

**UNIVERSIDAD NACIONAL DE TRUJILLO**  
**FACULTAD DE INGENIERÍA**  
**ESCUELA PROFESIONAL DE INGENIERÍA METALÚRGICA**



**Caracterización microestructural y propiedades mecánicas de aceros HSLA  
en estado de suministro y después de tratamiento térmico de revenido**

**TESIS**  
**PARA OPTAR EL TÍTULO PROFESIONAL DE**  
**INGENIERO METALURGISTA**

**AUTOR:** Br. Gilberto Antonio Bardales Camacho  
Br. Alex Paul Huamán Cerdán

**ASESOR:** Dr. Julio Tito Panta Mesones

**TRUJILLO – PERÚ**

**2024**

## **DEDICATORIA**

### **A Dios:**

Que cada día me da la oportunidad de levantarme y no desfallecer en la lucha diaria.  
Por darme salud, infinita bondad, amor y fortaleza para lograr mis objetivos como  
personales y profesionales.

### **A mi Madre:**

Por pedir que nunca deje inconclusos mis metas.

### **A mi Padre:**

Por su paciencia.

### **A mis hermanos:**

Nena, Milton y Beto que siempre estuvieron conmigo.

### **A mi querida Esposa y mis adoradas hijas:**

Carolina, Carito, Elena y Lucila, por ayudarme con su fuerza a formar sólidos peldaños  
que me permitieron subir poco a poco hasta hacer realidad este sueño. Son mi vida.

### **A Julio Panta:**

Por su perseverancia, por su amistad en toda esta etapa y culminar esta meta.

A Alex Huamán con el que desarrollamos este trabajo que es la culminación de  
unas metas que en un tiempo atrás parecían ser solo un sueño. A mis compañeros  
de la quinta promoción que siempre hicieron que tuviese los pies en el suelo he  
hicieron llevadera esta interesante etapa de mi vida estudiantil.

***Antonio Bardales Camacho***

*Esta obra ha sido publicada bajo la licencia Creative Commons Reconocimiento-No  
Comercial-Compartir bajo la misma licencia 2.5 Perú.*

## **DEDICATORIA**

### **A Dios:**

Por haberme guiado e iluminado en mi camino, cuidándome, enseñándome y brindándome fortaleza para seguir adelante y realizar mis aspiraciones trazadas.

### **A mis Padres:**

Fanny y Víctor, por proporcionarme ese apoyo tan incondicional en cada idea que tuve, en mi carrera, en mi vida; por los valores que me han inculcado y sobre por ser un gran ejemplo para formar mi personalidad.

### **A mis hermanos:**

Brandon y Cielo, porque estemos donde estemos, siempre el apoyo a sido mutuo para seguir de pie, dando nuestro mayor esfuerzo por nuestros padres que son el motivo de querer lograr todo.

### **A mi Abuelita:**

Mi Beni, que cuando partió de este mundo se llevó parte de mi vida y que desde el cielo siento que siempre nos cuida, nos guía y nos protege.

### **A mis tíos:**

Mi tía Juani, Rosa y Justo, por su apoyo durante este camino y que conforta que siempre creyeron en mí.

Y agradecer, al Ingeniero Toño, por sus consejos y sus enseñanzas. Gracias de corazón a todos los que creyeron en mí y a las amistades que se formaron en esta etapa universitaria que hicieron de este trayecto una vivencia única.

*Alex Paul Huamán Cerdán*

## **AGRADECIMIENTO**

Los autores de esta tesis extendemos nuestro más sincero agradecimiento hacia:

Dios, por el nuevo amanecer y tener la oportunidad de comenzar un día nuevo para superarnos y nutrirnos de nuevos aprendizajes.

A nuestras respectivas familias quienes han sido el apoyo y soporte emocional e incondicional cada año, quienes nos han ayudado a levantarnos y motivado a seguir adelante, demostrando todo el tiempo su confianza en nosotros.

Al Dr. Julio Panta, nuestro asesor, por su guía, liderazgo y el valioso aporte intelectual en la ejecución de este proyecto de Investigación. Apreciamos sus consejos y sugerencias para la mejora y continuación del trabajo. Gracias por su paciencia, esfuerzo, buen humor y dedicación.

Al Dr. Jorge Vera, extendemos nuestro agradecimiento por el apoyo brindado en el área de metalografía, que fue crucial para poder llevar a cabo el presente estudio.

A todos los integrantes del cuerpo docente de la Escuela Profesional de Ingeniería Metalúrgica y a nuestros compañeros de clase, que nos alentaron y acompañaron en este trayecto, donde quedaron gratos recuerdos en nuestra querida Escuela.

En fin, agradecer a todos los que estuvieron aquí, creyendo en nosotros, por ese apoyo incondicional en todo este proceso, ya que no ha sido fácil, pero a pesar de las dificultades hemos sabido salir adelante y siguen creyendo en nosotros.

## INDICE

<b>DEDICATORIA</b> .....	i
<b>AGRADECIMIENTO</b> .....	iii
<b>LISTADO DE TABLAS</b> .....	vii
<b>LISTADO DE FIGURAS</b> .....	viii
<b>RESUMEN</b> .....	x
<b>ABSTRACT</b> .....	xi
<b>CAPITULO I: INTRODUCCIÓN</b> .....	1
1.1. Realidad Problemática.....	1
1.2. Antecedentes .....	5
1.2.1. Aceros Doble Fase (Dual-PhaseSteels).....	5
1.2.2. Propiedades Mecánicas .....	6
1.2.3. Resistencia a la tensión y Cedencia.....	7
1.2.4. Estructura de los Aceros – fase dual. ....	8
1.3. Justificación.....	12
1.4. Marco Teórico.....	13
1.4.1. Tratamiento térmico: Revenido.....	13
1.4.2. Categorías y especificaciones de los aceros HSLA. ....	16
1.4.3. Impacto de los elementos de aleación. ....	20

1.5. Problema.....	24
1.6. Hipótesis.....	24
1.7. Objetivos .....	24
1.7.1. Objetivo Principal .....	24
1.7.2. Objetivos específicos.....	24
<b>CAPÍTULO II: MATERIAL Y MÉTODOS .....</b>	<b>25</b>
2.1. Material de Estudio .....	25
2.2. Métodos y Técnicas.....	25
2.2.1. Diseño experimental.....	25
2.3. Procedimiento experimental.....	26
2.3.1. Tratamientos térmicos .....	26
2.3.2. Ensayo al doblado por Impacto tipo Charpy V .....	26
2.3.3. Ensayo de Dureza .....	26
2.3.4. Metalografía .....	27
2.3.5. Microdureza .....	27
<b>CAPÍTULO III: RESULTADOS .....</b>	<b>28</b>
3.1. Dureza .....	28
3.2. Tenacidad .....	30
3.3. Microestructura .....	32

3.4. Microdureza .....	36
<b>CAPITULO IV: DISCUSIÓN DE RESULTADOS .....</b>	<b>37</b>
4.1. Referente a Dureza.....	37
4.2. Referente a Tenacidad.....	38
4.3. Referente a Microestructura.....	39
4.3.1. Estado de suministro.....	39
4.3.2. Tratamiento térmico de revenido a 400 °C .....	39
4.3.3. Tratamiento térmico de revenido a 500 °C .....	39
4.3.4. Tratamiento térmico de revenido a 620 °C .....	40
4.4. Referente a Microdureza .....	40
<b>CAPÍTULO V: CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.....</b>	<b>41</b>
5.1. Conclusiones .....	41
5.2. Recomendaciones.....	42
<b>REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS .....</b>	<b>43</b>
<b>ANEXOS .....</b>	<b>45</b>
Anexo A: Informes de Microdurezas .....	45
Anexo B: Fotografías del Ensayo al doblado por Impacto tipo Charpy V .....	53
Anexo C: Fotografías .....	55

## LISTADO DE TABLAS

<b>Tabla 1.1.</b> <i>Rol de los elementos de aleación en la ferrita en un acero DP</i> .....	23
<b>Tabla 2.1.</b> <i>Composición química del acero investigado (% en peso)</i> .....	25
<b>Tabla 2.2.</b> <i>La variable independiente y sus niveles</i> .....	25
<b>Tabla 3.1.</b> <i>Datos obtenidos de dureza en HV para la sección A, zona longitudinal</i> .....	28
<b>Tabla 3.2.</b> <i>Datos de dureza en HV para la sección B, zona transversal a la sección A</i> ....	29
<b>Tabla 3.3.</b> <i>Datos de dureza promedio obtenidos con respecto a temperatura para ambas secciones</i> .....	30
<b>Tabla 3.4.</b> <i>Datos de tenacidad en J</i> .....	31
<b>Tabla 3.5.</b> <i>Datos obtenidos de microdureza medidos en HV</i> .....	36

## LISTADO DE FIGURAS

<b>Figura 1.1.</b> <i>Disminución de peso en función al límite de elasticidad.</i> .....	3
<b>Figura 1.2.</b> <i>Esquema a nivel microestructural de ferrita y martensita</i> .....	6
<b>Figura 1.3.</b> <i>Diagrama de las propiedades mecánicas del acero DP en relación a la martensita y % C.</i> .....	8
<b>Figura 1.4.</b> <i>Microestructura bifásica de un acero con bajo contenido de carbono.</i> .....	9
<b>Figura 1.5.</b> <i>Diagrama Hierro – Carbono, para aceros al 1.5 % Mn</i> .....	10
<b>Figura 1.6.</b> <i>Diagrama Meta estable Fe-Fe<sub>3</sub>C</i> .....	10
<b>Figura 1.7.</b> <i>Tabla de las etapas de revenido</i> .....	14
<b>Figura 1.8.</b> <i>Aceros HSLA</i> .....	16
<b>Figura 2.1.</b> <i>Representación gráfica de las secciones donde se va a medir dureza</i> .....	27
<b>Figura 3.1.</b> <i>Curva de temperatura de revenido vs dureza para la sección A.</i> .....	28
<b>Figura 3.2.</b> <i>Curva de temperatura de revenido vs dureza para la sección B</i> .....	29
<b>Figura 3.3.</b> <i>Dureza en sección A y sección B, en estado suministro y después de tratamientos térmicos</i> .....	30
<b>Figura 3.4.</b> <i>Curva de Temperatura de Revenido vs Tenacidad</i> .....	31
<b>Figura 3.5.</b> <i>Micrografías del material en estado de suministro, Ataque químico con reactivo Nital al 3 %.</i> .....	32
<b>Figura 3.6.</b> <i>Micrografías del acero tratado térmicamente a 400 °C, Ataque químico con reactivo Nital al 3 %.</i> .....	33
<b>Figura 3.7.</b> <i>Micrografías del acero tratado térmicamente a 500 °C, Ataque químico con reactivo Nital al 3 %.</i> .....	34

