



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO**

---

**FACULTAD DE QUÍMICA**

**EFFECTO DE LAS TEMPERATURAS INTERCRÍTICAS EN LA  
RESISTENCIA A LA FATIGA EN UN ACERO DE ALTO CONTENIDO DE  
CARBONO.**

**TESIS**

**QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE:**

**INGENIERA QUÍMICA METALÚRGICA**

**PRESENTA:**

**FÁTIMA OROZCO DAMIÁN**



**CDMX**

**AÑO 2022**



Universidad Nacional  
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

**Biblioteca Central**



**UNAM – Dirección General de Bibliotecas**  
**Tesis Digitales**  
**Restricciones de uso**

**DERECHOS RESERVADOS ©**  
**PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL**

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

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

**JURADO ASIGNADO:**

**PRESIDENTE:** Dr. Bernardo Fabián Campillo Illanes

**VOCAL:** Dr. José Alejandro García Hinojosa

**SECRETARIO:** M en M. Sergio García Galán

**1er. SUPLENTE:** IQ. Rafael Iván Puente Lee

**2° SUPLENTE:** M en I. Itzel Reyes Chaparro

**SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:**

**DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA METALÚRGICA, CONJUNTO D, FACULTAD DE QUÍMICA, UNAM.**

**ASESOR DEL TEMA:**

**DR. BERNARDO FABIÁN CAMPILLO ILLANES**

**SUPERVISOR TÉCNICO:**

**M EN I. ITZEL REYES CHAPARRO**

**SUSTENTANTE (S):**

**FÁTIMA OROZCO DAMIÁN**

## Índice

Índice de figuras .....	i
Índice de tablas .....	iv
Resumen .....	v
Capítulo 1. Introducción .....	1
1.1 Aceros .....	1
1.1.1. Acero AISI 1090.....	4
1.1.2. Efecto de los elementos de aleación. ....	6
1.1.3 Aceros de doble fase. ....	7
1.2. Tratamientos térmicos.....	8
1.2.1. Tratamientos térmicos intercríticos (TI).....	12
1.3. Método de análisis por elementos finitos. ....	13
1.3.1. ANSYS.....	14
1.4. Ensayos mecánicos. ....	14
1.4.1. Ensayo de tensión. ....	15
1.4.2 Fatiga.....	17
1.4.2.1. Fatiga en aceros.....	19
1.4.2.2 Ensayo de fatiga.....	20
1.4.3. Ensayo de dureza. ....	21
1.4.3.1. Dureza Rockwell.....	22
1.4.3.2. Microdureza (Vickers).....	23
1.5. Caracterización metalográfica.....	24
1.5.1. Espectroscopía de emisión óptica (OES) .....	25
1.5.2. Microscopía óptica (MO).....	26
1.5.2.1. Determinación del tamaño de grano.....	27
1.5.3. Microscopía electrónica de barrido (MEB).....	28
Capítulo 2 .....	31
2.1. Hipótesis.....	31
2.2. Objetivos. ....	31
2.2.1. General. ....	31
2.2.2. Particulares. ....	31

Capítulo 3. Desarrollo experimental. ....	32
3.1. Corte de las piezas. ....	32
3.2. Análisis químico elemental.....	32
3.3. Ejecución de tratamientos térmicos. ....	33
3.4. Caracterización metalográfica.....	33
3.4.1. Caracterización por microscopía óptica (MO). ....	35
3.4.2. Caracterización por microscopía electrónica de barrido (MEB). ....	35
3.5. Ensayos mecánicos. ....	35
3.5.1. Ensayo de dureza Rockwell C (HRC). ....	35
3.5.2. Microdureza Vickers (MHV). ....	35
3.5.3. Ensayo de tensión. ....	36
3.5.4. Ensayo de fatiga. ....	36
Capítulo 4. Resultados y discusión. ....	38
4.1. Características del acero de llegada.....	38
4.2 Caracterización microestructural.....	38
4.2.1. Microscopio óptico .....	38
4.2.2. Microscopio electrónico de barrido. ....	46
4.3. Propiedades mecánicas.....	52
4.3.1. Dureza HRC .....	52
4.3.2. Microdureza HV .....	54
4.3.3. Tensión .....	58
4.3.4. Fatiga.....	62
Capítulo 5. Conclusiones .....	66
Capítulo 6. Bibliografía. ....	67

## Índice de figuras

Figura 1. Composición y clasificación de algunos aceros de acuerdo con la norma SAE-AISI [3].	3
Figura 2. Sistema de designación SAE-AISI para aceros al carbono y de baja aleación [3].	3
Figura 3. Especificaciones de algunos aceros de acuerdo con la norma ASTM [4].	4
Figura 4. Diagrama de transformación isotérmica del acero AISI 1090, austenizado a 885°C y tamaño de grano 4-5 [7].	5
Figura 5. Esquema que indica los métodos de tratamientos térmicos utilizados para obtener una microestructura dual [9].	8
Figura 6. Diagrama Fe-C, se muestra la región de los aceros [12].	10
Figura 7. Esquema de las microestructuras resultantes de enfriamiento lento de la $\gamma$ -austenita con composiciones (a) eutectoide, (b) hipoeutectoide, (c) hipereutectoide [13].	11
Figura 8. Microestructuras de: (a) acero eutectoide que muestra perlita laminar (0.8%C), (b) acero hipoeutectoide con perlita y ferrita (0.53%C) y (c) acero hipereutectoide con colonias de perlita rodeadas con películas de cementita (1.2%C) [13].	12
Figura 9. Microestructura de un acero de fase doble [15].	13
Figura 10. Esquema de una máquina universal para ensayo de tensión [21].	16
Figura 11. a) Curva esfuerzo-deformación, obtenida en un material dúctil mostrando una secuencia de eventos: (b) la probeta de sección transversal inicial $A_0$ , (c) con una deformación plástica, (d) y la zona de fractura [19].	16
Figura 12. Esquema de una propagación típica de una grieta causada por fatiga [25].	19
Figura 13. Superficie de fractura de una pieza de alta resistencia a la fatiga [25].	20
Figura 14. Diagrama de una máquina de fatiga de viga giratoria [22].	21
Figura 15. Curva típica S-N para un acero [22].	21
Figura 16. a) Principio de un ensayo Rockwell. b) Probador típico de dureza Rockwell de lectura digital [22].	23
Figura 17. Prueba de dureza Vickers. a) Esquema del penetrador piramidal de diamante de base cuadrada. b) ejemplo de la huella que produce [19].	24
Figura 18. Herramientas para la evaluación de tamaño de grano. a) Retículo ocular para el método de comparación; b) Método planimétrico; c) Método de intercepción [32], [33].	28
Figura 19. Esquema con los componentes de: (a) Microscopio electrónico de barrido; (B) Microscopio óptico [37], [38].	29
Figura 20. Pieza montada, mostrando la sección longitudinal y transversal de la muestra.	34

Figura 21. Probeta utilizada para el ensayo de tensión.....	36
Figura 22. Dominio computacional con área superficial de 92.151mm <sup>2</sup> , mallado fino,9619 nodos y 2162 elementos.....	36
Figura 23. Distribución del esfuerzo aplicado a lo largo de la probeta de fatiga, zona roja máximo esfuerzo, zona azul, mínimo esfuerzo.....	37
Figura 24. A) Probeta para el ensayo de fatiga. B) Equipo para realizar ensayo de fatiga. ....	37
Figura 25.Acercamiento al acero de llegada sin ataque para el registro de número de inclusiones por área. ....	39
Figura 26. A) Microestructura del acero de llegada, B) acercamiento de la figura A. ....	40
Figura 27. A) Microestructura del acero con tratamiento de normalizado, B) acercamiento de la figura A.....	41
Figura 28. A) Microestructura del acero con tratamiento de temple, B) acercamiento de la figura A.....	42
Figura 29. A) Microestructura del acero con TI a 740°C, B) acercamiento de la figura A. ....	43
Figura 30. A) Microestructura del acero con TI a 750°C, B) acercamiento de la figura A. ....	44
Figura 31. A) Microestructura del acero con TI a 760°C, B) acercamiento de la figura A. ....	45
Figura 32. Microanálisis puntual y espectro de las inclusiones del acero de llegada. ....	47
Figura 33. Morfología del acero de llegada. ....	48
Figura 34.Morfología del acero con tratamiento de normalizado.....	49
Figura 35. Morfología del acero con tratamientos intercríticos: A) 740°C, B)750°C. ....	50
Figura 36. Morfología del acero con tratamiento intercrítico a 760°C.....	51
Figura 37. Representación gráfica de la dureza HRC promedio de las piezas: llegada, normalizada y templada.....	52
Figura 38. Representación gráfica de la dureza HRC promedio de las piezas con tratamiento intercrítico: 740, 750 y 760°C. ....	53
Figura 39. Distribución de microdurezas HV para la pieza de llegada y normalizada en el corte longitudinal. ....	55
Figura 40. Distribución de microdurezas HV para la pieza de llegada y normalizada en el corte transversal. ....	55
Figura 41. Distribución de microdurezas HV para las piezas con tratamiento intercrítico en el corte longitudinal.....	57
Figura 42.Distribución de microdureza HV para las piezas con tratamiento intercrítico en el corte transversal.....	57

Figura 43. Curvas Esfuerzo - Deformación de la muestra de llegada y el tratamiento intercrítico a 740°C.....	59
Figura 44. Curvas Esfuerzo - Deformación de la muestra con el tratamiento intercrítico a 750°C.....	60
Figura 45. Curvas Esfuerzo - Deformación de la muestra de llegada y para los tratamientos intercríticos. ....	61
Figura 46. Curva S – log N para la pieza de llegada y para los tres tratamientos intercríticos realizados.....	62
Figura 47. Fractografías MEB para las fracturas en las probetas de fatiga, en condición de: A) Llegada, B) acercamiento de la figura A, C) Templada y D) acercamiento de la figura C.....	64
Figura 48. Fractografías MEB para las fracturas en las probetas de fatiga, para los tratamientos intercríticos: A)740°C B) acercamiento de la figura A. C)750°C D) acercamiento de la figura C. E)760°C y F) acercamiento de la figura D. ....	65



## Índice de tablas

Tabla 1. composición química para el acero 1090 de acuerdo con las normas AISI y UNS [6].	5
Tabla 2. Equivalencia con otras normas [6].	5
Tabla 3. Temperaturas de transformación críticas aproximadas [5].	5
Tabla 4. Propiedades mecánicas del acero AISI 1090 [5].	5
Tabla 5. Efectos de algunos elementos de aleación añadidos en la fabricación de los aceros [4].	6
Tabla 6. Comparación entre MEB y MO [29], [39].	30
Tabla 7. Asignación de cada pieza para su condición o tratamiento.	32
Tabla 8. Composición química del acero AISI1080 de llegada.	38
Tabla 9. Temperaturas críticas para el acero de llegada.	38
Tabla 10. Tamaño de grano de la pieza después del tratamiento de normalizado, medido en la zona centro y orilla de la pieza.	39
Tabla 11. Número de inclusiones promedio por unidad de área, para la pieza de llegada en ambos cortes, con desviación estándar.	39
Tabla 12. Valores del ensayo de dureza HRC promedio con desviación estándar correspondiente a cada pieza.	52
Tabla 13. Valores del ensayo de microdureza HV para las piezas de llegada y normalizada. Tomada en ambos cortes.	54
Tabla 14. Valores del ensayo de microdureza HV para las piezas con tratamientos intercríticos. Tomada en ambos cortes.	56
Tabla 15. Propiedades obtenidas a partir de la curva Esfuerzo - Deformación, para la pieza de llegada y tratamientos intercríticos.	62
Tabla 16. Resultados de la prueba de fatiga para el acero de llegada y después de realizar los tratamientos térmicos.	63

## Resumen

Los aceros con contenidos de C que oscilan entre 0,40 % y 0,95 %, constituyen una clase “especial” de aceros de alta resistencia y resistentes al desgaste. Por ejemplo, alambres de acero eutectoide se emplean ampliamente para la producción de alambres de hormigón que se utilizan en la construcción de grandes edificios, en puentes colgantes, y en general como acero estructural.

También se puede citar que con acero eutectoide se elaboran: pernos, cable de acero, cordones metálicos, resortes, alambres para pianos y en la elaboración de vías férreas. Fundamentalmente se debe a su alta resistencia y excelente capacidad de respuesta al ser procesados termomecánicamente. Que llegan a generar durante su procesamiento las propiedades óptimas, a través de que se obtiene una microestructura completamente perlítica, y que la cementita proeutectoide localizada en los límites de grano de la austenita previa, crea una condición de baja ductilidad y tenacidad.

Al irse desarrollando las diversas aplicaciones de varios componentes y/o elementos estructurales con las que este tipo de aceros eutectoides (alto C) se ha ido gestando, y ha ido impactando a la industria estructural y de transporte, la investigación sobre este tipo de aceros, ha atraído cada vez más la atención, específicamente por su amplia gama de posibilidades que estos aceros que al procesarse y tratarse térmicamente, pueden obtenerse una gran variedad y/o combinación de microestructuras.

Ahora bien, como punto de partida es la perlita, un compuesto, como producto de la transformación y/o descomposición de la austenita, que posee una microestructura laminar, que consiste de fases alternas de ferrita y cementita. Las propiedades mecánicas de los aceros esencialmente perlíticos se ven afectadas por esta microestructura, en donde se deben de considerar los tamaños de los nódulos y las colonias, así como su espaciamiento entre las láminas de ferrita y cementita [1].

En el presente trabajo, específicamente lo que se pretendió fue buscar y elaborar una microestructura dual, compuesta de una fase blanda y una fase dura-resistente,

obtenida a partir del calentamiento y enfriamiento dentro de la zona bifásica de las temperaturas intercríticas de  $A_1$  y  $A_{cm}$  de un acero esencialmente eutectoide. En esta región se consideraron tres temperaturas, dos de ellas cercanas a cada temperatura intercrítica y una tercera a la mitad de este rango de temperaturas. Y en estas regiones investigar su efecto e impacto en las propiedades mecánicas, que estas “nuevas” microestructuras generaron. También se realizó una comparación entre un tratamiento térmico de temple y los tratamientos térmicos intercríticos, para comparar qué ventajas tendrían estos sobre el temple de este acero en estudio

## Capítulo 1. Introducción

### 1.1 Aceros

El acero puede definirse como una aleación de Fe y pequeñas cantidades de C y otros elementos. Los aceros al C se agrupan tradicionalmente en contenido de C, desde una cantidad insignificante hasta aproximadamente 2% en peso. Los aceros al C se dividen en dos grupos: aceros al C no aleados y aceros aleados. Los aceros al C no aleados se definen como aleaciones con rangos definidos de C y un máximo en peso de: 1.65% Mn, 0.60% Si, 0.60% Cu y máximos en S y P. Los aceros aleados también tienen rangos definidos de C y límites de Mn, Si, Cu, P, y S, pero también pueden contener rangos definidos o cantidades mínimas de Al, Cr, Co, Nb, Mo, Ni, Ti, W, V, Zr, o cualquier otro elemento agregado para obtener un efecto de aleación deseado. Durante la fabricación del acero existen numerosos elementos químicos que se incorporan en algún lugar de la microestructura sólida cristalina, a veces por diseño con fines beneficiosos, a veces causando efectos perjudiciales sobre su rendimiento y la inducción a la fractura. Los efectos beneficiosos se atribuyen a elementos de aleación (por ejemplo, C, Mn, Cr, Ni, etc.) y los efectos perjudiciales se atribuyen a elementos residuales o impurezas (por ejemplo, S, P, Cu, Sb, As, etc.), dependiendo de cantidad y su distribución [2].

Los efectos combinados de los elementos aleantes y los tratamientos térmicos producen una gran variedad de microestructuras y propiedades. Según el efecto sobre la matriz, los elementos de aleación se pueden dividir en dos grandes categorías:

- Al expandir el campo de la fase  $\gamma$  (gamma), por consiguiente, fomentar la formación de  $\gamma$ -austenita, como: Ni, Co, Mn, Cu, C y N (estos elementos se denominan estabilizadores de austenita).
- Al contraer el campo de la fase gamma, y por lo tanto fomentar la formación de la  $\alpha$ -ferrita, como: Si, Cr, W, Mo, P, Al, Sn, Sb, As, Zr, Nb, B, S y Ce (estos elementos son llamados estabilizadores de ferrita).



Los elementos de aleación se pueden dividir en dos categorías según la interacción con el C en el acero:

- Elementos formadores de carburos, como Mn, Cr, Mo, W, V, Nb, Ti y Zr. Entran en solución sólida con la  $Fe_3C$  a bajas concentraciones. A concentraciones más altas, forman carburos de aleación más estables, aunque el Mn solo se disuelve en  $Fe_3C$ .
- Elementos que no forman carburos, como Ni, Co, Cu, Si, P y Al. Están libres de carburo en los aceros, y normalmente se encuentran disueltos en la matriz [3].

Los aceros pueden clasificarse por una variedad de sistemas diferentes según:

- Composición química, i.e. aceros al C, inoxidables, etc., tal vez la clasificación más utilizada y se puede observar en la figura 1 y 2.
- Los métodos de fabricación, i.e. horno eléctrico, etc.
- El método de acabado, i.e. laminado en caliente o laminado en frío.
- La forma del producto, i.e. barra, placa, lámina o formas estructurales.
- La práctica de la desoxidación, i.e. acero "calmado", semi-calmado.
- La microestructura, i.e. ferrítica, perlítica, bainítica y martensítica.
- Nivel de resistencia requerido, como se especifica las normas ASTM. (ver figura 3)
- El tratamiento térmico, i.e. recocido, normalizado, temple, revenido.
- Descriptores de calidad, i.e. calidad de forja y calidad comercial [4].

**Composiciones estándar de aceros con SAE-AISI y las correspondientes designaciones UNS.**

Acero al carbón simple( no sulfurado, 1.0% Mn max.)

UNS Number	SAE-AISI Number	Rangos y límites de elementos.			
		C	Mn	P max	S max
G10060	1006	0.08 max	0.45 max	0.040	0.050
G10080	1008	0.10 max	0.50 max	0.040	0.050
G10090	1009	0.15 max	0.60 max	0.040	0.050
G10100	1010	0.08-0.13	0.30-0.60	0.040	0.050
G10120	1012	0.10-0.15	0.30-0.60	0.040	0.050
G10800	1080	0.74-0.88	0.60-0.90	0.040	0.050
G10840	1084	0.80-0.94	0.60-0.90	0.040	0.050
G10850	1085	0.80-0.94	0.70-1.00	0.040	0.050
G10860	1086	0.80-0.94	0.30-0.50	0.040	0.050
G10900	1090	0.84-0.98	0.60-0.90	0.040	0.050
G10950	1095	0.90-1.04	0.30-0.50	0.040	0.050

Figura 1. Composición y clasificación de algunos aceros de acuerdo con la norma SAE-AISI [3].

Números y dígitos	Tipo de acero y contenido nominal de aleantes	Números y dígitos	Tipo de acero y contenido nominal de aleantes	Números y dígitos	Tipo de acero y contenido nominal de aleantes
<b>Aceros al carbono</b>		<b>Aceros al níquel-cromo-molibdeno</b>		<b>Aceros al cromo</b>	
10XX(a)	Carbono simples (1.00% de Mn máx.)	43XX	Ni 1.82; Cr 0.50 y 0.80; Mo 0.25	50XXX	Cr 0.50
11XX	Resulfurados	43BVXX	Ni 1.82; Cr 0.50; Mo 0.12 y 0.25; V 0.03 mín	51XXX	Cr 1.02
12XX	Resulfurados y refosforados			52XXX	Cr 1.45
15XX	Carbono simples (1.00-1.65% de Mn máx.)	47XX	Ni 1.05; Cr 0.45; Mo 0.20 y 0.35	<b>Aceros al cromo-vanadio</b>	
		81XX	Ni 0.30; Cr 0.40; Mo 0.12	61XX	Cr 0.60, 0.80 y 0.95; V 0.10 y 0.15 mín
<b>Aceros al manganeso</b>		86XX	Ni 0.55; Cr 0.50; Mo 0.20	<b>Acero al tungsteno-cromo</b>	
13XX	Mn 1.75	87XX	Ni 0.55; Cr 0.50; Mo 0.25	72XX	W 1.75; Cr 0.75
<b>Aceros al níquel</b>		88XX	Ni 0.55; Cr 0.50; Mo 0.35	<b>Aceros al silicio-manganeso</b>	
23XX	Ni 3.50	93XX	Ni 3.25; Cr 1.20; Mo 0.12	92XX	Si 1.40 y 2.00; Mn 0.65, 0.82 y 0.85; Cr 0.00 y 0.65
25XX	Ni 5.00	94XX	Ni 0.45; Cr 0.40; Mo 0.12	<b>Aceros de baja aleantes y alta resistencia</b>	
<b>Aceros al níquel-cromo</b>		97XX	Ni 0.55; Cr 0.20; Mo 0.20	9XX	Diversos grados o calidades SAE
31XX	Ni 1.25; Cr 0.65 y 0.80	98XX	Ni 1.00; Cr 0.80; Mo 0.25	<b>Aceros al boro</b>	
32XX	Ni 1.75; Cr 1.07	<b>Aceros al níquel-molibdeno</b>		XXBXX	La "B" denota un acero al boro
33XX	Ni 3.50; Cr 1.50 y 1.57	46XX	Ni 0.85 y 1.82; Mo 0.20 y 0.25	<b>Aceros al plomo</b>	
34XX	Ni 3.00; Cr 0.77	48XX	Ni 3.50; Mo 0.25	XXLXX	La "L" denota un acero al plomo
<b>Aceros al molibdeno</b>		<b>Aceros al cromo</b>			
40XX	Mo 0.20 y 0.25	50XX	Cr 0.27, 0.40, 0.50 y 0.65		
44XX	Mo 0.40 y 0.52	51XX	Cr 0.80, 0.87, 0.92, 0.95, 1.00 y 1.05		
<b>Aceros al cromo-molibdeno</b>		(a) XX o XXX, los dos o tres últimos dígitos de estas designaciones, indican el por ciento de carbono después de dividirlos entre 100, salvo en el caso del 9XX de las calidades SAE. Las XX de las calidades SAE designan el esfuerzo de fluencia mínima en ksi.			
41XX	Cr 0.50, 0.80 y 0.95; Mo 0.12, 0.20, 0.25 y 0.30				

Figura 2. Sistema de designación SAE-AISI para aceros al carbono y de baja aleación [3].

A 29	Barras de acero al carbono y aleado, laminado en caliente y acabado en frío.
A 108	Barras de acero al carbono con acabado en frío de calidad estándar.
A 295	Acero con alto contenido de carbono y cromo para rodamiento de rodillos.
A 304	Barras de acero aleado con requisitos de templabilidad.
A 322	Barras de acero laminado en caliente.
A 331	Barras de acero laminado con acabado en frío.
A 434	Barras de acero aleado laminado en caliente o acabado en frío templado y revenido.
A 505	Lámina y tira de acero aleado laminado en caliente y laminado en frío.
A 506	Lámina y tira de acero aleado laminado en caliente y laminado en frío de calidad regular.
A 507	Estampado de lámina y tira de acero aleado laminado en caliente y laminado en frío.
A 510	Alambrón de acero al carbono y alambre redondo grueso.
A 534	Aceros cementados para rodillos antifricción.
A 535	Acero especial para rodamiento de bolas y rodillos.
A 544	Alambre de acero al carbón de calidad sin chatarra.
A 545	Acero al carbón con calidad en frío para tornillos de máquina.
A 546	Acero de alto contenido de carbono de calidad media para tornillos de cabeza hexagonal.

Figura 3. Especificaciones de algunos aceros de acuerdo con la norma ASTM [4].

### 1.1.1. Acero AISI 1090.

El acero AISI 1090 es un acero de alto grado de carbono que proporciona la máxima dureza superficial con una mayor resistencia al desgaste y alta resistencia. Hay, sin embargo, una pérdida de tenacidad. Debido a que los métodos de conformado en frío generalmente no son prácticos en este acero, los usos se limitan a estampados planos y resortes enrollados de alambre de diámetro pequeño [5]. Esencialmente tiene la misma composición que el acero para herramientas W1, pero no está hecho por la práctica del acero para herramientas y no se espera que cumpla con el nivel de calidad del acero para herramientas W1 [6].

Algunas de sus aplicaciones principales incluyen herramientas de borde, piezas resistentes al desgaste, resortes planos de alta tensión, resortes en espiral, vigas y rejas de arado, rejas de arado, cuchillas rascadoras, discos, cuchillas de corte y dientes de rastra [5].

En las tablas siguientes se presentan una serie de aspectos-características importantes del acero como su composición química, temperaturas críticas y sus propiedades mecánicas en estado de original obtenido después de ser elaborado y/o procesado termomecánicamente. Y en la figura 4 se muestra un diagrama de transformación isotérmico para un acero AISI 1090.

Tabla 1. composición química para el acero 1090 de acuerdo con las normas AISI y UNS [6].

%C	%Mn	%P	%S
0.85-0.98	0.60-0.90	0.040max	0.050max

Tabla 2. Equivalencia con otras normas [6].

UNS	SAE	ASTM
G10200	J403	A510

Tabla 3. Temperaturas de transformación críticas aproximadas [5].

Punto de transformación	Temperatura (°C)
A <sub>c1</sub>	730
A <sub>c3</sub>	745
A <sub>r1</sub>	690
A <sub>r3</sub>	700

Tabla 4. Propiedades mecánicas del acero AISI 1090 [5].

