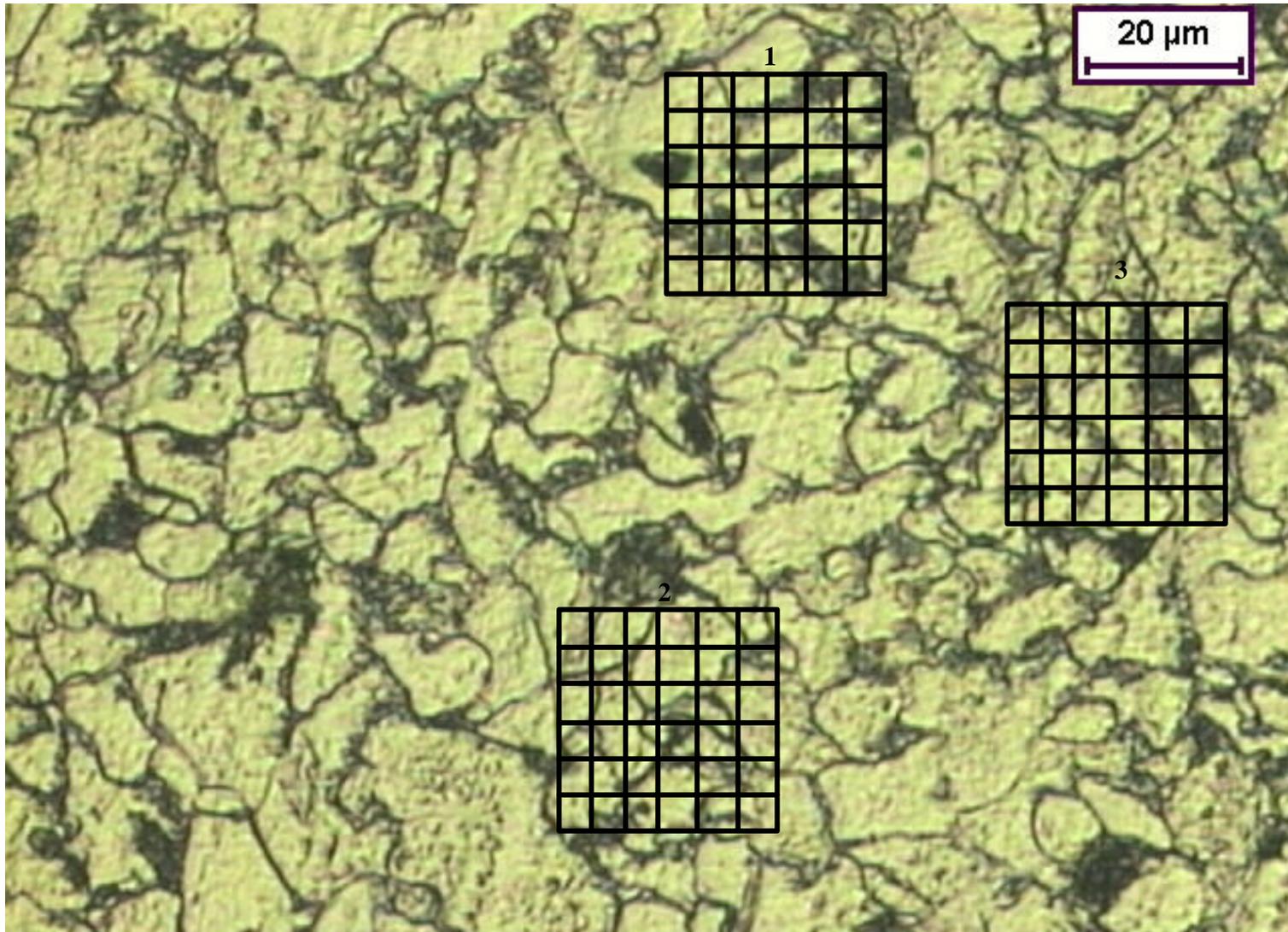
$$\% F_{promedio} = \Sigma \% F$$

$$\% F_{promedio} = 55\% + 77\% + 55\% = 62\%$$

*Perlita*

$$\% P_{promedio} = \Sigma \% P$$

$$\% P_{promedio} = 45\% + 23\% + 45\% = 38\%$$



**Figura 65. Micrografía de acero naval ASTM A 131 después de ser impactada. Probeta M 6 Se observan las zonas delimitadas por las retículas, tomadas en cuenta para el cálculo de fracción volumétrica**

## Probeta N 8:

### Retícula 1:

$$\sum A_F = 450mm$$

$$Ferrita = \frac{450mm}{900mm} = 0.5$$

$$\% F = 0.5 * 100 = 50\%$$

$$\sum A_P = 450mm$$

$$Perlita = \frac{450mm}{900mm} = 0.5$$

$$\% P = 0.5 * 100 = 50\%$$

### Retícula 2

$$\sum A_F = 700mm$$

$$Ferrita = \frac{700mm}{900mm} = 0.77$$

$$\% F = 0.77 * 100 = 77\%$$

$$\sum A_P = 200mm$$

$$Perlita = \frac{200mm}{900mm} = 0.23$$

$$\% P = 0.23 * 100 = 23\%$$

### Retícula 3

$$\sum A_F = 425 mm$$

$$Ferrita = \frac{425 mm}{900mm} = 0.47$$

$$\% F = 0.47 * 100 = 47 \%$$

$$\sum A_P = 475 mm$$

$$Perlita = \frac{475 mm}{900 mm} = 0.53$$

$$\% P = 0.53 * 100 = 53 \%$$

## Promedio de fases presentes:

*Ferrita:*

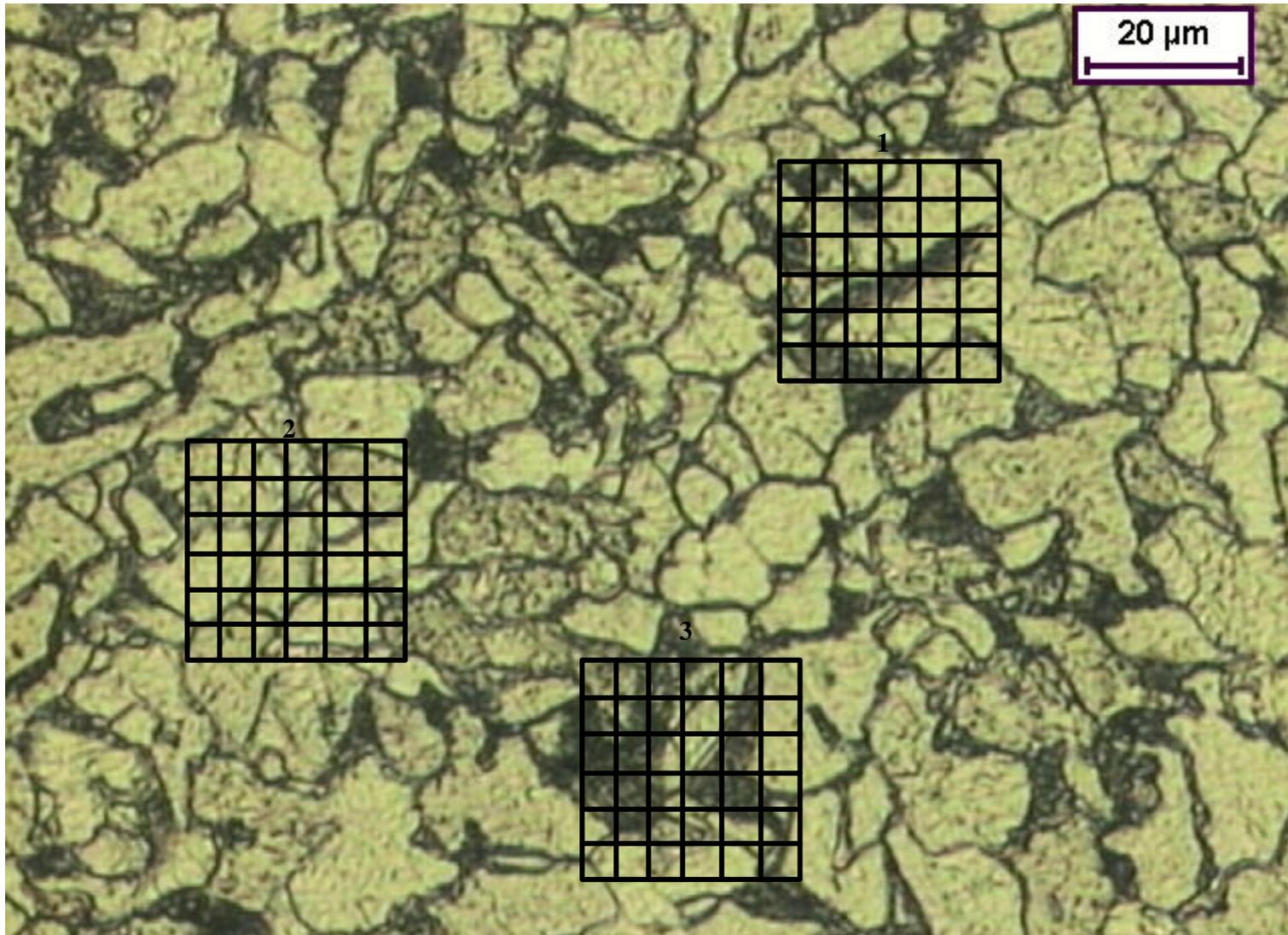
$$\% F_{promedio} = \sum \% F$$

$$\% F_{promedio} = 47\% + 77\% + 50\% = 58\%$$

*Perlita*

$$\% P_{promedio} = \sum \% P$$

$$\% P_{promedio} = 53\% + 23\% + 50\% = 42\%$$



*Figura 66. Micrografía de acero naval ASTM A 131 después de ser impactada. Probeta N8. Se observan las zonas delimitadas por las retículas, tomadas en cuenta para el cálculo de fracción volumétrica*

### Probeta N 13:

#### Retícula 1:

$$\Sigma A_F = 475mm$$

$$Ferrita = \frac{475mm}{900mm} = 0.52$$

$$\% F = 0.52 * 100 = 52\%$$

$$\Sigma A_P = 425mm$$

$$Perlita = \frac{425mm}{900mm} = 0.48$$

$$\% P = 0.48 * 100 = 48\%$$

#### Retícula 2

$$\Sigma A_F = 525mm$$

$$Ferrita = \frac{450mm}{900mm} = 0.58$$

$$\% F = 0.58 * 100 = 58\%$$

$$\Sigma A_P = 375mm$$

$$Perlita = \frac{375mm}{900mm} = 0.42$$

$$\% P = 0.42 * 100 = 42\%$$

#### Retícula 3

$$\Sigma A_F = 375mm$$

$$Ferrita = \frac{375mm}{900mm} = 0.42$$

$$\% F = 0.42 * 100 = 42\%$$

$$\Sigma A_P = 525mm$$

$$Perlita = \frac{525mm}{900mm} = 0.58$$

$$\% P = 0.58 * 100 = 58\%$$

### Promedio de fases presentes:

*Ferrita:*

$$\% F_{promedio} = \Sigma \% F$$

$$\% F_{promedio} = 52\% + 58\% + 42\% = 51\%$$

*Perlita*

$$\% P_{promedio} = \Sigma \% P$$

$$\% P_{promedio} = 48\% + 42\% + 58\% = 49\%$$

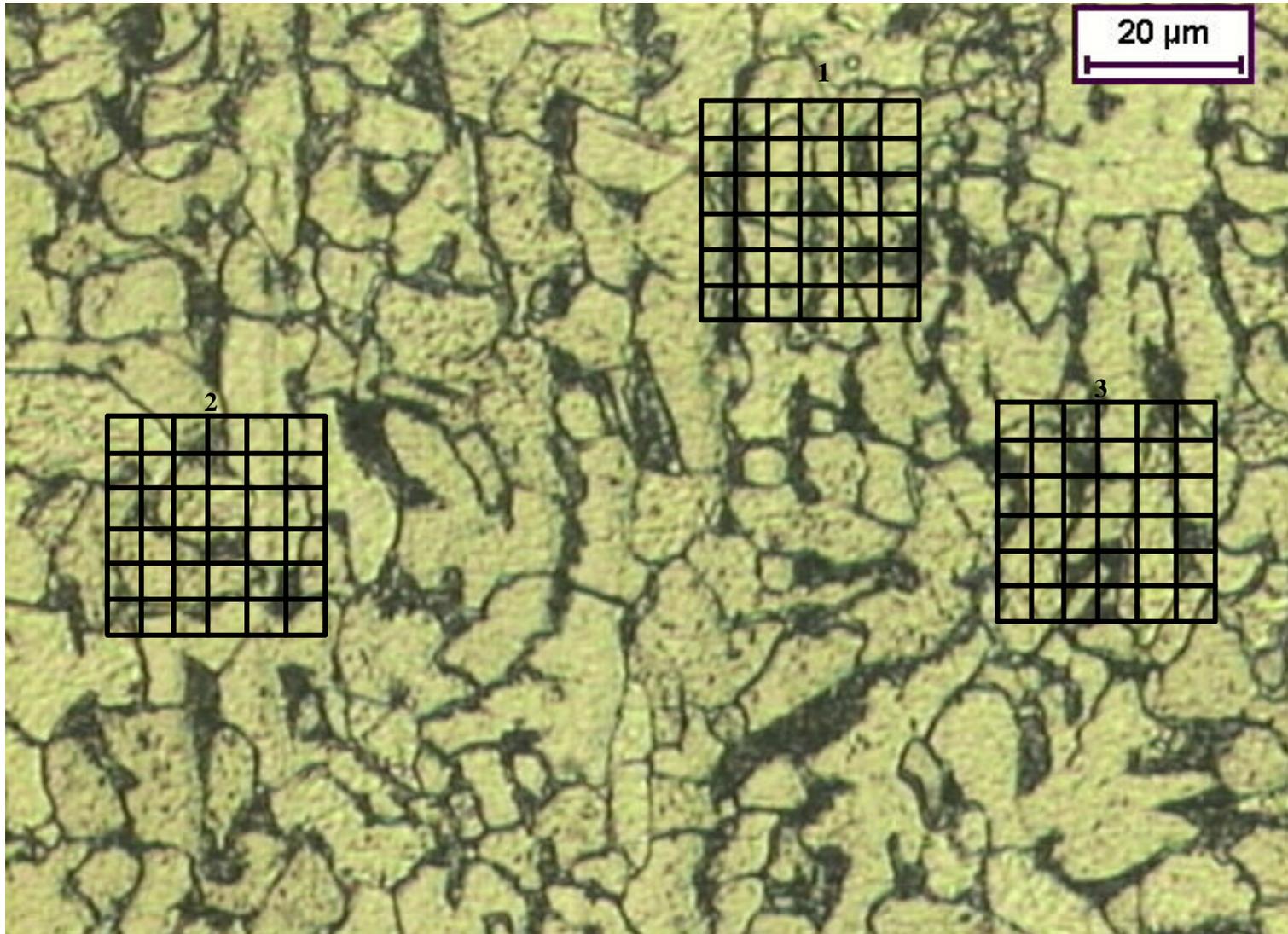


Figura 67. Micrografía de acero naval ASTM A 131 después de ser impactada. Probeta N 13. Se observan las zonas delimitadas por las retículas, tomadas en cuenta para el cálculo de fracción volumétrica