<b>Figura 3.8.</b> <i>Micrografías del acero tratado térmicamente a 620 °C. Ataque químico con reactivo Nital al 3 %.</i> .....	35
<b>Figura 3.9.</b> <i>Curva de microdureza del acero en estado de suministro y después de tratamiento térmico.</i> .....	36
<b>Figura A.1.</b> <i>Microdureza del acero en estado de suministro</i> .....	45
<b>Figura A.2.</b> <i>Microdureza del acero con revenido a 400 °C</i> .....	47
<b>Figura A.3.</b> <i>Microdureza del acero con revenido a 500 °C</i> .....	49
<b>Figura A.4.</b> <i>Microdureza del acero con revenido a 620 °C</i> .....	51
<b>Figura B.1.</b> <i>Probetas después del ensayo al doblado por impacto tipo Charpy V, en estado de suministro</i> .....	53
<b>Figura B.2.</b> <i>Probetas después del ensayo al doblado por impacto tipo Charpy V, con tratamiento térmico de revenido a 400 °C</i> .....	53
<b>Figura B.3.</b> <i>Probetas después del ensayo al doblado por impacto tipo Charpy V, con tratamiento térmico de revenido a 500 °C</i> .....	54
<b>Figura B.4.</b> <i>Probetas después del ensayo al doblado por impacto tipo Charpy V, con tratamiento térmico de revenido a 620 °C</i> .....	54
<b>Figura C.1.</b> <i>Horno donde se elaboró los tratamientos térmicos.</i> .....	55
<b>Figura C.2.</b> <i>Durómetro donde se elaboraron los ensayos de dureza</i> .....	55
<b>Figura C.3.</b> <i>Máquina de ensayo al doblado por impacto método Charpy V</i> .....	56
<b>Figura C.4.</b> <i>Microscopio Metalográfico invertido, modelo AXIOVERT A1 – Karl Zeiss.</i> .....	56
<b>Figura C.5.</b> <i>Micro Durómetro digital: INNOVATEST – MODELO FALCON 501</i> .....	57

## RESUMEN

La presente investigación, estudia la tenacidad, dureza, microdureza y microestructura de un acero de alta resistencia y baja aleación, tanto en su estado original y posterior a un tratamiento térmico de revenido, a temperaturas de: 400 °C, 500 °C, y 620 °C. Se realizaron ensayos al doblado por impacto tipo Charpy V para medir la tenacidad. Así mismo se realizaron ensayos de dureza en sección A y transversal a la sección A; microdurezas y análisis de las microestructuras. Los resultados marcaron que el acero en estudio es anisotrópico referente a dureza y respecto a los resultados obtenidos tanto de dureza, microdureza y tenacidad; identifican un acero de alta resistencia y baja aleación en transición a un acero de tipo estructural, esto se corrobora con las micrografías correspondientes que refleja una matriz ferrítica.

**Palabras clave:** Revenido, Matriz ferrítica, dureza, microdureza, tenacidad, acero de alta resistencia.

## **ABSTRACT**

This research examines the toughness, hardness, microhardness, and microstructure of a high-strength, low-alloy steel, both in its original state and following a tempering heat treatment at temperatures of 400 °C, 500 °C, and 620 °C. Charpy V-notch impact bending tests were conducted to measure toughness. Hardness tests were also performed on both cross-sectional and transverse specimens of section A, along with microhardness tests and analysis of microstructures. The results indicate that the steel under investigation exhibits anisotropic behavior concerning hardness. Moreover, the findings from hardness, microhardness, and toughness tests identify it as a high-strength, low-alloy steel transitioning towards a structural-type steel. This is corroborated by corresponding micrographs that reflect a ferritic matrix.

**Keywords:** Tempering, Ferritic matrix, hardness, microhardness, toughness, high-strength steel.

# CAPITULO I

## INTRODUCCIÓN

### 1.1. Realidad Problemática

A través de los último cuarenta años, hubo un arduo trabajo en el avance y diseño de aceros micro aleados o HSLA, los cuales también se conocen como aceros de baja aleación y alto límite elástico (HSLA). En este lapso de tiempo, estos aceros se han convertido en esenciales en la fabricación de estructuras, ofreciendo gran preeminencia sobre los aceros estructurales, muy aparte de las propiedades mecánicas, es obtener propiedades buscadas directamente a través de controlar el procedimiento de laminación (BLC). (Sanz, 2004, p. 2)

Los aceros interesan básicamente por sus propiedades mecánicas masivas, de los cuales destacan: tenacidad, resistencia mecánica, rigidez, resistencia a la fluencia, elasticidad, etc., que fijan los requisitos de exigencia para sus distintas calidades (Maldonado, J., 1996).

Sin embargo, optimizar estas propiedades ha tenido siempre el inconveniente de que la resistencia mecánica se encuentra en una relación inversa con la ductilidad y la tenacidad, y por tanto el aumento en una, significa la disminución de las otras. (Schulz, B., 2001). Así las cosas, las nuevas prestaciones requeridas a los aceros hacen que se busquen productos que sean capaces de conjugar características de alta resistencia y buena ductilidad y tenacidad. (ULSAB-AVC., 2001)

En este trabajo se investigará la relación que existente entre las temperaturas de tratamiento térmico y los cambios micro estructurales, propiedades mecánicas de un acero HSLA tratadas a diferentes temperaturas. En la actualidad, estos aceros se han convertido en esenciales para la elaboración de estructuras. Los aceros estructurales tienen ventajas en términos de propiedades mecánicas; las cuales pueden ser obtenidas de manera directa mediante laminación controlada. (Illescas, 2007, p.9)

En el mercado se estima que los aceros microaleados tiene un consumo que representa entre el 10 % y el 15 % del acero consumido a nivel mundial, lo que equivale a unos 80 a 120 millones de toneladas anuales, debido a los múltiples beneficios de estos materiales sobre los aceros estructurales. Por lo tanto, este aumento en el uso de aceros HSLA, causa un beneficio tanto a los productores aceros como a sus consumidores. (Illescas, 2007, p.9)

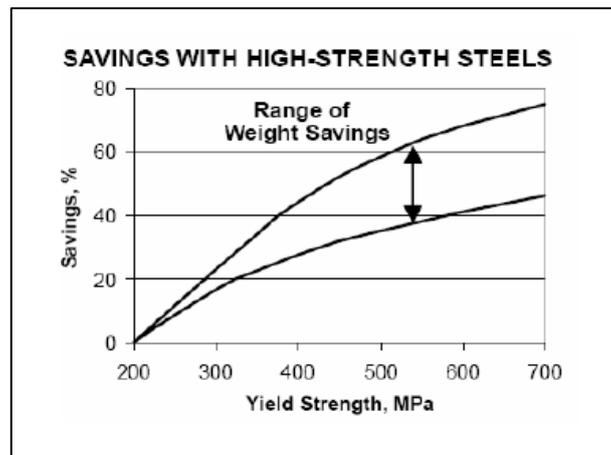
Debido al progreso tecnológico y a la optimización en diversas fases para reducir costos, los aceros HSLA exhiben una gama de beneficios que los vuelven idóneos para sustituir a los aceros al carbono convencionales, especialmente en áreas como la edificación, la construcción y como lo es el transporte.

En el sector automotriz, se ha vuelto crucial y esencial reducir el peso en el diseño de carrocerías de automóviles, buscando la combinación de resistencia, seguridad y costos bajos. Por ello en el ámbito de los materiales, el cambio más significativo ha sido la sustitución de aceros al carbono por aceros HSLA, principalmente utilizando aceros HSLA con límites elásticos en el rango de 210MPa a 420MPa.

Los aceros HSLA a comparación de los aceros convencionalmente laminados presentan un límite elástico 2 a 3 veces superior. El valor del límite elástico de estos aceros y el modo de carga de la estructura determinan la reducción de peso alcanzada. Por lo tanto, aumentar el límite elástico puede ayudar a reducir el peso en un 34 % o más, dependiendo de la situación. Tomando en cuenta los parámetros de seguridad, la disminución en el peso podría ser de un 25 %. Los intervalos de disminución en peso en función al límite elástico del acero tomado en cuenta, se muestran en la Figura 1.1. (Illescas, 2007, p.10)

**Figura 1.1.**

*Disminución de peso en función al límite de elasticidad.*



*Nota: Adaptado de "Estudio del efecto de los elementos microaleantes en un acero HSLA", Illescas S., 2007, p. 10.*

Estos aceros con microestructura dúplex experimentan un endurecimiento debido a la presencia de martensita en forma de partículas duras que se encuentran dispersas en una matriz de ferrita dúctil y suave. La expresión "fase dual" (DP) hace alusión al dominio de una estructura a nivel microscópico, que consta de dos principales fases: la martensita (M) y la ferrita ( $\alpha$ ). No obstante, es posible que se encuentren cantidades reducidas de otras fases, como la austenita retenida, bainita o perlita. (Lanzilloto & Pickerin, 1982, p. 371)

Los aceros denominados de doble fase exhiben datos de resistencia a la tracción o tensión, cercanos a los 550MPa (80ksi), y se caracterizan por una microestructura que comprende una matriz dúctil de ferrita con aproximadamente el 20 % de partículas duras de martensita distribuidas en dicha matriz. La expresión "fase dual"; a nivel microestructural, alude a la presencia compuesta por dos-fases, como lo es la martensita y la ferrita. Sin embargo, es posible que se observen cantidades reducidas de fases, como la austenita retenida, bainita o perlita. (Speich, G., p.424)

Ventajas de los aceros de fase dual:

- El tratamiento térmico intercrítico permite que los átomos intersticiales (C, N) y los precipitados se distribuyan preferencialmente en la región austenítica, lo que significa que la región ferrítica está prácticamente libre de ellos. Como resultado, las dislocaciones permanecen en un estado móvil, lo que confiere a esta región de ferrita una extremada ductilidad.
- La martensita y austenita (M/A) son tenaz y resistente. Esto se logra manteniendo en la martensita; el carbono menor al 0,35 % C de composición.
- La zona de separación de ferrita y la fase M/A es muy consistente, lo que aumenta la eficiencia en la redistribución de carga de la ferrita hacia la fase M-A. La descohesión interfacial no ocurre en esta interfaz porque no se llega a formar carburos.
- En la ferrita como en la martensita, las constantes elásticas son iguales, dando como resultado que ambas fases haya; en su rango elástico, una ausencia de centralización de esfuerzos.

Es fundamental que, para lograr un equilibrio óptimo de propiedades, se debe tener en cuenta la geometría de la fase M-A dentro de la matriz ferrítica. Una dispersión fina y discontinua es adecuada. La matriz de ferrita proporciona una buena elongación y la martensita proporciona elevada resistencia; dando el resultado de gran combinación entre dúctil - resistencia. (Schulz, pp. 3-9).