UTS (MPa)	$\sigma_y$ (MPa)	Dureza HRC
841	460	24

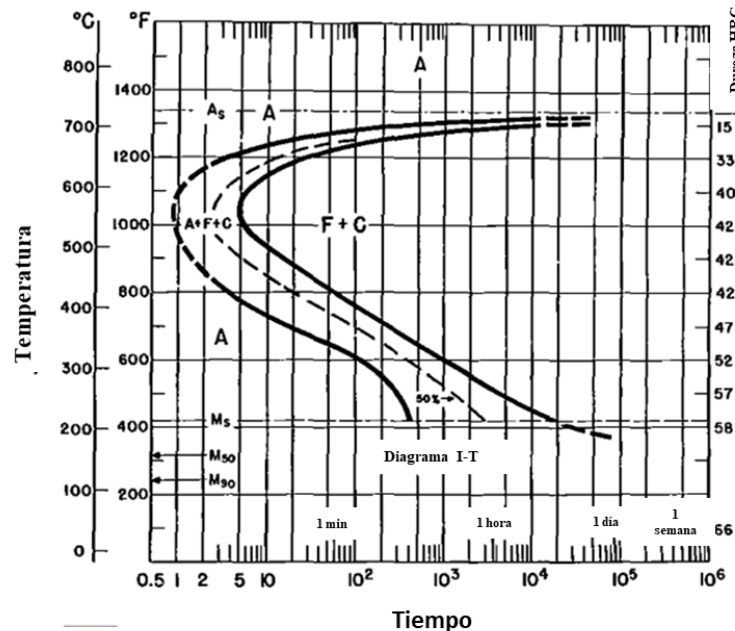


Figura 4. Diagrama de transformación isotérmica del acero AISI 1090, austenizado a 885°C y tamaño de grano 4-5 [7].



### 1.1.2. Efecto de los elementos de aleación.

Los elementos de aleación interactúan con el hierro, el carbono y otros elementos en el acero, lo que resulta en cambios en las propiedades mecánicas, químicas y físicas del acero. El nivel al que cambian las propiedades del acero mediante la aleación depende de la cantidad de elementos de aleación introducidos y el carácter de su interacción con los elementos principales del acero, es decir, Fe y C. Lo que debe considerarse es el efecto de los elementos de aleación en los puntos críticos del hierro y el acero, y también la distribución de los elementos de aleación en el acero [3].

En la siguiente tabla se expone brevemente algunos elementos de aleación, el efecto sobre la práctica y características en el acero.

*Tabla 5. Efectos de algunos elementos de aleación añadidos en la fabricación de los aceros [4].*

Elemento	Efecto
Mn	Contribuye a la resistencia y dureza, disminuye la ductilidad y soldabilidad, tiene un efecto en el aumento de la templabilidad del acero.
P	Aumenta la resistencia y la dureza, disminuye la ductilidad y tenacidad.
S	Reduce la ductilidad, tenacidad al impacto y la soldabilidad.
Si	Sirve como desoxidante en la fabricación del acero.
Cr	Aumenta la resistencia a la corrosión, oxidación, templabilidad, mejora la resistencia a altas temperaturas y la abrasión en aceros de alto contenido de C.
Ni	En combinación con el Cr, produce acero con mayor templabilidad, resistencia al impacto y fatiga.
Mo	Puede inducir un endurecimiento secundario durante el temple, mejora la resistencia a la fluencia.
Bo	Mejora la templabilidad.

### 1.1.3 Aceros de doble fase.

Los aceros de doble fase, DP (por sus siglas en inglés), son parte de la familia de aceros avanzados de alta resistencia AHSS (por sus siglas en inglés). La microestructura de los aceros DP consiste en islas de martensita rodeadas por una matriz de ferrita. Teniendo pequeñas cantidades de bainita, puede haber perlita y / o austenita retenida [8]. El interés científico y de ingeniería en el acero de doble fase (DP), ha sido especialmente en la última década. Con un procesamiento termomecánico relativamente sencillo y una aleación simple de C, principalmente y en casos con ciertos elementos de aleación. Se desarrolla una microestructura de ferrita-martensita en estos aceros, que a su vez proporciona una amplia gama de propiedades mecánicas excelentes y de aplicación industrial. Los aceros DP generalmente tienen una alta resistencia a la tracción máxima (UTS por sus siglas en inglés), generalmente influenciada por la martensita, combinada con un bajo esfuerzo de fluencia, que es influenciada por la ferrita [9].

El paso fundamental, en la obtención de un acero DP, consiste en calentar el acero dentro de un rango de temperatura intercrítico definido en los aceros hipoeutectoides, como la región entre las temperaturas críticas  $Ac_1$  y  $Ac_3$ . Para la obtención del acero DP, generalmente se utilizan aceros de bajo contenido de C y adicional al temple el material puede someterse a homogenizaciones o calentamientos con enfriamientos controlados. Los parámetros para definir y evaluar el proceso son: la temperatura intercrítica, el porcentaje de deformación, el que puede llegar a un valor del 95% y el porcentaje de martensita que se encontrará disperso entre la matriz de ferrita, tal y como se observa en la figura 5 [10].

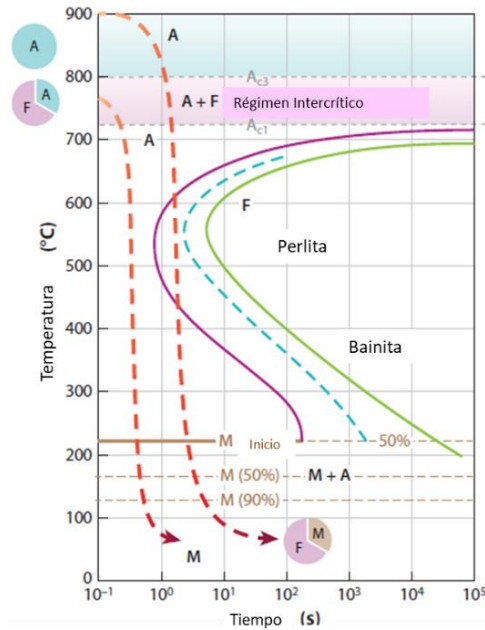


Figura 5. Esquema que indica los métodos de tratamientos térmicos utilizados para obtener una microestructura dual [9].

### 1.2. Tratamientos térmicos.

El tratamiento térmico se define como calentar y enfriar un metal sólido o una aleación de manera que se obtengan las condiciones o propiedades deseadas. Las razones por las que se realiza el tratamiento térmico son las siguientes:

- Fortalecer-incrementar-modificar las propiedades de un acero de cierto grado económico, haciendo posible de reemplazar a un acero más costoso, y por consiguiente en una reducción de costos de material en una aplicación dada.
- Aumentar su tenacidad al proporcionar una combinación de alta resistencia (UTS) y una buena ductilidad; mejorar su resistencia al impacto.
- Mejorar las propiedades de corte, por ejemplo, en los aceros de herramienta.
- Mejorar sus propiedades eléctricas.
- Cambiar o modificar sus propiedades magnéticas.
- Modificar-eliminar los esfuerzos residuales, como lo que se generan durante en el procesamiento de una pieza.
- Refinar-afinar el tamaño de grano del acero.



- Aumentar la resistencia al desgaste en la superficie de una pieza al aumentar su dureza y, al mismo tiempo, aumentar su resistencia al impacto al mantener un núcleo dúctil-suave [6].

Las prácticas de tratamiento térmico más comúnmente empleadas para metales y aleaciones comercialmente importantes se citan a continuación:

- Recocido: consiste en calentar y mantener a una temperatura adecuada, seguido de enfriamiento a una velocidad lenta; el proceso se utiliza principalmente para ablandar metales y producir simultáneamente los cambios deseados en otras propiedades o en microestructuras. Las razones para el recocido incluyen la mejora de la maquinabilidad, la facilitación del trabajo en frío, la mejora de las propiedades mecánicas o eléctricas y el aumento de la estabilidad dimensional.
- Normalizado: es un tratamiento de homogeneización o refinación de granos, con el objetivo de lograr una composición uniforme en toda la pieza. En el sentido térmico, la normalización es un ciclo de calentamiento hasta la línea crítica superior del diagrama Fe-C seguido de enfriamiento en aire quieto o ligeramente agitado.
- Temple: se basa en un enfriamiento rápido desde la temperatura de austenización con la finalidad de obtener una microestructura, dureza, resistencia o tenacidad requeridas, mientras se minimizan las tensiones residuales, la distorsión y la posibilidad de grietas.
- Revenido: en este proceso, un acero previamente endurecido o normalizado suele se calienta a una temperatura inferior a la temperatura crítica más baja y se enfría a una velocidad adecuada, principalmente para aumentar la ductilidad y tenacidad, pero también para aumentar el tamaño de grano de la matriz [11].

Existen tres temperaturas de interés en el tratamiento térmico del acero, denominadas temperaturas críticas y se observan midiendo los cambios en la transferencia de calor o el volumen a medida que las muestras se calientan o enfrían:

- $A_1$ , línea crítica denominada temperatura eutectoide, que es la temperatura mínima para la austenita ( $\gamma$ ).
- $A_3$ , es la línea crítica que muestra el límite de temperatura más baja de la región de austenita con bajos contenidos de C es el límite entre austenita ( $\gamma$ ) / austenita ( $\gamma$ ) + ferrita ( $\alpha$ ).
- $A_{cm}$ , es la línea crítica que delimita los límites para los altos contenidos de C, es el límite entre austenita ( $\gamma$ ) / austenita ( $\gamma$ ) + cementita ( $Fe_3C$ ) [12].

Los límites entre los campos de fase del diagrama de Fe-C que se muestra en la figura 6, donde se identifican temperaturas para las diversas transformaciones de fase que pueden ocurrir en las aleaciones de Fe-C. Al calentar, se absorbe calor y se produce una contracción de la muestra a medida que la ferrita y la cementita se transforma a austenita. Al enfriarse, el calor evoluciona y la expansión de la muestra ocurre cuando la austenita se transforma en ferrita y cementita [2].

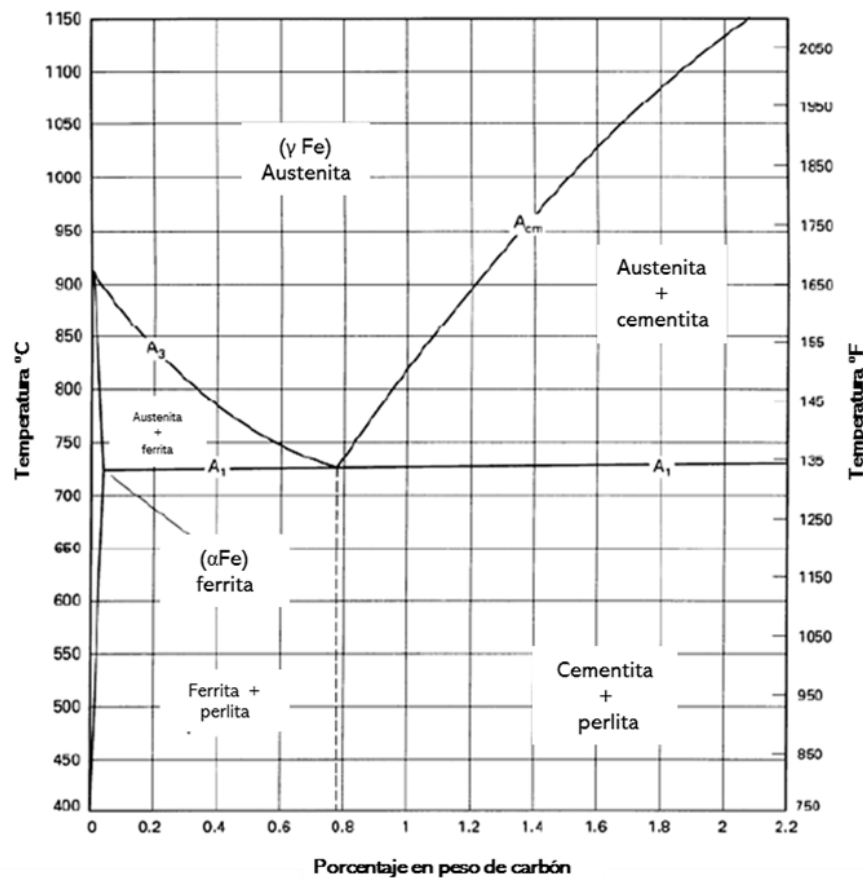


Figura 6. Diagrama Fe-C, se muestra la región de los aceros [12].

El enfriamiento lento permite que la  $\gamma$ -austenita con la composición de 0.8% C se descomponga (reacción eutectoide) a la temperatura  $A_1$  y forme la perlita que es un microconstituyente de forma laminar formado por una  $\alpha$ -ferrita dúctil suave (inicialmente 0.025% C) y  $Fe_3C$  duro y quebradizo (6.67% C). El enfriamiento lento de la  $\gamma$ -austenita con composiciones hipoeutectoides (<0.8% C) e hipereutectoides (> 0.8% C) da como resultado una microestructura formada de perlita compuesta en ferrita y cementita, respectivamente (ver figura 7 y 8). Por otro lado, si el enfriamiento es rápido de austenita desde una temperatura superior a  $A_3$  forma una fase metaestable dura conocida como martensita [13].

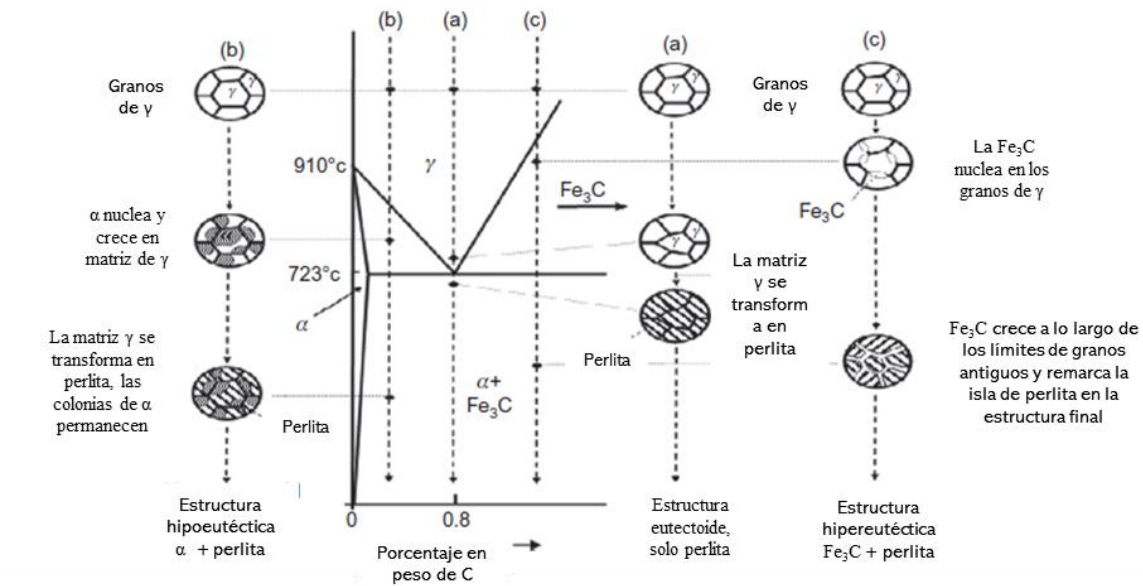
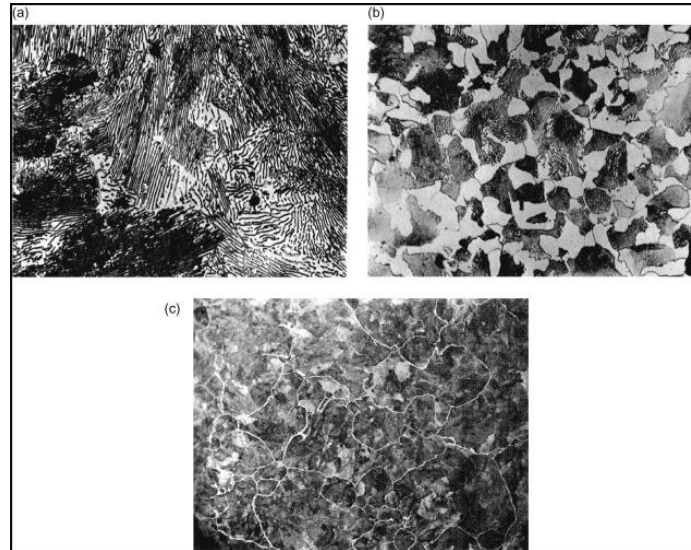


Figura 7. Esquema de las microestructuras resultantes de enfriamiento lento de la  $\gamma$ -austenita con composiciones (a) eutectoide, (b) hipoeutectoide, (c) hipereutectoide [13].



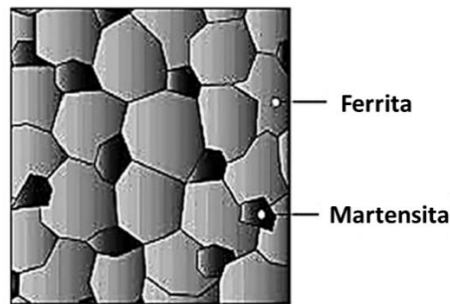
*Figura 8. Microestructuras de: (a) acero eutectoide que muestra perlita laminar (0.8%C), (b) acero hipoeutectoide con perlita y ferrita (0.53%C) y (c) acero hipereutectoide con colonias de perlita rodeadas con películas de cementita (1.2%C) [13].*

#### 1.2.1. Tratamientos térmicos intercríticos (TI).

Se basa en calentar el acero hasta alcanzar la región bifásica donde coexisten la ferrita y la austenita. A medida que se aumenta la temperatura del tratamiento se incrementa la proporción de austenita. El tratamiento térmico intercrítico es la forma más sencilla de mejorar los aceros de baja aleación (contenido inferior al 0.2% C). Esto implica el enfriamiento desde una temperatura adecuada en el rango intercrítico entre  $A_1$  y  $A_3$ . En este tratamiento, la fase de  $\gamma$ -austenita se transforma en martensita obteniéndose una microestructura compuesta de ferrita-martensita (figura 9) en lugar de la microestructura convencional de ferrita-perlita [14].

Un aumento de la temperatura intercrítica aumenta la fracción de  $\gamma$ -austenita formada, que se transforma en martensita durante el enfriamiento rápido, mejorando la dureza y la resistencia. Sin embargo, existe un equilibrio entre dos efectos opuestos: a) cuando la fracción en volumen de la martensita es pequeña, el contenido de C de esta fase es alto, mientras que, b) al aumentar fracción en volumen, el contenido de C disminuye. Este contenido de C de la martensita controla la dureza de la fase y, por lo tanto, las propiedades del acero. Se reporta que existe un rango de fracciones en volumen de la martensita (35-50%) en las que se

optimizan las propiedades mecánicas de los aceros de doble fase DP, asociadas con un equilibrio entre la fracción en volumen de martensita y la dureza de ambas fases. La composición también define la posibilidad de obtener las microestructuras duales en diferentes diámetros o espesores y en procesos como en la soldadura. Aunque se ha generado una gran cantidad de información, todavía no es claro y sigue en discusión acerca de la evolución de las propiedades mecánicas de aceros con bajos contenidos de C (<0.2%) [8].



*Figura 9. Microestructura de un acero de fase doble [15].*

### 1.3. Método de análisis por elementos finitos.

La mecánica de los materiales puede evaluar tensiones y deformaciones inducidas en componentes de interés, pero puede simplemente cubrir problemas tan simples como una barra delgada sometida a flexión, una placa bajo tensión, una barra cilíndrica torcida por momento de torsión, etc. Sin embargo, el método de elementos finitos (FEA por sus siglas en inglés), puede realizar análisis de tensiones y deformaciones en máquinas y estructuras en formas realistas sometidas a cargas complicadas.

El método FEA, es una poderosa técnica computacional para soluciones aproximadas a una variedad de problemas de ingeniería del "mundo real" que tienen dominios complejos sujetos a condiciones generales de contorno.

La base de FEA se basa en la descomposición del dominio en un número finito de subdominios (elementos) para los cuales se construye la solución aproximada sistemática aplicando los métodos residuales variacionales o ponderados. En efecto, FEA reduce el problema al de un número finito de incógnitas dividiendo el



dominio en elementos y expresando la variable de campo desconocida en términos de las funciones aproximadas asumidas dentro de cada elemento. Estas funciones que se conocen también como funciones de interpolación, se definen en términos de los valores de las variables de campo en puntos específicos, denominados nodos. Los nodos generalmente se encuentran a lo largo de los límites de los elementos y conectan elementos adyacentes.

La capacidad de discretizar los dominios irregulares con elementos finitos hace que el método sea una herramienta analítica valiosa y práctica para la solución de problemas de límites, iniciales y de valores propios que surgen en diversas disciplinas de ingeniería [16].

#### 1.3.1. ANSYS.

El paquete de software de análisis estructural de ANSYS cuenta con herramientas de análisis, haciendo posible personalizar y automatizar simulaciones, analizando varios escenarios de proyectos. La herramienta se conecta fácilmente a otras herramientas de análisis de física, proporcionando aun mayor realismo en la previsión del comportamiento y desempeño de productos complejos.

Análisis de fatiga.

Ser capaz de comprender las tensiones y deformaciones inmediatas que sufre una pieza es fundamental para el análisis estructural. Cualquier parte que se someta a una carga repetida o cíclica, puede acumular daños que eventualmente resultarán en una falla de la parte, aunque la carga no esté cerca de los límites del material. El análisis de fatiga permite la visualización de “vidas y daños” durante la carga cíclica, y puede ayudar a predecir dónde puede ocurrir una falla y aumentar la durabilidad del producto [17].

#### 1.4. Ensayos mecánicos.

Un examen cuidadoso en el comportamiento mecánico de los materiales puede proporcionar información sobre la naturaleza de defectos atómicos. El ensayo mecánico es importante en el desarrollo tanto de la ciencia de los materiales como de las propiedades de ingeniería [18]. Al realizar ensayos mecánicos, también es

muy importante reconocer que el material puede contener fallas y que su microestructura, y sus propiedades pueden ser direccionales, como en el caso de los compuestos y heterogénea o dependiente de la zona o región, como en un acero carburizado. También es importante considerar la complejidad de la selección de materiales para una combinación de propiedades tales como resistencia, tenacidad, peso, costo, etc. [19].

#### 1.4.1. Ensayo de tensión.

El ensayo de tensión proporciona información sobre la resistencia y ductilidad de materiales bajo tensiones de tracción uniaxiales. Ésta a información puede ser útil en comparaciones de materiales, desarrollo de aleaciones, control de calidad y diseño bajo ciertas circunstancias [20].

El ensayo se realiza sujetando la probeta por medio de unos cabezales que se encuentran autolineados para asegurar que sólo se impondrán cargas de tensión pura. La máquina de ensayo consta esencialmente de un cabezal móvil que se desplaza de manera controlada, tal como mediante una velocidad prefija-constante, mediante servomotores. El movimiento del cabezal desarrolla una fuerza  $P$ , la cual se mide con un instrumento llamado dinamómetro.

La extensión de la probeta se mide colocando un extensómetro a la longitud calibrada y se usan salidas de un transductor para accionar un registrador x-y o mediante un adquisidor de datos a través de una señal, de tal manera que se obtenga un registro de fuerza que es la variable dependiente, y que está en función de la extensión, que es la variable independiente (ver figura 10) [21].

Debido a que las cargas diferirán para muestras de diferentes tamaños y la cantidad de alargamiento variará con diferentes longitudes de calibre, es importante eliminar estos efectos geométricos o de tamaño si vamos a producir datos que sean característicos de un material dado y no una muestra en particular. Si la carga se divide por el área de la sección transversal original,  $A_0$ , y el alargamiento se divide por la longitud original,  $L_0$ , los efectos de tamaño se eliminan y la gráfica resultante

se conoce como una curva de esfuerzo-deformación, como se observa en la figura 11 [22].

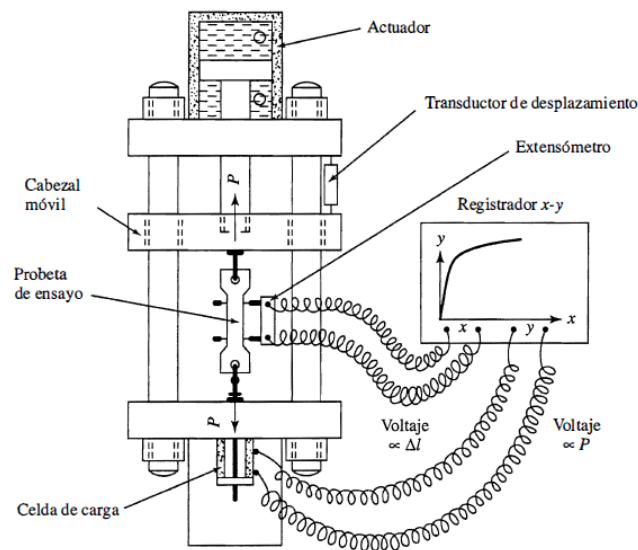


Figura 10. Esquema de una máquina universal para ensayo de tensión [21]

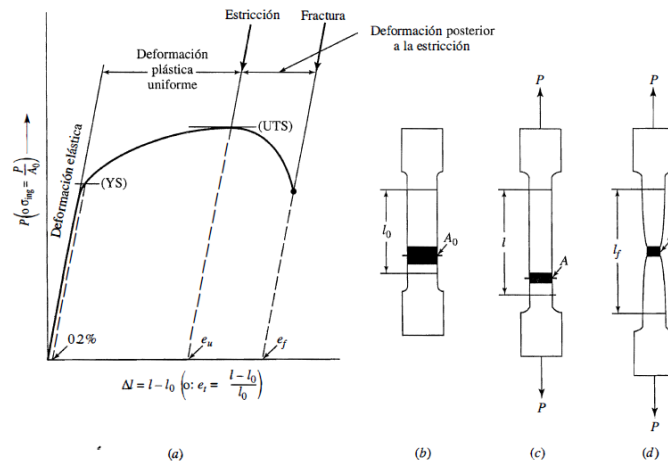


Figura 11.a) Curva esfuerzo-deformación, obtenida en un material dúctil mostrando una secuencia de eventos: (b) la probeta de sección transversal inicial  $A_0$ , (c) con una deformación plástica, (d) y la zona de fractura [19].