**Tabla 7. Porcentaje de fases presentes en microscopio óptico**

DETERMINACION DE FASES MICROSCÓPIO ÓPTICO				
%Fases	Original	Probeta M6	Probeta N8	Probeta N13
Perlita	44	31	46	33
Ferrita	56	69	54	66
100%	100	100	100	100

**5.5.5.3. Determinación del tamaño de grano:** para determinar el tamaño de grano se tuvieron en cuenta dos métodos: método planimétrico de Jeffries y método del intercepto de Heyn. Para determinar el tamaño de grano se utilizara la norma ASTM E 112-61.

- **Método planimétrico de Jeffries:** para determinar el tamaño de grano a partir de este método se deben seguir los siguientes pasos:

- Se escoge una fotomicrografía de  $50\text{ mm}$  con un aumento de 100 X en la cual se observen los granos bien definidos.
- Se dibuja un círculo de  $79,8\text{ mm}$  sobre la fotomicrografía, el cual tiene un área de  $5000\text{ mm}^2$ . El círculo de Jeffries debe además contener al menos 50 granos.
- Se determina el número de granos por milímetro cuadrado a 1X (NA), a través de la relación de Jeffries, la cual es:

$$N_A = \frac{M^2}{5000} * \left( n_1 + \frac{n_2}{2} \right) \quad \text{Ec.26}$$

Donde  $n_1$  es el número de granos completos dentro del círculo de Jeffries y  $n_2$  es el número de granos interceptados por el perímetro del diámetro del círculo de Jeffries.

- Se determina el área promedio por grano ( $A_{prom}$ ), el diámetro promedio de grano ( $d_{prom}$ ) y el número ASTM de tamaño de grano (G) a partir de las siguientes ecuaciones:

$$A_{prom}(mm^2) = \frac{1}{N_A} \quad Ec.27$$

$$d_{prom}(mm) = \frac{1}{(N_A)^{1/2}} \quad Ec.28$$

$$G = \frac{\log N_A}{\log 2} - 2.95 \quad Ec.29$$

- Se repite la medición una vez más, en un sitio diferente de la fotomicrografía, tratando de cubrir toda el área de ésta.
- Se Calcula el promedio de los resultados.

**- Método del intercepto de Heyn:** para determinar el tamaño de grano a partir de este método se deben seguir los siguientes pasos:

- Se escoge una fotomicrografía de  $50mm$  con un aumento de 100 X en la cual se pueda trazar una línea (no necesariamente recta) de longitud, en milímetros, arbitraria y conocida ( $L_T$ ) que posea entre 50 y 150 intercepciones con los bordes de grano, para garantizar la precisión del método.
- Se debe contar el número de interceptos con los bordes de grano, a los cuales se le asignan valores dependiendo de las intercepciones con los bordes de grano: las intercepciones con un borde de grano se cuentan como 1 punto, las intercepciones con puntos triples de grano se cuentan como 1,5

puntos y la tangencia con un borde de grano se cuenta como 0,5 puntos. El número total de puntos así contados se denota como N.

- Determine el número de interceptos por milímetro ( $N_L$ ), a través de la siguiente relación:

$$N_L = \frac{N}{L_T/M} \quad \text{Ec.30}$$

- Se calcula la longitud promedio (en mm) de intercepto lineal ( $L_3$ ), el cual es un parámetro análogo al diámetro promedio de grano  $d_{prom}$ , a través de la relación:

$$L_3 = \frac{1}{N_L} \quad \text{Ec. 31}$$

- Se calcula el número ASTM de tamaño de grano con la siguiente ecuación, donde  $L_3$  deberá ir expresado en milímetros:

$$G = [-6.6457 * \log(L_3)] - 3.298 \quad \text{Ec. 32}$$

- Se determina el área promedio de grano ( $mm^2$ ), haciendo la suposición de grano circular, con la relación:

$$A_{prom} = \frac{p}{4} * (L_3)^2 \quad \text{Ec. 33}$$

- Se repite la medición una vez más, en un sitio diferente de la fotomicrografía, tratando de cubrir toda el área de ésta.
- Se Calcula el promedio de los resultados.

- Acero sin impactar:

### Método planimétrico de Jeffries

#### Círculo 1:

$$n_1 = 65, n_2 = 22$$

$$N_A = \frac{(100)^2}{5000} * \left( 65 + \frac{22}{2} \right)$$

$$N_A = 152$$

$$G = \frac{\log 152}{\log 2} - 2.95$$

$$G = 4.29 \approx 4$$

$$d_{prom} = \frac{1}{(152)^{1/2}} = 8.11 \times 10^{-2} mm$$

$$A_{prom} = \frac{1}{152} = 6.578 \times 10^{-3} mm^2$$

-

#### Círculo 2:

$$n_1 = 62, n_2 = 18$$

$$N_A = \frac{(100)^2}{5000} * \left( 62 + \frac{18}{2} \right)$$

$$N_A = 142$$

$$G = \frac{\log 142}{\log 2} - 2.95$$

$$G = 4.199 \approx 4$$

$$d_{prom} = \frac{1}{(142)^{1/2}} = 8.391 \times 10^{-2} mm$$

$$A_{prom} = \frac{1}{142} = 7.0422 \times 10^{-3} mm^2$$

## Método del intercepto de Heyn

### Línea a

$$N = 33, L_T = 198$$

$$N_L = \frac{33}{198/100}$$

$$N_L = 16.66$$

$$L_3 = \frac{1}{16.66} = 6.0024 \times 10^{-2}$$

$$G = [-6.6457 * \log(6.0024 \times 10^{-2})] - 3.298$$

$$G = 4.82 \approx 5$$

$$A_{prom} = \frac{P}{4} * (6.0024 \times 10^{-2})^2$$

$$A_{prom} = 2.829 \times 10^{-3} \text{ mm}^2$$

### Línea b

$$N = 33, L_T = 256$$

$$N_L = \frac{33}{256/100}$$

$$N_L = 12.89$$

$$L_3 = \frac{1}{12.89} = 7.757 \times 10^{-2}$$

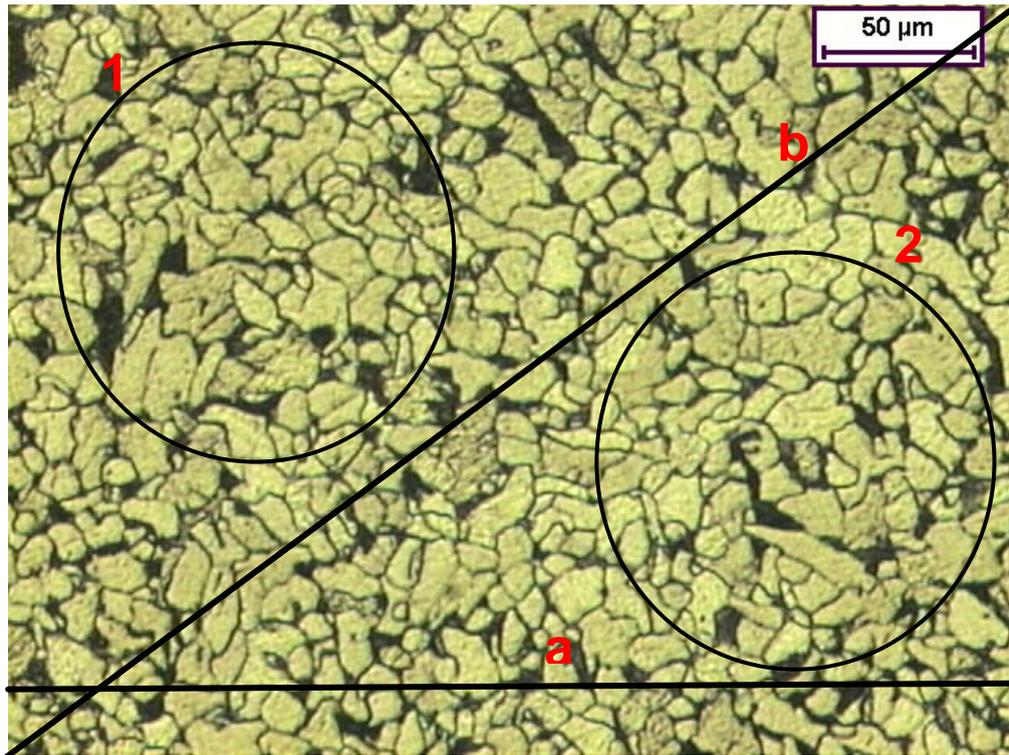
$$G = [-6.6457 * \log(7.757 \times 10^{-2})] - 3.298$$

$$G = 4.08 \approx 4$$

$$A_{prom} = \frac{P}{4} * (7.757 \times 10^{-2})^2$$

$$A_{prom} = 4.7258 \times 10^{-3} \text{ mm}^2$$

**Figura 68. Microestructura de acero naval ASTM A 131 antes de impacto. Determinación de tamaño de grano. Se observan las zonas delimitadas por los círculos 1 y 2, usadas para el cálculo del tamaño de grano a través del método planimétrico de Jeffries. Se observan las líneas a y b usadas para el calculo del tamaño de grano a través del método del intercepto de Heyn**



**- Probeta M 6:**

**Método planimétrico de Jeffries**

**Círculo 1:**

$$n_1 = 69, n_2 = 24$$

$$N_A = \frac{(100)^2}{5000} * \left( 69 + \frac{24}{2} \right)$$

$$N_A = 162$$

$$G = \frac{\log 162}{\log 2} - 2.95$$

$$G = 4.38 \approx 4$$

$$d_{prom} = \frac{1}{(162)^{1/2}} = 7.8567 \times 10^{-2} \text{ mm}$$

$$A_{prom} = \frac{1}{162} = 6.1728 \times 10^{-3} \text{ mm}^2$$

**Círculo 2:**

$$n_1 = 80, n_2 = 26$$

$$N_A = \frac{(100)^2}{5000} * \left( 80 + \frac{26}{2} \right)$$

$$N_A = 186$$

$$G = \frac{\log 186}{\log 2} - 2.95$$

$$G = 4.6 \approx 5$$

$$d_{prom} = \frac{1}{(186)^{1/2}} = 7.332 \times 10^{-2} \text{ mm}$$

$$A_{prom} = \frac{1}{186} = 5.376 \times 10^{-3} \text{ mm}^2$$

## Método del intercepto de Heyn

### Línea a

$$N = 46, L_T = 245$$

$$N_L = \frac{46}{245/100}$$

$$N_L = 18.775$$

$$L_3 = \frac{1}{18.775} = 5.326 \times 10^{-2}$$

$$G = [-6.6457 * \log(5.326 \times 10^{-2})] - 3.298$$

$$G = 5.165 \approx 5$$

$$A_{prom} = \frac{P}{4} * (5.326 \times 10^{-2})^2$$

$$A_{prom} = 2.22 \times 10^{-3} \text{ mm}^2$$

### Línea b

$$N = 30, L_T = 198$$

$$N_L = \frac{30}{198/100}$$

$$N_L = 15.15$$

$$L_3 = \frac{1}{15.15} = 6.6 \times 10^{-2}$$

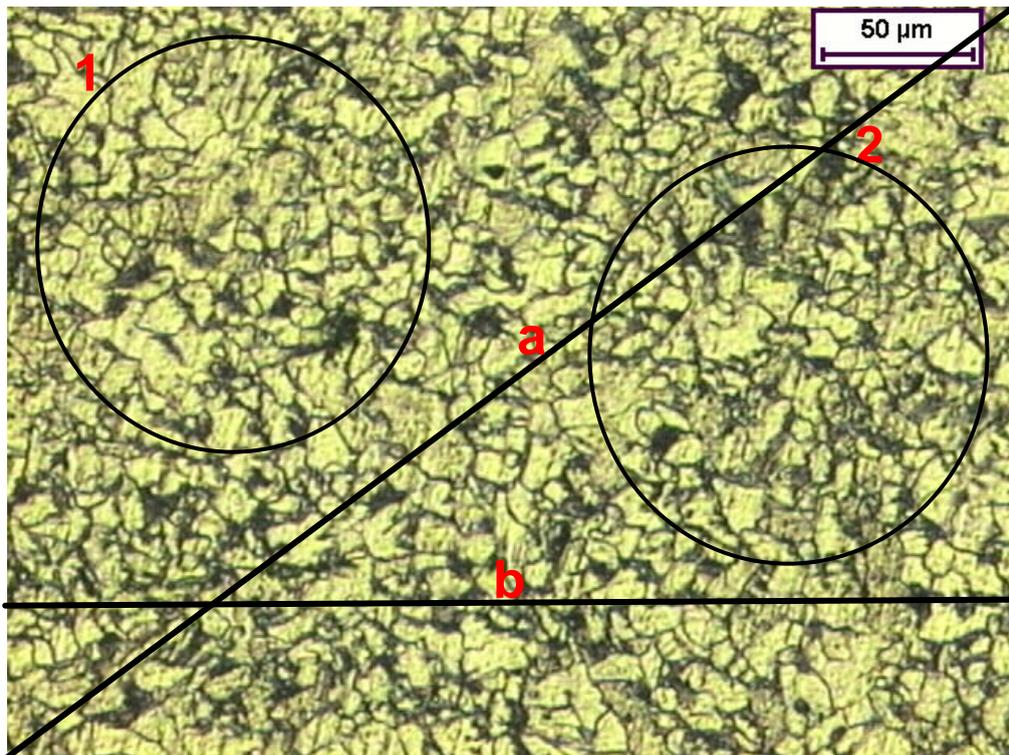
$$G = [-6.6457 * \log(6.6 \times 10^{-2})] - 3.298$$