Las características mecánicas importantes de los mencionados aceros incluyen una baja resistencia en cedencia, y un comportamiento continuo de cedencia y un valor de inicio elevado en la razón endurecimiento por deformación. Por ello, dicha condición de endurecimiento por deformación distribuye de manera más efectiva la deformación plástica, mejorando la

elongación y permitiendo una resistencia a la tensión considerablemente mayor en comparación con los aceros HSLA que inicialmente presentan cedencia similar, son reconocidos por su resistencia a la tracción que varía de 62 a 70 Kg/mm<sup>2</sup>, un alargamiento que oscila entre 26 % y 31 %, y una tensión de fluencia inicial de 27 a 34 Kg/mm<sup>2</sup>. Después de cada operación, aumentan su resistencia hasta alcanzar una resistencia típica de 55 Kg/mm<sup>2</sup>.

## **1.2. Antecedentes**

La siguiente información se ha encontrado y recopilado en relación con el proyecto de investigación acerca de las propiedades mecánicas y las características microestructurales de los aceros de alta resistencia después del tratamiento térmico.

### **1.2.1. Aceros Doble Fase (Dual-PhaseSteels)**

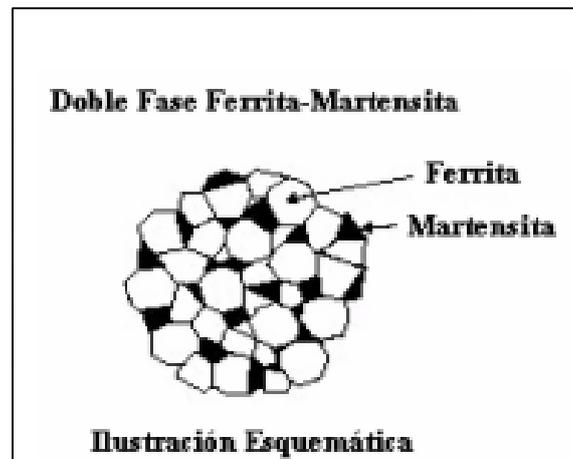
Estos aceros pertenecen a la categoría de aceros de baja aleación de alta resistencia o HSLA. Dicha categoría de aceros; tienen una resistencia tensil de alrededor de 550 MPa u 80,000 psi y se componen de una matriz ferrita dúctil con una microestructura 20 % de martensita dispersa en ella. Puede ajustarse la fase martensítica, alterando la relación entre resistencia y deformabilidad. (Speich, G. s.f.)

EL hecho de que en la microestructura del acero existan dos fases, es decir la martensita y la ferrita, junto como más fases presentes distribuidas en menor medida, como es la perlita, la austenita retenida y la bainita, se conoce como "doble fase". (Speich, s.f.)

En 1975, investigaciones realizadas demostraron que los aceros de baja aleación con contenido de carbono inferior al 0.83 % tenían estructuras bifásicas ferrítico - martensíticas más dúctiles cuando se recocían a temperaturas intercríticas (entre A1 y A3) a comparación de los aceros con bajo contenido de aleados normalmente endurecidos por precipitación. (Rodríguez R. & Gutiérrez I., 2002)

## Figura 1.2.

*Esquema a nivel microestructural de ferrita y martensita*



*Nota: Adaptado de, "ULSAB-AVC: Body structure Materials"; Proyecto ULSAB-AVC, Mayo, 2001.*

### 1.2.2. Propiedades Mecánicas

En los aceros de doble fase (ferrítico-martensítico); sus propiedades mecánicas, siempre permanecen vinculadas en proporción de las mencionadas fases en su estructura. La resistencia aumenta al aumentar el contenido de martensita. (Figura 1.2.).

Por lo general, los aceros ferrito-martensíticos no llegan a mostrar una cedencia significativa. Además, a consecuencia de la alta densidad de dislocaciones móviles y una combinación elevada de tensiones residuales en la ferrita, la plasticidad a bajas tensiones residuales es fácil. Entonces resulta que, la cedencia tiene lugar en varias posiciones a lo largo de la  $\alpha$ ; eliminando así, una discontinua cedencia.

El endurecimiento de los aceros de fase dual; muestran un comportamiento altamente complejo, particularmente en etapas iniciales. No obstante, en comparación con otros aceros HSLA de resistencia similar, se sostiene la idea de que su amplio nivel inicial de endurecimiento influye en su excelente formabilidad. (Haduch y Guajardo, 2007)

Cabe mencionar que la inclusión de bainita en la microestructura contribuirá un aumento en su ductilidad sin reducción sustancial en la resistencia a la tensión. (Hulka, 2000, p. 1-4). Además, las propiedades de estos aceros, frente a la presencia de austenita residual, pueden alterarse de manera significativa; la austenita retenida podría experimentar transformaciones, como la conversión a martensita mediante deformación en frío o, en un tratamiento subcrítico, posiblemente evolucionar hacia la formación de bainita. (Panta, 2007, p. 7).

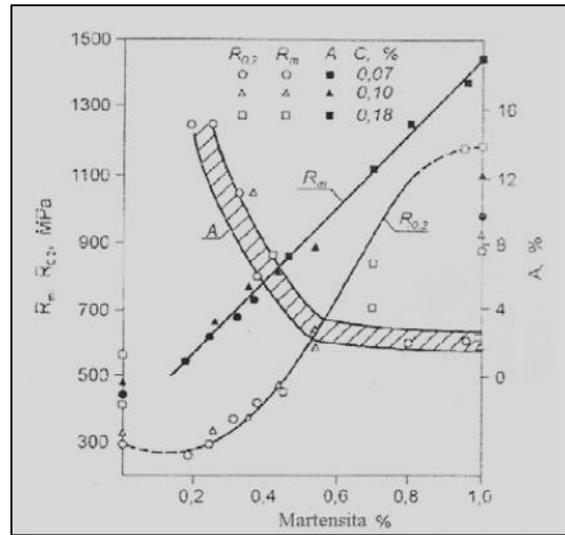
### **1.2.3. Resistencia a la tensión y Cedencia.**

A partir de estos aceros, se quiere aumentar la resistencia cuando esta (dureza) o fracción volumétrica sea aumentada en la fase de la martensita (Figura 1.3.). Como se mencionó anteriormente, la resistencia de la martensita, será determinada por el contenido inicial de carbón y lo que se condicione en el templado intercrítico, dependiendo principalmente del carbón contenido en la fase. El tamaño de grano y la contribución del endurecimiento proporcionada por la mezcla homogénea de los aleantes, influyen la resistencia de la fase ferrita. Para lograr un análisis integral de los factores que controlan la resistencia en aceros de doble fase, se hace necesario emplear modelos más avanzados y considerar mecanismos continuos. (Haduch y Guajardo, 2007)

Los aceros DP buscan optimizar diversas formas de endurecimiento, tales como el endurecimiento por precipitación (con Ti, V y Nb), el afinamiento del tamaño de grano, solución sólida (mediante Mn, Si y C), y el endurecimiento por dislocaciones, con el objetivo de lograr elevadas propiedades de resistencia, tenacidad y conformabilidad. Además de ajustar de manera adecuada la composición química, es imperativo aplicar prácticas de fabricación apropiadas y saber controlar el enfriamiento para aprovechar estos mecanismos. El estado de austenita previo a la transformación y la temperatura a la cual se vuelve a calentar; son aspectos cruciales para el rendimiento de estos aceros. (Splinder, p. 1-17)

**Figura 1.3.**

Diagrama de las propiedades mecánicas del acero DP en relación a la martensita y % C.



Nota: Adaptado de, "Aceros de Construcción de Propiedades Especiales", Haduch Z. y Guajardo J., 2007, p.3.

#### 1.2.4. Estructura de los Aceros – fase dual.

Una vez observada la estructura de estos aceros se pueden sacar conclusiones sobre sus capacidades mecánicas. La identificación de las fases ferrítica y martensítica es crucial.

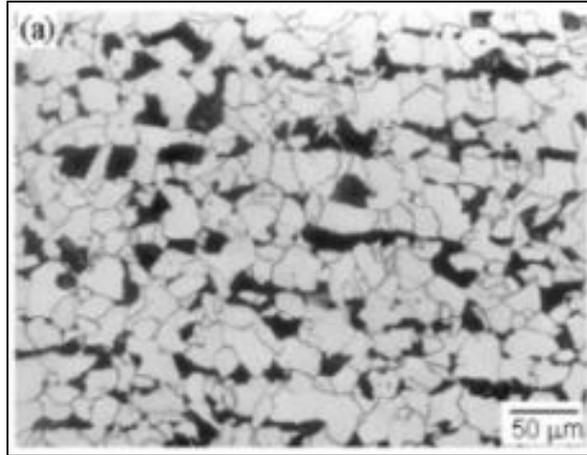
La cantidad de martensita, la fase más resistente, aumenta la resistencia del material bifásico al aumentar su proporción. Lamentablemente, la ductilidad disminuye con el aumento del contenido de martensita, por lo que el volumen fraccional de martensita generalmente se limita al 10 % a 20 %.

Sin embargo, se requiere limitar el contenido de carbono en esta fase para conservar las propiedades de ductilidad de estos aceros. La martensita de bajo carbono se forma con contenidos de carbono más bajos (menos del 0.4 %), lo cual es beneficioso porque es menos frágil lo que permite conservar la estructura ferrítico-martensíticas. Debido a esto, es común que en los aceros bifásicos se limite, como máximo, el contenido de carbono al 0.1 %. Los

esfuerzos tensiles del acero bifásico oscilan entre 550 y 650 MPa en composiciones con contenidos de martensita típicos del 15 %. (Haduch y el Guajardo, 2007)

**Figura 1.4.**

*Microestructura bifásica de un acero con bajo contenido de carbono.*



*Nota: Adaptado de, “Aceros de Construcción de propiedades Especiales”, Haduch Z. y Guajardo J., 2007, p. 4*

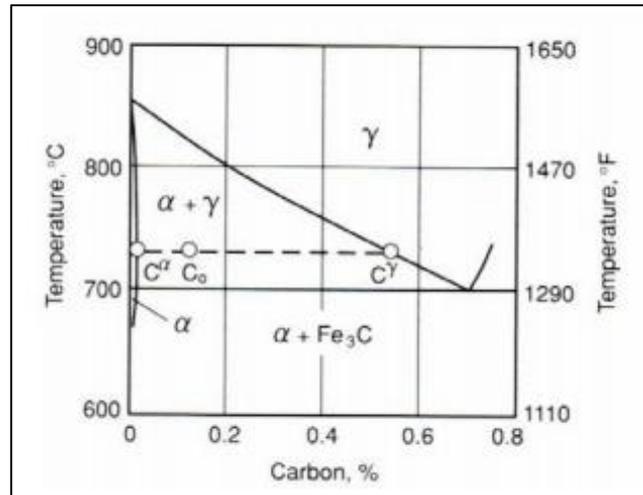
Como se muestra en la Figura 1.4, las formaciones de estructuras a nivel microscópico por aceros de fase dual, muestran una especie de “islas” en la matriz ferrítica, compuestas de martensita (fases oscuras). Esto conduce aceros dúctiles por la matriz ferrítica y resistentes debido a la martensita.

Los aceros DP pueden poseer diferentes contenidos de fase, por ejemplo, pueden tener un mínimo contenido de ferrita y elevado contenido de martensita o viceversa, o pueden tener, entre estos porcentajes, aceros con contenidos intermedios.