Las propiedades determinadas a partir de pruebas de tensión incluyen:

- Propiedades de deformación elástica, como el módulo de elasticidad o módulo de Young y la relación de Poisson.
- Límite elástico y máxima resistencia a la tracción.
- Propiedades de ductilidad, como el alargamiento y la reducción del área [19].

### 1.4.2 Fatiga.

El término fatiga se aplica al comportamiento de un metal que, cuando se somete a un esfuerzo variable cíclicamente de magnitud suficiente, a menudo por debajo del límite elástico, produce un cambio detectable en las propiedades mecánicas. En la práctica, una gran cantidad de fallas en el servicio se deben a la fatiga, por lo que los ingenieros se preocupan principalmente por la falla por fatiga, donde la muestra se separa en dos partes. Algunas de estas fallas pueden atribuirse al diseño deficiente del componente, pero en otras pueden atribuirse a la condición del material. En consecuencia, el tratamiento de la fatiga puede ser conveniente dividido en tres aspectos: (I) consideraciones de ingeniería, (II) aspectos metalúrgicos generales y (III) cambios estructurales y atómicos a escala fina [13].

Muchos parámetros afectan el rendimiento de fatiga de los componentes estructurales. Incluyen parámetros relacionados con la tensión, la geometría y las propiedades del componente y el medio ambiente. Los parámetros de tensión incluyen su estado de esfuerzos, rango de estos esfuerzos, y la relación entre: esfuerzo, carga constante o variable, frecuencia y esfuerzo máximo. La geometría y las propiedades del componente incluyen estados de esfuerzo (deformación), tamaño, gradiente de esfuerzos y las propiedades metalúrgicas y mecánicas del metal base y las soldaduras. Los parámetros del medio ambiente incluyen la temperatura y la agresividad del entorno. El factor principal que afecta la resistencia a la fatiga de los componentes estructurales es el comportamiento cíclico en los esfuerzos o esfuerzos localizados. En consecuencia, los métodos más efectivos para aumentar significativamente la vida útil de la fatiga generalmente se logran disminuyendo las concentraciones del esfuerzo tensil y la magnitud del esfuerzo nominal aplicada. [23].

Como se ha mencionado anteriormente, el daño por fatiga es causado por la acción simultánea de un esfuerzo cíclico, ya sea de un esfuerzo por tensión y/o compresión y esfuerzos promovidos por la deformación plástica. Si alguno de estos tres no está presente, una grieta por fatiga no se iniciará ni se propagará. La deformación plástica resultante del esfuerzo cíclico inicia la grieta; el esfuerzo de

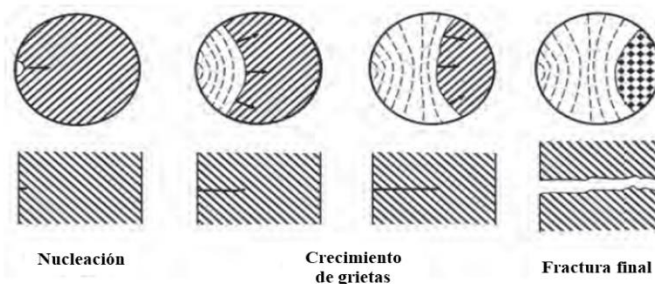
tensión/compresión promueve el crecimiento y propagación de grietas. Aunque los esfuerzos de compresión por lo general no causarían fatiga, las cargas de compresión pueden provocar esfuerzos de tensión localizados. Las deformaciones plásticas microscópicas también pueden estar presentes a bajos niveles de esfuerzos, donde la deformación podría parecer totalmente elástica.

Durante la falla por fatiga en un metal libre de fallas como lo son las grietas, se pueden formar microgrietas, que se pueden unir y/o coalescer para convertirse en macrogrietas, que se propagan hasta exceder su resistencia a la fractura y producir o generar una fractura final. En condiciones de carga habituales, las grietas por fatiga se inician cerca o en los defectos que puedan encontrarse justo debajo de la superficie, como ralladuras, cambios bruscos en la sección transversal, hoyuelos, inclusiones o en los límites de granos fragilizados. Las microfisuras pueden generarse a partir de procesos como soldadura, tratamientos térmicos o procesos termomecánicos. Incluso en un metal sin defectos con una superficie altamente pulida y sin concentradores de esfuerzos, se puede formar una grieta por fatiga. Si la amplitud del esfuerzo cíclico es lo suficientemente alta, se puede producir una deformación plástica, es decir, un movimiento de dislocaciones de largo alcance, lo que provoca un deslizamiento en la superficie. Los ciclos continuos conducen al inicio de una o más grietas de fatiga. Alternativamente, las dislocaciones pueden acumularse alrededor o aglomerarse en la vecindad de defectos como una partícula de segunda fase o en las fronteras de grano (energía de superficie), y llegar a formar bandas de deslizamiento, agrietamiento de partículas, una pérdida en la cohesión entre partícula y matriz, o a lo largo de las fronteras de grano.

Las grietas iniciales son muy pequeñas. Su tamaño no se conoce bien porque es difícil determinar cuándo una banda de deslizamiento u otra característica de deformación se convierte en una grieta. Sin embargo, se pueden observar grietas tan pequeñas (fracción de micras- $\mu\text{m}$ ), utilizando herramientas analíticas como la microscopía electrónica de barrido (MEB), la microscopía electrónica de transmisión (MET), etc. Las microgrietas crecen o se unen para formar una o más macrogrietas, que a su vez crecen hasta que la resistencia a la fractura es excedida.

El proceso de falla por fatiga se puede dividir en cinco etapas:

1. Deformación plástica cíclica antes de la iniciación de grietas de fatiga.
2. Iniciación de una o más microgrietas.
3. Propagación o coalescencia de microgrietas para formar uno o más microgrietas.
4. Propagación de una o más macrogrietas.
5. Falla final (ver figura 12) [24].



*Figura 12. Esquema de una propagación típica de una grieta causada por fatiga [25].*

Se ha estimado que la fatiga contribuye a aproximadamente el 90% de todas las fallas de servicio debido a causas mecánicas. La fatiga es un problema que puede afectar cualquier parte o componente que se encuentre en movimiento. Por ejemplo, en diversos componentes localizados en: autotransportes como en las suspensiones, carrocería, etc., en la aeronáutica como en los fuselajes, en las alas, en alabes de turbinas, en el tren de aterrizaje, etc., en transporte marítimo como en flechas, en alabes, en rotores, etc.; reactores nucleares, motores a reacción y turbinas terrestres, todos estos son susceptibles a fallar por fatiga [24].

#### 1.4.2.1. Fatiga en aceros.

Para una gran cantidad de aceros, existe una correlación directa entre la resistencia a la tracción y la resistencia a la fatiga; es decir, los aceros de mayor resistencia a la tracción tienen límites de resistencia más altos. El límite de resistencia está normalmente en el rango de 0.35 a 0.60 de la resistencia a la tracción. Esta relación soporta una dureza de aproximadamente 40 HRC (~ 1240 MPa, o 180 ksi, de resistencia a la tracción), y luego la dispersión se vuelve demasiado grande para

ser confiable. Esto no significa necesariamente que sea aconsejable utilizar acero de la mayor resistencia posible para maximizar la vida útil de la fatiga, porque a medida que aumenta la resistencia a la tracción, disminuye la tenacidad a la fractura y aumenta su susceptibilidad ambiental. Además, el límite de resistencia de los aceros de alta resistencia es extremadamente sensible a la condición superficial, al estado de esfuerzos residuales y la presencia de partículas de segunda fase que pueden actuar como concentradores de esfuerzos.

El agrietamiento por fatiga puede ocurrir en un periodo de tiempo corto en la vida útil de la pieza por la formación de una pequeña grieta, generalmente en algún punto de la superficie externa. La grieta luego se propaga lentamente a través del material en dirección aproximadamente perpendicular al eje de tracción principal. Finalmente, el área de la sección transversal de la pieza se reduce al punto de que ya no soporta la carga, y falla en tensión. La porción de la superficie de fractura debido al crecimiento de grietas por fatiga y la porción finalmente agrietada debido a la sobrecarga son claramente evidentes, como se observa en la figura 13 [25].

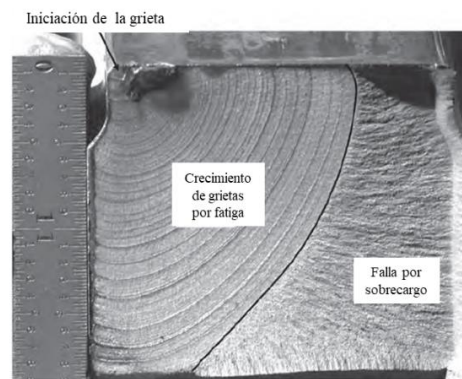


Figura 13. Superficie de fractura de una pieza de alta resistencia a la fatiga [25].

#### 1.4.2.2 Ensayo de fatiga.

El ensayo de fatiga de fuerza axial se utiliza para determinar el efecto de variaciones en el material, geometría, condición de superficie, estrés, etc., sobre la resistencia a la fatiga del metal. Los resultados también pueden usarse como una guía para la selección de materiales metálicos para servicio bajo condiciones de estrés repetitivo directo [26].

Durante el ensayo a menudo se utiliza una carga sinusoidal periódica, y las condiciones de inversión de tensión-compresión de igual magnitud proporcionan una mayor simplificación. Estas condiciones se pueden lograr colocando una muestra cilíndrica en una unidad giratoria y colgando un peso para producir una flexión elástica a lo largo del eje, como se muestra en la figura 14. El material en la parte inferior de la muestra se alarga o carga en tensión, mientras que el material en la superficie superior se comprime. A medida que la muestra gira, la superficie de la muestra experimenta una aplicación sinusoidal de tensión y compresión con cada rotación.

Al someter muestras idénticas a diferentes niveles de carga máxima y registrar el número de ciclos necesarios para lograr la fractura, se pueden producir curvas conocidas como tensión versus número de ciclos, o curvas S – N (ver figura 15) [22].

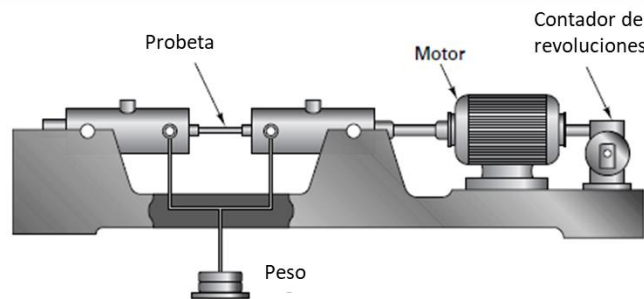


Figura 14. Diagrama de una máquina de fatiga de viga giratoria [22].

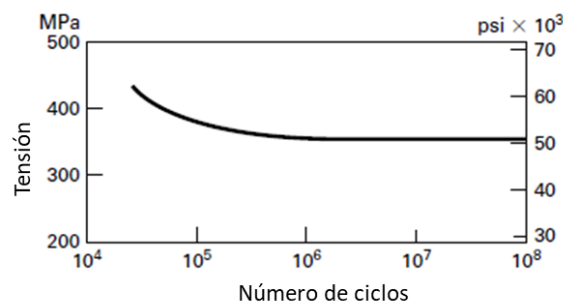


Figura 15. Curva típica S-N para un acero [22].

#### 1.4.3. Ensayo de dureza.

La dureza puede definirse como la capacidad de un material para resistir la deformación permanente cuando está en contacto con un penetrador bajo carga.



Un ensayo de dureza consiste en presionar un penetrador de geometría conocida y propiedades mecánicas en el material de prueba. La dureza del material se cuantifica usando una variedad de escalas que directa o indirectamente indican la presión de contacto involucrada en la deformación de la superficie de prueba. [19].

#### 1.4.3.1. Dureza Rockwell.

Los ensayos de dureza Rockwell proporcionan información útil sobre materiales metálicos. Esta información puede correlacionarse con resistencia a la tracción, resistencia al desgaste, ductilidad y otras características físicas de los materiales metálicos, y pueden ser útiles en control de calidad y selección de materiales. El ensayo de dureza Rockwell en una ubicación específica de una pieza puede no representar las características físicas de toda la parte del producto final. Los ensayos de dureza Rockwell se consideran satisfactorias para pruebas de aceptación de envíos comerciales, y han sido utilizado ampliamente en la industria para este propósito [27].

El ensayo consiste en una pequeña penetración, ya sea mediante un penetrador que es una bola de acero endurecido de 1/16, 1/8, 1/4 o 1/2 pulgadas de diámetro, o un penetrador esferocónico de diamante, se asienta primero firmemente contra el material mediante la aplicación de una carga inicial o primaria de 10 kg. Esto provoca una ligera penetración elástica en la superficie y elimina los efectos de cualquier irregularidad en la superficie. Posteriormente se aplica una carga secundaria de 60, 100 o 150 kg., para producir una penetración más profunda induciendo deformación plástica. Cuando el penetrador deja de moverse, se elimina la carga principal (ver figura 16) [22]. El equipo mide en forma automática la profundidad de la indentación y proporciona una lectura en escalas arbitrarias, de las cuales las escalas A, B Y C son las que más se utilizan, denominándose como: HRA, HRB, HRC, respectivamente [21].

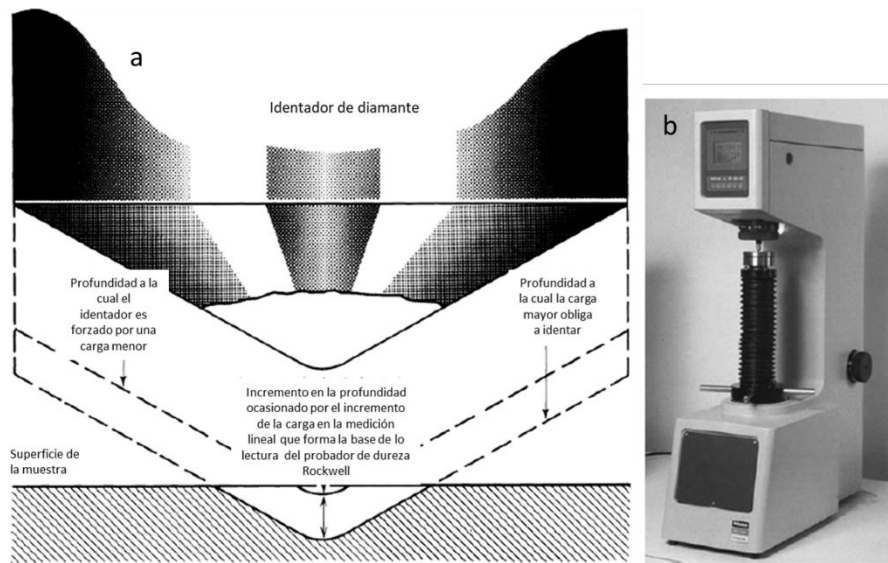


Figura 16. a) Principio de un ensayo Rockwell. b) Probador típico de dureza Rockwell de lectura digital [22].

#### 1.4.3.2. Microdureza (Vickers)

Las pruebas de microdureza permiten evaluar a fases o componentes específicos y regiones demasiado pequeños, para evaluar su respuesta a un ensayo de microindentación. Debido a que la microdureza del ensayo revela las variaciones de dureza que pueden existir dentro de un material, un solo valor de prueba puede no ser representativo de la dureza aparente, por lo que es necesario realizar varias indentaciones y establecer un promedio.

La prueba se desarrolló porque la prueba de Brinell, usando un penetrador esférico de acero endurecido, no podía probar aceros duros. Se eligió un penetrador de diamante de forma piramidal con base rectangular y con un ángulo de  $136^\circ$  entre las caras opuestas para obtener números de dureza que fueran lo más cercanos posible a los números de dureza Brinell para las mismas muestras. A diferencia de las pruebas de Rockwell, la prueba de Vickers tiene la gran ventaja de usar una escala de dureza más amplia, para probar todos los materiales [19].

Este ensayo se realiza utilizando un equipo calibrado para permitir que el penetrador incida en la superficie del material que se evalúa, en el que las fuerzas del ensayo varían de 1 a 1000 gf ( $9.810^{-3}$  a 9.8 N), y la diagonal de indentación, o las diagonales se miden con un microscopio óptico, normalmente acoplado al equipo, después de

retirar la carga aplicada. Para cualquier prueba de microdureza, se supone que la indentación no experimenta recuperación elástica después de la eliminación de la fuerza [28]. La fuerza se aplica suavemente, sin impacto, y se mantiene en contacto durante 10 a 15s ver figura 17 [19].

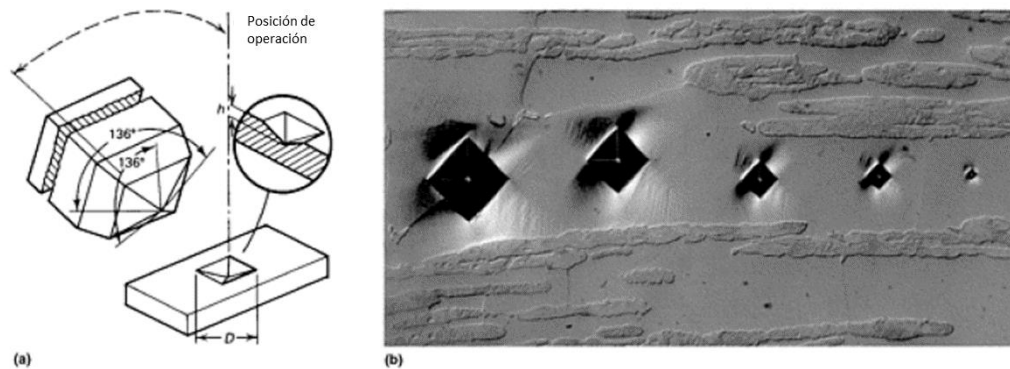


Figura 17. Prueba de dureza Vickers. a) Esquema del penetrador piramidal de diamante de base cuadrada. b) ejemplo de la huella que produce [19].

### 1.5. Caracterización metalográfica.

Debido a que la macro y microestructura de metales y aleaciones a menudo determinan el comportamiento del material, con frecuencia se requiere la caracterización de los efectos de la composición, el procesamiento, las condiciones de servicio y otras variables similares en la macro y microestructura. Las relaciones típicas de estructura-propiedad que se han establecido utilizando metalografía óptica incluyen:

- Un aumento general en el límite elástico y la dureza de un metal con un tamaño de grano menor.
- Una tendencia general a una disminución de la ductilidad con el aumento del contenido de partículas de segunda fase, etc.
- Evaluación de tratamientos de superficie tales como la carburización, nitruración y algunos endurecimientos mediante inducción, mediante determinaciones de la profundidad y características microestructurales de la región endurecida.

- Correlaciones de las tasas de crecimiento de grietas por fatiga y los parámetros de resistencia a la fractura con variables estructurales como el contenido de las partículas de segunda fase y su distribución.
- Asociación de sitios de inicio de falla con la microestructura (i.e. homogénea y no-homogénea), como partículas de segunda fase, precipitados, etc.
- Correlaciones del comportamiento mecánico anisotrópico con granos alargados y / u orientaciones de grano preferencial, etc.

Las microestructuras de metales y aleaciones se determinan principalmente por su composición, procesos de solidificación y tratamientos termomecánicos. Por lo tanto, estas variables de proceso determinan su respuesta a los entornos de laboratorio y servicio. Debido a las relaciones entre la microestructura y las propiedades, la caracterización metalográfica se utiliza en la especificación de materiales, control de calidad, garantía de calidad, control de procesos y análisis de fallas [29].

#### 1.5.1. Espectroscopía de emisión óptica (OES)

El espectro característico que produce un átomo refleja la estructura electrónica del átomo. Cada átomo tiene un estado fundamental, en el que todos sus electrones ocupan posiciones de energía potencial mínima. A medida que un átomo absorbe energía, uno o más de los electrones externos pueden ser promovidos a energías más altas, produciendo un estado excitado. Los átomos libres, cuando se colocan en un entorno energético, emiten luz en una serie de intervalos estrechos de longitud de onda. Estos intervalos, denominados líneas de emisión, forman un patrón, el espectro de emisión, es decir, característico del átomo que lo produce. Las intensidades de las líneas suelen ser proporcionales a la cantidad de átomos que los producen. La concentración de ese elemento puede determinarse midiendo las intensidades de línea. Por lo tanto, el espectro de emisión característico forma la base para el análisis elemental cualitativo, y la medición de intensidades de las líneas de emisión forma la base del análisis elemental cuantitativo.

Usos generales



- Determinación cuantitativa de elementos principales y algunos elementos residuales en varios tipos de muestra.
- Análisis elemental cualitativo.

#### Muestras

- Forma: sólidos conductores, polvos y soluciones.
- Tamaño: depende de la técnica específica; la muestra puede ser de aproximadamente  $10^{-6}$ g.
- Preparación: rebabas, polvos, disolución y digestión o cenizas.

#### Limitaciones

- Algunos elementos son difíciles o imposibles de determinar, como N, O, H, halógenos y gases nobles.

#### Tiempo estimado de análisis

- De 30s a horas, según los requisitos de preparación de la muestra [30].

#### 1.5.2. Microscopía óptica (MO).

La aplicación más importante es la determinación de las fases estructurales presentes y la constitución de la mayor parte del metal. Estas observaciones son de importancia práctica porque la estructura y la constitución tienen una fuerte influencia en el comportamiento del material. En estos estudios, la superficie del acero preparado adecuadamente se examina sin ataque o después del ataque, o en ambas condiciones. Para obtener una resolución óptima de los detalles, la superficie de la muestra que se examina debe tener un contraste adecuado. Existen numerosas técnicas microscópicas que pueden usarse para observar la microestructura de los materiales, y estas técnicas producen imágenes que tienen la resolución y el contraste necesarios para observar detalles estructurales microscópicos. Los tipos de superficies examinadas por estas técnicas incluyen lo siguiente:

- Superficies desbastadas (inclusiones y precipitados)

- Superficies desbastadas-pulidas de metales ópticamente anisotrópicos.
- Superficies pulidas sin relieve
- Superficies atacadas

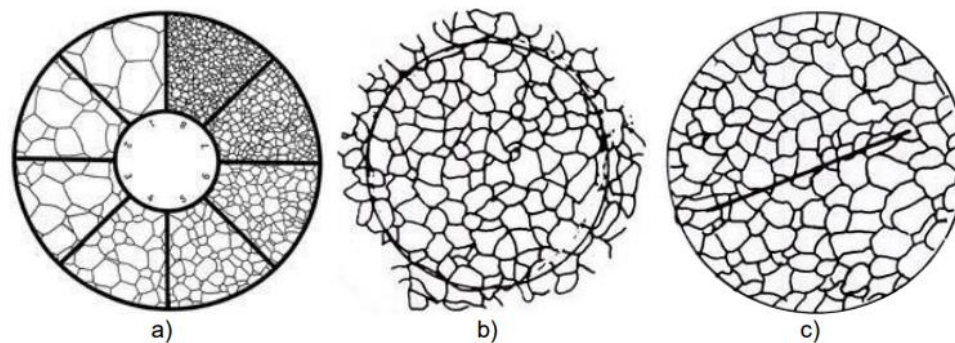
La técnica utilizada depende de la naturaleza del problema, la experiencia del investigador y el equipo disponible. Los métodos de microscopía para mejorar el contraste incluyen los siguientes:

- iluminación de campo oscuro
- luz polarizada
- Contraste de fase
- métodos de interferencia
- filtros [31].

#### 1.5.2.1. Determinación del tamaño de grano.

Un factor microestructural principal es el tamaño de grano, que influye en casi todas las propiedades mecánicas de los aceros. Por esta razón, las medidas de tamaño de grano se encuentran entre las más importantes en metalografía cuantitativa. Para medir el tamaño de grano manualmente, ASTM E112 estandarizó tres procedimientos (figura 18) [32].

- Procedimiento de comparación con imágenes graduadas presentadas en gráficos o en retículas de ocular con un aumento de 100x. Los resultados se dan en el tamaño de grano ASTM número G.
- Procedimiento planimétrico, implica contar el número de granos en un área determinada de una metalografía, generalmente definido por un círculo de radio conocido. Los granos que son interceptados por el círculo se cuentan como la mitad.
- Procedimiento de intercepción, se cuenta el número de granos interceptados por una línea de longitud dada superpuesta a una muestra metalográfica. Esto permite determinar la longitud de intercepción lineal media ( $l$ ); A partir de esta medición, se puede determinar el valor de G [33].