$$G = 4.54 \approx 5$$

$$A_{prom} = \frac{P}{4} * (6.6 \times 10^{-2})^2$$

$$A_{prom} = 0.00342 \text{ mm}^2$$

**Figura 69. Microestructura de acero naval ASTM A 131 despues de impacto. Probeta M6. Se observan las zonas delimitadas por los círculos 1 y 2, usadas para el cálculo del tamaño de grano a través del método planimétrico de Jeffries. Se observan las líneas a y b usadas para el calculo del tamaño de grano a través del método del intercepto de Heyn**



- Probeta N 8:

### Método planimétrico de Jeffries

#### Círculo 1:

$$n_1 = 76, n_2 = 32$$

$$N_A = \frac{(100)^2}{5000} * \left( 76 + \frac{32}{2} \right)$$

$$N_A = 184$$

$$G = \frac{\log 184}{\log 2} - 2.95$$

$$G = 4.57 \approx 5$$

$$d_{prom} = \frac{1}{(184)^{1/2}} = 7.372 \times 10^{-2} \text{ mm}$$

$$A_{prom} = \frac{1}{184} = 5.4347 \times 10^{-3} \text{ mm}^2$$

#### Círculo 2:

$$n_1 = 69, n_2 = 27$$

$$N_A = \frac{(100)^2}{5000} * \left( 69 + \frac{27}{2} \right)$$

$$N_A = 165$$

$$G = \frac{\log 165}{\log 2} - 2.95$$

$$G = 4.416 \approx 4$$

$$d_{prom} = \frac{1}{(165)^{1/2}} = 7.784 \times 10^{-2} \text{ mm}$$

$$A_{prom} = \frac{1}{165} = 6.060 \times 10^{-3} \text{ mm}^2$$

## Método del intercepto de Heyn

### Línea a

$$N = 37, L_T = 255$$

$$N_L = \frac{37}{\frac{255}{100}}$$

$$N_L = 14.5$$

$$L_3 = \frac{1}{14.5} = 6.8918 \times 10^{-2}$$

$$G = [-6.6457 * \log(6.8918 \times 10^{-2})] - 3.298$$

$$G = 4.42 \approx 4$$

$$A_{prom} = \frac{P}{4} * (6.8918 \times 10^{-2})^2$$

$$A_{prom} = 3.73 \times 10^{-3} \text{ mm}^2$$

### Línea b

$$N = 36, L_T = 208$$

$$N_L = \frac{36}{\frac{208}{100}}$$

$$N_L = 17.307$$

$$L_3 = \frac{1}{17.307} = 5.77 \times 10^{-2}$$

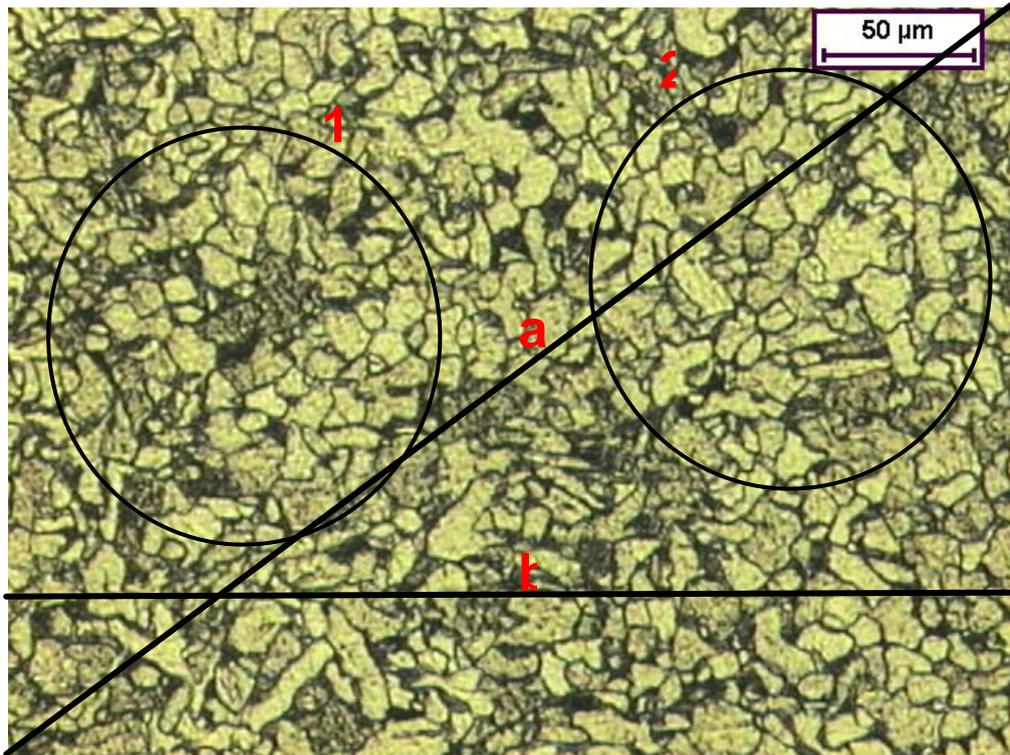
$$G = [-6.6457 * \log(5.77 \times 10^{-2})] - 3.298$$

$$G = 4.93 \approx 5$$

$$A_{prom} = \frac{P}{4} * (5.77 \times 10^{-2})^2$$

$$A_{prom} = 0.0026 \text{ mm}^2$$

**Figura 70. Microestructura de acero naval ASTM A 131 después de impacto. Probeta N8. Se observan las zonas delimitadas por los círculos 1 y 2, usadas para el cálculo del tamaño de grano a través del método planimétrico de Jeffries. Se observan las líneas a y b usadas para el cálculo del tamaño de grano a través del método del intercepto de Heyn**



### Probeta N 13:

#### Método planimétrico de Jeffries

##### Círculo 1:

$$n_1 = 54, n_2 = 21$$

$$N_A = \frac{(100)^2}{5000} * \left( 54 + \frac{21}{2} \right)$$

$$N_A = 129$$

$$G = \frac{\log 129}{\log 2} - 2.95$$

$$G = 4.06 \approx 4$$

$$d_{prom} = \frac{1}{(129)^{1/2}} = 8.804 \times 10^{-2} \text{ mm}$$

$$A_{prom} = \frac{1}{129} = 7.751 \times 10^{-3} \text{ mm}^2$$

##### Círculo 2:

$$n_1 = 70, n_2 = 15$$

$$N_A = \frac{(100)^2}{5000} * \left( 70 + \frac{15}{2} \right)$$

$$N_A = 155$$

$$G = \frac{\log 155}{\log 2} - 2.95$$

$$G = 4.32 \approx 4$$

$$d_{prom} = \frac{1}{(155)^{1/2}} = 8.032 \times 10^{-2} \text{ mm}$$

$$A_{prom} = \frac{1}{155} = 6.4516 \times 10^{-3} \text{ mm}^2$$

## Método del intercepto de Heyn

### Línea a

$$N = 35.5, L_T = 200mm$$

$$N_L = \frac{35.5}{\frac{200}{100}}$$

$$N_L = 17.75$$

$$L_3 = \frac{1}{17.75} = 0.05633$$

$$G = [-6.6457 * \log(0.05633)] - 3.298$$

$$G = 5$$

$$A_{prom} = \frac{P}{4} * (0.05633)^2$$

$$A_{prom} = 2.4923 \times 10^{-3} mm^2$$

### Línea b

$$N = 39, L_T = 250mm$$

$$N_L = \frac{39}{\frac{250}{100}}$$

$$N_L = 15.6$$

$$L_3 = \frac{1}{15.6} = 6.41 \times 10^{-2}$$

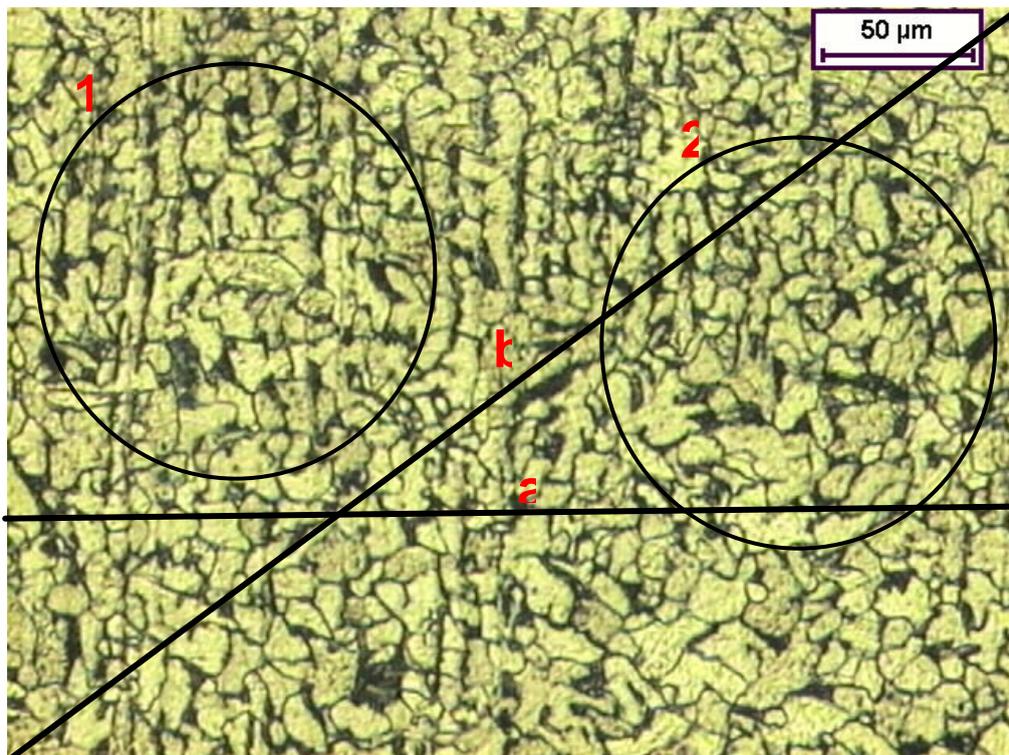
$$G = [-6.6457 * \log(6.41 \times 10^{-2})] - 3.298$$

$$G = 4.63 \approx 5$$

$$A_{prom} = \frac{P}{4} * (6.41 \times 10^{-2})^2$$

$$A_{prom} = 0.00322 mm^2$$

**Figura 71. Microestructura de acero naval ASTM A 131 después de impacto. Probeta N13. Se observan las zonas delimitadas por los círculos 1 y 2, usadas para el cálculo del tamaño de grano a través del método planimétrico de Jeffries. Se observan las líneas a y b usadas para el calculo del tamaño de grano a través del método del intercepto de Heyn**



**Tabla 8. Determinación tamaño de grano**

Método Jeffries	Determinación del tamaño de grano			
	original	Probeta m6	Probeta n8	Probeta n13
1	4	4	5	4
2	4	5	4	4
<b>Método Heyn</b>				
1	5	5	4	5
2	4	5	5	5
<b>N° tamaño de grano</b>	4	5	5	4

#### **5.5.6. Análisis de Fases en el Microscopio Electrónico De Barrido:**

actualmente el microscopio electrónico de barrido es familiar a la mayoría de los investigadores dedicados a las ciencias físicas, puesto que se ha convertido en una herramienta fundamental dentro de la investigación principalmente en la microestructura de los materiales.

Los parámetros que nos permiten conocer la calidad de un microscopio electrónico de barrido son: la profundidad de foco (que depende del instrumento), el ruido de la imagen (en el que influye un poco la muestra) y la resolución (en el que la muestra tiene una influencia alta).