El diagrama hierro-carbono (Figura 1.5.) nos muestra que es posible experimentar con aceros templados para así obtener aceros bifásicos con un alto contenido de ferrita desde la temperatura de 730 °C o, para producir aceros bi-fásicos, se puede temprar desde los 850 °C con un alto contenido en martensita. (Haduch Z., & Guajardo J.; 2007, p. 4)

**Figura 1.5.**

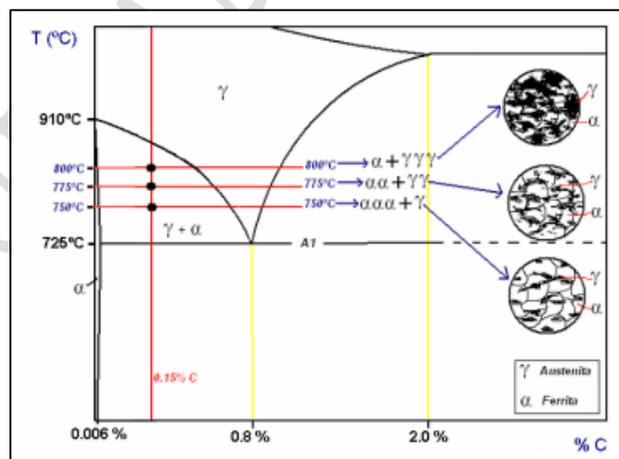
*Diagrama Hierro – Carbono, para aceros al 1.5 % Mn*



La proporción entre ferrita y martensita para estos aceros es el principal indicador crucial, ya que depende de este para poder ajustar propiedades mecánicas esperadas en el acero.

**Figura 1.6.**

*Diagrama Meta estable Fe-Fe<sub>3</sub>C*



*Nota: Se muestra temperaturas de calentamiento de aceros con bajo %C, posterior al temple en agua se muestra su microestructura.*

*Adaptado de, "Aceros de Construcción de propiedades Especiales", Haduch Z. y Guajardo J., 2007, p. 4.*

La Figura 1.6. da a conocer la variación en el porcentaje de fases en función del temple. A una temperatura de 800 °C, se exhibe la microestructura con baja presencia de ferrita y una proporción elevada de martensita; a una temperatura de 775 °C, se identifica una microestructura con cantidades semejantes entre martensita y ferrita; y al templar a 750 °C, se presenta, en la estructura, más proporción en ferrita.

El acero Bi-fásico, el cual recurre a microaleantes (Cr, V y Nb); con tal de lograr una resistencia elevada y una refinación en su grano, y está experimentando un crecimiento en su fabricación a nivel global. Este fenómeno se debe a su capacidad para conservar tanto una alta resistencia como una buena ductilidad de manera simultánea. (Haduch & Guajardo, 2007)

En el año 1979, Kao, Rao y Thomas, expusieron que el constituyente que resiste la carga es la martensita y la ferrita es la que aporta ductilidad. De este modo se explota la naturaleza de cada uno de los componentes para optimizar las propiedades mecánicas.

Coldern y Tither, Jom (1980) explicaron que los tratamientos térmicos básicos usados para producir la estructura ferrítico-martensítica pueden ser: austenizar y templar o normalizar; recocer el rango de austenita mas dos fases de ferrita y templar.

La zona de ferrita se caracteriza por estar prácticamente libre de, N y C, que son átomos intersticiales, y de precipitados, ya que el recocido intercrítico facilita la redistribución preferencial de estos átomos en la zona austenítica. Como resultado, permanecen móviles las dislocaciones, confiriendo una alta ductilidad a la ferrita. Por otro lado, la fase martensita posee tanto resistencia como tenacidad; para lograr este equilibrio, se mantiene un contenido de carbono en la martensita  $< 0.35\%$ . (Departamento de Metalurgia UTE,2012)

Bernd S. (2012). A partir de una investigación realizada, con una variedad de aceros que contienen una estructura dúplex; incluía niveles en martensita de hasta un 30 %, se determinó que la ductilidad del componente está influenciada por las propiedades de resistencia y ductilidad de la matriz.

De Cooman, (2004), estos tipos de aceros son altamente atractivos para la industria automotriz debido a sus excelentes propiedades mecánicas. Esta industria se distingue por su continua exploración de nuevos materiales que ofrezcan resistencia mecánica satisfactoria y, al mismo tiempo, reduzcan el peso de los automóviles para reducir las emisiones en gases de dióxido de carbono, óxido nitroso, entre otros, sin comprometer en los ocupantes su seguridad.

En el año 2004 Zaefferer, Ohlert y Bleck. Afirmaron que, en la comprensión del comportamiento mecánico de estos aceros, resulta crucial llevar a cabo una caracterización precisa de la microestructura, la cual suele ser de naturaleza multifásica.

### **1.3. Justificación**

Se creía que uno de los metales considerados más prometedores sería el hierro durante la competencia entre materiales que comenzó a la mitad del siglo XX. La respuesta de las aleaciones de hierro y carbono a los desafíos de los materiales avanzados en la producción a gran escala es una tendencia creciente. Tenga en cuenta que, en 1985, más del 50 % del acero utilizado actualmente no estaba disponible para la industria. (Pero – Sanz, 2004, p. 21)

Por otra parte, desde una perspectiva netamente física, el hierro emerge como un metal sumamente prometedor en términos de posibilidades para innovaciones; permitiendo el desarrollo de nuevas capacidades de naturaleza estructural. (Pero – Sanz, 2004, p. 21)

## **1.4. Marco Teórico.**

### **1.4.1. Tratamiento térmico: Revenido.**

El comportamiento durante el revenido de los aceros HSLA se distingue de otros tipos de aceros. Gracias a la presencia de Mo, Ti y Nb (micro aleantes); experimentan en su estructura ferrita; un endurecimiento, conocido también como endurecimiento secundario. En el proceso de revenido, cuando las temperaturas se acercan a los 600 °C, los componentes carburígenos se difunden a las dislocaciones de la ferrita, interactuando con el C. En cuanto los precipitados, es importante destacar que deben tener un tamaño de aproximadamente de entre 10 a 9 nm (nanómetros) para poder obstaculizar la progresión de las dislocaciones mientras la deformación plástica, como se mencionó previamente.

En lo que respecta a la martensita (M) y la bainita (B), fases presentes en los aceros multifásicos y de fase dual, el proceso de revenido, ayuda a la difusión de carbono a nivel atómico, que ocupan de la martensita, los espacios interatómicos. Como resultado, se perderá carbono de la martensita, y simultáneamente experimentará una disminución en su tetragonalidad. No obstante, para los niveles de carbono menores al 0.15 % parte de estos aceros, su estructura de la martensita se vuelve BCC y manifestándose en forma de listones.

La martensita puede calentarse correctamente para que su porcentaje de carbono (% C) sea nulo, resultando en una estructura completamente cúbica de ferrita. La bainita, que está compuesta por ferrita en forma de agujas con carburos dentro, sufre una coalescencia de carburos al ser calentada, lo que da como resultado una estructura que se asemeja a la martensita revenida. Sin embargo, en contraste con esta última, la bainita revenida exhibe una homogeneidad inferior, por lo tanto, menos tenaz. (Mesplont, 2000)

La recristalización real de la ferrita ocurre a temperaturas superiores a los 700 °C. En lugar de juntas heredadas de la martensita entre laminas o agujas, se forman juntas de granos de con una configuración equiaxial. Este fenómeno de recristalización se produce más rápidamente en aceros con bajo carbono. La descripción detallada de fases de revenido en la martensita se presenta en la Figura 1.7.

**Figura 1.7.**

*Tabla de las etapas de revenido*

Temperatura (°C)	Transformación	Observaciones
25-100	Segregación de C a las dislocaciones y precipitación de carburo $\epsilon$	
100-250	Formación de carburos $\epsilon$ (primera etapa del revenido)	Puede estar ausente en aceros de bajo C y de baja aleación
200-300	Transformación de la austenita retenida en bainita inferior (segunda etapa del revenido)	Únicamente sucede en aceros de medio y alto C ( $C > 0.35\%$ )
250-350	Formación de $Fe_3C$ en "laminas" (tercera etapa)	
400-600	Restauración de las subestructuras de dislocaciones. Coalescencia de $Fe_3C$ en "laminas" para adoptar una morfología globular	Se mantiene la estructura en laminas
500-600	Formación de carburos de aleación (endurecimiento secundario o cuarta etapa de revenido)	Ocurre sólo en aceros que contienen Ti, Cr, Mo, V, Nb ó W; $Fe_3C$ se puede disolver
600-700	Recristalización y crecimiento de grano; engrosamiento de los precipitados globulares de $Fe_3C$	Se inhibe la fase de recristalización sólo en aceros de medio y alto C; se forma ferrita equiaxial

*Nota: Adaptado de, " Caracterización de aceros bainíticos y multifase obtenidos por laminación en caliente. Modificación de sus propiedades mecánicas mediante tratamiento térmico", Panta J., 2007, p. 18.*

La tabla anterior indica que los carburos cementíticos solo se forman a temperaturas inferiores a 500 °C y que las temperaturas superiores son necesarias para formar carburos de aleación. Por ello, para lograr endurecimiento secundario, es necesario superar los 500 °C, siendo el rango de tratamiento más común entre 550 °C y 620 °C para estas temperaturas.