*Figura 18. Herramientas para la evaluación de tamaño de grano. a) Retículo ocular para el método de comparación; b) Método planimétrico; c) Método de intercepción [32], [33].*

### 1.5.3. Microscopía electrónica de barrido (MEB).

El microscopio electrónico de barrido SEM (por sus siglas en inglés), permite la observación y caracterización de materiales heterogéneos orgánicos e inorgánicos en una escala de nanómetros (nm) a micrómetros ( $\mu\text{m}$ ). Los tipos de señales producidas por la interacción del haz de electrones con la muestra incluyen una interacción secundaria electrones, electrones retrodispersados, rayos X característicos y otros fotones de diversas energías. Las señales de imagen de mayor interés son los electrones secundarios y retrodispersados porque varían principalmente como resultado de las diferencias en la topografía de la superficie. La apariencia tridimensional de las imágenes se debe a la gran profundidad de campo del microscopio electrónico de barrido. En el MEB, los rayos X característicos se emiten como resultado del bombardeo electrónico. El análisis de la radiación X característica emitida por las muestras puede proporcionar tanto la identificación cualitativa como información elemental cuantitativa de las regiones de una muestra [34].

El análisis por MEB también se utiliza para caracterizar superficies de fractura, productos de corrosión y otras superficies rugosas, especialmente cuando se desea un microanálisis elemental mediante la dispersión de energía de Rayos X por (EDS por sus siglas en inglés) de pequeñas áreas, o regiones localizadas, etc. [29]. Este análisis consiste en bombardear los átomos de una muestra con fotones (rayos X o rayos  $\gamma$ ) o partículas de alta velocidad (electrones, protones, partículas  $\alpha$  o  $\beta$ ), la

energía se transfiere a los átomos, excitando electrones en el átomo. El exceso de energía liberada durante los movimientos de estos electrones se expresa como un fotón de rayos X. La energía del fotón es la misma que la diferencia en los niveles de energía del átomo y puede usarse para identificar el átomo [35]. Los rayos X de la muestra son detectados por un espectrómetro de estado sólido que los convierte en pulsos eléctricos proporcionales a las energías de rayos X características. Si la intensidad de rayos X de cada elemento se compara con la de un estándar de composición conocida y se corrige adecuadamente para los efectos de otros elementos presentes, entonces se puede calcular la fracción de masa de cada elemento [36].

En la tabla 6, se presenta una comparación entre la técnica de microscopía electrónica de barrido y la microscopía óptica, sus alcances y limitaciones. En la figura 19 se muestra diagramas esquemáticos de los componentes de ambos microscopios.

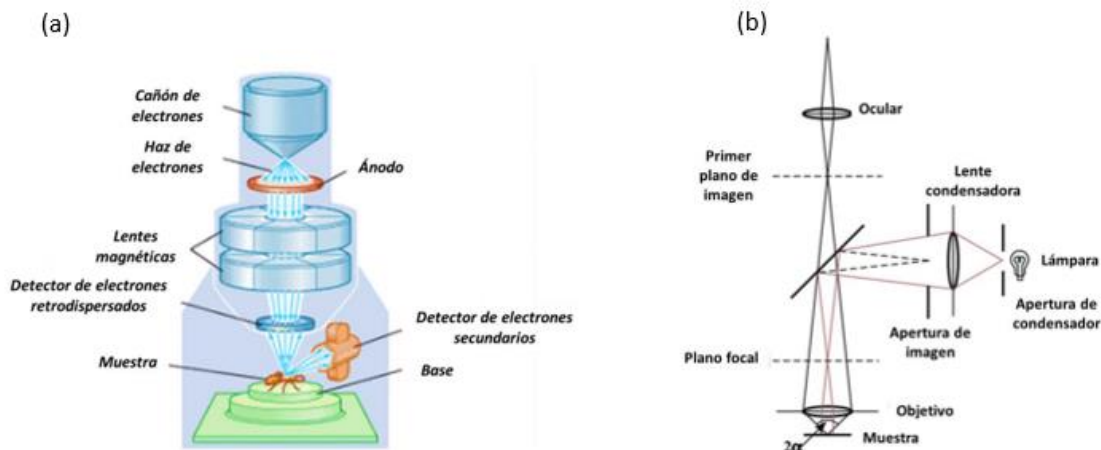


Figura 19. Esquema con los componentes de:(a) Microscopio electrónico de barrido; (B) Microscopio óptico [37], [38].



Tabla 6. Comparación entre MEB y MO [29], [39].

	Microscopía electrónica	Microscopía óptica
<b>Usos generales</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>Amplificación: hasta 150,000x.</li> <li>Fractografía</li> <li>Corrosión en superficies</li> <li>Orientación cristalográfica</li> <li>Morfología microestructural.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>Imágenes de características tipográficas o microestructurales en superficies pulidas y atacadas con aumentos de 1 a 1500x.</li> <li>Caracterización de estructuras y tamaño de grano y fase.</li> </ul>
<b>Aplicaciones</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>Electrones secundarios: topografía superficial, orientación cristalográfica</li> <li>Electrones retrodispersados: composición elemental del material, tipografía, orientación cristalográfica.</li> <li>Rayos x: distribución de elementos.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>Determinación del historial de fabricación y tratamiento térmico.</li> <li>Determinación de la integridad de la unión de soldadura.</li> <li>Análisis de fallas.</li> <li>Caracterización de los efectos del procesamiento sobre la microestructura y las propiedades</li> </ul>
<b>Muestras</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>Las secciones transversales se preparan de la misma manera que para la microscopía óptica.</li> <li>Las muestras deben ir limpias de aceites o grasas.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>Forma: metales, cerámicos, materiales compuestos y materiales geológicos.</li> <li>Tamaño: dimensiones que van de 0.00001 - 0.01m.</li> <li>Preparación de la muestra: generalmente se seccionan y montan, se desbastan y pulen para producir una superficie plana, posteriormente se atacan para relevar características microestructurales de interés.</li> </ul>
<b>Limitaciones</b>	<p>Límite de resolución:</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>Electrones secundarios: 5-20nm.</li> <li>Electrones retrodispersados: 0.1-1 <math>\mu\text{m}</math>.</li> </ul> <p>Rayos X: aproximadamente 1 <math>\mu\text{m}</math></p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>Límite de resolución: aproximadamente 1 <math>\mu\text{m}</math>.</li> <li>Profundidad de campo limitada (no puede enfocar superficies rugosas). No proporciona información química o cristalográfica directa sobre las características microestructurales.</li> </ul>

## Capítulo 2

### 2.1. Hipótesis.

Al modificar las temperaturas de los tratamientos, específicamente en una región intercrítica, las relaciones de fase como: bainita, martensita y austenita retenida, influirán en las microestructuras y en su respuesta a la resistencia a la fatiga de un acero de alto C comercial.

### 2.2. Objetivos.

#### 2.2.1. General.

Estudiar el efecto de las diferentes temperaturas (740, 750 y 760°C) en los tratamientos térmicos intercríticos, de un acero AISI 1080 comercial, en la evolución de las microestructuras dentro de la región intercrítica y su respuesta a la microdureza y fatiga.

#### 2.2.2. Particulares.

1. Obtener fases duales para conseguir fases duras y como consecuencia propiedades mecánicas altas sin llegar a una temperatura de austenización.
2. Comparar los tratamientos intercríticos ante un tratamiento de temple.
3. Determinar la temperatura intercrítica a la cual se obtienen las propiedades óptimas de resistencia a la fatiga.

### Capítulo 3. Desarrollo experimental.

En el presente capítulo se explica a detalle el desarrollo experimental llevado a cabo para este trabajo.

#### 3.1. Corte de las piezas.

Se realizó el corte de las piezas en una cortadora LECO CM-10 “cutoff machine” con un disco de SiC a partir de una barra de acero AISI 1080 comercial. Se cortaron 6 piezas con las siguientes dimensiones: 1.5 cm de ancho por 2 cm de largo. A cada pieza se le asignó una condición o tratamiento, como se observa en la tabla 7. Con la finalidad de tener un orden e identificación de las piezas.

*Tabla 7. Asignación de cada pieza para su condición o tratamiento.*

Número de pieza	Condición / tratamiento
1	Llegada
2	Normalizada
3	Temple
4	Tratamiento intercrítico a 740°C
5	Tratamiento intercrítico a 750°C
6	Tratamiento intercrítico a 760°C

#### 3.2. Análisis químico elemental

Para obtener la composición química real del acero AISI 1080, se realizó un análisis de espectroscopía de emisión óptica en el departamento de Ingeniería Metalúrgica, de la Facultad de Química, edificio D. Posteriormente con la composición química real del acero y con la ayuda de las ecuaciones 1 y 2 desarrolladas por Andrews, se determinaron las temperaturas críticas  $A_1$  y  $A_3$ .

$$A_1 = 723 - 10.7Mn - 16.9Ni + 29.1Si + 16.9Cr + 290As + 6.38W \quad \dots \text{ecuación 1}$$

$$A_3 = 910 - 203\sqrt{C} - 15.2Ni + 44.7Si + 104V + 31.5Mo + 13.1W \quad \dots \text{ecuación 2}$$

### 3.3. Ejecución de tratamientos térmicos.

Las temperaturas de los tratamientos fueron seleccionados a partir de un análisis de dilatometría realizadas a este acero en un trabajo previo.

Antes de realizar los tratamientos térmicos, se cobrizaron todas las piezas y probetas que fueron utilizadas para los tratamientos, en una solución de  $\text{CuSO}_4$  con una permanencia de 10 segundos dentro de la misma solución, posteriormente se dejaron secar al aire. Con la finalidad de prevenir la descarbonización del acero, así como evitar la formación de la cascarilla de óxido en la parte superficial de las piezas ocasionando diferentes rapidezces de enfriamiento en diferentes puntos de las piezas.

Todos los tratamientos térmicos se realizaron en una mufla Thermolyne 1500 a cada una de las probetas para caracterización y las probetas de los ensayos mecánicos.

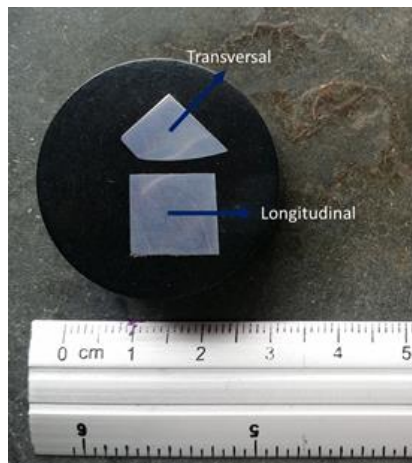
El primer tratamiento térmico realizado fue el de normalizado a una temperatura de  $800^\circ\text{C}$  durante 1 hora. Este tratamiento se realizó a todas las piezas y probetas, con la finalidad de homogenizar la microestructura y reducir la heterogeneidad de las propiedades mecánicas. A partir de estas condiciones de tratamiento se realizaron los tratamientos térmicos para las piezas y probetas.

El segundo tratamiento realizado fue el de temple, se llevó a cabo a una temperatura de  $800^\circ\text{C}$  durante 30 minutos y templando las piezas en aceite.

Por último, se realizaron los tratamientos intercríticos a:  $740$ ,  $750$ , y  $760^\circ\text{C}$ , con un tiempo de permanencia de 30 minutos cada una y utilizando aceite como medio de enfriamiento.

### 3.4. Caracterización metalográfica.

Las piezas utilizadas para la caracterización metalográfica fueron cortadas y montadas en baquelita utilizando una montadora BUEHLER “simplimet 2 mounting press”, para permitir que se pudiese evaluar la sección longitudinal, así como la sección transversal al prepararse metalográficamente como se muestra en la figura 20.



*Figura 20. Pieza montada, mostrando la sección longitudinal y transversal de la muestra.*

La preparación metalográfica de las piezas montadas se comenzó con un desbaste con lijas de SiC de grado 80,100,120,180, 240,320, 400 para el desbaste grueso y 600, 800,1000,1200, 1500 para un desbaste fino, realizando un giro de 90° en la pieza en cada cambio de lija y observando que todas las líneas de desbaste fueran en la misma dirección. Posteriormente se realizó un pulido grueso con un paño de billar, usando como abrasivo alúmina de 1  $\mu\text{m}$ , terminando con pulido fino con un paño de microcloth y alúmina de 0.3  $\mu\text{m}$  como abrasivo. Cuando las piezas presentaban un acabado espejo y no se percibía alguna raya se dio por terminado la preparación metalográfica de las piezas.

Antes de realizar el ataque químico de las piezas, estas fueron llevadas a un baño ultrasónico para eliminar cualquier residuo de alúmina utilizada en el pulido o presencia de algún residuo externo al material. El baño utilizado fue de alcohol absoluto durante 15 minutos, para su posterior enjuague en alcohol absoluto y secado con aire caliente.

Las piezas fueron atacadas químicamente con Nital 1 (1%  $\text{HNO}_3$  y 99% de alcohol Etílico). Con la ayuda de un gotero se rociaron de dos a tres gotas en la superficie de la pieza dejando expandir el ataque en toda la superficie y retirándolo bajo el chorro de agua cuando la pieza se opacaba, el secado de la pieza fue con un flujo de aire caliente.

#### 3.4.1. Caracterización por microscopía óptica (MO).

Las piezas fueron observadas en un microscopio óptico Olympus PGM3", antes y después de ser atacadas. Así como la captura de micrografías con la ayuda de la cámara digital y software DinoCapture 2.0™

La finalidad de tomar micrografías a las piezas sin ataque fue para contabilizar el número de inclusiones por área, si la pieza llegara a presentarlas, tanto en la zona transversal como en la longitudinal, esto se logró con la ayuda del software Image Pro-plus™ acoplado, las micrografías tomadas sin ataque fueron a 100x, mientras que, para las imágenes tomadas con ataque se tomaron a 50, 100, 200 y 500x. Para la pieza designada con el tratamiento de normalizado se determinó el tamaño de grano con un ocular a 100x, de acuerdo con la Norma ASTM E-112.

#### 3.4.2. Caracterización por microscopía electrónica de barrido (MEB).

Las piezas fueron observadas y analizadas en un microscopio electrónico de barrido Joel Modelo 5900 y un detector EDS Oxford Instruments, utilizando la señal de electrones retrodispersados para observar a detalle la morfología de las fases presentes en cada pieza. También se realizó un microanálisis elemental por la técnica EDS, para la caracterización de las inclusiones presentes en el material y la identificación de algunos microconstituyentes.

### 3.5. Ensayos mecánicos.

Los ensayos mecánicos se realizaron con el propósito de evaluar y comparar las propiedades mecánicas del acero en la condición de llegada y después de los tratamientos térmicos y observar si alguno de ellos obtuvo algún beneficio.

#### 3.5.1. Ensayo de dureza Rockwell C (HRC).

El ensayo de dureza HRC se realizó conforme a la Norma ASTM E-18, utilizando un durómetro Macroment 3, Hardness Tester, Buehler. Se utilizó un indentador de punta de diamante y una carga aplicada de 150Kgf.

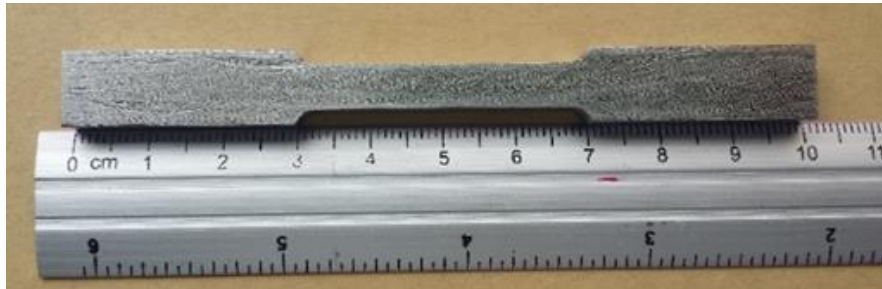
#### 3.5.2. Microdureza Vickers (MHV).

El ensayo de Microdureza MHV se realizó conforme a la Norma ASTM E-384, utilizando un durómetro SHIMADZU, modelo HMV-2 ASSY. Las mediciones se obtuvieron realizándolas cada 2 mm a lo largo de todas las piezas, dejando 1mm de

tolerancia antes de llegar al extremo de la pieza. Se usó como condiciones una carga de 980.7mN y tiempo de 15 segundos

### 3.5.3. Ensayo de tensión.

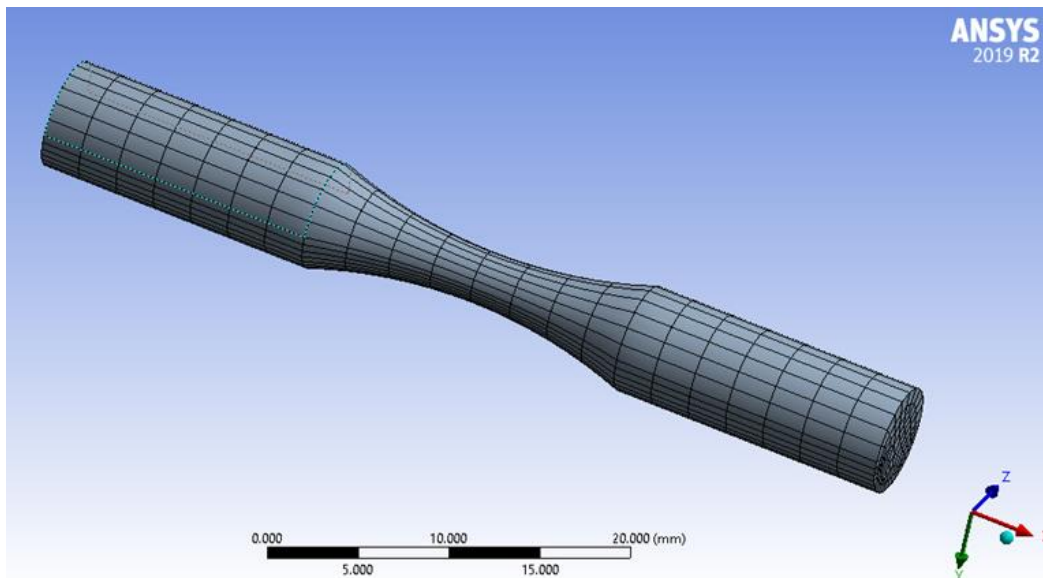
Los ensayos de tensión se realizaron bajo la Norma ASTM E-8, en una máquina de prueba universal INSTRON 4206, con una velocidad de 0.7mm/s. La probeta utilizada para este ensayo se muestra en la figura 21.



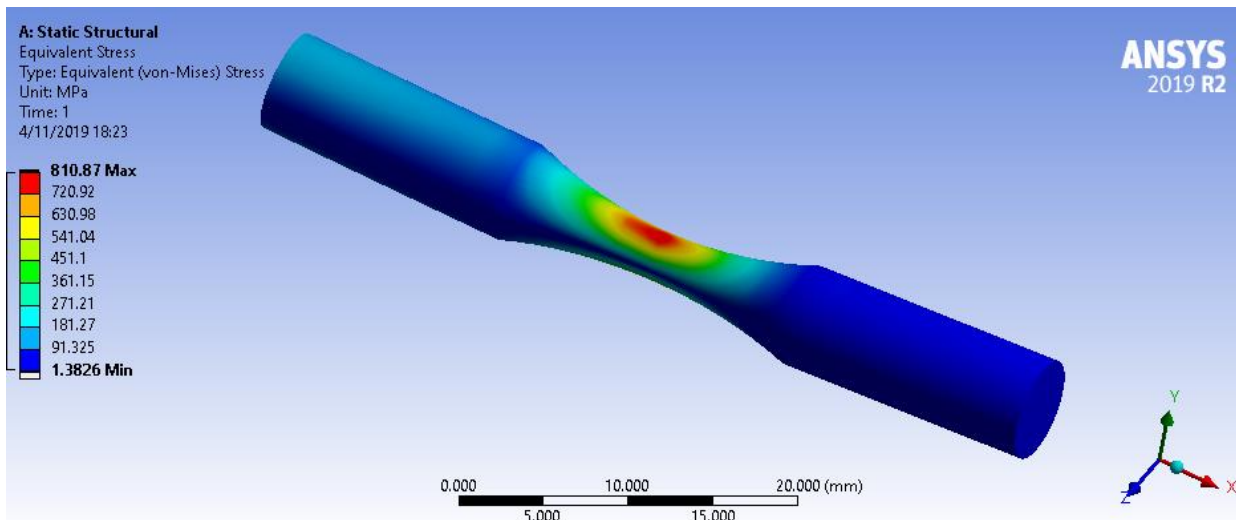
*Figura 21. Probeta utilizada para el ensayo de tensión.*

### 3.5.4. Ensayo de fatiga.

Para poder realizar los ensayos de fatiga, se empleó el software ANSYS 2019 R2™ para obtener las curvas S-N y así definir la carga aplicada durante el ensayo. El criterio aplicado en el software fue el de Von Mises como se observa en las figuras 22 y 23.

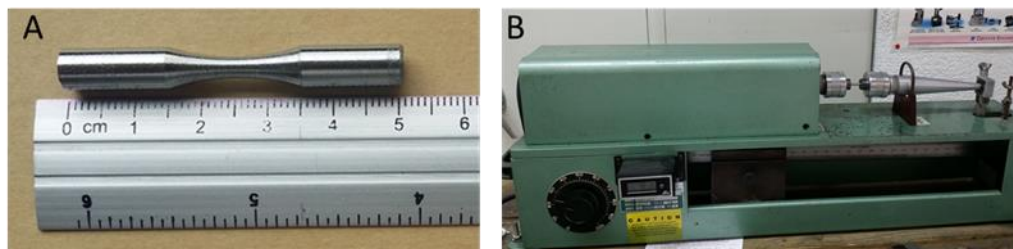


*Figura 22. Dominio computacional con área superficial de 92.151mm<sup>2</sup>, mallado fino, 9619 nodos y 2162 elementos.*



*Figura 23. Distribución del esfuerzo aplicado a lo largo de la probeta de fatiga, zona roja máximo esfuerzo, zona azul, mínimo esfuerzo.*

El ensayo de fatiga se realizó de acuerdo con la Norma ASTM E 466-96, empleando una máquina de prueba de fatiga de viga giratoria modelo RBF-200, (ver figura24). Se empleó una carga de 60 lb/in para el acero de llegada y 20lb/in para los tratamientos intercríticos con una velocidad de 22 rpm.



*Figura 24. A) Probeta para el ensayo de fatiga. B) Equipo para realizar ensayo de fatiga.*



## Capítulo 4. Resultados y discusión.

### 4.1. Características del acero de llegada

De acuerdo con el resultado de espectroscopía óptica, el acero de llegada denominada como AISI 1080 presentó Si y Cr, estos elementos tienen un efecto de movimiento en el área de los campos del diagrama del Fe-C, cierran el campo de  $\gamma$ , y ayudan a expandir el campo de las fases tales como  $\gamma+\alpha$  y  $\gamma+Fe_3C$ . También, influyen en el valor de las temperaturas críticas. Por otro lado, el Cr y Mn son formadores de carburos. Se observó la presencia de otros elementos adjudicados como impurezas en mínimas cantidades lo cual no repercute en las propiedades mecánicas del acero mostrados en la tabla 8.

*Tabla 8. Composición química del acero AISI1080 de llegada.*

C	Mn	Ni	Si	Cr	As	W	V	Mo
0.989	0.766	0.06	0.23	0.25	0.0014	0.003	0.0029	0.003

Posteriormente con la composición química real del acero y con la ayuda de las ecuaciones 1 y 2 desarrolladas por Andrews mostradas en la tabla 9, se determinaron las temperaturas críticas  $A_1$  y  $A_3$ . De acuerdo con la composición química real, la zona de trabajo fue en la región intercrítica  $A_1$  y  $A_{cm}$ .

*Tabla 9. Temperaturas críticas para el acero de llegada.*

Temperatura crítica	Temperatura (°C)
$A_1$	726.04
$A_3$	820.24

### 4.2 Caracterización microestructural.

#### 4.2.1. Microscopio óptico

De acuerdo con la tabla 10, el tamaño de grano en la matriz fue: en la orilla número 8 y en el centro con un número de 7, debido que durante el enfriamiento la parte de la orilla está en contacto directo con el aire y detiene el crecimiento del grano, y en el centro es la última zona en enfriarse y permite un poco más el crecimiento del grano.

Tabla 10. Tamaño de grano de la pieza después del tratamiento de normalizado, medido en la zona centro y orilla de la pieza.

Zona	Tamaño de grano.
Centro	7
Orilla	8

En el número de inclusiones no mostró un cambio significativo comparando la llegada con el de los tratamientos realizados por lo que sólo se dejó una imagen demostrativa solo para ver la distribución de las inclusiones figura 25. Como anteriormente se había mencionado al existir Mg y Cr como aleantes forman carburos complejos con el hierro y se disuelven muy lento en la austenita por lo que se necesita tiempo muy largo para que puedan disolver y disminuya el número de inclusiones presentes en la matriz, tabla 11.

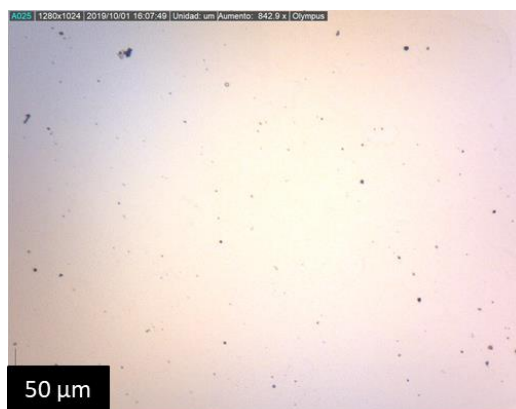


Figura 25. Acercamiento al acero de llegada sin ataque para el registro de número de inclusiones por área.