El microscopio electrónico de barrido tiene un tipo de funcionamiento diferente respecto al microscopio electrónico de transmisión. Está basado en el hecho de barrer la muestra con un haz electrónico de sección transversal pequeña y de alta energía y generar una imagen punto a punto de ella que representará las características topográficas de la superficie de ésta.

Por lo tanto la imagen en el monitor del microscopio electrónico de barrido de barrido es un mapa de las intensidades de los electrones emitidos por la superficie de la muestra en observación, de la misma forma que la imagen de un microscopio óptico es un mapa de la luz reflejada de la superficie.

Se creyó conveniente incorporar esta técnica en este trabajo mostrando el microscopio electrónico de exploración **(SEM) JEOL 5910LV**. (Ver figura 72).

**Figura 72. Microscopio electrónico de exploración (SEM) JEOL 5910LV**



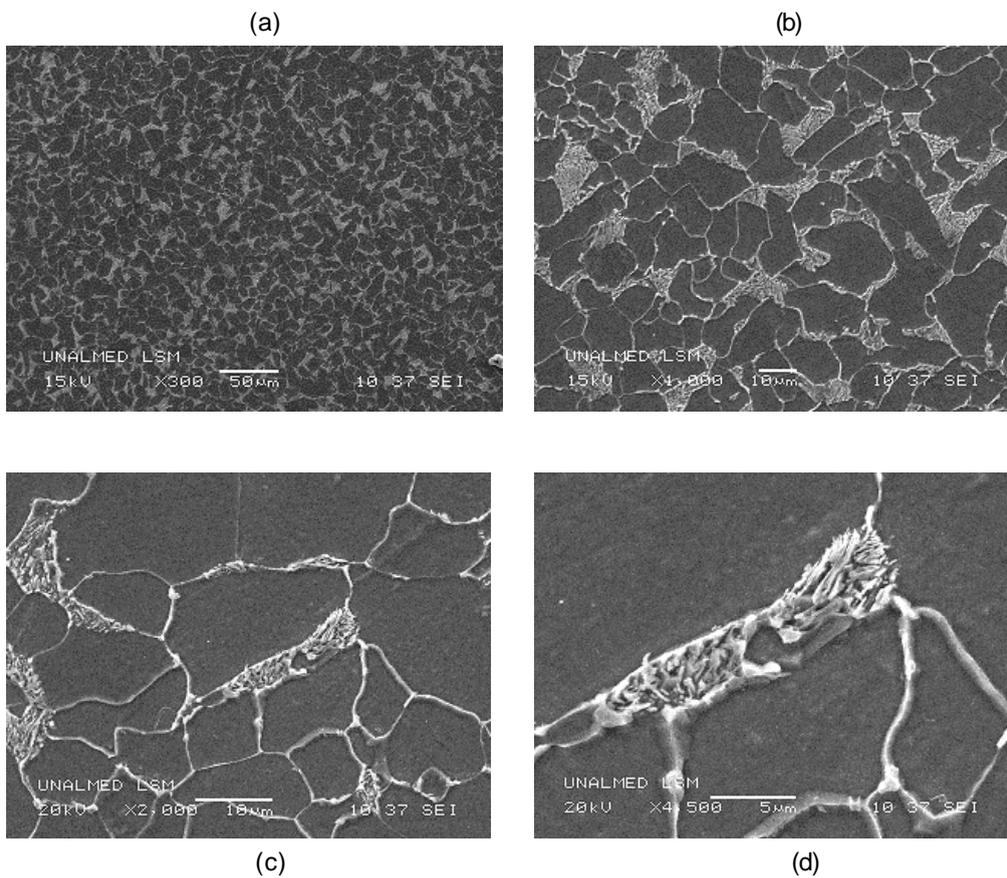
Tomado: <http://www.ortho.rush.edu/tribology/Labs/preplab.html>. 04-05-05

El microscopio ofrece un interfaz utilizador gráfico intuitivo (GUI), funciones automatizadas, control de la etapa, y los paquetes de usos sofisticados para la adquisición y la manipulación de la imagen, ofreciendo colectivamente la comodidad de uso realizada. El diseño de la etapa del espécimen chamber/specimen apoya la colección de datos dispersiva de la radiografía de la energía simultánea (EDS) y de la radiografía de la longitud de onda (WDS). El sistema de la etapa es versátil, permitiendo una variedad de usos opcionales tales como prueba de la calefacción, el refrescarse, extensible, y de tensión de muestras, EBIC, y VC las muestras del semiconductor de la proyección de imagen, y luminescencia del cátodo de muestras mineral. **Ver anexos**

**5.5.6.1. Micrografías:** se puede observar las diferencias de fases en las probetas antes de impactar. La norma utilizada para diferenciar las fases presentes es ASTM E45-97.

### Probetas sin impactar

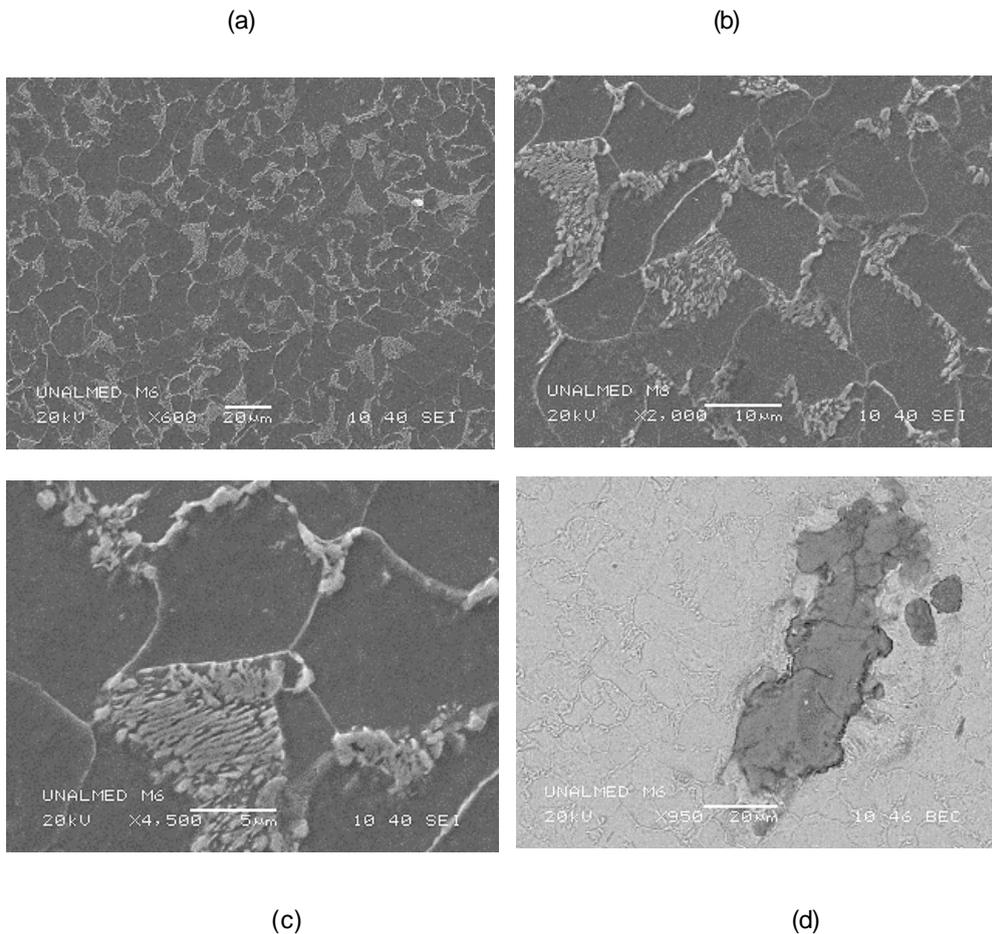
**Figura 73. Micrografías de acero naval ASTM A131 vistas a) 300X, b) 1000X, c) 2000X, d) 4500X**



En las micrografías (a) y (b) se observa el grano bien delimitado de ferrita representado por la matriz oscura, mientras que la fase perlítica se representa por zonas claras. En las micrográficas (c) y (d) se observa la zona blanca alargada en forma de laminilla correspondiente a la perlita. Esta se encuentra en menor cantidad debido al bajo contenido de carbono. El nombre de perlita se debe a las irrigaciones que adquiere al iluminarla, parecidas a las perlas.

### Probeta M6

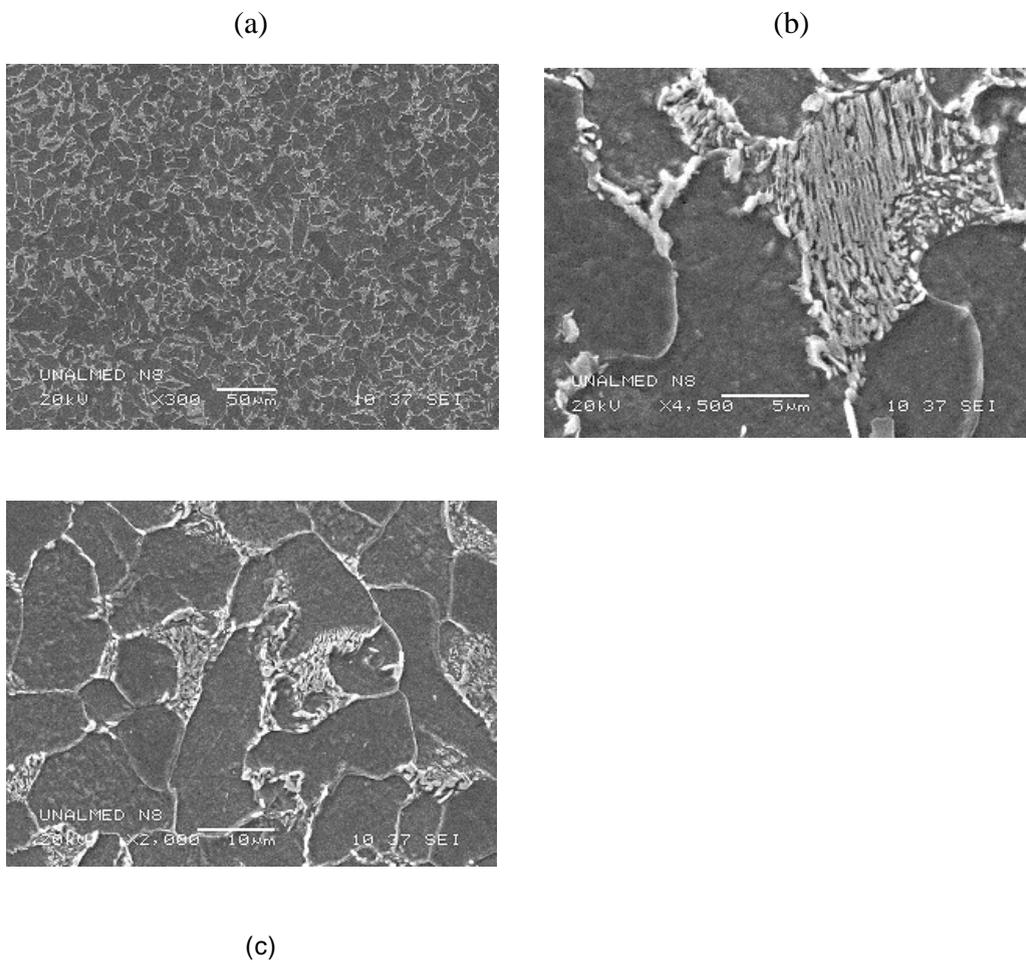
**Figura 74. Micrografías de acero naval ASTM A131 vistas a) 600X, b) 2000X, c) 4500X, d) 900X**



En las micrografías (a),(b), (c) se observan la zonificadas la ferrita y la perlita. En la micrografía (d) se observa una incrustación de hierro.