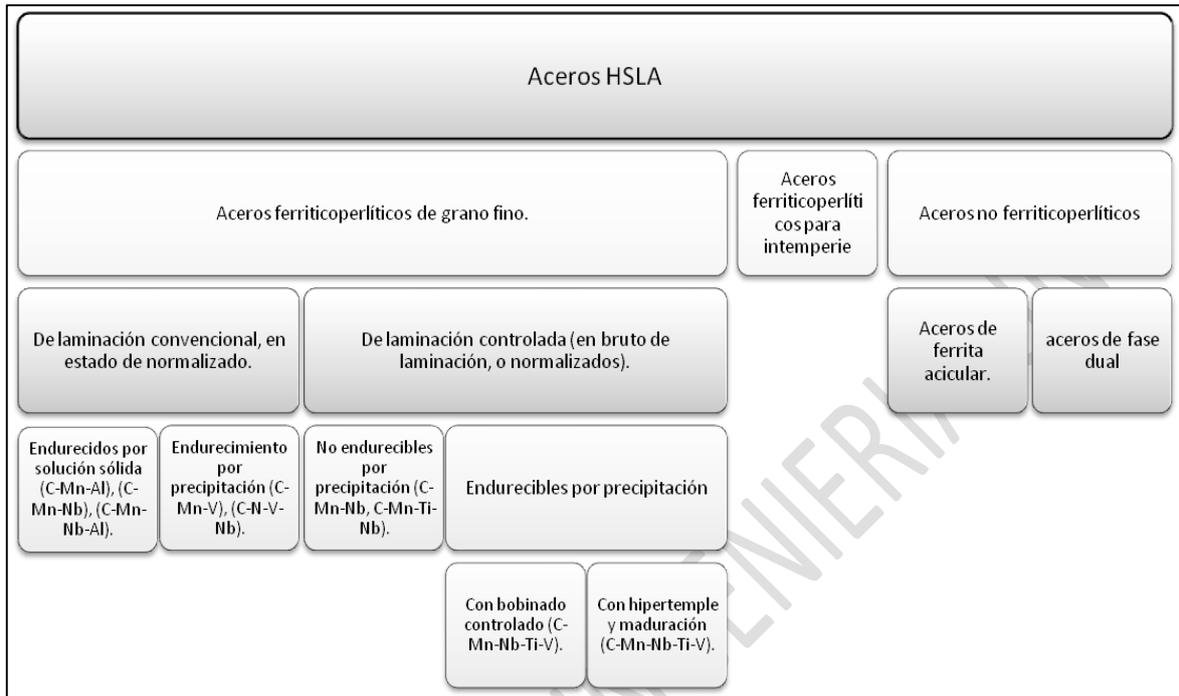
Se les conoce como aceros de baja aleación o microaleados debido a la adición de pequeñas cantidades de V, Ti, Nb, Mo, B y N; donde la sumatoria de sus aleantes debe dar  $\leq 2,5 \%$ , aparte de tener un mínimo porcentaje de Mn, Si y C. En caso de exhibirse un límite de elasticidad  $\geq 300$  MPa, también presentan una resistencia final de 450 a 850 MPa, acompañada de un total alargamiento que varía entre 14 % y 27 %. Los aceros HSLA pueden adoptar una estructura ferritoperlítica o contener, en su matriz ferrítica, entre 1 o varias fases duras. En la mayoría de los casos, la fabricación de este tipo de aceros se realiza mediante laminación controlada, a veces normalizada y ocasionalmente mediante el proceso térmico de temple y un posterior revenido.

Entre los actuales aceros HSLA, de los cuales podemos ver su clasificación en la Figura 1.8., tienen un futuro altamente prometedor los aceros obtenidos por BLC (previamente laminados en caliente); porque las características resultantes dependen del proceso laminado (temperaturas-tiempos) a parte de su composición química y lo comprometido con la reducción del tamaño de grano por deformación térmica y mecánica.

Dentro de la categoría de aceros HSLA actualmente disponibles, como se indica en la Figura 1.8, los aceros producidos mediante laminación controlada destacan como una opción con un futuro altamente prometedor. Esto se debe a que las características finales de estos aceros están influenciadas significativamente por el proceso de laminación (temperaturas-tiempos), composición química y la implementación del afinado termomecánico de grano.

**Figura 1.8.**

*Aceros HSLA.*



*Nota: Adaptado de, Aceros: Metalúrgica Física, selección y diseño. 1ª. ed. Ed. Cie-Rosset; Madrid. Pero-Sanz, J., 2004. Pág. 325.*

#### 1.4.2. Categorías y especificaciones de los aceros HSLA.

Existe una variedad de especificaciones y grados propios de los fabricantes para esta categoría de aceros de baja aleación, que se refieren al cumplimiento de propiedades específicas como resistencia, resistencia en corrosión, entre otras. No se clasifican como aceros aleados. Normalmente, en vez del costo base de los aceros aleados, el costo se basa en el costo base de los aceros al carbono. El contenido de aleación depende del productor, pero estos aceros se venden siempre que cumplan ciertas propiedades. (Illescas, 2007, p. 14)

##### *a. Aceros para exposición al ambiente*

Estos aceros incorporan cantidades reducidas de elementos aleantes, como cobre y fósforo, esto con el fin de tener una mejora en la protección corrosiva.

Normativa ASTM A 242 abarca los aceros destinados a uso estructural, mientras que la ASTM A 588 incluye aquellos diseñados para aplicaciones estructurales más pesadas. Ambos tipos de aceros minimizan la corrosión al formar su propia capa de óxido como una película superficial protectora. Aunque experimentan una velocidad inicial de corrosión de características parecidas a la de los aceros al carbono, esta disminuye rápidamente y, tras varios años, la corrosión prácticamente no está presente. La capa de óxido se mantiene continua y adherente, actuando como una barrera efectiva contra la humedad y el oxígeno. Cabe destacar que estos aceros no son recomendables para exposiciones en entornos industriales severos o situaciones donde puedan estar sumergidos.

#### ***b. Aceros micro aleados ferríticos – perlíticos***

Estos aceros hacen uso de elementos de aleación, como niobio y vanadio, con el objetivo de incrementar su resistencia; sin necesidad de elevar los niveles de magnesio o carbono. La estrategia permite mejorar la tenacidad y la soldabilidad a partir de la reducción del porcentaje de carbono, ya que el efecto de endurecimiento proporcionado por niobio y vanadio compensa la disminución de resistencia ocasionada por la reducción de carbono. Gracias a la presencia de estos aleantes, estos aceros pueden alcanzar contenidos de carbono inferiores al 0.06 % e incluso menos, logrando límites elásticos de hasta 495 MPa. La combinación de un tamaño de grano pequeño, resultado de una laminación caliente controlada, y el fortalecimiento mediante la formación de precipitados, gracias a la presencia de Ti, Nb y V, contribuye al aumento del límite elástico.

En numerosas especificaciones, no se detalla el rango específico de aleantes que deben ser incorporados para alcanzar un nivel particular de resistencia. Por lo general, estos aceros se definen en función de las propiedades mecánicas deseadas, dejando al fabricante la libertad de determinar la combinación de elementos necesaria para alcanzar dichas

propiedades. En ciertos casos, como la especificación J410, se establecen los valores máximos permitidos para los aleantes.

**c. Aceros perlíticos laminados**

Este grupo particular de aceros logra un aumento en las propiedades mecánicas mediante la adición moderada de uno o varios elementos, además del carbono. Un ejemplo son los aceros al carbono-manganeso, los cuales son distinguidos de los aceros al carbono únicamente por su cantidad de manganeso.

Después del proceso de laminación, estos aceros presentan límites elásticos que oscilan entre 290 y 345 MPa. Por lo general, no se someten a temple, aunque en ocasiones se aplican tratamientos de normalizado o de alivio de tensiones. Es crucial considerar cuidadosamente el procedimiento de soldadura al utilizar estos aceros en estructuras soldadas. Los desafíos asociados con estos aceros incluyen principalmente la transición dúctil-quebradiza en la microestructura perlítica y su limitada capacidad de soldabilidad debido a su alto contenido de carbono.

**d. Aceros de ferrita acicular (Bainita de bajo carbono)**

Estos son aceros HSLA que han logrado obtener una microestructura de ferrita acicular extremadamente fina y con una resistencia considerable. Este resultado se obtiene mediante la transformación por enfriamiento de aceros con contenido de carbono muy bajo, inferior al 0.08 %, que son endurecibles mediante la adición de Mn, Mo y/o B.

Se logra mediante el enfriamiento, especialmente por aire, de aceros que han sido adecuadamente aleados. La característica más destacada de estos aceros radica en la extraordinaria combinación de elevados límites elásticos, que oscilan entre 415 y 690 MPa, alta tenacidad y una notable capacidad de ser soldados. Su aplicación principal se encuentra en la fabricación de oleoductos y tuberías destinadas a zonas de climas árticos.

Estos materiales empleados en la construcción de oleoductos y tuberías presentan contenidos de carbono que oscilan entre 0.01 % y 0.05 % C. Cuando el contenido de carbono es inferior al 0.01 %, el material afectado térmicamente por la soldadura tiende a volverse frágil, siendo propenso a la fractura inducida por hidrógeno y pierde ductilidad. La adición del aleante boro o la implementación de procesos de enfriamiento acelerado durante la fabricación aseguran, además de una buena soldabilidad, una elevada resistencia y tenacidad.

#### *e. Aceros de fase doble*

Presentan microestructura compuesta principalmente por 80 % a 90 % de  $\alpha$ , con un adicional del 10 % al 20 % de martensita en forma de islas, dispersas en la matriz. A pesar de tener límites elásticos iniciales bajos, estos aceros tienen la capacidad de endurecerse mediante procesos de trabajo. El rango de límite elástico para estos materiales varía entre 310 y 345 MPa. Este tipo de acero puede fabricarse a partir de aceros con bajo %C, mediante tres procesos distintos:

- Los aceros al carbono y Mn, se lleva austenización, seguido de un enfriamiento rápido.
- Se adiciona silicio, cromo, manganeso y/o molibdeno, formadores de ferrita.
- Aceros al carbono y manganeso, seguido de un tratamiento recocido y templado.

#### *f. Aceros libres intersticiales (IF)*

Aceros que presentan un contenido intersticial muy reducido, lo que resulta en una excelente capacidad de mecanizado, junto con límites elásticos bajos y una alta elongación.

### 1.4.3. Impacto de los elementos de aleación.

En cuanto a los aceros HSLA, la incorporación de específicos elementos en ellos, se emplea para modificar su tamaño y el afinamiento de grano, del mismo modo para alterar las temperaturas de transformación. El adicionar estos elementos fomentará el endurecimiento de determinados precipitados y la formación de una mezcla homogénea. (A. Steels, 1988, p.188-204)

#### a. Carbono

Es el elemento endurecedor de mayor influencia, se considera que estos aceros son de bajo contenido en carbono, hipoeutectoides, con tenores de 0.05 % a 0.1 % en peso de carbono. Un aumento en el contenido de carbono tiene un doble efecto, primeramente retarda la transformación  $\gamma \rightarrow \alpha$ , por ser un elemento estabilizador de la fase gamma y consecuentemente, reduce la proporción de fase ferrita proeutectoide.

En segundo lugar y debido a la presencia en el acero de elementos carburígenos tales como el Ti y Nb, da lugar a la formación de carburos de TiC y NbC que bajan la temperatura de no recristalización durante la laminación acabadora, por lo que el tamaño de grano austenítico disminuye, y consecuentemente lo hará  $d_\alpha$  (tamaño de grano ferrítico) y del islote de  $M+\gamma_{ret}$ . (Panta, J. 2007)

#### b. Niobio

El porcentaje para este elemento se encuentra entre 0.03 % - 0.09 %. Tiene una función retardante; entre fases, del proceso de recristalización, promoviendo la formación de austenita y actuando como formadores de precipitados de nitrógeno y carbono ocasionado por deformación. Además, evita migración de los átomos sublímites en el grano austenítico,

permitiendo una abolición adicional de la recristalización y proporcionan numerosos núcleos en la fase austenita deformada para la creación de partículas finas de  $\alpha$  durante el enfriamiento.

La existencia de NbC precipitado en estos aceros aporta al endurecimiento total mediante la relación de endurecimiento Hall-Petch. (A. S. M. I., 2005, p. 188 – 204).

**c. Titanio**

Contenido de 0.01 %. Favorece la creación de precipitados para fortalecer el acero y desempeña el papel de limitador del grano austenítico; no obstante, a altas concentraciones puede ocasionar complicaciones en la tenacidad.