Tabla 11. Número de inclusiones promedio por unidad de área, para la pieza de llegada en ambos cortes, con desviación estándar.

No. De inclusiones en 5.07 (mm <sup>2</sup> )			
Longitudinal	±	Transversal	±
97	11.34	102	15.45

Como se puede observar en la figura 26 la microestructura del acero de llegada tiene una mezcla entre perlitas gruesas y finas acompañadas de cementita

proeutectoide, donde la microestructura predominante es la perlita, con mayor cantidad de perlita gruesa. Esta combinación de microestructuras es producto de su historial térmico durante su fabricación, indicando también que el material no tuvo algún tratamiento después de su fabricación.

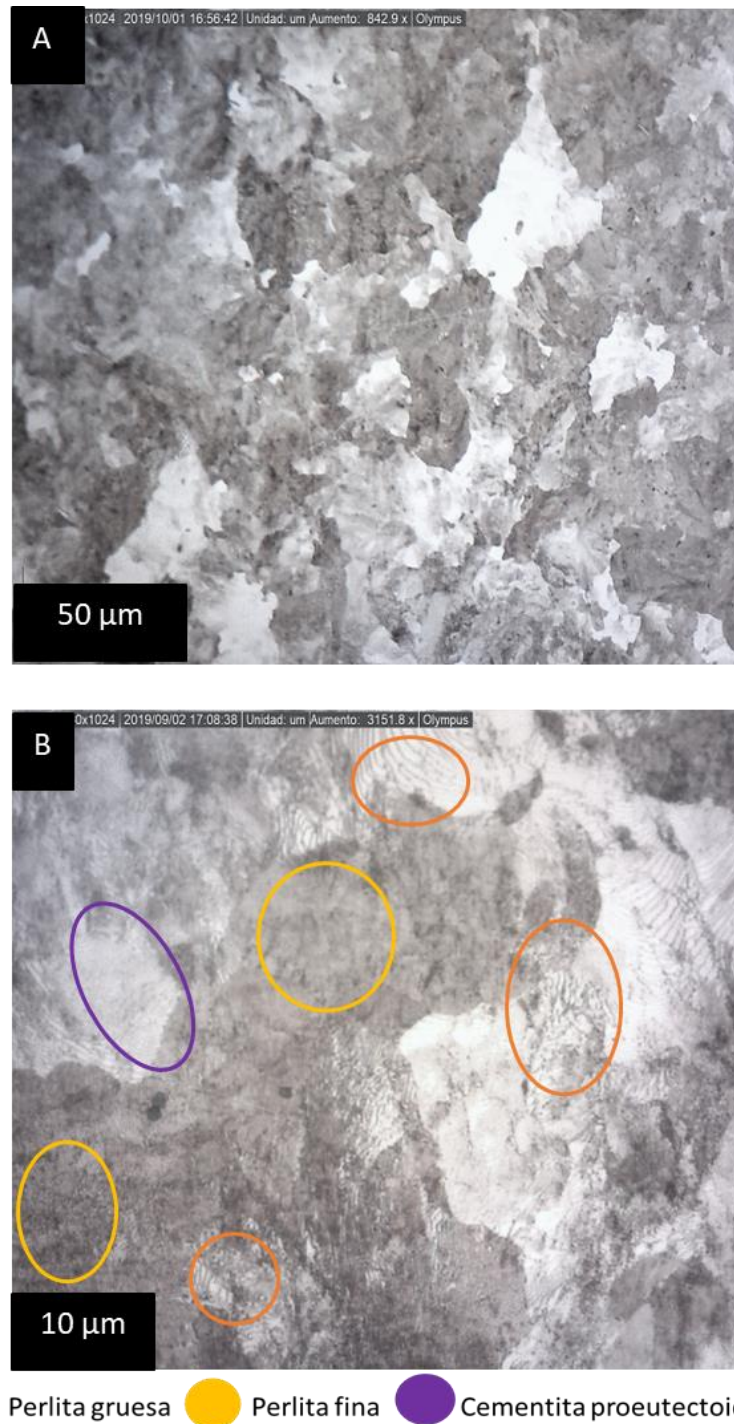


Figura 26. A) Microestructura del acero de llegada, B) acercamiento de la figura A.

Después del tratamiento de normalizado la microestructura se hizo más homogénea como se puede ver en la figura 27, la cantidad de perlita gruesa disminuyó y en su mayoría presentaba perlita fina con cementita proeutectoide y el remanente de perlita gruesa que no alcanzó a transformarse durante el tratamiento.

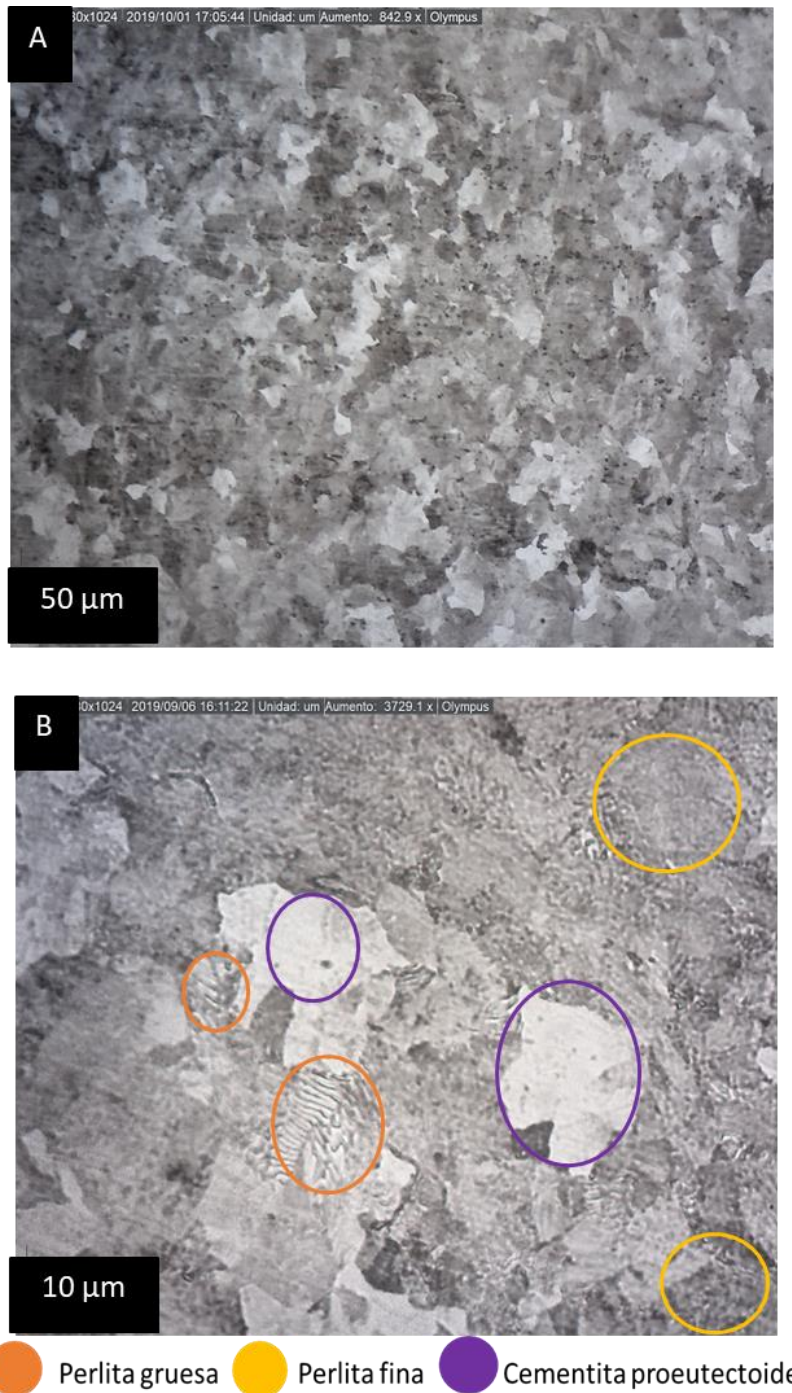


Figura 27. A) Microestructura del acero con tratamiento de normalizado, B) acercamiento de la figura A.

En la figura 28 se muestra la microestructura del tratamiento de temple, se observó una microestructura prácticamente martensita acompañada de un poco de austenita retenida, la cual no se logró transformar durante el enfriamiento.

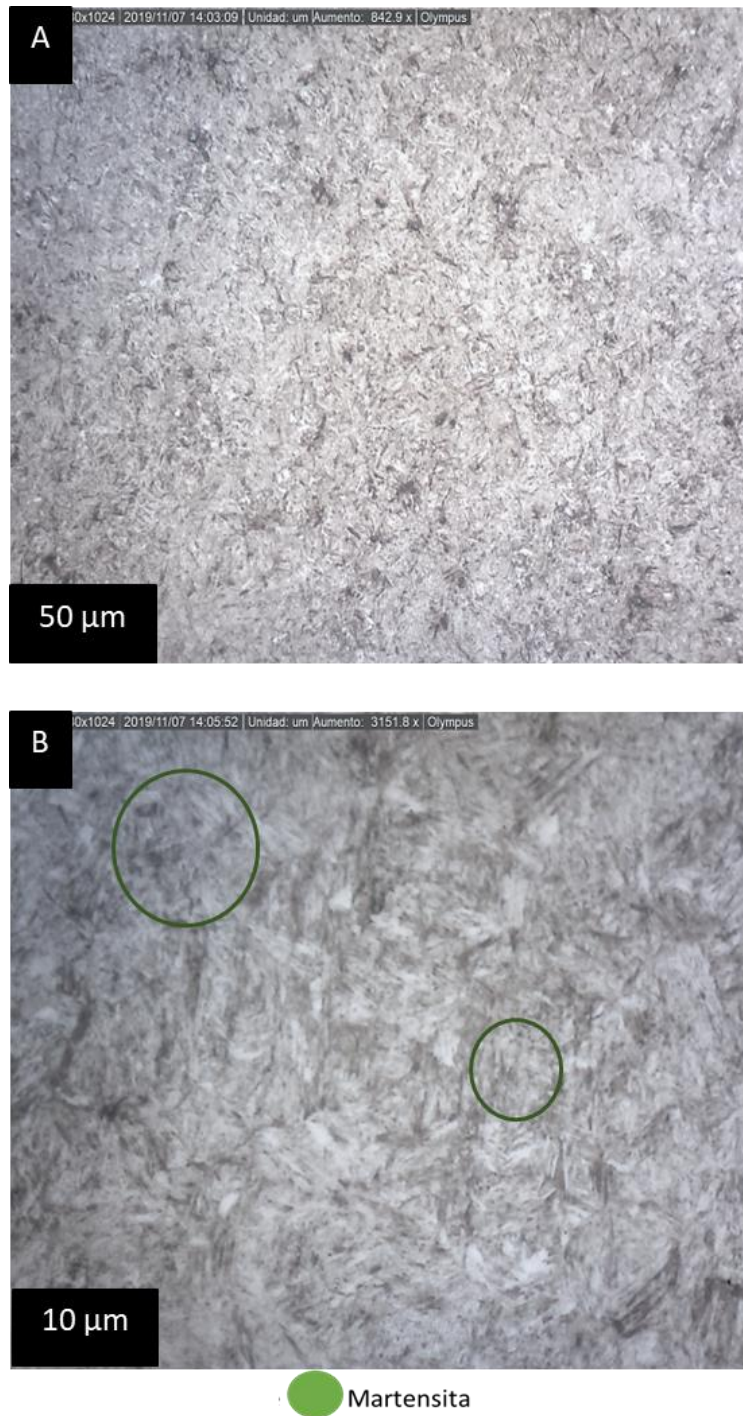


Figura 28. A) Microestructura del acero con tratamiento de temple, B) acercamiento de la figura A.

Para el TI a 740° se presentó una microestructura de perlita fina acompañada de cementita proeutectoide como se muestra en la figura 29.

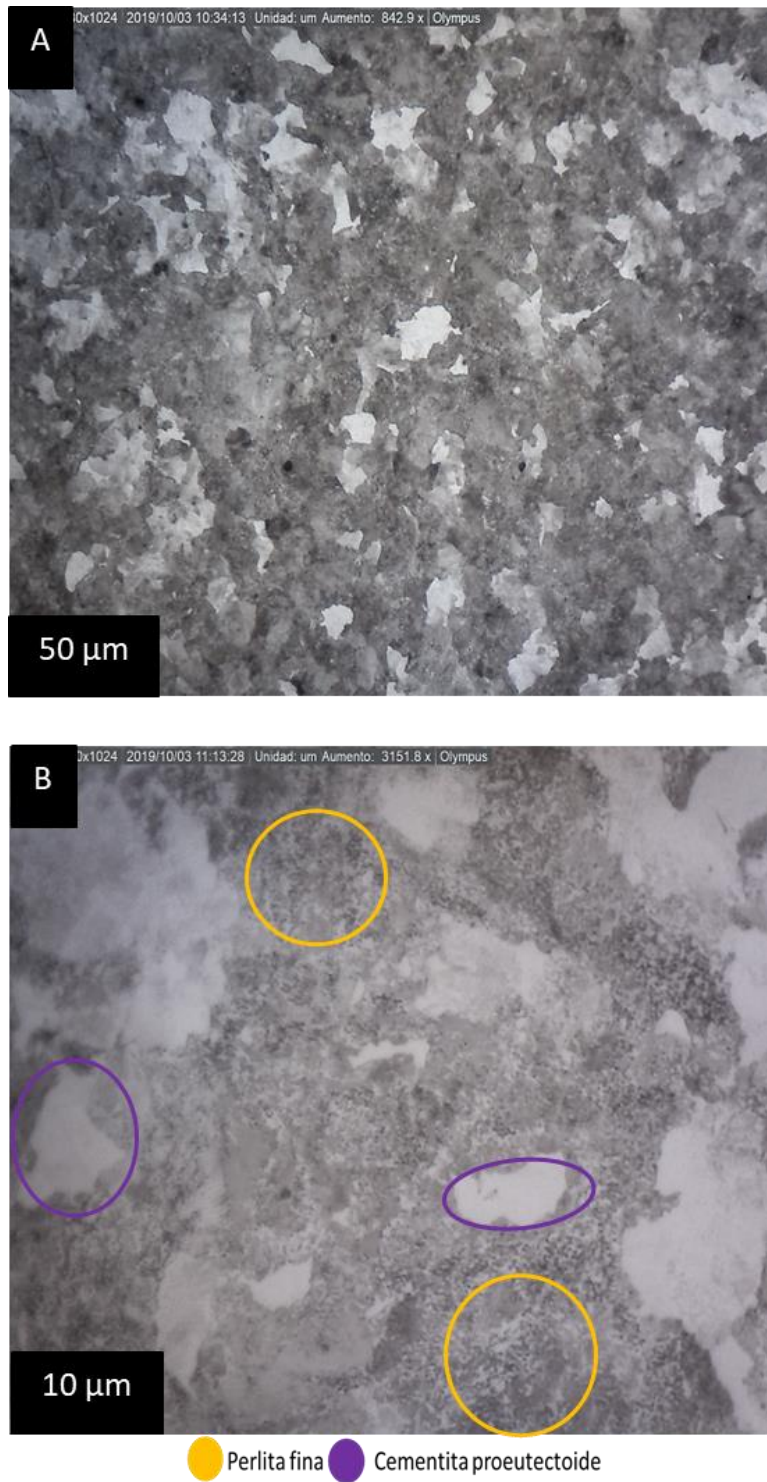


Figura 29. A) Microestructura del acero con TI a 740°C, B) acercamiento de la figura A.

Para el TI a 750°C presentó una microestructura similar al TI de 740°C, compuesta de perita fina acompaña de cementita proeutectoide, con la única diferencia en la cantidad de las fases presentes, ya que para 750°C hay mayor presencia de cementita proeutectoide como se muestra en la figura 30.

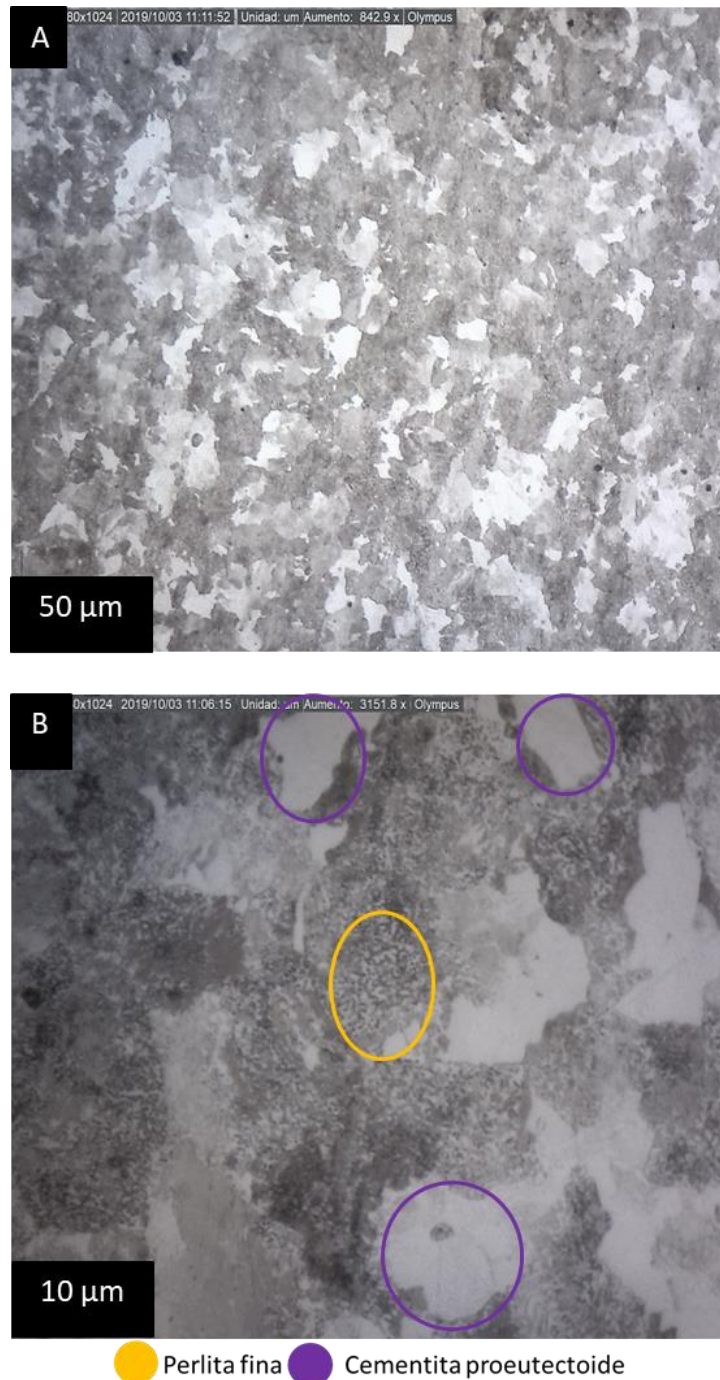


Figura 30. A) Microestructura del acero con TI a 750°C, B) acercamiento de la figura A.

En el TI a 760°C las fases son diferentes a las temperaturas anteriores, se infiere que existe la presencia de bainitas, martensita y mínima cantidad de cementita proeutectoide, sin embargo, no se revelan las fases a estos aumentos y se requiere la ayuda MEB para verificar, figura 31.

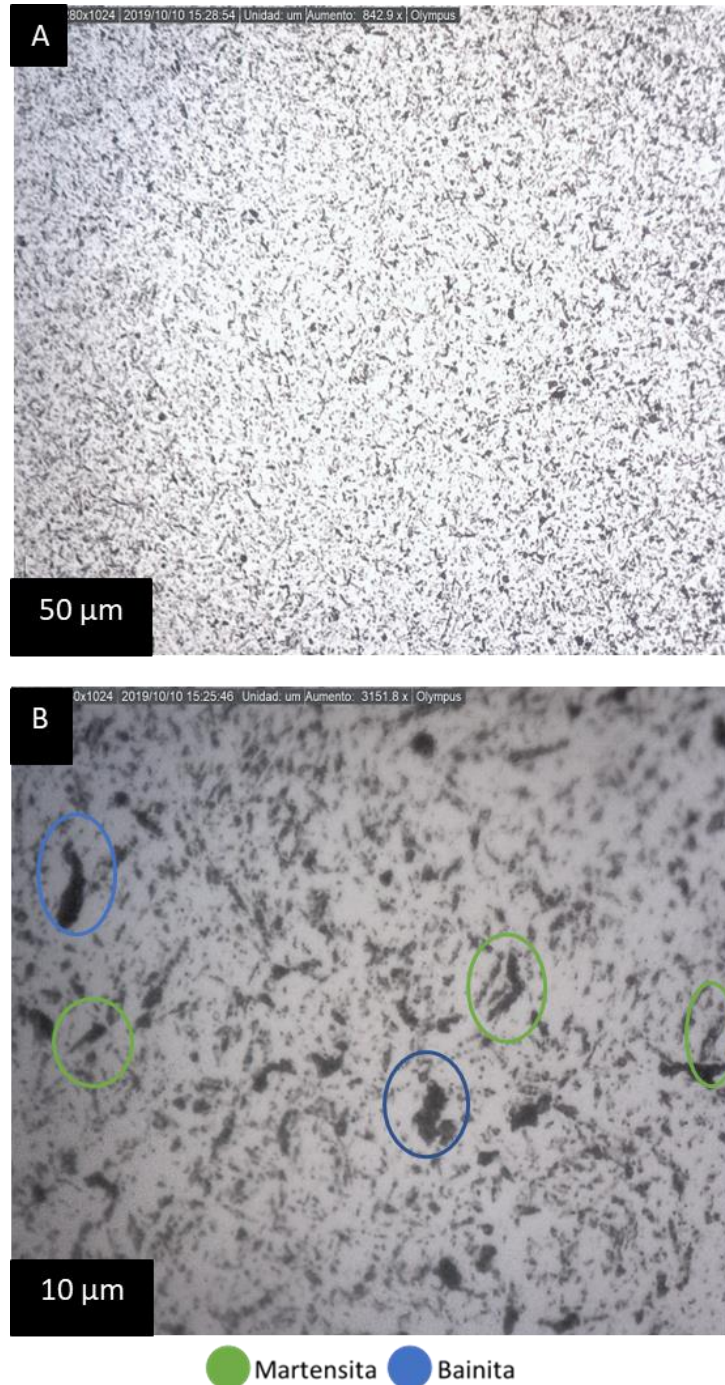


Figura 31. A) Microestructura del acero con TI a 760°C, B) acercamiento de la figura A.



Comparando la temperatura de 740 y 750°C con una diferencia de 10 grados de tratamiento no hay un cambio de significativo fases y es una microestructura muy parecida al tratamiento de normalizado, por lo tanto, el recalentamiento a estas temperaturas y la transformación nuevamente a austenita es muy baja. En cambio, comparando la temperatura de 740 y 760°C con una diferencia de 20 grados se observa el cambio de fases, el cambio de las perlitas a bainita y martensita, mostrando que a está temperatura se logró transformar la mayor parte de perlita en austenita para lograr obtener la bainita y martensita durante el enfriamiento.

En todas las piezas la microestructura tanto en el corte longitudinal y transversal se mostraron iguales.

#### 4.2.2. Microscopio electrónico de barrido.

Se realizó un análisis puntual en las zonas donde se encontraban las inclusiones para obtener su composición química elemental y saber de qué tipo de inclusiones se trataban, se utilizó la técnica de microanálisis elemental (EDS por sus siglas en inglés). Al realizar los microanálisis se encontraron inclusiones de sulfuro de manganeso, carburos de cromo, oxifulfuros (oxígeno, calcio y azufre), así como óxidos de Al, Si, Mg. Una gran parte de estas inclusiones se forman fuera del proceso de fabricación del acero (piezas atrapadas, refractarios, escoria, etc.), que reaccionan y cambian su composición, como se observa en los espectros 256, 257 y 263 de la figura 32.