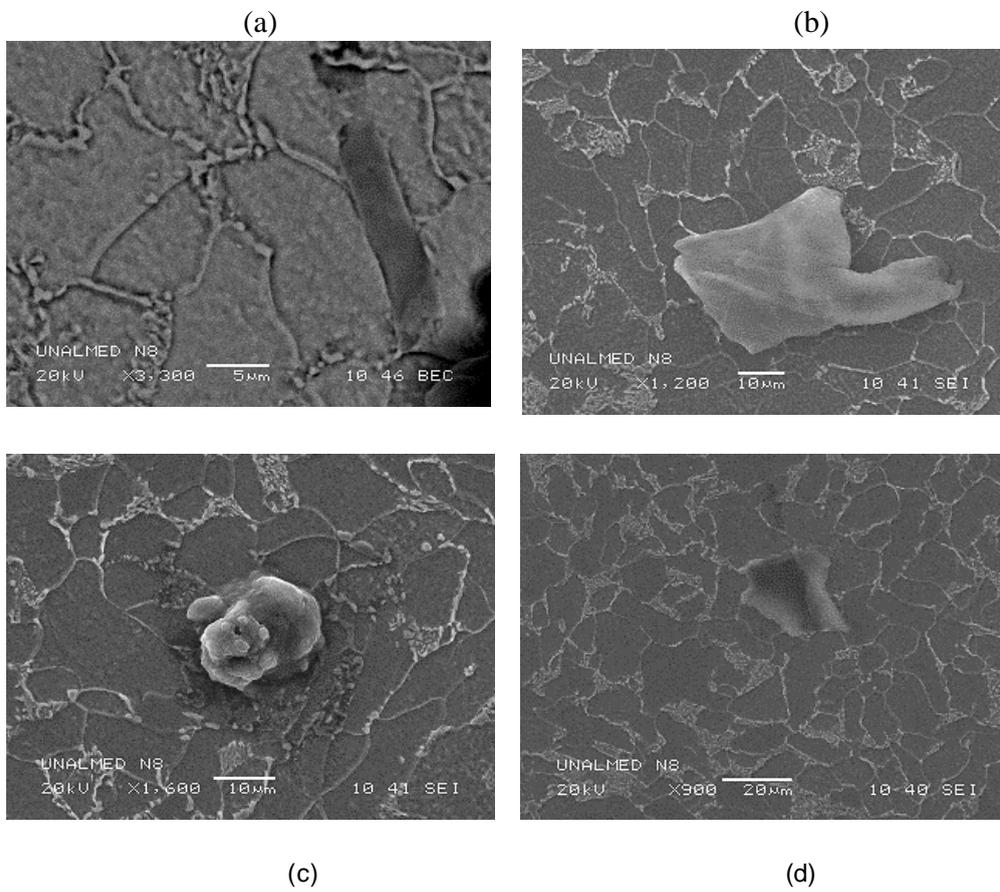
### Probeta N8

*Figura 75. Micrografías de acero naval ASTM A131 vistas a) 300X, b) 4500X, c) 2000X*



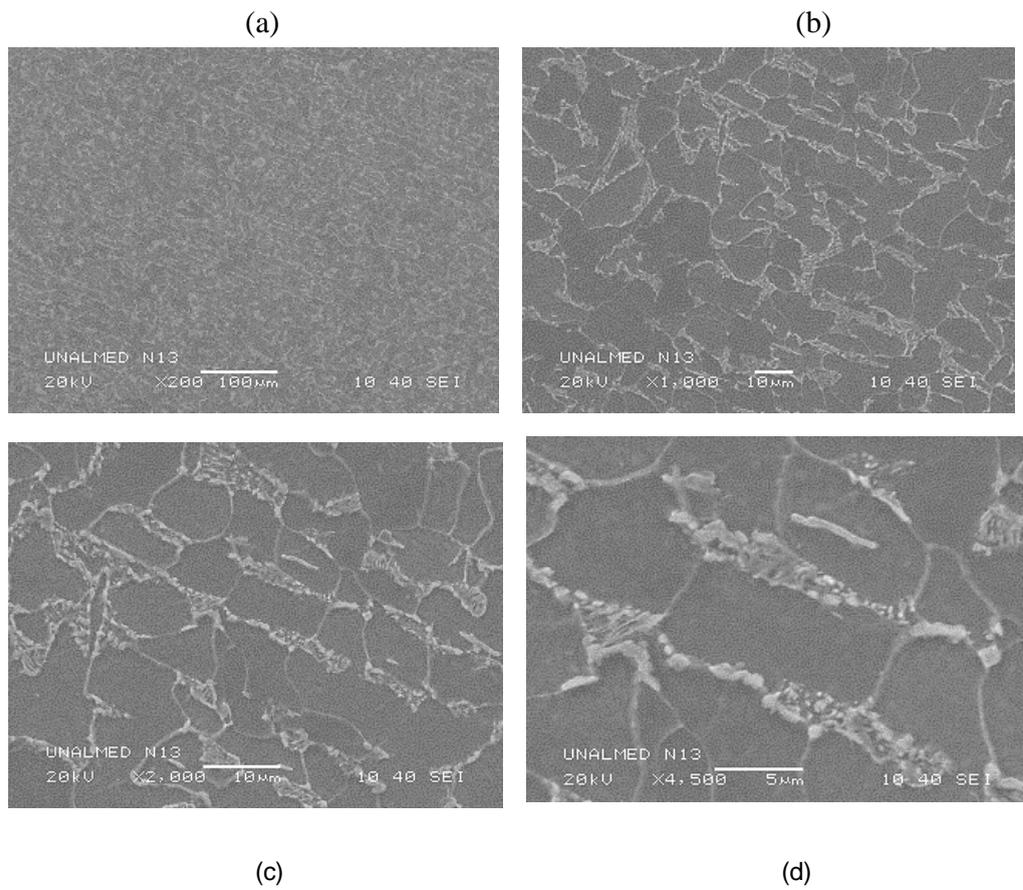
En las micrografías (a),(b), (c) se observa la matriz ferrita con irrigaciones perlíticas.

**Figura 76. Micrografías de acero naval ASTM A131 vistas a) Inclusión MnS a 3300X ,b) Incrustación 1 a 1200X, c) Incrustación 2 a 1600X,d) Incrustación 3 a 900X**



## Probeta N13

**Figura 77. Micrografías de acero naval ASTM A131 vistas a) 200X, b) 1000X, c) 2000X, d) 4500X**



En las micrografías (a),(b), (c), (d) se observa la matriz ferrita con laminillas de perlita.

## 5.6. ANÁLISIS DE COMPOSICIÓN QUÍMICA CON EDS (MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO)

El microscopio electrónico de barrido está equipado con un EDS Marca Oxford Instruments que permite determinar la composición química local en cada una de las muestras, observándose en ellas picos que son identificados con los elementos químicos presentes en las muestras.

*Figura 78. EDS marca Oxford*



## Lamina sin impactar

**Figura 79. Análisis cualitativo de acero naval ASTM A 131 antes de impacto**

Spectrum processing :  
Peaks possibly omitted : 2.132, 9.678 keV

Processing option : All elements analyzed  
(Normalised)

Number of iterations = 3

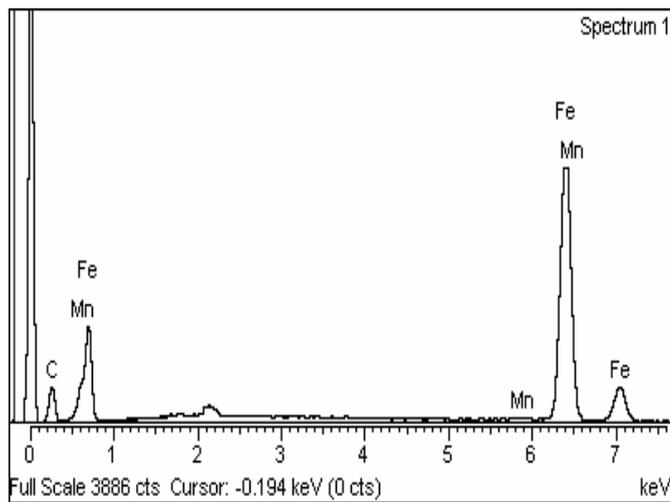
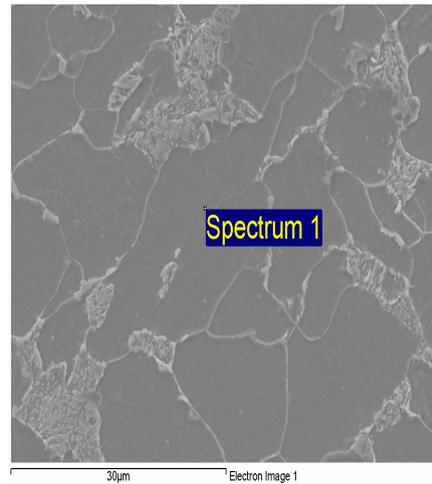
Standard :

C CaCO3 1-Jun-1999 12:00 AM

Mn Mn 1-Jun-1999 12:00 AM

Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Element	Weight%	Atomic%
C K	19.73	53.33
Mn K	0.43	0.26
Fe K	79.84	46.41
Totals	100.00	



**Probeta N8**

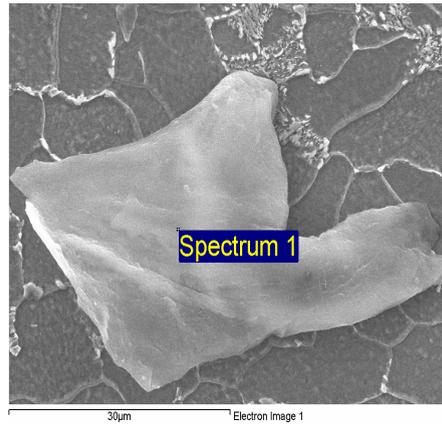
**EDS 2**

**Figura 80. Análisis cualitativo de incrustación de acero naval ASTM A 131 después de impacto. Incrustación 2.**

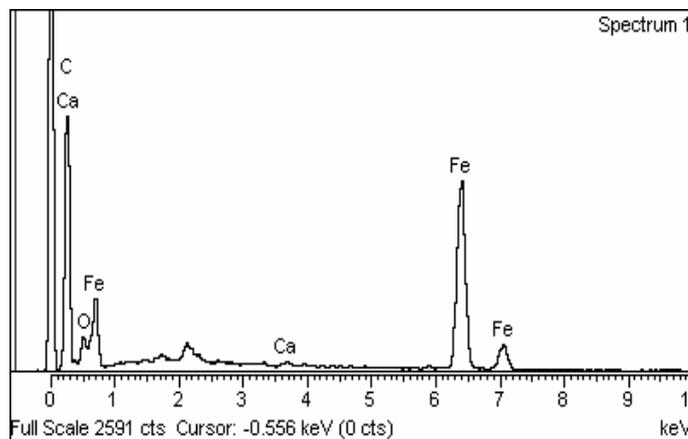
Spectrum processing :  
 Peaks possibly omitted : 1.750, 2.136,  
 5.875, 9.690 keV

Processing option : All elements analyzed  
 (Normalised)  
 Number of iterations = 5

Standard :  
 C CaCO3 1-Jun-1999 12:00 AM  
 O SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM  
 Ca Wollastonite 1-Jun-1999 12:00 AM  
 Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM



Element	Weight %	Atomic %
C K	54.78	79.00
O K	9.00	9.75
Ca K	0.20	0.09
Fe K	36.02	11.17
Totals	100.00	



## EDS1

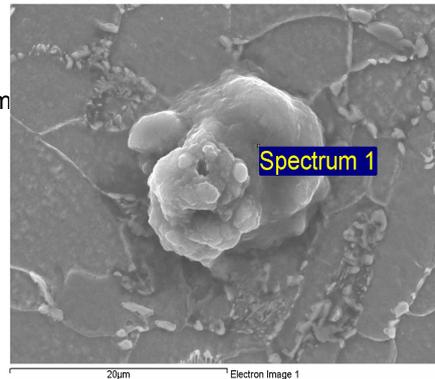
**Figura 81. Análisis cualitativo de acero naval ASTM A 131 después de impacto. incrustación3.**

Spectrum processing :  
No peaks omitted

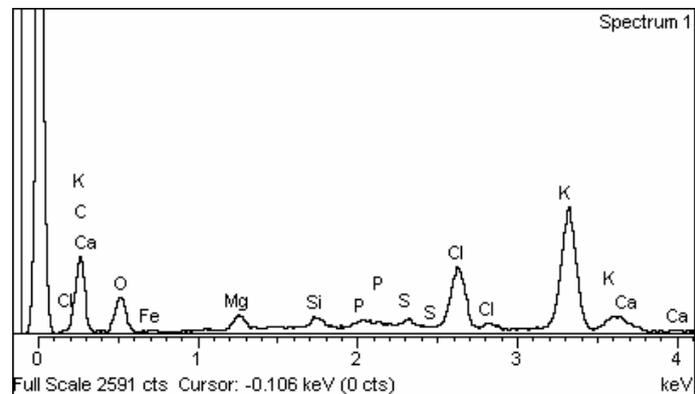
Processing option : All elements analyzed (Normal)  
Number of iterations = 4

Standard :

C CaCO3 1-Jun-1999 12:00 AM  
O SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM  
Mg MgO 1-Jun-1999 12:00 AM  
Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM  
P GaP 1-Jun-1999 12:00 AM  
S FeS2 1-Jun-1999 12:00 AM  
Cl KCl 1-Jun-1999 12:00 AM  
K MAD-10 Feldspar 1-Jun-1999 12:00 AM  
Ca Wollastonite 1-Jun-1999 12:00 AM  
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM



Element	Weight %	Atomic %
Ca K	33.91	53.38
O K	22.90	27.06
Mg K	1.63	1.27
Si K	0.94	0.63
P K	0.45	0.27
S K	0.51	0.30
Cl K	6.62	3.53
K K	15.41	7.45



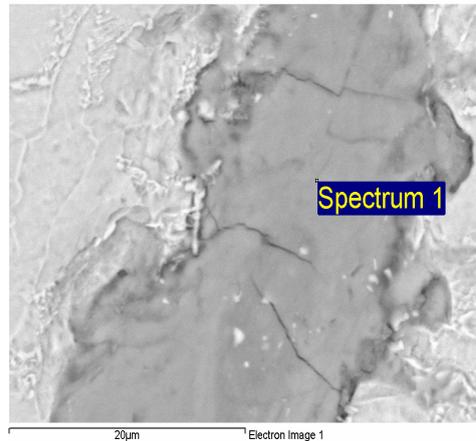
## Esquirla de hierro

**Figura 82. Análisis cualitativo de acero naval ASTM A 131 después de impacto. Esquirla de hierro.**

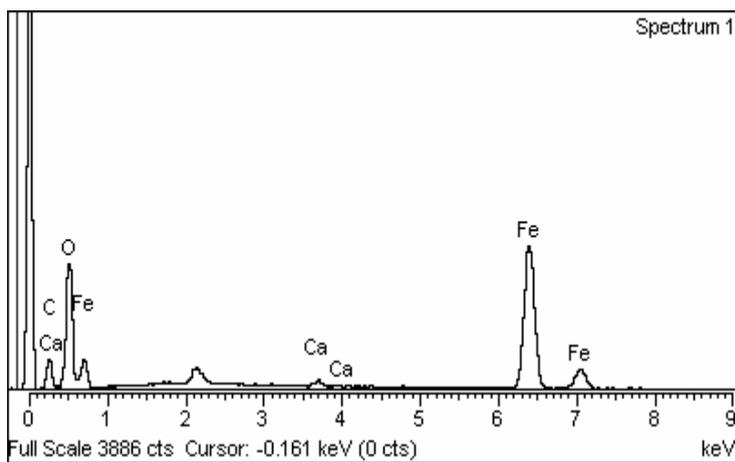
Spectrum processing :  
Peaks possibly omitted : 2.139, 9.698 keV