**d. Vanadio**

Contenido de 0.04 % - 0.15 %. En cuanto su impacto en el acero, aumenta su resistencia, y junto el niobio, se incorpora, formando nitruros en la  $\alpha$  con el propósito de generar precipitados de V, o durante la transformación de  $\gamma \rightarrow \alpha$ , lo que contribuye a un aumento en la resistencia. Sin embargo, para concentraciones elevadas de vanadio, existe la posibilidad de retardar el proceso de restructuración de grano conocido como recristalización.

**e. Aluminio.**

Contenido de 0.05 % - 0.08 %. Puede funcionar como retardante para el crecimiento de grano durante el proceso de normalizado. Además, gracias a su costo bajo, es comúnmente empleado para la desoxidar el acero.

**f. Manganeso.**

Contenido máximo del 1.5%. Desarrolla un impacto de fortalecimiento en la solución frágil de  $\alpha$ , y si se asocia al azufre, actúa formando inclusiones de MnS, las cuales suelen preferirse sobre la formación de sulfuros de hierro II (FeS) en el acero. Actualmente, en los aceros, se mantiene un nivel muy bajo de azufre para prevenir la creación de dichos sulfuros.

**g. Molibdeno.**

Contenido máximo de 0.3 %. Con respecto a la corrosión atmosférica, este elemento aumenta su resistencia, similar al Manganeso.

**h. Silicio.**

Contenido máximo de 0.2 %. Desoxidante, sin embargo, perjudica al acero si utiliza un porcentaje mayor al 0.2%.

**i. Fosforo.**

No afecta su estructura, endurece la fase  $\alpha$  cuando es laminado en caliente.

**j. Fosforo y níquel.**

Aunque, ampliamente, no son empleados en aceros HSLA; sin embargo, son hallados como residuos debido a los procesos de fabricación y la chatarra que contiene este tipo de elementos.

La Tabla 1.1. resume la acción de los otros elementos de aleación, importantes y generalmente presentes en la composición química de este tipo de aceros.

**Tabla 1.1.***Rol de los elementos de aleación en la ferrita en un acero DP*

Elemento	Solubilidad en estado sólido (%)		Influencia en la ferrita	Influencia en la templabilidad	Formación de carburos	Funciones Principales
	En Ferrita	En austenita				
<b>Cromo</b>	Ilimitado	12.8 (aumenta con el C)	Endurece levemente. Gran aumento de la resistencia a la corrosión	Aumenta moderadamente	Fuerte	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. Resistencia a la corrosión</li> <li>2. Aumento de templabilidad</li> <li>3. Resistencia a la abrasión y al desgaste con altos C</li> </ol>
<b>Manganeso</b>	3	ilimitado	poderoso endurecedor en solución solida	Aumenta moderadamente	Mayor que el Fe, menor que la del Cr.	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. Aumenta la templabilidad de modo económico</li> <li>2. Capta el S como MnS y mejora la maquinabilidad.</li> </ol>
<b>Molibdeno</b>	37.5	3 (aumenta con el C)	Endurecibles por envejecimiento o maduración	Aumenta moderadamente	Fuerte, mayor que la del Cr.	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. Aumenta la templabilidad.</li> <li>2. Previene una forma de fragilización durante el revenido en aceros con Cr/Ni.</li> <li>3. Aumenta la resistencia y dureza en caliente.</li> <li>4. Restringe el crecimiento de grano austenítico.</li> <li>5. Forma carburos con alta resistencia a corrosión.</li> </ol>
<b>Níquel</b>	10	ilimitado	Endurece y da tenacidad	Mejora moderada. Estabiliza la austenita	-----	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. Mejora la resistencia y la tenacidad.</li> <li>2. Aumento de la templabilidad.</li> </ol>

*Nota: Adaptado de, " Caracterización de aceros bainíticos y multifase obtenidos por laminación en caliente. Modificación de sus propiedades mecánicas mediante tratamiento térmico", Panta J., 2007, p. 17.*

## 1.5. Problema

¿Qué propiedades mecánicas y características micro estructurales se observan en aceros HSLA y posterior a un tratamiento térmico de revenido?

## 1.6. Hipótesis

Se presume que microestructura consta de ferrita, martensita, bainita, y austenita retenida, junto con valores de limite elásticos y resistencia a la tracción de acero HSLA.

## 1.7. Objetivos

### 1.7.1. Objetivo Principal

Conocer cuáles son las características micro estructurales y las propiedades mecánicas posterior al tratamiento térmico de revenido en el acero de alta resistencia y baja aleación.

### 1.7.2. Objetivos específicos

- a. Identificar las fases presentes en el acero de alta resistencia sin tratamiento térmico.
- b. Determinar la tenacidad en el acero de alta resistencia sin tratamiento térmico.
- c. Determinar la dureza en el acero de alta resistencia sin tratamiento térmico.
- d. Determinar la microdureza en el acero de alta resistencia sin tratamiento térmico.
- e. Identificar las fases presentes en el acero de alta resistencia posterior al tratamiento térmico de revenido.
- f. Determinar la tenacidad en el acero de alta resistencia posterior al tratamiento térmico de revenido.
- g. Determinar la dureza en el acero de alta resistencia posterior al tratamiento térmico de revenido.
- h. Determinar la microdureza en un acero de alta resistencia posterior al tratamiento térmico de revenido.

## CAPÍTULO II

### MATERIAL Y MÉTODOS

#### 2.1. Material de Estudio

Fue estudiado un acero HSLA; acero de alta resistencia y baja aleación, la composición química es mostrada en la Tabla 2.1.

**Tabla 2.1.**

*Composición química del acero investigado (% en peso).*

<b>Elemento</b>									
C	Mn	Si	P	Cr	Cu	Nb	Ti	Ni	Fe
0.215	1.347	0.238	0.040	0.008	0.016	0.009	0.047	0.017	98.06

*Nota, Fuente: Propia*

#### 2.2. Métodos y Técnicas

##### 2.2.1. Diseño experimental

En la investigación presentada, se aborda la temperatura de revenido como la variable independiente. La variable independiente y sus respectivos niveles se muestran en la siguiente tabla.

**Tabla 2.2**

*La variable independiente y sus niveles.*

<b>Variable independiente</b>	<b>Niveles</b>		
Temperatura de revenido (°C)	400	500	620

*Nota, Fuente: Propia*

Los datos obtenidos representan tenacidad, fases presentes y dureza.

## **2.3. Procedimiento experimental**

### **2.3.1. Tratamientos térmicos**

El procedimiento experimental se centró en la aplicación de tratamientos térmicos de revenido como la variable principal. El acero bajo estudio fue sometido a tratamientos térmicos de revenido a temperaturas específicas: a 400 °C, a 500 °C y a 620 °C. En todos los casos, se empleó una pendiente de calentamiento de 5°C/min, desde 25 °C (Ta) hasta las temperaturas finales de cada tratamiento, aplicando un tiempo de 45 minutos de permanencia a temperatura deseada, seguido de un enfriamiento a temperatura ambiente (Ta). Los tratamientos se llevaron a cabo utilizando un horno mufla de atmósfera controlada.

### **2.3.2. Ensayo al doblado por Impacto tipo Charpy V**

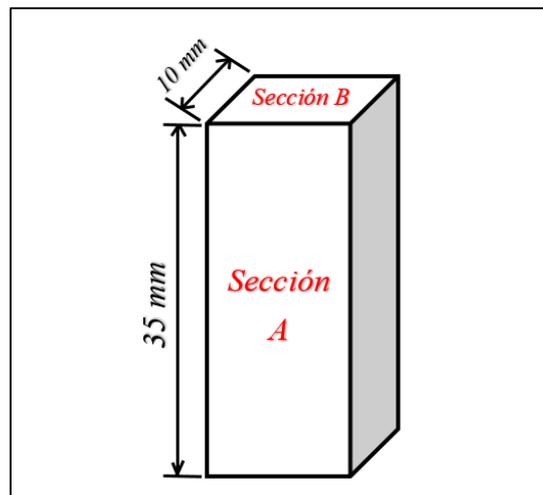
Para determinar la tenacidad del acero en estudio se empleó el ensayo al doblado por impacto tipo Charpy V, la maquina consta de un indicador de fuerza analógico de 300 J máx., también consta de un péndulo oscilante de 19 kg de masa y 30 kg.m de energía. Se realizaron 3 ensayos para estado de suministro sin tratamiento térmico y 3 ensayos para después de cada tratamiento térmico de revenido.

### **2.3.3. Ensayo de Dureza**

Para determinar este ensayo del acero en estudio se utilizó el ensayo Vickers, con cargas de 5 a 125 kp en tiempos de 5s. Se llevaron a cabo 5 mediciones en cada probeta, distribuidas a lo largo de la probeta (sección A) y la transversal a longitud de la probeta (sección B). Se utilizó un durómetro INDENTEC.

## Figura 2.1.

*Representación gráfica de las secciones donde se va a medir dureza*



*Fuente: Propia*

### 2.3.4. Metalografía

Se prepararon muestras del acero de alta resistencia en estado de suministro y después someterlas a tratamientos térmicos de revenido a 400 °C, posterior a 500 °C y finalmente a 620 °C, seguido de las etapas de desbaste y seguido de un pulido. Se empleó el reactivo Nital en el ataque químico, el cual consta de una solución acuosa (ácido nítrico al 3 % y alcohol etílico, 97 %). El equipo que se utilizó es el Microscopio Metalográfico invertido.

### 2.3.5. Microdureza

Para medir la microdureza del acero de alta resistencia se emplearon las mismas muestras que se emplearon en metalografía. Se tomaron 5 datos para cada probeta. El equipo que se utilizó en este ensayo fue, Micro Durómetro digital INNOVATEST modelo Falcón 501.

## CAPÍTULO III

### RESULTADOS

#### 3.1. Dureza

La Tabla 3.1 y Tabla 3.2. muestra valores de la dureza en escala HV, para estado de suministro sin tratamiento térmico y posterior al tratamiento térmico a 400 °C, 500 °C y 620 °C. Para cada ensayo, se tomaron cinco medidas de dureza y se determinó su promedio.