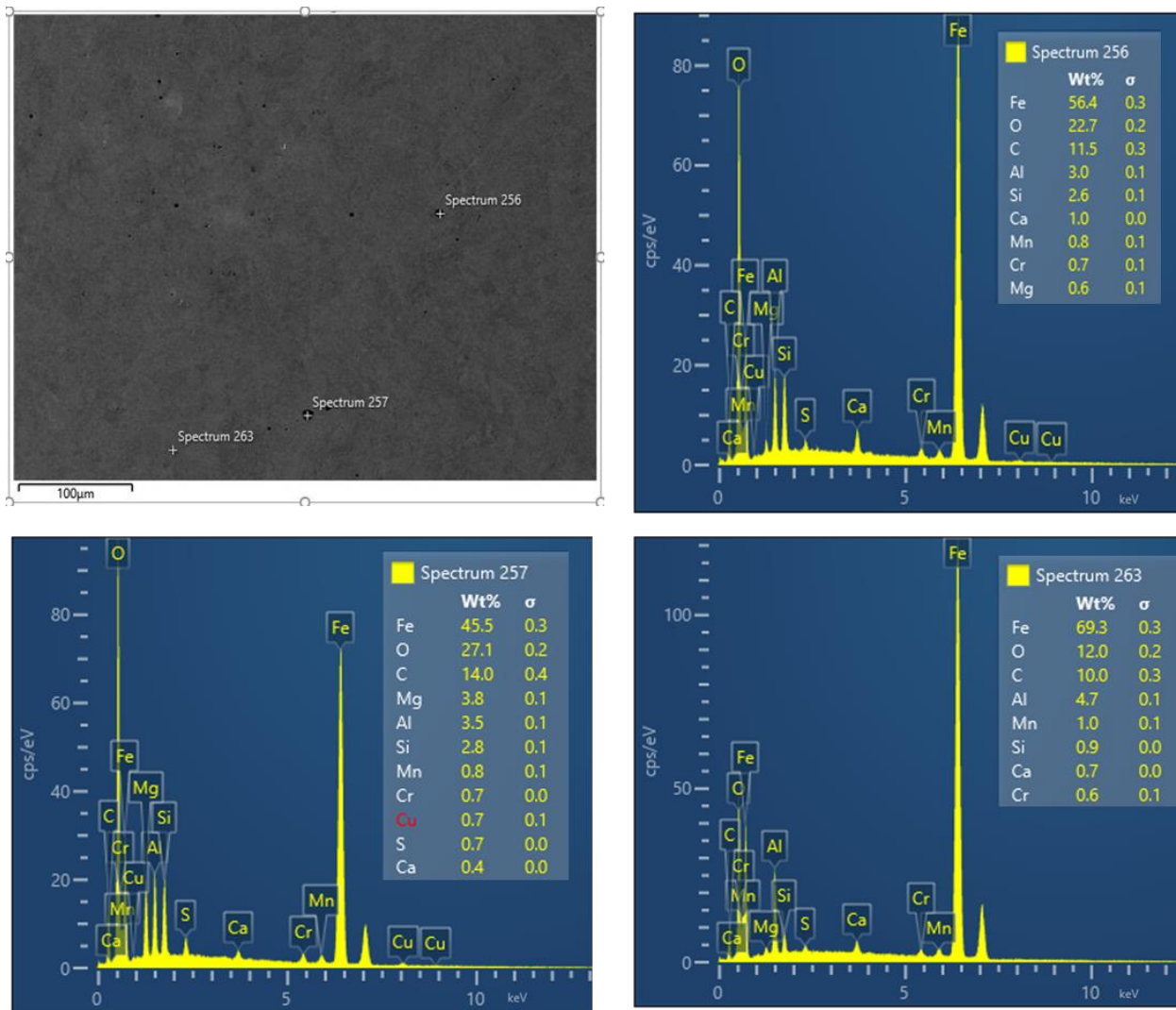
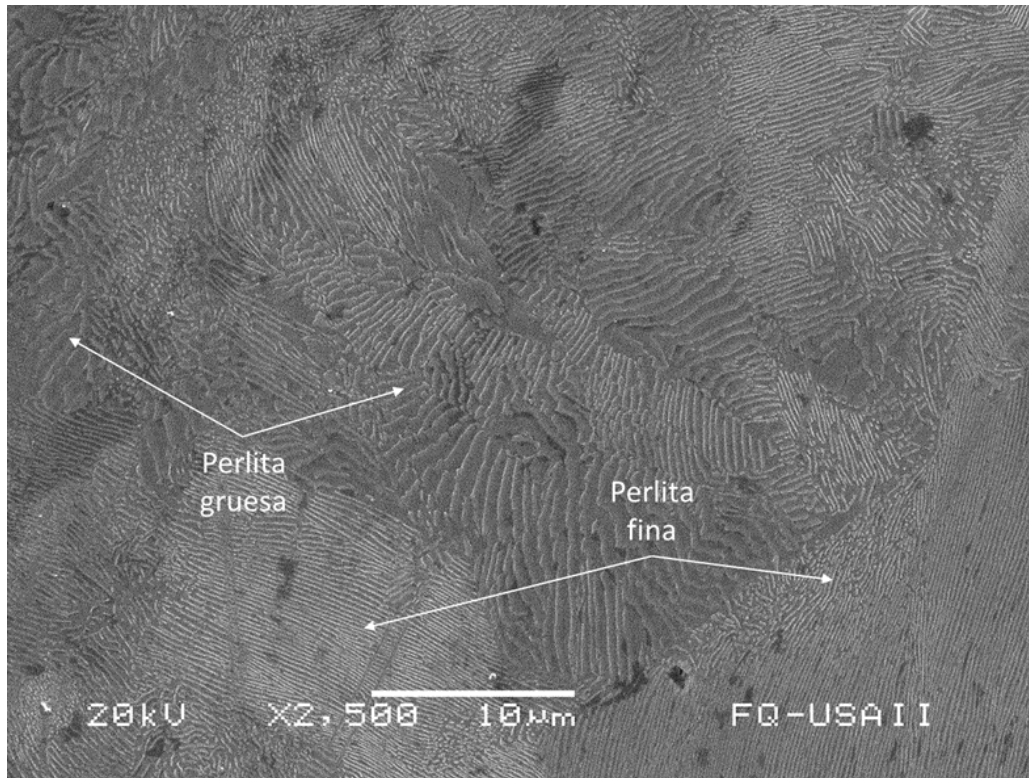


Figura 32. Microanálisis puntual y espectro de las inclusiones del acero de llegada.

Con la ayuda de la microscopía electrónica se puede observar a detalle la orientación de cada una de las colonias de perlita durante el proceso de transformación.

En las microestructuras de las piezas de llegada y normalizada no se muestra presencia de otra fase que es imperceptible para el microscopio óptico. Para la pieza de llegada se muestra a detalle las diferencias de los espacios interlaminares entre cada colonia de perlita, estos espacios interlaminares son efectos de las rapidezces de enfriamiento y la temperatura a la cual comenzó la transformación de la perlita como se observa en la figura 33.

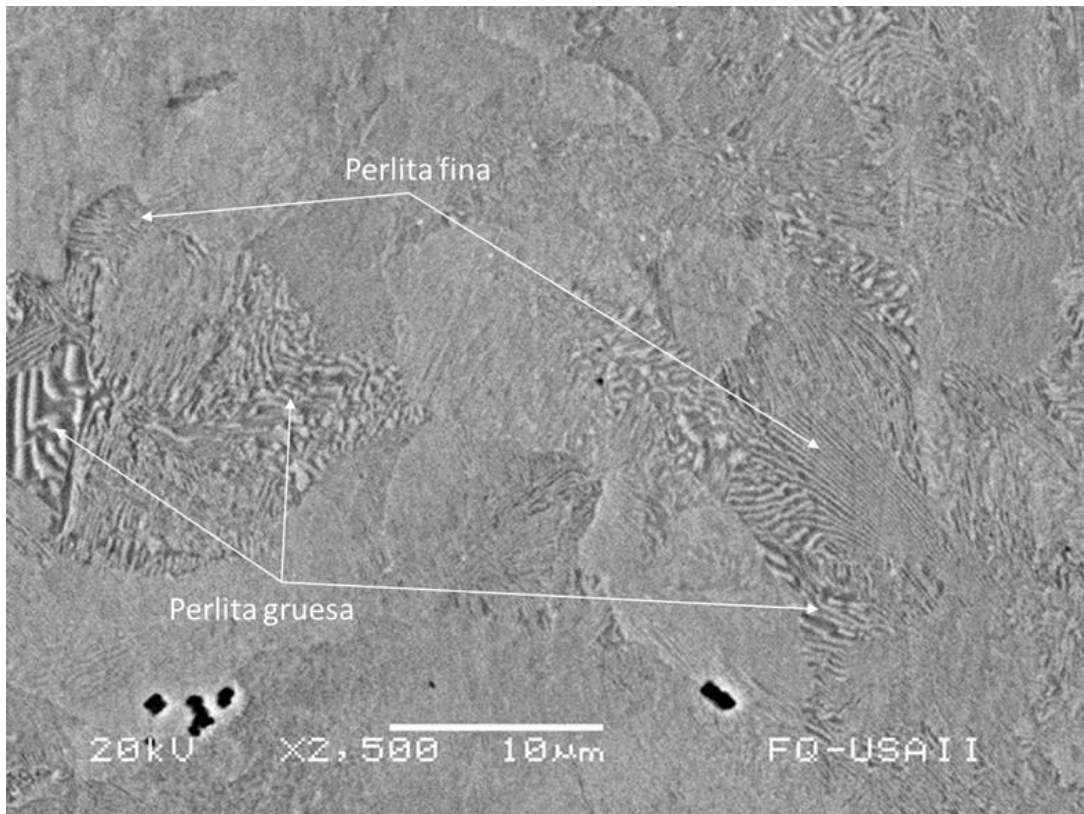


*Figura 33. Morfología del acero de Ilegada.*

Para la pieza normalizada, la microestructura se muestra más homogénea con la mayor cantidad de perlita fina como se muestra en la figura 34, una mínima cantidad de perlita gruesa y cementita proeutectoide llamada así debido a que se forma antes de la transformación eutectoide, esto es entre las temperaturas críticas  $A_{cm}$  y  $A_1$ , cuando se llega a la temperatura  $A_1$  el resto de la austenita que coexiste es transformada en perlita. Aunque la cementita se forma antes de la transformación eutectoide y se denomina como proeutectoide, para indicar que se forma por un mecanismo diferente a la transformación eutéctica sigue conservando la misma estructura cristalina y composición que la cementita de la perlita, sin embargo, difiere en la distribución de su microestructura que el de las láminas presentes en la perlita.

El efecto negativo de la cementita proeutectoide en las propiedades para los aceros de alto contenido de carbono es en la reducción de la trabajabilidad y tenacidad. A medida que se forma la cementita proeutectoide durante el enfriamiento del

normalizado, el contenido de carbono dentro de la austenita va disminuyendo hasta llegar a la temperatura eutéctica donde el contenido de carbono en austenita es de 0.77% para dar lugar a la reacción eutectoide y así formar la perlita presente en la microestructura. [40]



*Figura 34. Morfología del acero con tratamiento de normalizado.*

En los TI para las temperaturas de 740 y 750°C se aprecian zonas de perlita parcialmente fragmentada (ver figura 35), esto es, una microestructura que consta de partículas de cementita dispersas en una matriz ferrítica, esta fase es muy fina para ser observable en el microscopio óptico.

Las partículas de cementita proeutectoide absorben el carbono y se vuelven más gruesas, este carbono es obtenido a partir de la alta concentración de este en la austenita original, que se difunde desde la ferrita durante la transformación, esto se debe a que la ferrita se disuelve muy rápido en austenita, mientras que la cementita se disuelve lentamente por el proceso de difusión. [2]

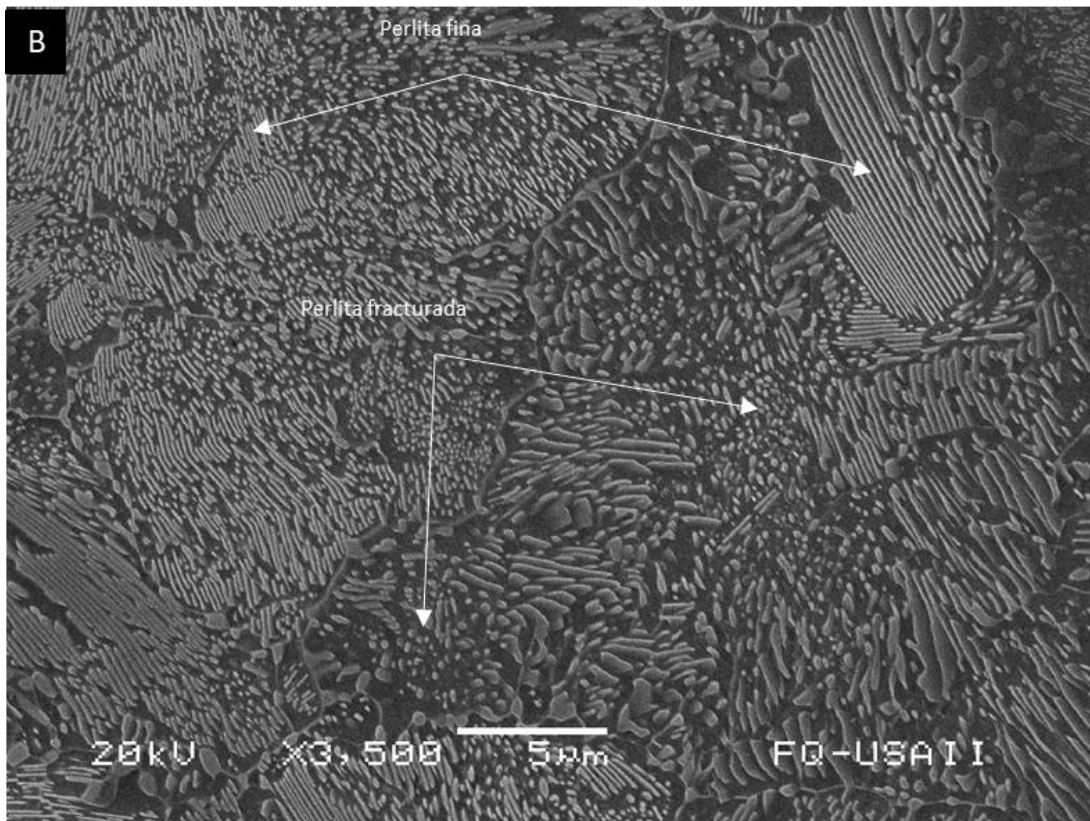
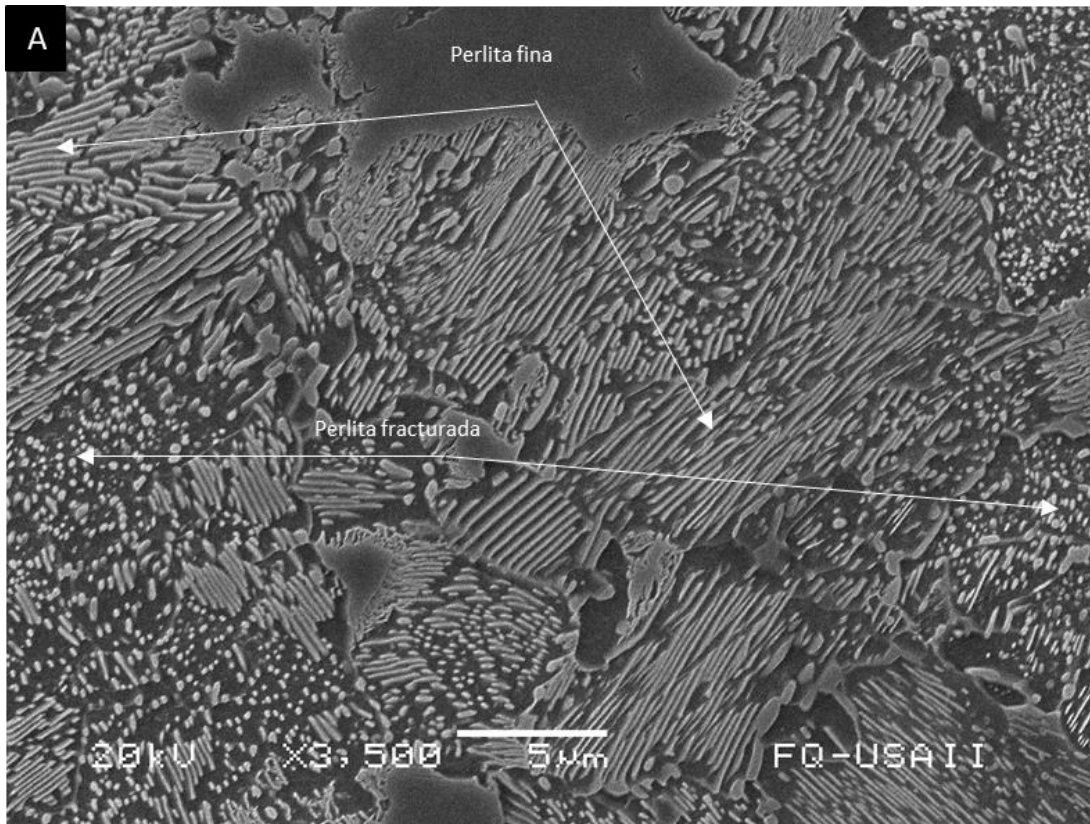


Figura 35. Morfología del acero con tratamientos intercríticos: A) 740°C, B)750°C.

En el tratamiento intercrítico a una temperatura de 760°C se observa una microestructura de bainita superior y martensita que por el tipo de morfología que presenta trata de martensita en forma de placa, también se puede distinguir partículas de cementita dispersas por toda la microestructura como se observa en la figura 36.

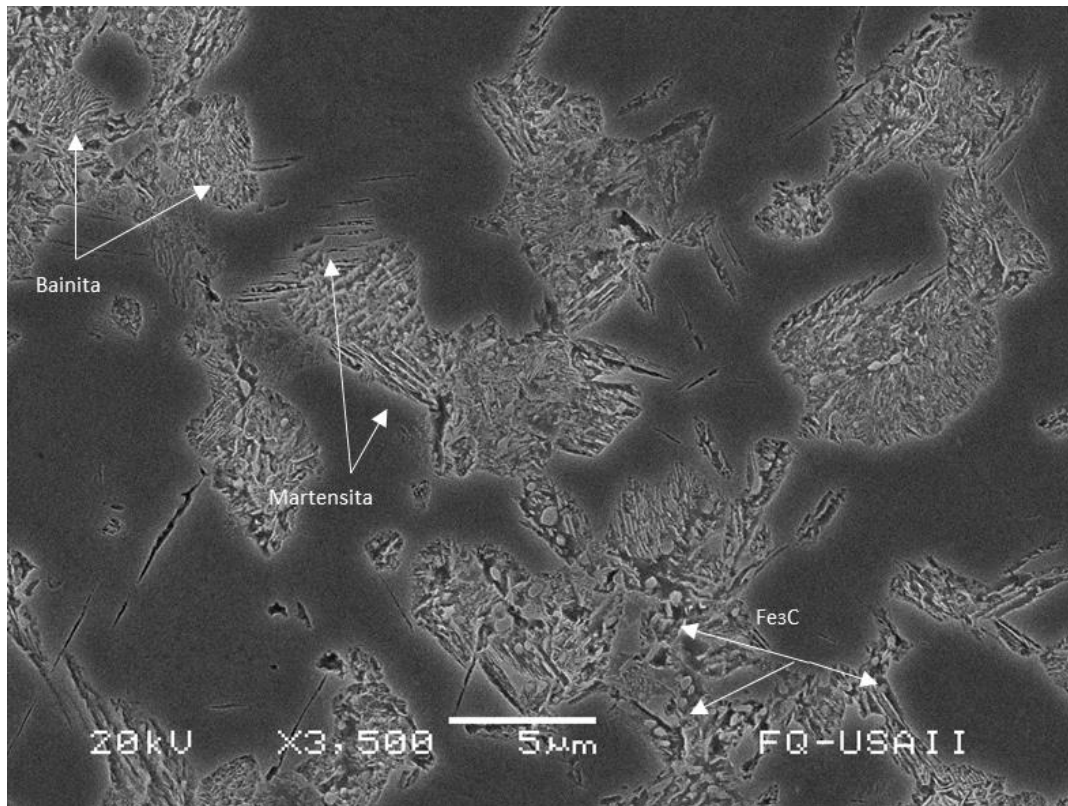


Figura 36. Morfología del acero con tratamiento intercrítico a 760°C.

Este tipo de microestructura es típica en aceros con alto contenido de carbono y se forma en temperaturas cercanas a la temperatura crítica  $A_1$ , mientras más alejada a la temperatura crítica  $A_1$  y más cercana a la  $A_{cm}$  mayor cantidad de cementita se empieza a disolver en la austenita y consecuentemente menor cantidad de perlita fragmentada habrá en la microestructura final, como se puede observar el tratamiento de 750°C que se muestra menor cantidad de perlita fragmentada a comparación de la de 740°C y en la de 760°C donde prácticamente no hay perlita

fragmentada, solo unos pequeñas partículas de cementita que no alcanzaron a disolverse por completo durante la transformación.

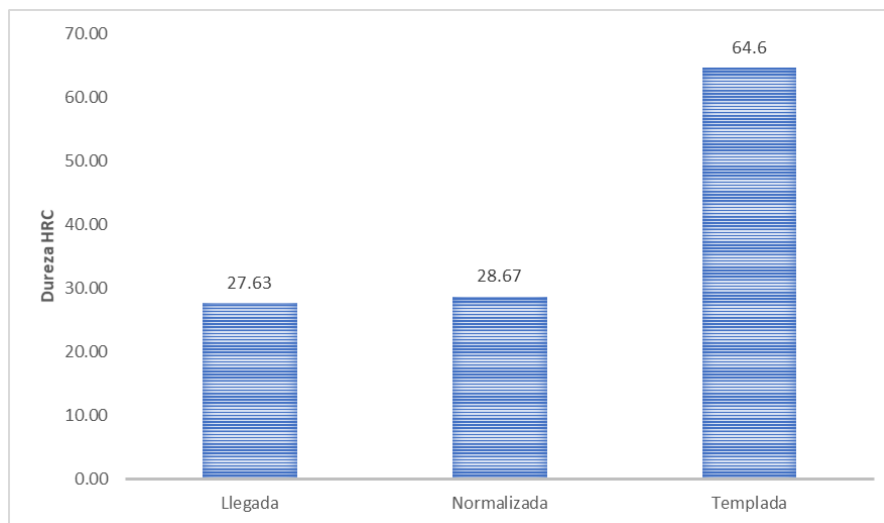
### 4.3. Propiedades mecánicas

#### 4.3.1. Dureza HRC

Como se observa antes y después de los tratamientos la dureza presenta cambios dependiendo el tratamiento térmico realizado como se muestra en la tabla 12 y figura 37. El tratamiento que incrementó su dureza fue la pieza templada con una dureza de 62.6 HRC que corresponde a una microestructura martensítica.

*Tabla 12. Valores del ensayo de dureza HRC promedio con desviación estándar correspondiente a cada pieza.*

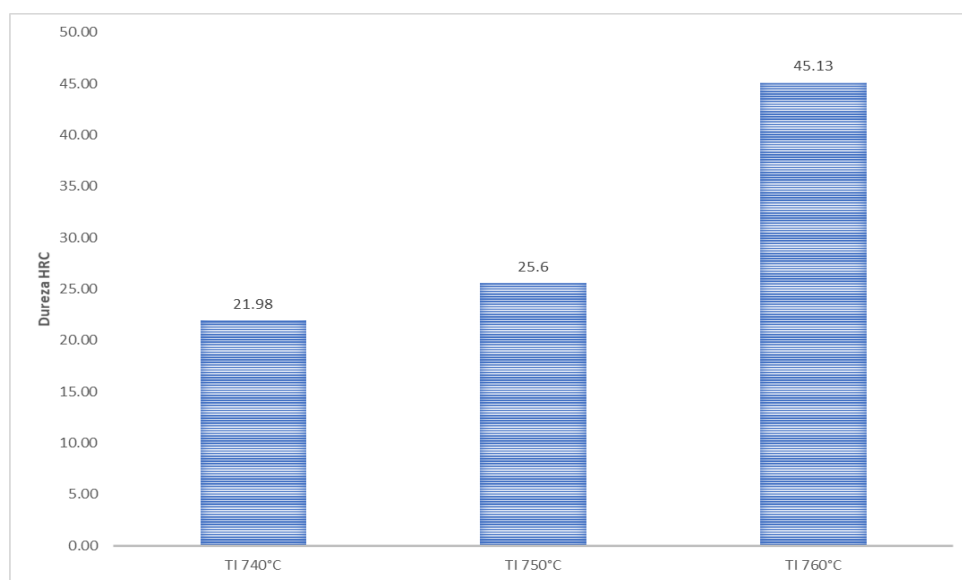
Condición	Dureza HRC	±	Condición	Dureza HRC	±
Llegada	27.63	1.16	TI 740°C	21.98	1.1
Normalizada	28.67	6.66	TI 750°C	25.6	0.79
Templada	62.6	1.4	TI 760°C	45.13	4.1



*Figura 37. Representación gráfica de la dureza HRC promedio de las piezas: llegada, normalizada y templada.*

En las temperaturas intercríticas de 740 y 750, los valores de dureza se mantienen en un rango de entre 21.98 a 25.6 HRC con un descenso de la dureza a comparación de la pieza de llegada y normalizada, a causa de que éstas presentaron en su microestructura perlita fragmentada, y con mayor presencia en el

intercrítico de 740°C, en consecuencia, esta microestructura de perlita contrasta la dureza relativamente alta que normalmente se obtendría con la perlita laminar. Para los valores de dureza de la muestra a 760°C fue la que presentó mayor dureza dentro todas las temperaturas intercríticas con un valor de 45.13 HRC, esto es congruente con el análisis microestructural, ya que a mayor temperatura de tratamiento la dureza aumenta debido a las transformaciones de fases a microestructuras más duras, como se menciona en la figura 38.



*Figura 38. Representación gráfica de la dureza HRC promedio de las piezas con tratamiento intercrítico: 740, 750 y 760°C.*

Las durezas resultantes representan la dureza promedio de un conjunto de fases, y es claro que no es factible observar la influencia de cada fase presente.

Con los tratamientos intercríticos se pueden llegar a altas durezas, sin la necesidad de realizar un tratamiento de austenización, por consecuencia no realizar un tratamiento térmico de revenido. Por ejemplo, la pieza de temple alcanza una alta dureza por su transformación a martensita, por lo que se requeriría un tratamiento de revenido para disminuir y/o modificar las tensiones residuales. Sin embargo, en el intercrítico de 760°C hay una mezcla de fases duras y blandas, por lo que las tensiones residuales son distintas, obteniéndose una combinación de dureza y ductilidad.