Processing option : All elements analyzed  
(Normalised)  
Number of iterations = 5

Standard :  
C CaCO3 1-Jun-1999 12:00 AM  
O SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM  
Ca Wollastonite 1-Jun-1999 12:00 AM  
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM



Element	Weight %	Atomic %
C K	16.20	31.74
O K	31.32	46.05
Ca K	0.67	0.39
Fe K	51.81	21.83
Totals	100.00	



## MnS

**Figura 83. Análisis cualitativo de acero naval ASTM A 131 después de impacto. Inclusión de sulfuro de manganeso.**

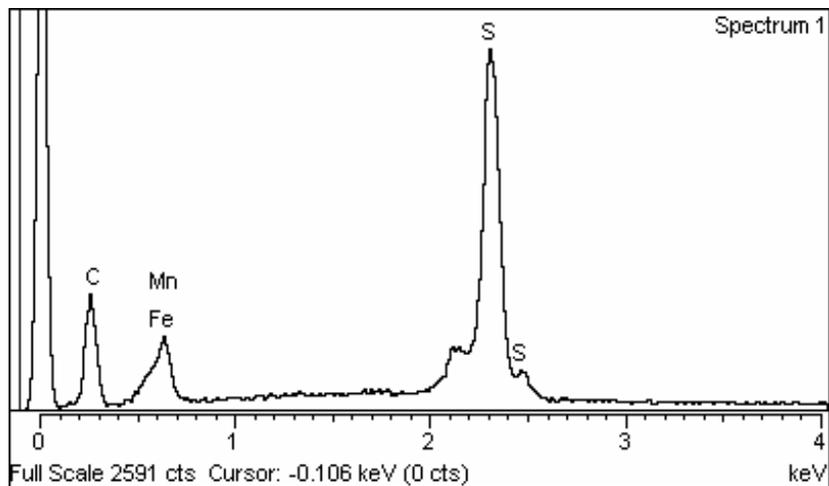
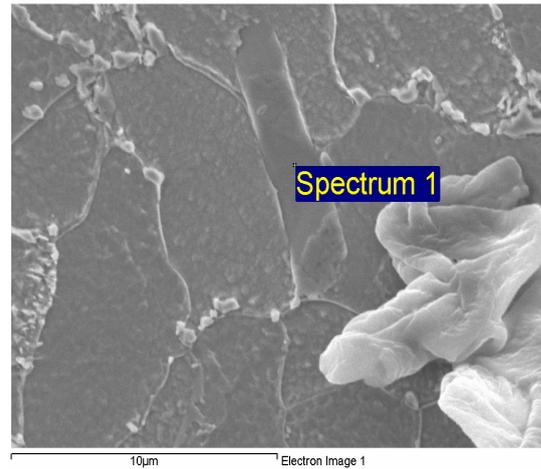
Spectrum processing :  
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed  
(Normalised)  
Number of iterations = 3

Standard :

C CaCO3 1-Jun-1999 12:00 AM  
S FeS2 1-Jun-1999 12:00 AM  
Mn Mn 1-Jun-1999 12:00 AM  
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Element	Weight %	Atomic %
C K	23.65	54.45
S K	20.13	17.36
Mn K	41.70	20.99
Fe K	14.53	7.19
Totals	100.00	



## NaCl

**Figura 84. Análisis cualitativo de acero naval ASTM A 131 después de impacto. Inclusión de cloruro de sodio.**

Spectrum processing :

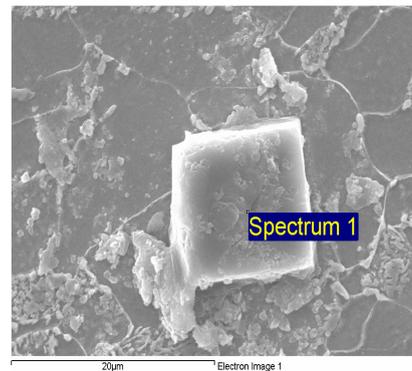
Peaks possibly omitted : 2.140, 9.715, 11.555 keV

Processing option : All elements analyzed (Normalised)

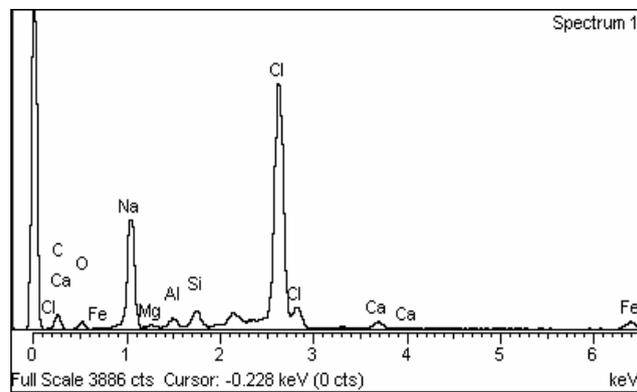
Number of iterations = 4

Standard :

C CaCO<sub>3</sub> 1-Jun-1999 12:00 AM  
 O SiO<sub>2</sub> 1-Jun-1999 12:00 AM  
 Na Albite 1-Jun-1999 12:00 AM  
 Mg MgO 1-Jun-1999 12:00 AM  
 Al Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 1-Jun-1999 12:00 AM  
 Si SiO<sub>2</sub> 1-Jun-1999 12:00 AM  
 Cl KCl 1-Jun-1999 12:00 AM  
 Ca Wollastonite 1-Jun-1999 12:00 AM  
 Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM



Element	Weight %	Atomic %
C K	35.85	56.73
O K	6.89	8.18
Na K	16.06	13.27
Mg K	0.33	0.26
Al K	0.97	0.68
Si K	1.77	1.20
Cl K	33.35	17.88



## Probeta N13

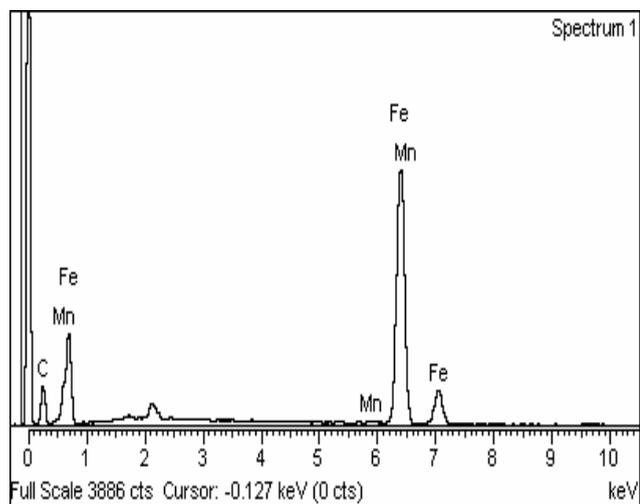
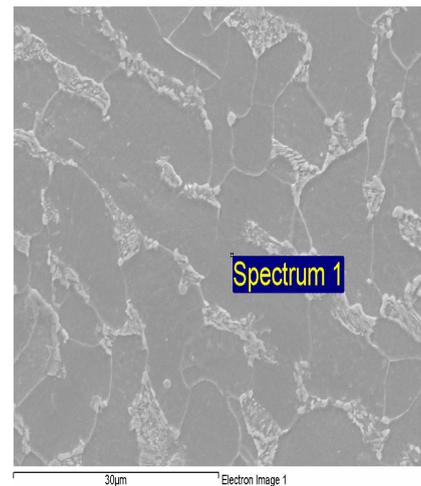
**Figura 85. Análisis cualitativo de acero naval ASTM A 131 después de impacto. Probeta N13**

Spectrum processing :  
Peaks possibly omitted : 2.141, 9.709 keV

Processing option : All elements analyzed (Normalised)  
Number of iterations = 3

Standard :  
C CaCO3 1-Jun-1999 12:00 AM  
Mn Mn 1-Jun-1999 12:00 AM  
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Element	Weight %	Atomic %
C K	21.03	55.31
Mn K	0.44	0.25
Fe K	78.54	44.43
Totals	100.00	



## 5.7. DUREZA

La dureza es la resistencia de un material a la penetración, se realizaron ensayos de dureza vicker bajo la norma **ASTM E92** y utilizando un durómetro marca W/lestor OTTO WOLPERT – WERKE, tipo Diatestor 2RC. El utiliza como penetrador una punta piramidal de base cuadrangular y ángulo en el vértice entre caras de  $136^\circ$ . El ensayo Vickers esta normalizado en la ASTM E 92.

**Figura 86. Durómetro marca W/lestor OTTO WOLPERT – WERKE**



La superficie de la probeta para este ensayo debe estar pulida, plana; estar limpia, homogénea y perpendicular al indentador, libre de óxidos y de lubricantes.

La expresión para la dureza Vicker es  $P=30\text{Kgf}$

$$H_V = 1,854 \frac{P}{d^2} \left( \frac{\text{kg}}{\text{mm}^2} \right) \quad \text{Ec. 33}$$

La carga aplicada que se tuvo en cuenta para este ensayo es  $P=30\text{Kgf}$ .

Se obtuvieron las medidas de las diagonales, para realizar el cálculo de la dureza tanto experimentalmente como teóricamente.

Fueron tomadas tres durezas por cada probeta, midiendo las dos diagonales en cada una. *Ver tabla 9*

**Tabla 9. Valores de dureza obtenidos**

Probeta	#indentacion	Diagonal 1	Diagonal 2	HV	Promedio
		mm	mm		
LMS	1	0,65	0,65	137	133138
	2	0,66	0,67	131	
	3	0,66	0,67	131	
M6	1	0,665	0,66	135	134136
	2	0,66	0,66	133	
	3	0,66	0,66	133	
N8	1	0,66	0,67	131	132 144
	2	0,66	0,67	131	
	3	0,65	0,67	133	
N13	1	0,67	0,68	127	127132
	2	0,67	0,67	129	
	3	0,68	0,68	126	

Un cálculo teórico tipo son los siguientes:

$$H_V = 1,854 \frac{P}{d^2} \left( \frac{kg}{mm^2} \right)$$

donde reemplazando tenemos

$$HV = 1.854 \frac{30}{065^2} \left( \frac{Kg}{mm^2} \right)$$

$$HV = 131.644$$

## 5.8. ENSAYO ULTRASONICO

Las pruebas ultrasónicas son ensayos no destructivos que nos permiten detectar discontinuidades internas y superficiales. En este los pulsos crean una onda de deformación que se transmiten a través del material. Cuando la onda elástica choca con una interfase, parte de la onda se refleja, regresando al transductor. En el osciloscopio es posible desplegar tanto el pulso inicial como el reflejado. De no existir fallas en el material, el has se reflejará desde su lado opuesta y la distancia medida corresponderá a dos veces el espesor de la pared. Si existe una discontinuidad y esta correctamente ubicada debajo del transductor, por lo menos una porción del pulso se reflejará sobre la misma, registrándose en el transductor en un menor periodo.

Bajo la norma E 164-60T; se realizó el ensayo ultrasónico en la probeta del ASTM A 131 grado A antes y después del impacto. El equipo que se utilizo para este ensayo fue detector de fallas krautkramer USN 52L que utiliza una novedosa tecnología transreflectiva la cual usa la luz del sol

para hacer la pantalla visible en espacios abiertos. (Ver figura 87). Certificado de inspección del ensayo. Ver anexo C.

**Figura 87. Ensayo ultrasónico en acero naval ASTM A 131. a) Equipo Ultrasónico krautkramer USN 52L, b) Ensayo ultrasónico en panel de acero naval ASTM A 131 grado A ante de impacto**

(a)



(b)



**Tabla 10. Datos de ensayo ultrasonido antes y después de impacto (mm) en panel de acero naval ASTM A 131**

<b>Punto</b>	<b>Medidas antes (mm)</b>	<b>Medida después</b>
9I	6,37	6.40
9P	6,5	6.41
11P	6,42	6.45
11D	6,4	6.40
16I	6,38	6.48
18W	6,4	6.47
6A	6,36	6.45
3T	6,34	6.41
4M	6,36	6.38

### **5.9. ENSAYO DE TRACCION**

Los datos experimentales del ensayo de tracción para probetas de acero en láminas de ASTM A 131 grado A, se realizaron con la máquina marca **UH Series Shimadzu Universal Testing** ensayadora de la resistencia en condiciones normales de temperatura y humedad perteneciente a la Universidad Tecnológica de Bolívar. El ensayo de tracción esta normalizado bajo la norma ASTM E 8.