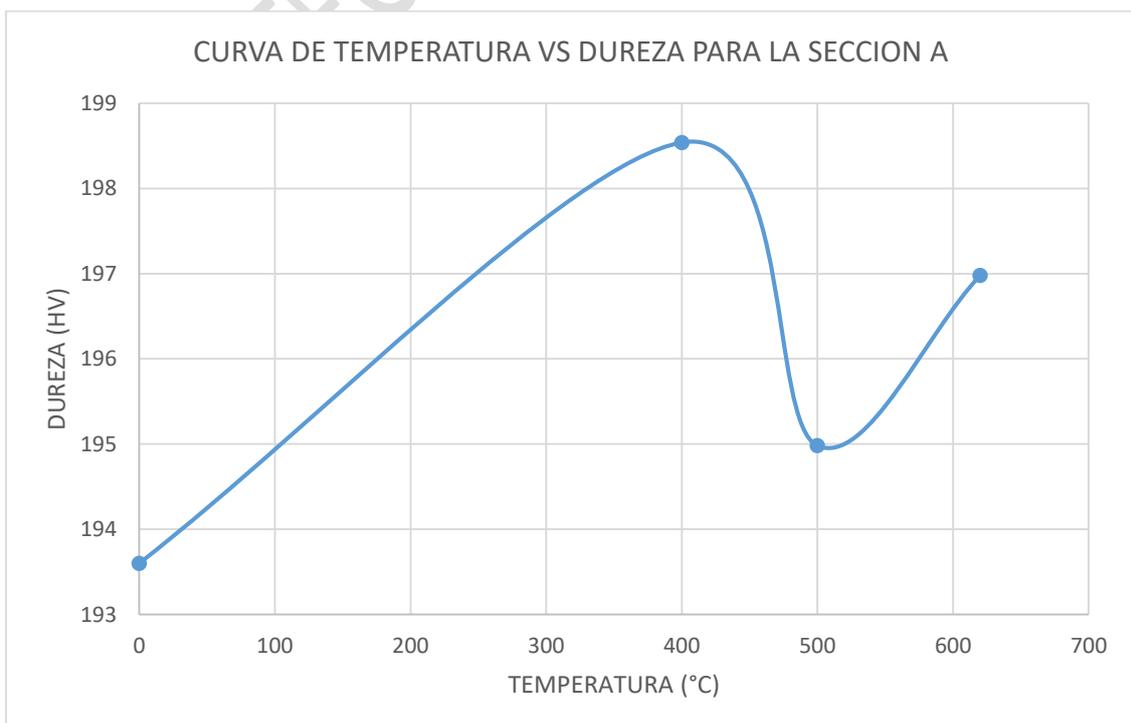
**Tabla 3.1.**

*Datos obtenidos de dureza en HV para la sección A, zona longitudinal.*

Temperatura (°C)	Dureza (HV)					Promedio (HV)
Suministro	194.2	192.8	190.8	196.6	193.6	193.6
400	191.4	202.9	201.5	196.0	200.9	198.54
500	196.0	196.6	189.7	196.6	196.0	194.98
620	196.6	195.7	195.1	201.5	196.0	196.98

**Figura 3.1.**

*Curva de temperatura de revenido vs dureza para la sección A.*



*Esta obra ha sido publicada bajo la licencia Creative Commons Reconocimiento-No Comercial-Compartir bajo la misma licencia 2.5 Perú.*

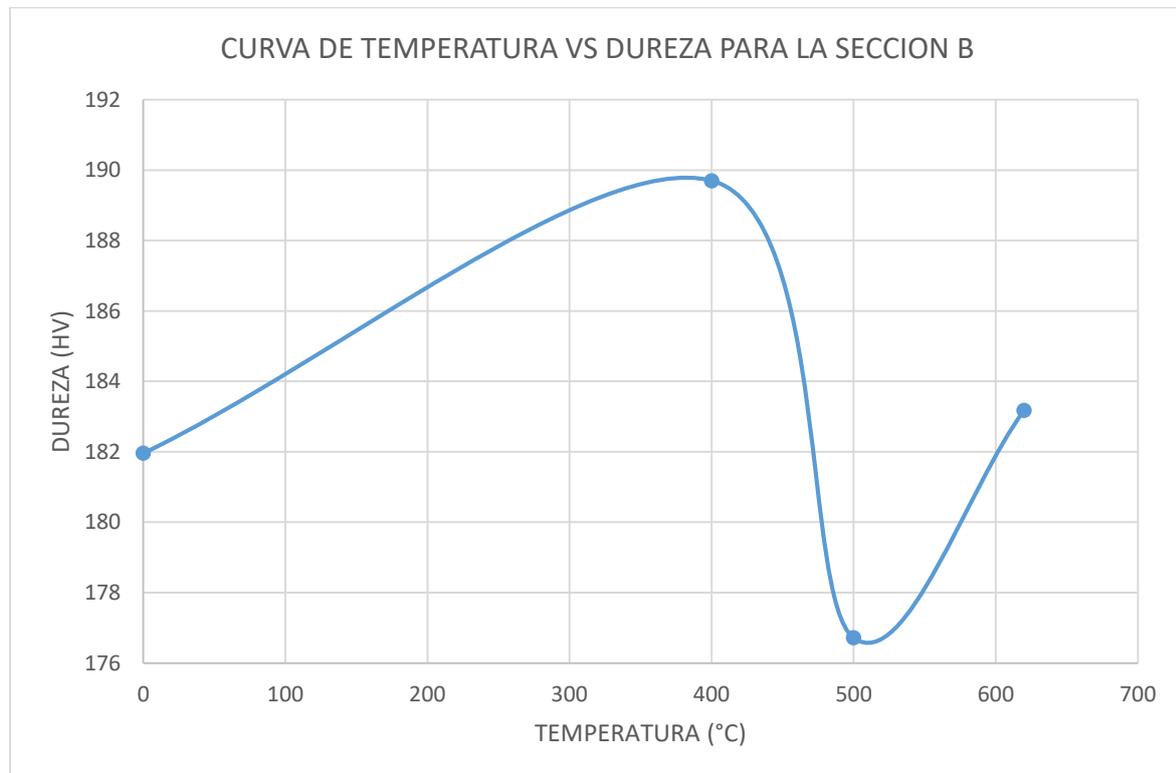
**Tabla 3.2.**

*Datos de dureza en HV para la sección B, zona transversal a la sección A.*

Temperatura (°C)	Dureza (HV)					Promedio (HV)
Suministro	187.7	176.3	187.7	199.7	158.4	181.96
400	185.6	183.3	195.1	188.5	196	189.7
500	177.3	162.3	176.8	191.4	175.8	176.72
620	175.7	178.5	179	192.2	190.5	183.18

**Figura 3.2.**

*Curva de temperatura de revenido vs dureza para la sección B*



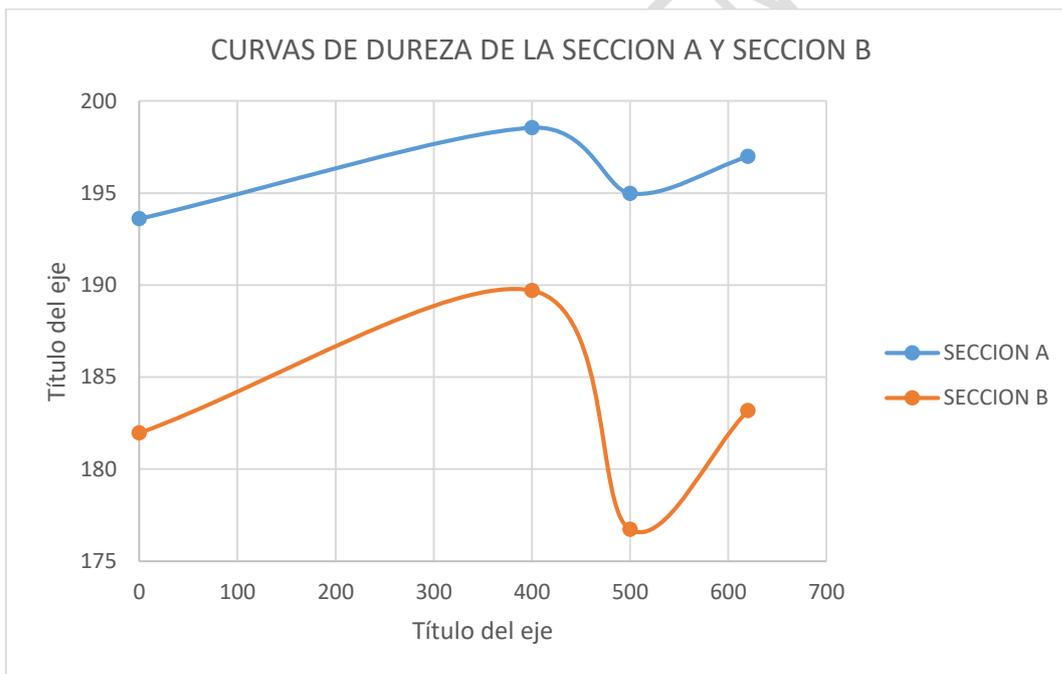
**Tabla 3.3.**

*Datos de dureza promedio obtenidos con respecto a temperatura para ambas secciones*

Temperatura (°C)	Dureza promedio (HV)	
	Sección A	Sección B
0	193.6	181.96
400	198.54	189.7
500	194.98	176.72
620	196.98	183.18

**Figura 3.3.**

*Dureza en sección A y sección B, en estado suministro y después de tratamientos térmicos*



### 3.2. Tenacidad

Las mediciones de tenacidad, expresadas en Joules, se registraron tanto en el estado de suministro sin tratamiento térmico como después de aplicar el tratamiento térmico de revenido a temperaturas de 400 °C, a 500 °C y a 620 °C. Estos valores se detallan en la Tabla 3.4, y fueron realizadas tres mediciones en cada instancia, cuyos promedios fueron calculados.

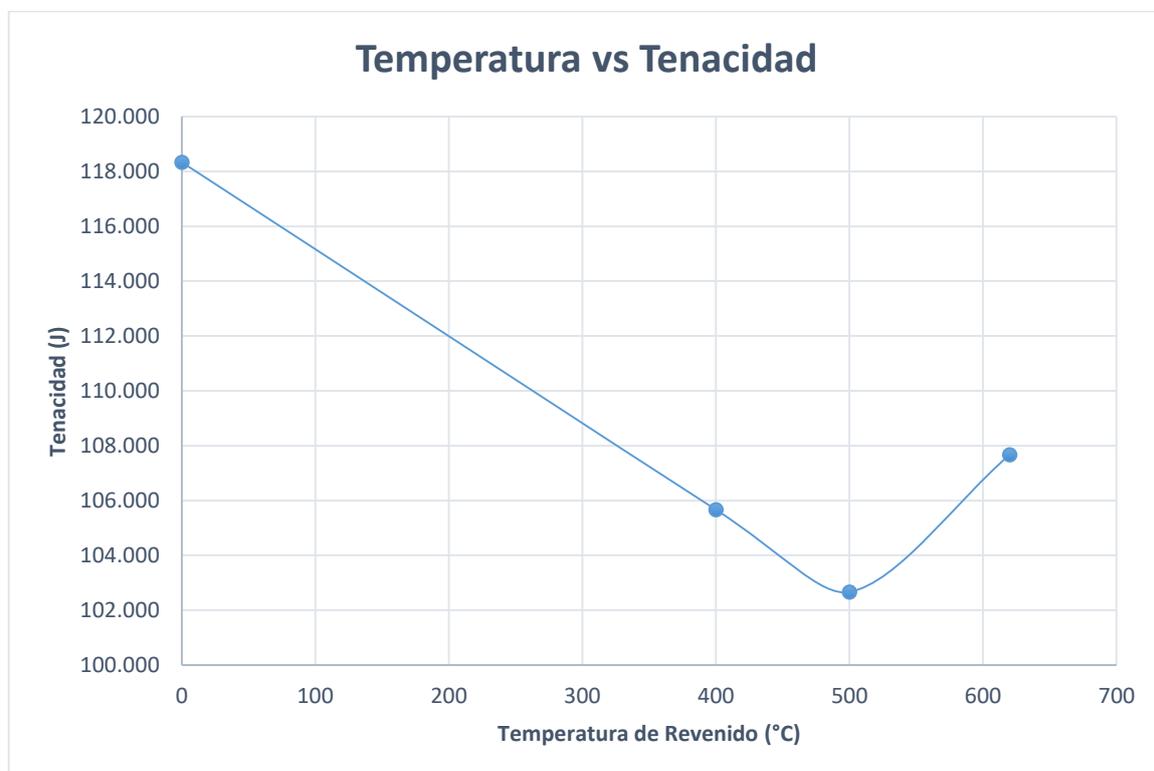
**Tabla 3.4.**

*Datos de tenacidad en J.*

Temperatura (°C)	Tenacidad (J)			Promedio (J)
	Ensayo 1	Ensayo 2	Ensayo 3	
Suministro	111	123	121	118.33
400	106	110	101	105.67
500	99	106	103	102.67
620	102	113	108	107.67