### 4.3.2. Microdureza HV

Al hacer una comparación entre la pieza de llegada y la normalizada, después del tratamiento, se observa que aumenta una unidad la dureza, debido a que la pieza normalizada tiene más perlita fina y es más dura que la perlita gruesa que predomina en la pieza de llegada. Con durezas mayores a 300 HV (tabla 13 y figuras 39 y 40), nos indica la presencia de cementita proeutectoide.

*Tabla 13. Valores del ensayo de microdureza HV para las piezas de llegada y normalizada. Tomada en ambos cortes.*

Distancia (mm)	Llegada		Normalizada	
	Longitudinal	Transversal	Longitudinal	Transversal
1	274	310	265	309
3	283	305	265	276
5	283	304	274	290
7	310	284	283	331
9	247	277	294	322
11	286	279	268	344
13	278	278	265	332
15	288	293	337	332
17	277	287	337	318
19	262	280	303	294

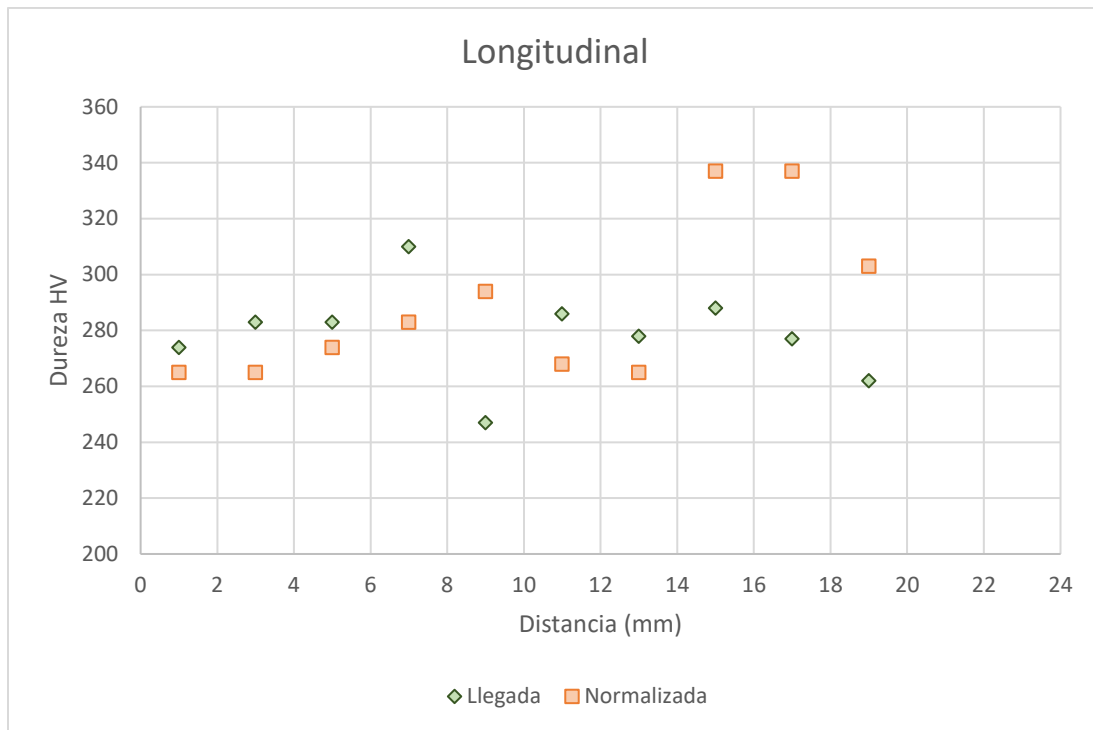


Figura 39. Distribución de microdurezas HV para la pieza de llegada y normalizada en el corte longitudinal.

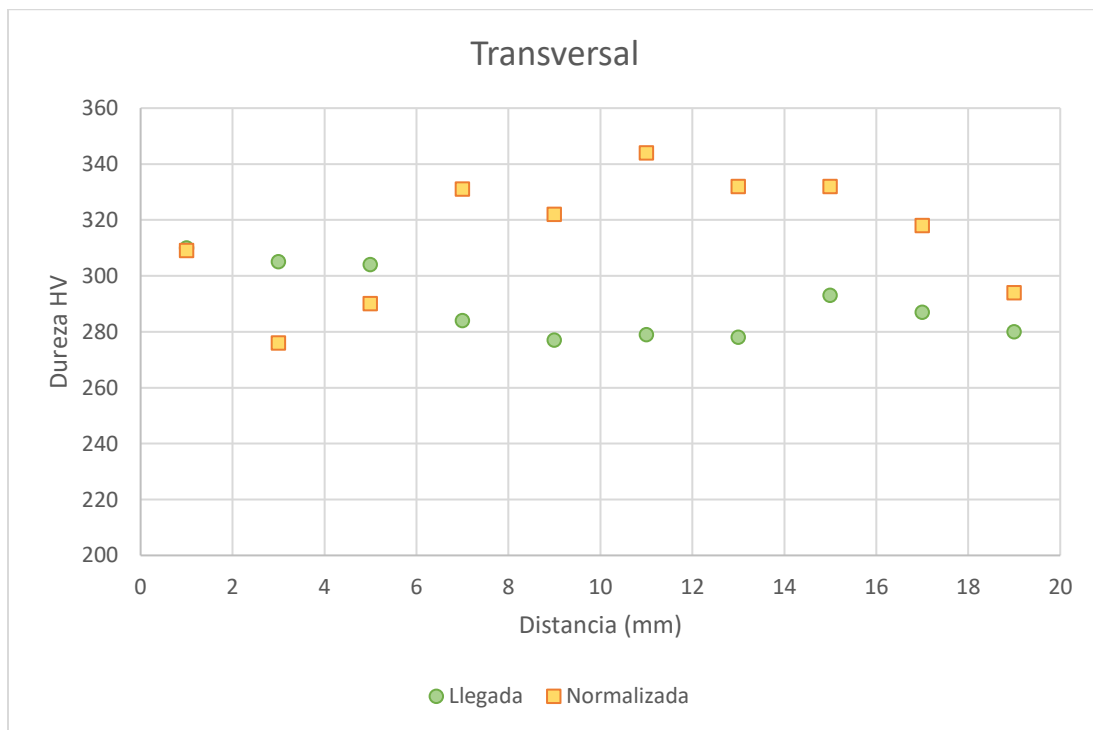


Figura 40. Distribución de microdurezas HV para la pieza de llegada y normalizada en el corte transversal.

En el tratamiento intercrítico a 740 y 750°C las durezas predominan en los 200HV. Lo que indica que en valores por debajo de 230HV la fase que coexiste es perlita fragmentada, mientras que en valores por arriba de 230HV la fase que coexiste es la perlita fina. Además, en la tabla 14 y las figuras 41 y 42 se observa que la distribución de las fases es homogénea ya que no se muestra gran variación en los valores de durezas. De acuerdo con el cambio de temperaturas de 10 grados en cada pieza (de 740 a 750°C), no hay cambio significativo, en las durezas ya que solo aumenta 4 unidades, sin embargo, al comparar las temperaturas de 740 y 760° la diferencia de 20 grados se observa una elevación en la dureza prácticamente al doble. Los valores que predominan en la pieza son de 300HV indica la presencia de cementita, en valores por arriba de 500HV (bainita) y de 600HV en adelante martensita.

*Tabla 14. Valores del ensayo de microdureza HV para las piezas con tratamientos intercríticos. Tomada en ambos cortes.*

Distancia (mm)	TI 740°C		TI 750°C		TI 760°C	
	Longitudinal	Transversal	Longitudinal	Transversal	Longitudinal	Transversal
1	225	213	275	260	557	762
3	228	222	282	213	375	639
5	231	241	257	246	635	411
7	246	221	265	252	320	467
9	246	242	277	229	316	362
11	246	241	279	246	333	379
13	232	252	261	253	307	506
15	239	249	267		356	479
17	232	273	206		330	709
19	231	238	220		535	701

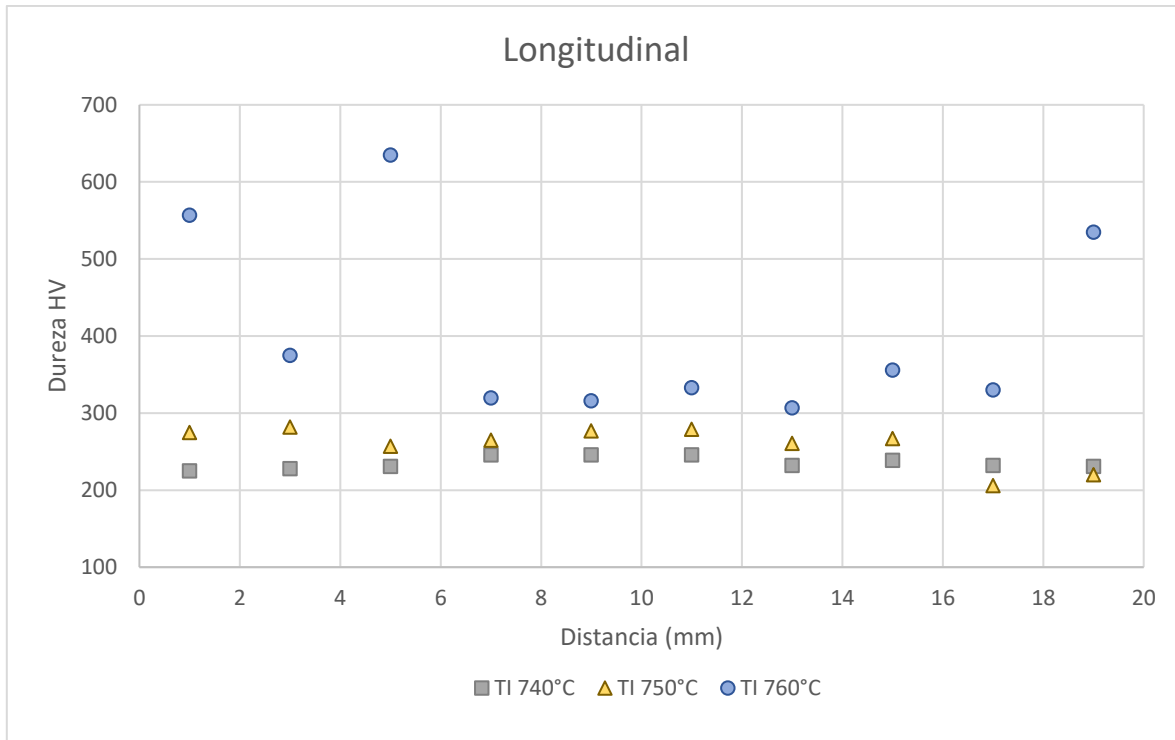


Figura 41. Distribución de microdurezas HV para las piezas con tratamiento intercrítico en el corte longitudinal.

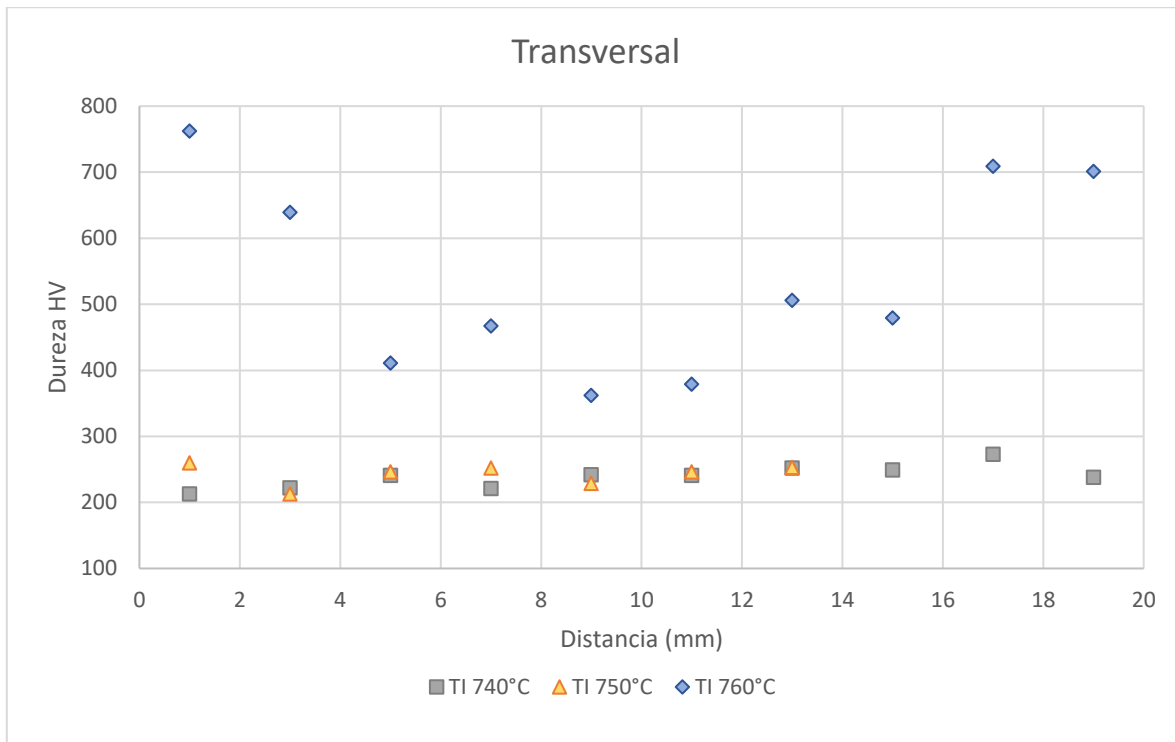


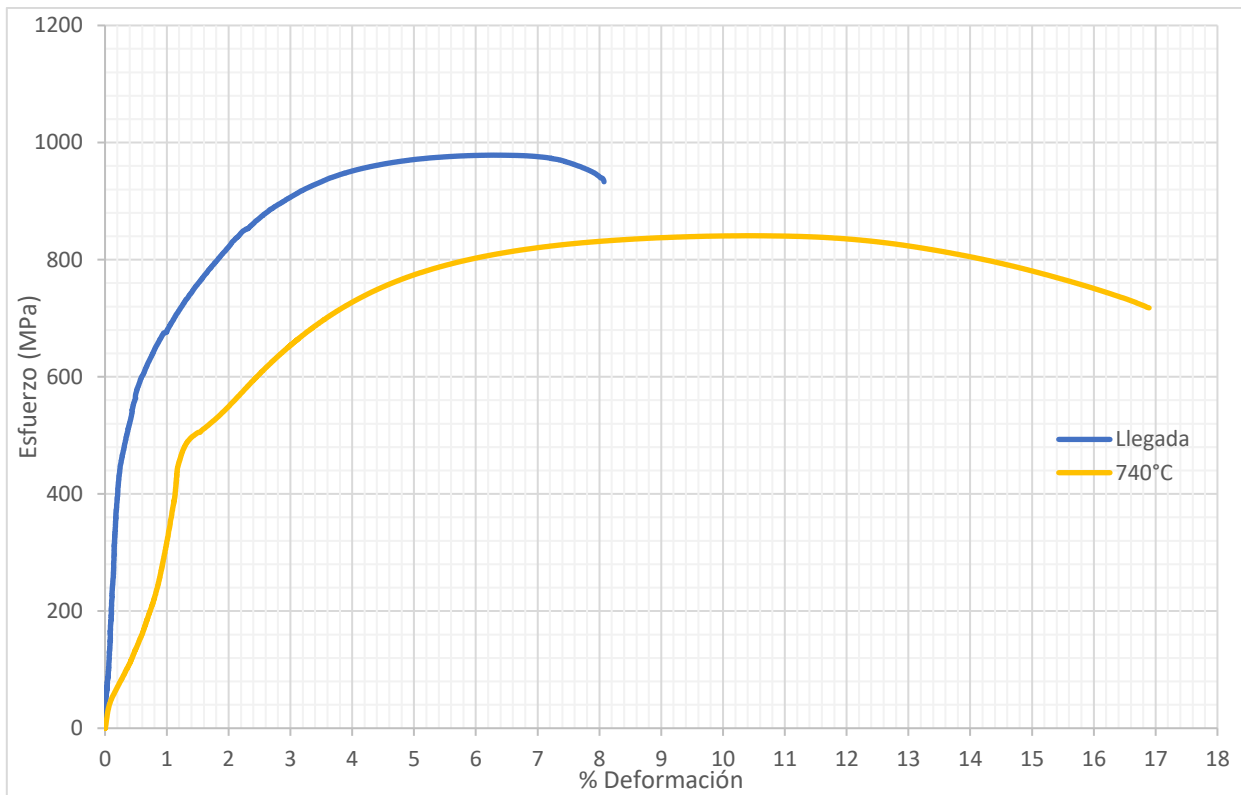
Figura 42. Distribución de microdureza HV para las piezas con tratamiento intercrítico en el corte transversal.

En el estudio de las microdureza se analizó que las fases en su mayoría fueron homogéneas a excepción de la pieza con tratamiento intercrítico a 760°C donde hay una variación en las orillas y en el centro, la orilla fueron las que tienen el valor más alto, mientras que en el centro es más bajo, lo que nos indican la presencia de las diferentes fases que coexisten en la microestructura.

Los cambios significativos en las microdurezas y durezas de cada pieza se debe a la temperatura de enfriamiento, mientras más alta sea la temperatura las fases más duras tienen a formarse, por ejemplo, en la pieza que se templó donde alcanzó durezas de martensitas.

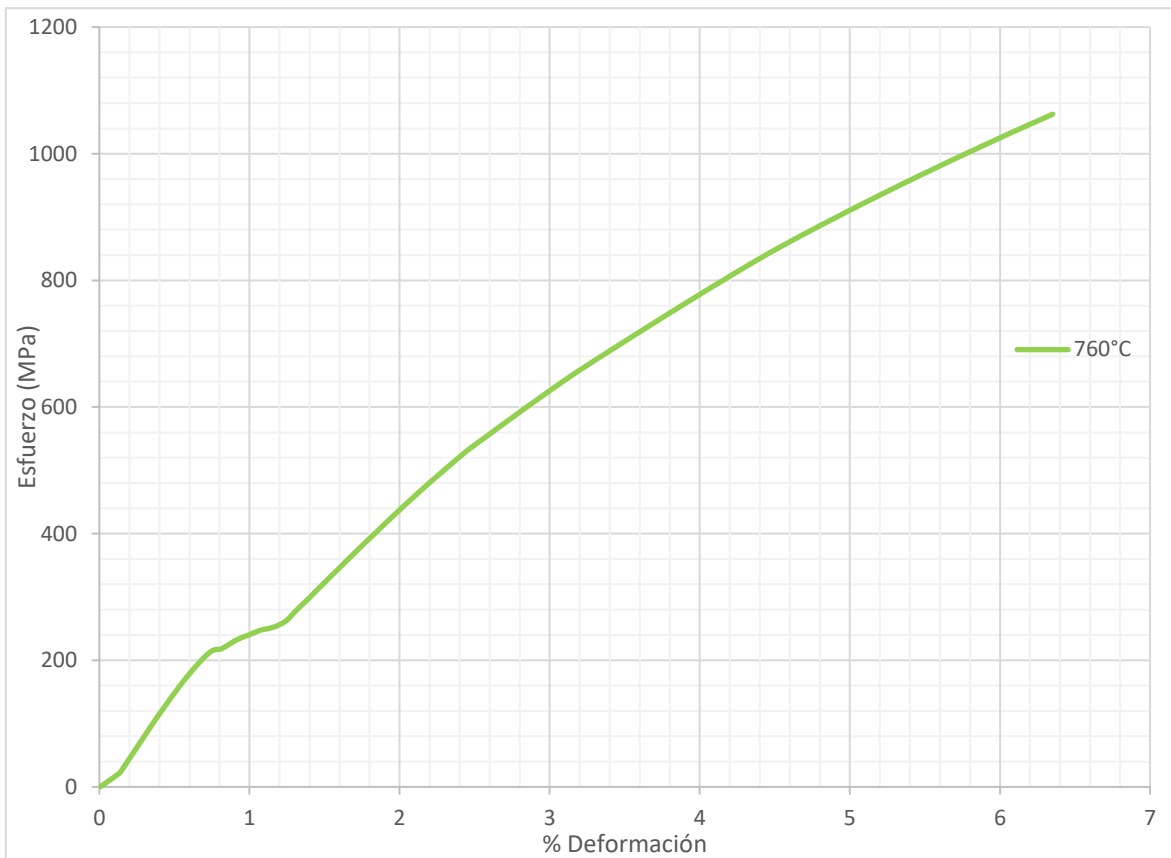
#### 4.3.3. Tensión

En la figura 43 se muestran las curvas de esfuerzo-deformación para el material en condición de llegada y el tratamiento intercrítico a 740°C su comportamiento fue plástico elástico-homogéneo, donde el material presenta una deformación elástica lineal hasta una deformación pequeña y posteriormente, una transición gradual de una deformación plástica-elástica a una homogénea, es decir un flujo irreversible que continúa hasta el punto de fractura, este tipo de curva muestra una región parabólica suave que está asociada con un proceso de deformación plástica homogénea, generalmente son muy comunes para metales con red cristalina FCC y BCC a temperaturas elevadas. [41].



*Figura 43. Curvas Esfuerzo - Deformación de la muestra de Llegada y el tratamiento intercrítico a 740°C.*

En relación a lo obtenido para el tratamiento intercrítico a la temperatura de 760°C la curva mostró un comportamiento semejante a elástico no lineal, esto es, el material presenta una deformación elástica hasta los 231 MPa que corresponde a un primer punto de fluencia, seguido de otro punto de fluencia que aparece a los 259 MPa, siendo este comportamiento particularmente en microestructuras martensíticas-bainíticas, este detalle se presenta en la figura 44, así como también se aprecia claramente la región de deformación plástica antes del punto de fractura. Naturalmente, las aplicaciones de estos materiales bajo cargas de tracción están restringidas, pero pueden aplicarse con éxito en servicios bajo cargas de compresión, ya que la compresión tiende a cerrar las grietas presentes en los materiales frágiles, lo que provoca una resistencia mucho mayor a la fractura [41]



*Figura 44. Curvas Esfuerzo - Deformación de la muestra con el tratamiento intercrítico a 750°C.*

En la tabla 15 y figura 45 se registraron las propiedades obtenidas a partir de las curvas esfuerzo-deformación. Para el módulo de elasticidad o módulo de Young se aprecia que la probeta en condición de llegada obtuvo el valor más alto, lo que significa que tiene la menor deformación elástica y el material es más rígido. En cambio, las probetas con los tratamientos intercríticos mostraron un módulo de Young bajo y muy parecido entre ellos. Si bien el módulo de Young es una propiedad insensible a la microestructura, que permanecerá constante independientemente de la condición para un mismo material (debido a que depende de las fuerzas interatómicas) y sólo se ve ligeramente afectado cuando existe adiciones pequeñas de aleación o tratamientos térmicos. Se puede observar que esta condición no se cumple ya que existe un cambio brusco entre la condición de llegada y con los tratamientos intercríticos, una de las razones posibles es que las probetas de los tratamientos intercríticos al someterse a un maquinado se modifica su estado de

esfuerzos residuales y estos afectan la resistencia del material. Cabe señalar que cuanto mayor sea el valor del módulo de Young, menor será la deformación elástica producida por una tensión aplicada particular.

Para el límite elástico o límite de fluencia ( $Y_s$  o  $\sigma_y$ ) la probeta con el tratamiento intercrítico a 740°C fue la que presenta mayor resistencia antes de la deformación permanente, esto es, que inicie la zona plástica.

La máxima resistencia a la tracción (UTS) la obtuvo la probeta a 760°C, mientras que la más baja fue la probeta a 740°C. Como se sabe este es el máximo esfuerzo que un material puede soportar antes de la fractura. Por ejemplo, para las curvas de llegada y 740°C que presentan claramente una zona plástica, su UTS y su resistencia a la fractura.