Las probeta que se utilizaron para el ensayo de tracción fueron probetas de ASTM A 131 grado A, de 300mm de largo y 25mm de ancho con muescas de radio de 25mm. (Ver anexos plano probeta B)

**Figura 88. Shimadzu Universal Testing**



**Figura 89. Rotura de probeta del acero naval ASTM A 131 grado A**



**Figura 90. Esricción de la probeta del acero naval ASTM A 131 grado**



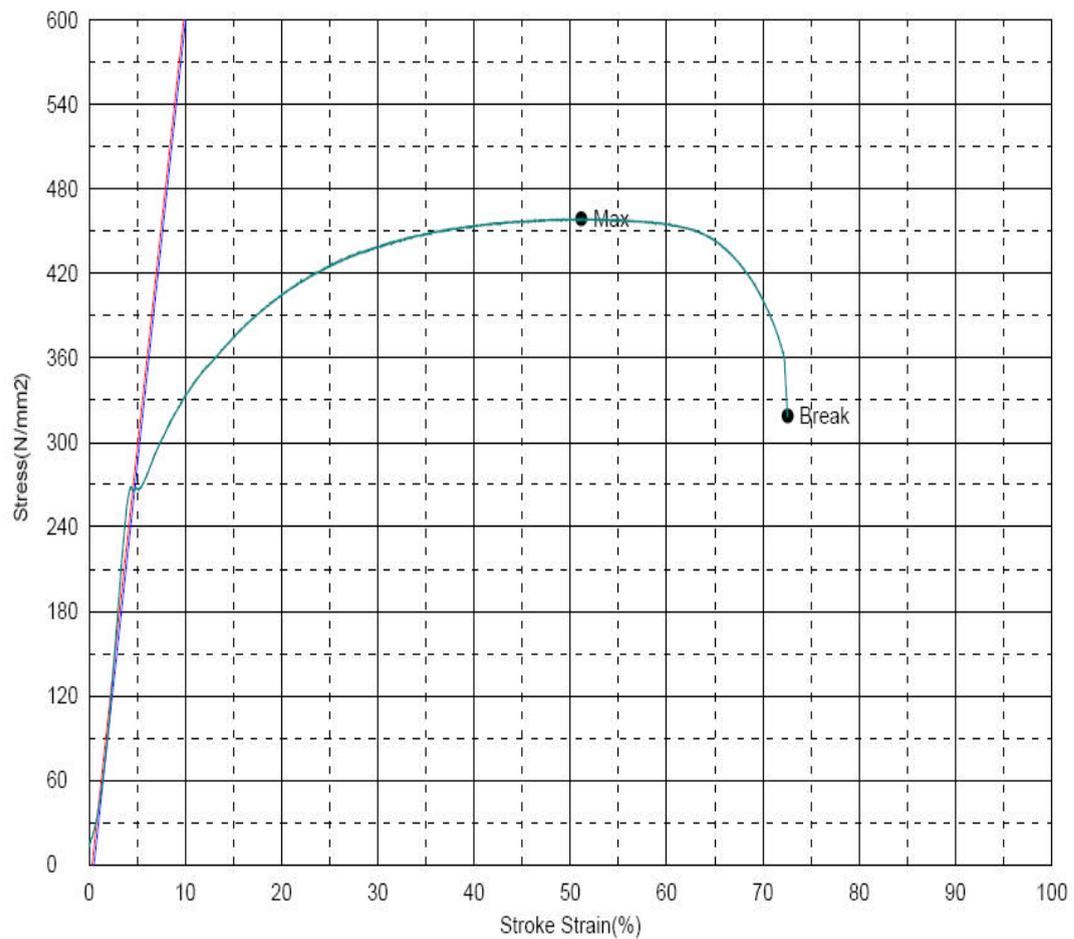
**5.9.1. Resultados obtenidos en los ensayos de tracción para el acero antes de impacto y después de impacto.**

**Figura 91. Ensayo de tracción para probeta de acero naval ASTM A 131 antes de impacto**

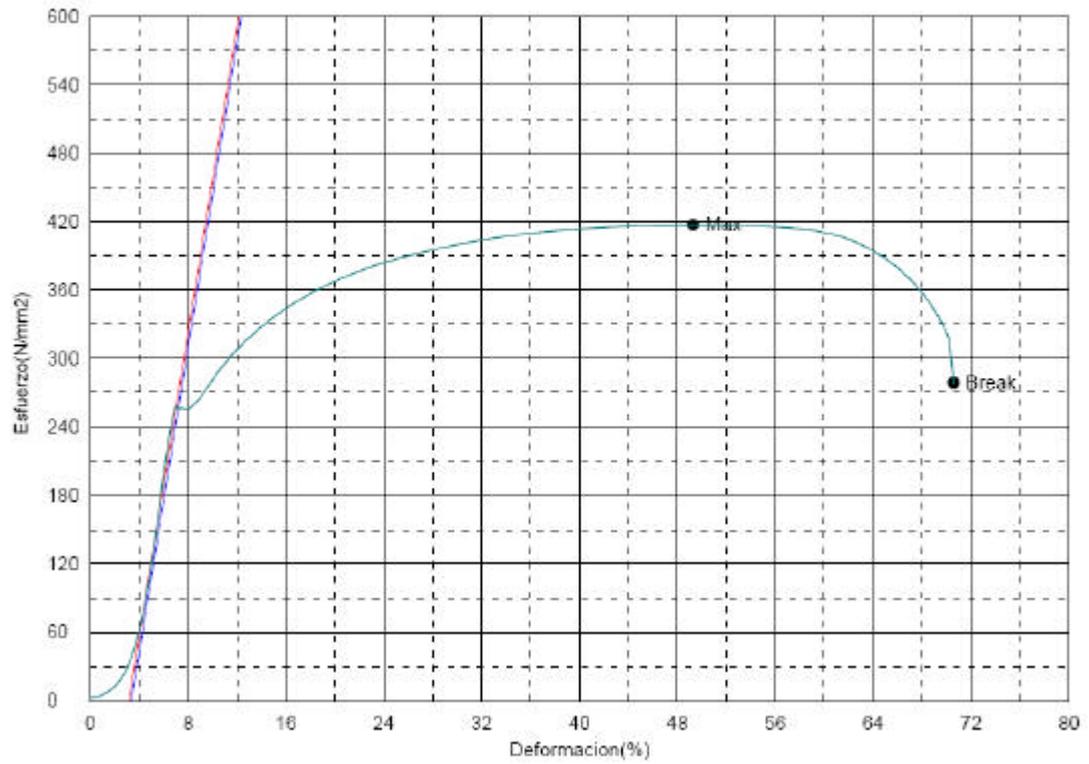
Shape: Plate

	Thickness	Width	Gauge Length
Units	mm	mm	mm
1 - 1	6,3000	19,0000	50,0000

Name	Elastic	YS1_Stress	Max_Stress	Break_Stress	EnergyToMax
Parameter	270,60 N/mm2	0,2 %			
Units	N/mm2	N/mm2	N/mm2	N/mm2	J
1 - 1	6307,94	270,050	458,960	318,922	1182,12



**Figura 92. Ensayo de tracción para probeta de acero naval ASTM A 131 después de impacto**



	Espesor	Anchura	Longitud calibrada
Unidades	mm	mm	mm
CU P001	6,5400	20,3000	50,0000
Nombre			
Parametro	0,2 %	Parametro	0,2 %
Unidades	N/mm²	Unidades	N/mm²

## 6. ANALISIS DE RESULTADOS

Realizando comparativos entre los diversos ensayos ejecutados con respecto al comportamiento microestructural y mecánico del acero naval ASTM A 131 antes y después de impacto, se presentan los siguientes análisis de resultados:

- Comparando la probeta inicial con M6 se observa que las durezas obtenidas en el ensayo Vickers son casi iguales, lo cual se ve manifestado en el porcentaje de ferrita presente, el cual se mantiene en igual proporción para ambas muestras. El tamaño de grano para la probeta M6 fue N° 5, el cual no es dato representativo que permita concluir que existió un cambio en el tamaño de grano, ya que las probetas N8 y N13 mostraron un tamaño de grano N° 4.
- Comparando la probeta inicial con N8, se observa que no existieron cambios en las propiedades microestructurales del material, ya que los valores de tamaño de grano, dureza y porcentajes de fases presentes se mantuvieron iguales.
- Comparando la probeta inicial con N13, se observa una disminución del valor de la dureza Vickers, lo cual se ve manifestado en los porcentajes de ferrita obtenidos, ya que la presencia de esta fase en el acero aumento en una pequeña proporción. El número de tamaño de granopara esta probeta fue N° 4.
- A nivel general es importante establecer que las probetas post-impacto no mostraron cambios significativos con respecto a al inicial. Parámetros como la dureza, tamaño de grano, porcentaje de fases presentes se mantuvieron estables. Ver tabla 11-12 y Figura 93-94.

- Al compararse la microestructura de la probeta sin impactar respecto a la probeta N13, se evidencio un reordenamiento de los granos en esta ultima, que pudo ser originado por la forma de distribución de la onda, causando un movimiento de las dislocaciones en un solo sentido, lo cual se manifestó en la orientación vista en la micrografía.
- En la micrografía de la probeta N8 se evidencio la presencia de silicatos en grandes proporciones ubicados en zonas localizadas del acero. Esta probeta se ubica en la zona de mayor deformación, lo cual indica que fue afectada en gran medida por el explosivo.
- En la micrografía de la probeta M 6 se evidencio la presencia de silicatos en pequeñas proporciones, distribuidos en diversas zonas del acero. Esta probeta presenta una media deformación, lo cual indica que fue afectada por el explosivo en una menor proporción a la probeta N8.
- Las propiedades mecánicas post-impacto al ser relacionadas con las iniciales, presentaron diferencias poco significativas, que pueden ser explicadas bajo diversos parámetros y condiciones. Los valores encontrados en la probeta después de impacto con respecto a la probeta antes de impacto muestra diferencia en tres parámetros principales: esfuerzo de fluencia, esfuerzo máximo y esfuerzo de rotura. La diferencia entre el esfuerzo de fluencia antes de impacto respecto al obtenido después de impacto, equivale a  $13.8 \frac{N}{mm^2}$ , lo cual equivale al 5.13 % del esfuerzo de fluencia antes de impacto siendo este mayor. Esta disminución no es critica, teniendo en cuenta los parámetros microestructurales encontrados post-impacto, los cuales no presentan una variación considerable respecto a los resultados iniciales. Esta respuesta mecánica post-impacto indica que es posible que no se generaran dislocaciones adicionales a las ya existentes en el material, por lo cual la fluencia de este no se vio afectada en gran medida. El

esfuerzo máximo presento una variación en las probetas antes y después de impacto de  $41.597 \frac{N}{mm^2}$ , que representa el 9% del esfuerzo máximo inicial. Para el esfuerzo de rotura, la disminución de este parámetro después de impacto con respecto a su valor antes de impacto fue de  $39.95 \frac{N}{mm^2}$ , lo cual representa el 12.52 % del esfuerzo de rotura antes de impacto, siendo este mayor. La respuesta microestructural del acero post-impacto ya analizada, muestra que no existen cambios significativos en el material que induzcan a una respuesta mecánica diferente a la encontrada en el material antes de impacto. Las diferencias en las propiedades mecánicas enunciadas con anterioridad pudieron ser originadas por factores como:

- Ubicación no uniforme de la carga explosiva en el panel, lo cual indujo a que algunas zonas de la lámina fueran afectadas en un mayor porcentaje que otras.
  - Geometría del panel, que pudo generar que la onda explosiva no se distribuyera de manera uniforme en toda el área.
  - Al realizarse la soldadura de los elementos rígidos que permitieron fijar el panel durante la ejecución de los ensayos, ya que pudo existir una elevación de temperatura en las zonas del panel expuestas a este proceso.
  - Proceso de corte de la probeta de tracción en el panel post-impacto, lo cual pudo generar una adición de energía dentro de la lámina ya abollada, incidiendo en los resultados de los datos obtenidos para el esfuerzo de fluencia, esfuerzo máximo y esfuerzo de rotura.
- Al analizarse la composición química del acero naval ASTM A 131 antes de impacto, se noto que presenta los elementos establecidos en el certificado de calidad del material, no evidenciándose la presencia de inclusiones e incrustaciones en la matriz del acero, lo que permite concluir que es un acero limpio, libre de impurezas.

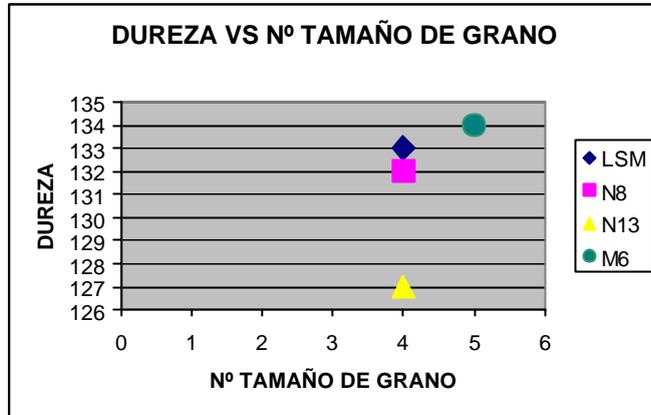
- La composición química encontrada en la probeta N8 muestra la presencia de inclusiones de NaCl y MnS, e incrustaciones, que evidencian que el material con respecto a la muestra inicial adquirió impurezas que pudieron ser originadas por el impacto del explosivo, inclusive la interacción del empaque del explosivo con el material. Es posible que la presencia de NaCl se debiera a la interacción del material con el medio, pues el panel de donde se extrajeron las muestras, estuvo expuesto a un ambiente con alta salinidad, como el observado en manzanillo del mar, lugar donde se realizaron las pruebas.

- En el ensayo de ultrasonido realizado en la lamina antes de impacto se evidencio que no existían discontinuidades (poros, fisuras y laminaciones) internas en el material. Este mismo resultado fue obtenido en la lámina impactada, lo cual indica que la onda explosiva no genero discontinuidades en la estructura interna del material.

**Tabla 11. Comparación dureza VS tamaño de grano**

PROBETA N°	DUREZA	TAMAÑO DE GRANO
LSM	133	4
N8	132	4
N13	127	4
M6	134	5

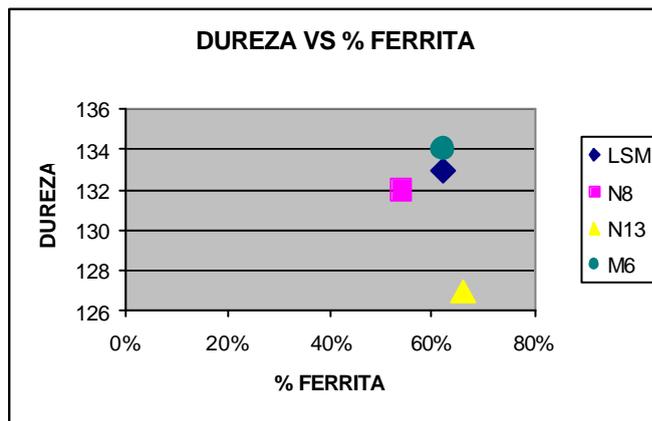
**Figura 93. Gráfica comparativa dureza VS tamaño de grano**



**Tabla 12. Comparación dureza VS % Ferrita**

PROBETA Nº	DUREZA	% FERRITA
LSM	133	62%
N8	132	54%
N13	127	66%
M6	134	62%

**Figura 94. Gráfica comparativa dureza VS % ferrita**



## 7. CONCLUSIONES

El estudio del acero naval ASTM A 131 grado A representa un aporte de gran importancia en el conocimiento de este acero, ya que evidencio la respuesta de este a condiciones de impacto bajo una carga determinada. Dentro de este estudio se establecieron las siguientes conclusiones:

- Dado que el acero naval ASTM A 131 grado A después de ser impactado mostró similares características microestructurales y mecánicas a las del acero antes de impacto, se puede concluir que esta lamina metalúrgicamente **podrá ser utilizada en condiciones de servicio similares bajo los parámetros tenidos en cuenta para la realización del ensayo**, como son: explosivo usado, cantidad del mismo, ubicación de este con respecto al panel, relación a/b del panel, entre otros.
- Se estableció la importancia del estudio de las propiedades microestructurales del material con el fin de definir el comportamiento mecánico de este antes y después de ser sometido a impacto. Estos parámetros definen la respuesta del material a las diversas condiciones de servicio a las cuales puede ser sometido.
- Al comparar los resultados obtenidos en los ensayos microestructurales antes y después de impacto, se evidencio que no existieron cambios significativos en parámetros como dureza, tamaño de grano y porcentajes de fases presentes, lo que indica que las condiciones del material se mantuvieron iguales.
- Al comparar las propiedades mecánicas obtenidas después de impacto con respecto a las suministradas antes de impacto, se establece que existen pequeñas diferencias en parámetros como esfuerzo de fluencia, esfuerzo máximo y esfuerzo

de ruptura, lo cual no coincide con lo establecido en las propiedades microestructurales que no muestran variación. Este hecho puede deberse a factores como: ubicación explosivo con respecto al panel, geometría del panel, extracción de probeta para ensayo de tracción post- impacto y soldadura de elementos rígidos al panel, entre otras.

- El carbono equivalente obtenido para el acero naval ASTM A 131 fue de 0.27, lo que indica que se encuentra dentro del grupo de los aceros establecidos de soldabilidad óptima, ya que el rango de clasificación se encuentra especificado hasta un carbono equivalente de 0.45.

## 8. RECOMENDACIONES

- Para ofrecer una comparación mas exacta entre las propiedades microestructurales encontradas y las propiedades mecánicas, se debe establecer para el ensayo de tracción la toma de muestras en zonas cercanas a aquellas donde fueron tomadas las probetas para el estudio microestructural.
- Para obtener una mayor exactitud en la respuesta microestructural y mecánica del acero naval ASTM A 131 post impacto se deben realizar una mayor selección de muestras en diversas zonas del panel, con el fin de determinar con exactitud las zonas críticas en la lamina, verificando las zonas de baja, media y alta deformación.
- Es necesario considerar la aplicación de una carga explosiva de mayor magnitud o la variación de la rigidez del panel, con el fin de generar efectos más significativos en el material, que permitan verificar el comportamiento de este bajo condiciones de impacto dinámico.
- Se debe verificar el proceso de fabricación del panel, ya que en este punto se deben presentar la mayor cantidad de factores que inciden negativamente en la respuesta microestructural y mecánica del material.
- Se debe considerar para la extracción de la probeta de tracción la dirección de la laminación del acero, con el fin de obtener resultados acordes a lo obtenido en el ensayo microestructural.

## BIBLIOGRAFIA

- GREAVES, Richard Henry. METALOGRAFIA MICROSCÓPICA PRÁCTICA. Ed. URMO.
- MEYERS, Marc A. Dynamic Behavior of Materials. United States of America: Wiley, 1994.
- ASTM STANDARDS. Part 3
- HANDBOOK. Vol. 3
- TORRES, Miguel. MANTENIMIENTO INDUSTRIAL, Técnicas de inspección y ensayo de materiales. Universidad de los Andes. 1981
- GRAHAM A., Walsh. A Potential Metallographic Technique for the Investigation of Pipe Bombings. September 2.003. [www.aafs.micronexx.com](http://www.aafs.micronexx.com)
- JARAMILLO, Hugo Determinación de las propiedades mecánicas y metalográficas de aceros tipo con aplicación naval.
- NEELY, John. Metalurgia y materiales industriales. Ed. LIMUSA.Mexico.2001
- DOWLING Norman. Mechanical Behavior of materials. Edit. PRENTICE HALL. 2ª ed. New Jersey.1999
- CALLISTTER, William. Materials science and engineering an introduction.Edit. JOHN WILEY & SONS, INC. New York.2003
- POCHETINO, Alberto. Propiedades mecánicas de los materiales. En III congreso internacional de materiales simposio materia 2005 VIII congreso nacional de corrosión y protección. (2005). Cartagena de Indias.
- MEIER Mike. The Hall-Petch Relationship. Department of Chemical Engineering and Materials Science. University of California. 2004

**ANEXO A. CERTIFICADO DE CALIDAD LAMINA DE ACERO NAVAL ASTM A  
131GRADO A**

**ANEXO B. PLANO DE LA PROBETA (ENSAYO DE TRACCIÓN)**

**ANEXO C. REPORTE DE INSPECCIÓN (ENSAYO DE ULTRASONIDO)**

**ANEXOS D. RESULTADOS EQUIPO JEOL MICROSCOPIO (SEM), JSM-5910LV**

**ANEXOS E. FICHAS TECNICAS DE EQUIPOS UTILIZADOS EN LOS  
ENSAYOS**

	<h2 style="text-align: center;">UH-I/FI Series Universal Testing Machines</h2>
<p>Marca / Brand</p>	
<p>Tipo ó clase / Type or class</p>	<p>Maquina universal de ensayos</p>
<p>Referencia/ Reference</p>	<p>UH-600KN</p>
<p>Características del Ítem/ Item Features</p>	<p>La maquina Universal de ensayos shimadzu serie UH provee varias funciones que permiten mas precisión y simplificación en las medidas de los esfuerzos requeridos en los materiales.</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>• La serie UH permite alta precisión en las medidas de fuerza.</li> <li>• La serie de UH proporciona varios programas del mando automáticos como funciones normales.</li> <li>• Después que los especimenes son montadas, todas las operaciones pueden desarrollarse automáticamente.</li> </ul> <p>Los repuestos que confoman la serie UH son altamente calificados y certificados por la norma ISO 9001</p>

	<h2 style="text-align: center;">Universal Hardness Testing Machine Wolpert DIA TESTOR 2 RC</h2>	
<p>Marca / Brand</p>		
<p>Tipo ó clase / Type or class</p>	<p>Wolpert DIA TESTOR 2 RC</p>	
<p>Referencia/ Reference</p>	<p>DIA TESTOR 2 RC</p>	
<p>Características del ítem/ Item Features</p>	<p>Dureza robusta que Prueba máquina. Utilizable para Rockwell, Vickers y pruebas de Brinell.</p> <p>Pesos de carga; Rockwell 60 - 100 - 150 kgf, Preload 10 kgf Vickers 5-10-20-30--50-100 kgf Brinell 15,625-31,25-62,5-187,5-250 kgf</p> <p>Equipo estandarizado Objetivo 70x</p>	

Sistema óptico incl. Iluminador vertical  
La lente de Fresnel para vista mejor  
" La pantalla 140 mm  
" Lámpara 12V / 50 W  
" Scalholder con balanza para 70x  
" La medida del dial para Rockwell  
" El yunque de la prueba Ø 80mm  
" Brinellball Ø 2,5 mm con  
poseedor

conexión: 220V / 6A / 0,1 Kw.

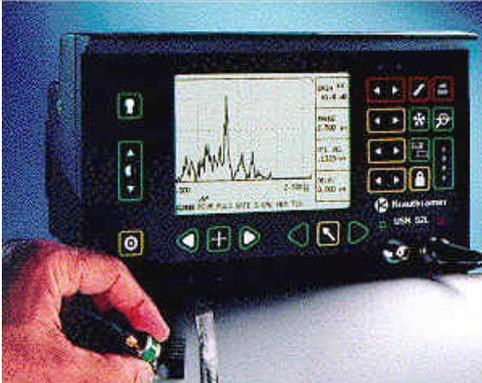
Peso: Ca. 250 Kg.  
Para las Pruebas de Vickers  
Objetivo 140x:



Vickers Indentador con certificado

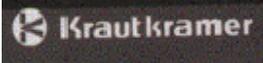


	<p><i>Carolina Model - # HV20</i></p>
<p>Marca / Brand</p>	<p><b>Horizontal Band Saws</b></p>
<p>Tipo ó clase / Type or class</p>	<p><b>Manual Band saw</b></p>
<p>Referencia/ Reference</p>	<p><b>Carolina Model - # HV20</b></p>
<p>Características del Ítem/ Item Features</p>	<p>La capacidad de la hoja 13"W X 8.5"H; 1"          Velocidades 55,108,153 FPM          Capacidad de tornillo de banco de mitra          Sistema refrigerantes Brumol          Descripción eléctrica :110/220/1 :Approx          15 Amperio</p>



## ***Detectores de fallas. Ultrasonido***

Marca / Brand



Tipo ó clase / Type or class

Detectores de fallas Ultrasonido  
KRAUTKRAMER

Referencia/ Reference

USN-52L.

Características del Item/ Item  
Features

El USN-52L utiliza una novedosa tecnología transreflectiva la cual usa la luz del sol para hacer la pantalla visible en espacios abiertos. Los equipos de la serie USN-L ofrecen una nueva serie de pantallas LCD con una inmejorable combinación de:

- Capacidad de memoria de hasta 100 calibraciones y A-Scan.
- Visibilidad directa a la luz del sol.
- Rápida velocidad de actualización.
- Alta resolución.
  
- Larga vida de las baterías. Desempeño utilizado en ultrasonido



## **Scanning Electron Microscope**

Marca / Brand	JEOL
Tipo ó clase / Type or class	Microscopio (SEM), JSM-5910LV
Referencia/ Reference	Jeol JSM-5910LV
Características del Item/ Item Features	<p>Artículo Jsm-5910lv</p> <p>Resolución 3,0 nm</p> <p>Ampliación 18-300,000x</p> <p>Vacío Bajo 4,5 nm</p> <p>Modo</p> <p>Aceleración 0,3-30</p> <p>Voltaje 55 kilovoltios</p> <p>Método eje 5 (XYZTR) computadora control/motor</p> <p>Espécimen 8"(mmø 203,2)</p> <p>Tamaño 7"(mmø 177,8)</p> <p>Máximo Cobertura total</p>

 <p>X-ray Detector</p>	<p><b>Energy dispersive x-ray microanalysis hardware</b></p> <p><b>EDS analyzers</b></p>
<p>Marca / Brand</p>	
<p>Tipo ó clase / Type or class</p> <p>Referencia/ Reference</p>	<p>Energy dispersive x-ray microanalysis hardware</p> <p>EDS analyzers</p> <p><b>EDS analyzers</b></p>
<p>Características del ítem/ Item Features</p>	<p>La detección y medida de los rayos X en un microscopio de electrones requiere de una compleja cadena de medidas, la cual si funciona correctamente puede proporcionar la exactitud y la estabilidad de los datos requeridos en el software para la identificación de los picos automáticos fiables en el análisis cualitativo.</p> <p>Un sistema de EDS se comprende de tres componentes básicos que deben diseñarse para trabajar juntos a lograr resultados óptimos.</p> <p><b>Detector de rayos X</b> : detecta y convierte los rayos X en señales electrónicas</p> <p><b>Procesador del pulso</b>: mide las señales electrónicas para determinar la energía de cada rayos x.</p> <p><b>Analizador</b> : Despliega e interpreta los datos de los Rayos x</p>

 <p>Marca / Brand</p>	<p><b>MICROSCOPIO OPTICO</b></p> 
<p>Tipo ó clase / Type or class</p>	<p>Microscopio óptico</p>
<p>Referencia/ Reference</p>	<p>UH-600KN</p>
<p>Características del Ítem/ Item Features</p>	<p>El microscopio óptico permite la observación y análisis de especímenes biológicos y muestras de las ciencias de los materiales, permitiendo observar contraste de fases. Sus principales aplicaciones son:</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Ciencias biomédicas</li> <li>• Ciencias de los materiales</li> <li>• Geología</li> </ul>