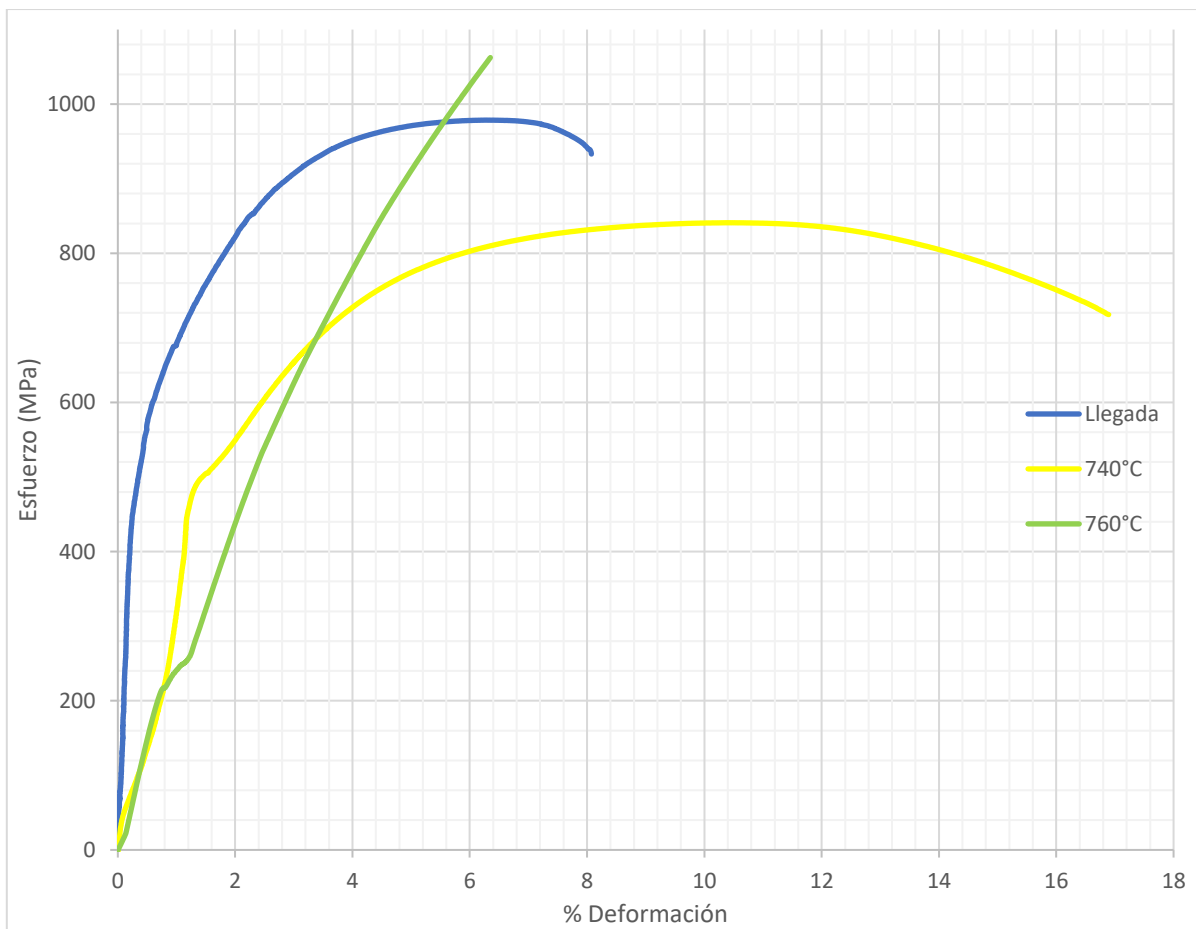


Figura 45. Curvas Esfuerzo - Deformación de la muestra de llegada y para los tratamientos intercríticos.



Tabla 15. Propiedades obtenidas a partir de la curva Esfuerzo - Deformación, para la pieza de llegada y tratamientos intercríticos.

Prueba	UTS (MPa)	E (GPa)	$\sigma_y$ (MPa)	$\sigma_{fractura}$ (MPa)	Deformación (%)	Reducción de área (%)
Llegada	979	186	582	933	8.2	9.8
740°C	841	29	650	721	16.8	43.8
760°C	1062	31	231	1062	6.4	16.3

#### 4.3.4. Fatiga

En la figura 46 se muestran las curvas S-N obtenidas por simulación usando el software ANSYS, para el acero de llegada y para los tratamientos intercríticos. En la imagen se observa que el tratamiento intercrítico a 760°C es el que presenta mayor resistencia a la fatiga, mientras que para los tratamientos a 740°C y 750°C son los que presentan menor resistencia a la fatiga, situándose por debajo de la pieza de llegada.

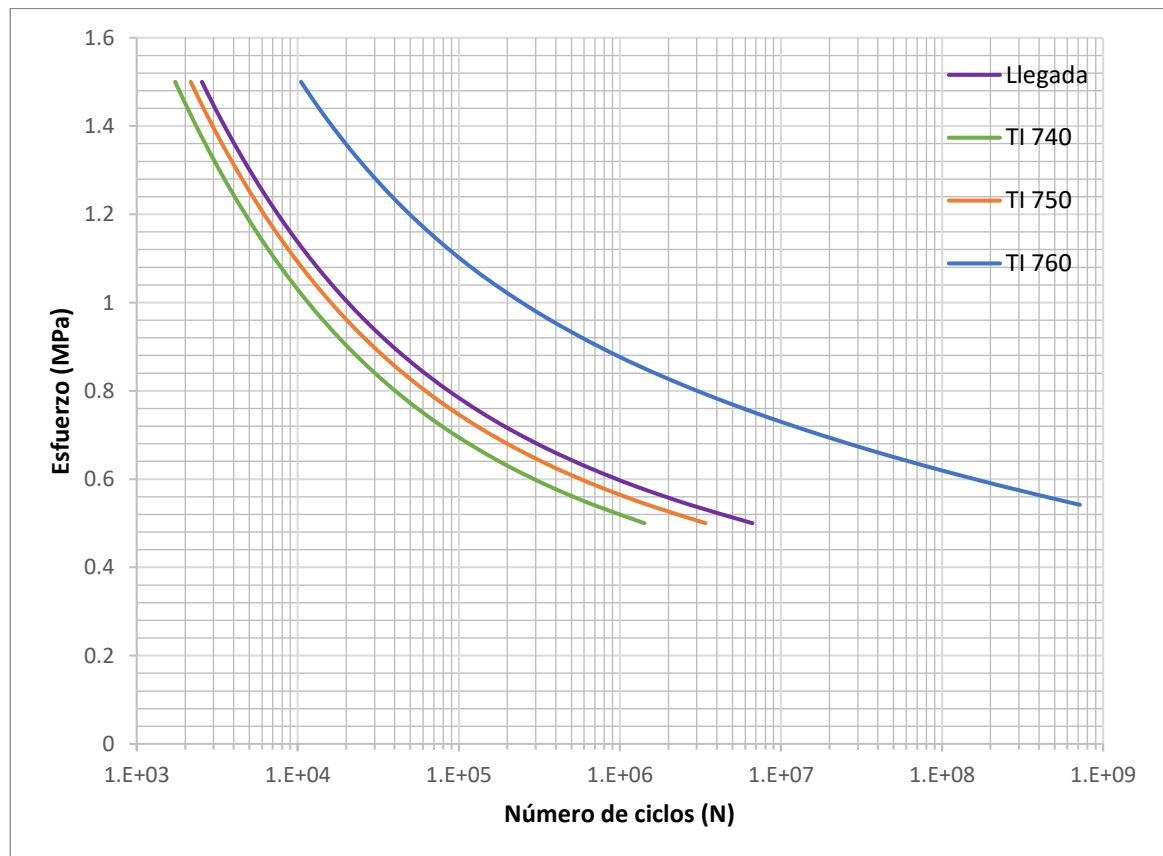


Figura 46. Curva S – log N para la pieza de llegada y para los tres tratamientos intercríticos realizados.

Con los resultados obtenidos, se muestra que la resistencia a la fatiga aumento con los tratamientos intercríticos. Se vuelve a mostrar para los tratamientos a las temperaturas de 740 y 750°C la vida de fatiga es muy parecida, debido a que su microestructura es muy blanda teniendo una alta ductilidad, pero baja resistencia.

La pieza que obtuvo la mayor resistencia a la fatiga fue con el tratamiento intercrítico de 760°C, esto es relacionado con la microestructura obtenida, aunque se observa una mezcla de fases duras, puede existir en cantidades menores fases blandas como austenita retenida o ferrita que ayudan a proporcionar ductilidad, mientras que las fases duras proporcionan la resistencia.

Dado que las propiedades de fatiga son muy sensibles, las condiciones de la superficie pueden lograr grandes cambios en la propiedad mediante ciertos tratamientos superficiales que modificarían localmente la superficie del espécimen o componente de fatiga como lo son los esfuerzos producto del maquinado por los cuales las probetas tuvieron que pasar, por otro lado, las inclusiones tienen un efecto nocivo sobre el comportamiento a la fatiga ya que estas actúan como sitios potenciales para la nucleación de grietas por fatiga y reducen la vida de fatiga, Aquí la razón de tener una gran variación en la desviación estándar en las muestras con los tratamientos intercríticos, tabla 16.

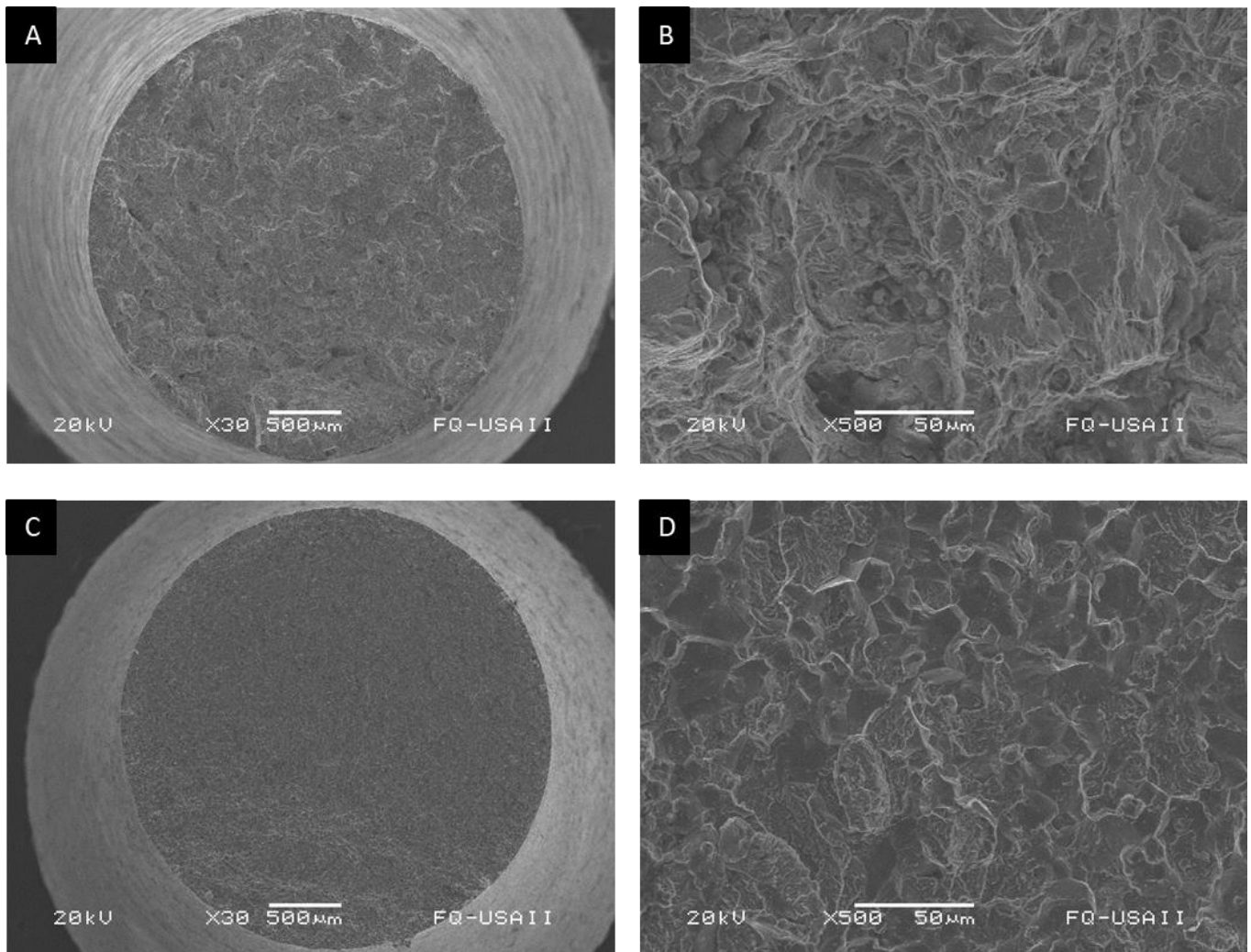
*Tabla 16. Resultados de la prueba de fatiga para el acero de llegada y después de realizar los tratamientos térmicos.*

Condición de la probeta	Vida de fatiga (No. de ciclos)	±
Llegada	4.00E+02	
Templada	1.00E+02	
TI 740°C	8.00E+02	264.5751
TI 750°C	9.00E+02	360.5551
TI 760°C	1.11E+04	3647.373

Se puede observar que cuando existe una fase completamente dura, en el caso del tratamiento de temple, contribuye a dar una alta resistencia, pero está acompañada

del aumento de la fragilidad. Como se observa en la tabla 16, la vida de fatiga para estructuras duras es muy baja.

En las figuras 47 y 48 se muestran las fractografías de las fracturas para las muestras de fatiga. La pieza de llegada mostró una fractura dúctil-frágil con una microfractografía de cuasiclivaje. La pieza templada muestra una fractura frágil y con una microfractografía intergranular y clivaje. Mientras que para los tratamientos intercríticos presentaron una fractura de transición de dúctil a frágil con una microfractografía distribuido de la siguiente manera: a la temperatura de 740°C cuasiclivaje, 750°C clivaje y 760°C microcavidades.



*Figura 47. Fractografías MEB para las fracturas en las probetas de fatiga, en condición de: A) Llegada, B) acercamiento de la figura A, C) Templada y D) acercamiento de la figura C.*

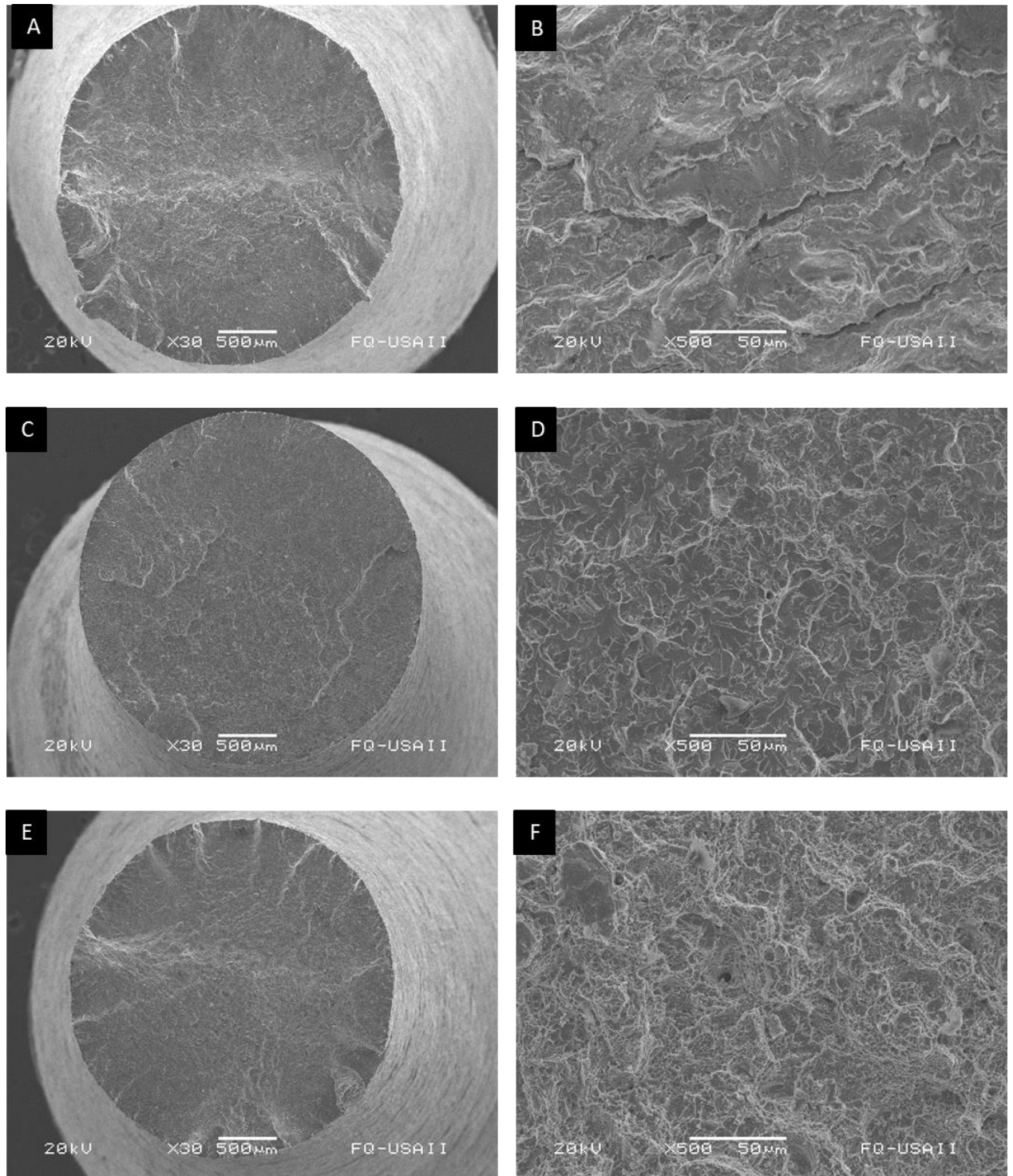


Figura 48. Fractografías MEB para las fracturas en las probetas de fatiga, para los tratamientos intercríticos: A)740°C B) acercamiento de la figura A. C)750°C D) acercamiento de la figura C. E)760°C y F) acercamiento de la figura D.

## Capítulo 5. Conclusiones

- \* La perlita se ve modificada, ya que se fragmenta y como consecuencia aparece partículas esferoidales de  $\text{Fe}_3\text{C}$  en la matriz en los TI.
- \* Las microestructura y propiedades mecánicas son similares a las temperaturas intercríticas de  $740^\circ\text{C}$  y  $750^\circ\text{C}$ .
- \* A partir de  $760^\circ\text{C}$  se forma una microestructura dual (martensítica-bainítica y perlita fragmentada) y se refleja en la microdureza obtenida con respecto a las otras temperaturas.
- \* El tratamiento intercrítico a  $760^\circ\text{C}$  muestra la posibilidad de evitar un tratamiento de revenido posterior, si se compara con un tratamiento de temple de este mismo acero.
- \* El acero alcanza las propiedades óptimas para resistencia a la fatiga con el tratamiento intercrítico de  $760^\circ\text{C}$ , alargando su vida a la fatiga 27.75 veces más que la pieza de llegada y 111 veces más que la pieza con el tratamiento de temple.
- \* Para un acero de medio a alto contenido de C se puede realizar tratamientos térmicos intercríticos generando una microestructura con una mezcla de propiedades, como dúctil aportada por la fase perlítica y resistente aportada por la fase bainita-martensita.

## Capítulo 6. Bibliografía.

- [1] S. M. BL Bramfitt, «Steels: Near Eutectoid,» de *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering*, 2019.
- [2] G. Krauss, *Steels: Processing, Structure, and Performance*, 2 ed., Ohio: ASM International, 2015, pp. 4,5,30,54-58.
- [3] G. E. Totten, *Steel Heat Treatment Handbook Metallurgy and Technologies*, 2 ed., Oregon: Taylor & Francis Group, 2006, pp. 2,3,29,166.
- [4] ASM Handbook, *Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys*, 10 ed., vol. 1, Ohio: ASM International Handbook Committee, 1990, pp. 233, 245-247,273, 697.
- [5] P. D. Harvey, *Engineering properties of steel*, Ohio: ASM International, 1982, pp. 43-45.
- [6] H. Chandler, *Heat Treater's Guide: Practice and Procedures for Irons and Steels*, 2 ed., Ohio: ASM International, 1995, p. 208.
- [7] G. F. Vander Voort, *Atlas of Time- Temperature Diagrams for Irons and Steels*, Ohio: ASM International, 1991, p. 16.
- [8] V. L. de la Concepción, H. N. Lorusso y H. G. Svodoba, «Effect of carbon content on microstructure and mechanical properties of dual phase steels,» *Precedia Materials Science*, nº 8, pp. 1047-1056, 2015.
- [9] C. C. Tasan, M. Diehl, D. Yan, M. Bechtold, F. Roters, L. Schemmann, C. Zheng, N. Peranio, D. Ponge, M. Koyama, K. Tsuzaki y D. Raabe, «An Overview of Dual-Phase Steels: Advances in Microstructure -Oriented Processing and Micromechanically Guided Design,» *Annual Review of Materials Research*, nº 45, pp. 391-431, 2015.
- [10] D. E. Castillo Gutiérrez, I. I. Angarita Moncaleano y R. Rodríguez Baracaldo, «Caracterización microestructural y mecánica de aceros de fase dual (ferrita-martensita), obtenidos mediante procesos térmicos y termomecánicos,» *Revista chilena de ingeniería*, vol. 26, nº 3, pp. 430-439, 2018.



- [11] J. L. Dossett y H. E. Boyer, *Practical Heat Treating*, 2 ed., Ohio: AMS International, 2006, pp. 2-6.
- [12] ASM Handbook, *Heat Treating*, 8 ed., vol. 4, Ohio: ASM International Handbook Committee, 1991, pp. 15,17,103.
- [13] R. E. Smallman y A. H. Ngan, *Modern Physical Metallurgy*, 8 ed., Butterworth-Heinemann, 2014, pp. 473-476, 583.
- [14] P. Movahed, S. Kolahgar, S. P. Marashi, M. Pouranvari y N. Parvin, «The effect of intercritical heat treatment temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite-martensite dual phase steel sheets,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 518, pp. 1-6, 2009.
- [15] M. Hashmi, *Comprehensive Materials Finishing*, Elsevier, 2017, p. 786.
- [16] E. Madenci y I. Guven, *The Finite Element Method and Applications in Engineering Using ANSYS*, 2 ed., New York: Springer, 2015, pp. 1,2,3.
- [17] ANSYS, «ANSYS: Mechanical Pro,» [En línea]. Available: <https://www.ansys.com/products/structures/ansys-mechanical-pro>. [Último acceso: 14 04 2020].
- [18] R. E. Smallman y R. J. Bishop, *Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering: Science, process, applications*, 6 ed., Oxford: Butterworth-Heinemann, 1999, pp. 197-198.
- [19] ASM Handbook, *Mechanical Testing and Evaluation*, vol. 8, Ohio: ASM Handbook Committee, 2000, pp. 121,297,416, 469, 470.
- [20] ASTM International, *E 8: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*, vol. 3.01, ASTM, 2004.
- [21] J. A. Schey, *Procesos de Manufactura*, 3 ed., Mc Graw-Hill, 2002, pp. 78,79,80,99.
- [22] J. T. Black y R. A. Kohser, *Materials and Processes in Manufacturing*, 11 ed., John Wiley and Sons, Inc., 2012, pp. 62,63,69,70,75,76,77.
- [23] J. M. Barsom y S. T. Rolfe, *Fracture and Fatigue Control in Structures: Applications of Fracture Mechanics*, 3 ed., Philadelphia: ASTM, 1999, p. 164.



- [24] ASM Handbook, Fatigue and Fracture, 8 ed., vol. 19, Ohio: ASM International Handbook Committee, 1996, pp. 148, 149.
- [25] F. C. Campbell, Fatigue and Fracture: Understanding the Basics, Ohio: ASM International, 2012, pp. 147,148,153,154.
- [26] ASTM International, E 466-96: Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials., vol. 3.01, ASTM, 2004.
- [27] ASTM International, E 18: Standard Test Methods for Rockwell Hardness and Rocwell Superficial Hardness of Metallic Materials, vol. 3.01, ASTM, 2004.
- [28] ASTM Internacional, E 384: Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials, vol. 3.01, ASTM, 2004.
- [29] ASM Handbook, Materials Characterization, 9 ed., vol. 10, Ohio: ASM Handbook committee, 1992, pp. 623,624.
- [30] Metals Handbook, Materials Characterization, 9 ed., vol. 10, Ohio: ASM Handbook Committee, 1986, pp. 48,49.
- [31] G. F. Vander Voort, Metallography Principles and Practice, Ohio: ASM International, 1990, pp. 268,269.
- [32] A. L. V. da Casto e Silva, Metallography of Steels: Interpretation of Structure and Effects of Processing, 4 ed., Ohio: ASM International, 2018, pp. 34-36.
- [33] ASTM International, E 112-96: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, vol. 3.01, ASTM, 2004.
- [34] J. I. Goldstein, D. E. Newbury, P. Echlin, D. C. Joy, C. E. Lyman, E. Lifshin, L. Sawyer y J. R. Michael, Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis, 3 ed., New York: Kluwer Academic/ Plenum Publishers, 2003, pp. 1,2.
- [35] W. Rostoker y J. R. Dvorak, Interpretation of Metallographic Structures, 3 ed., San Diego: Academic Press, INC., 1990, pp. 243,244.
- [36] K. Geels, Metallographic and Materialographic specimen Preparation, Ligt Microscopy, Image Analysis and Hardess Testing, ASTM International, 2007, p. 559.





- [37] «Scanning electron microscope,» [En línea]. Available: <https://www.britannica.com/technology/scanning-electron-microscope>. [Último acceso: 24 04 2020].
- [38] «The Metallographic Examination Of Archeological Artifacts,» [En línea]. Available: [https://ocw.mit.edu/courses/materials-science-and-engineering/3-094-materials-in-human-experience-spring-2004/laboratories/manual\\_suppl.pdf](https://ocw.mit.edu/courses/materials-science-and-engineering/3-094-materials-in-human-experience-spring-2004/laboratories/manual_suppl.pdf). [Último acceso: 24 04 2020].
- [39] ASM Handbook, Metallography and Microstructures, 9 ed., vol. 9, Ohio: ASM Handbook Committee, 1992, pp. 133, 144, 145, 146, 147.
- [40] H. Colpaert, Metallography of Steels: Interpretation of Structure and the Effects of Processing, 4 ed., ASM International, 2018, pp. 118-125.
- [41] B. Amit, Mechanical Properties and Working of Metals and Alloys, Singapur: Springer, 2018, pp. 41-43.