**Figura 3.4.**

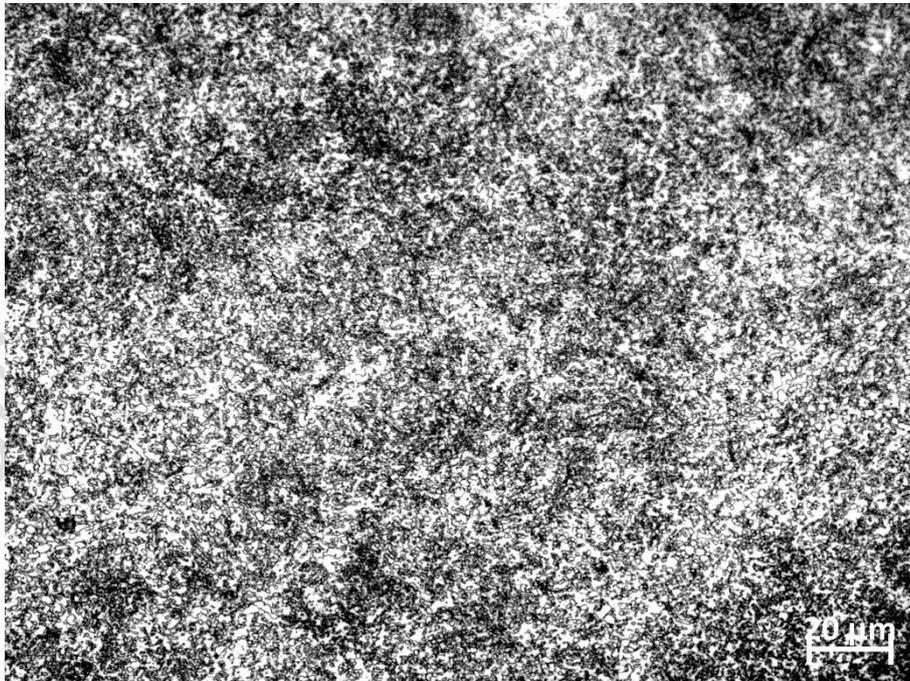
*Curva de Temperatura de Revenido vs Tenacidad*



### 3.3. Microestructura

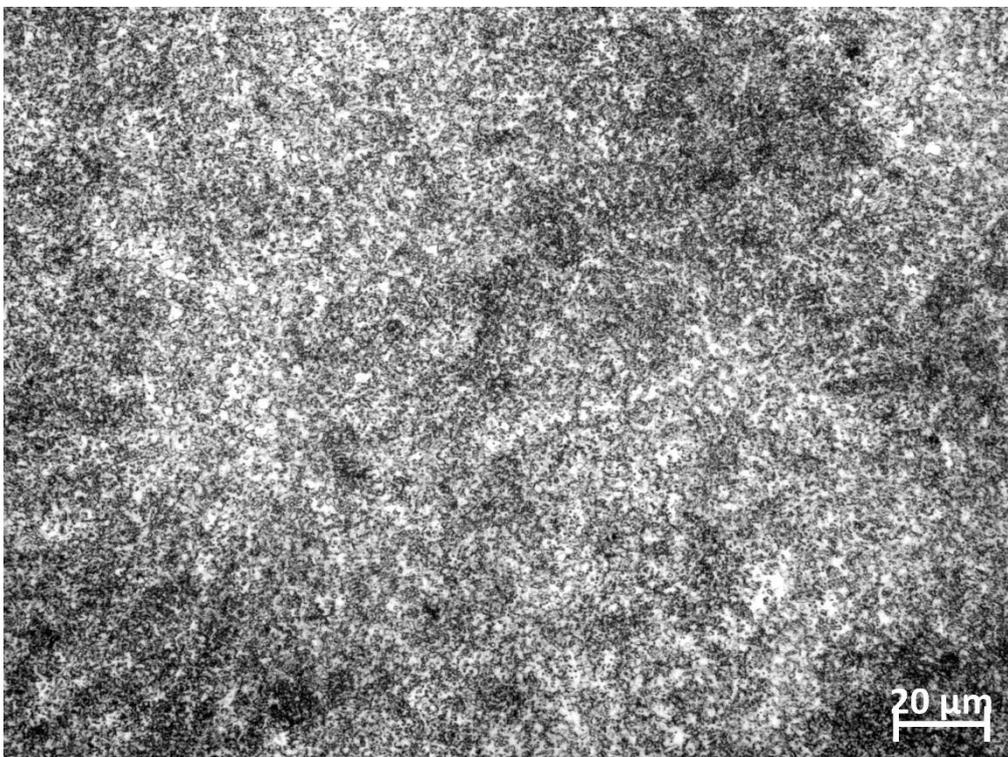
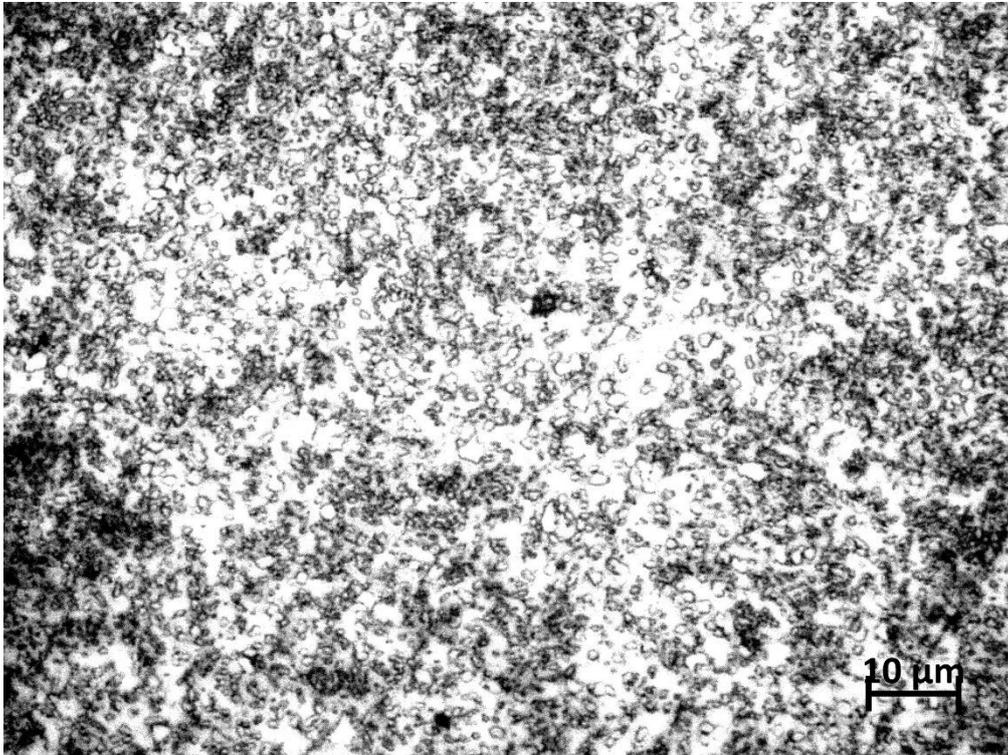
**Figura 3.5.**

*Micrografías del material en estado de suministro, Ataque químico con reactivo Nital al 3 %.*



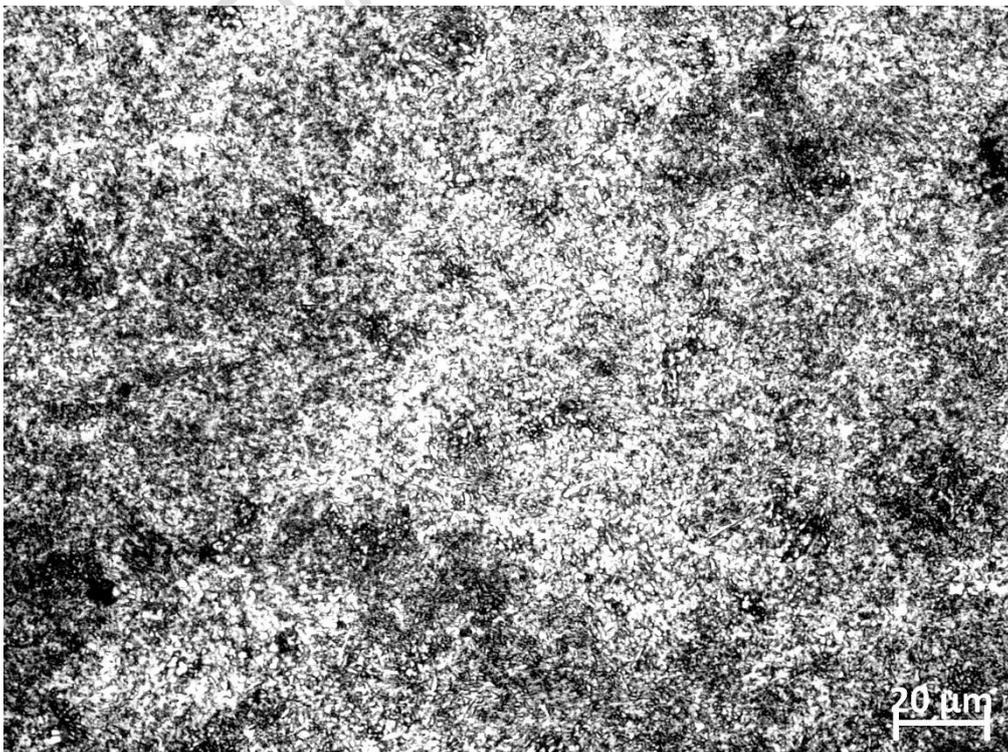
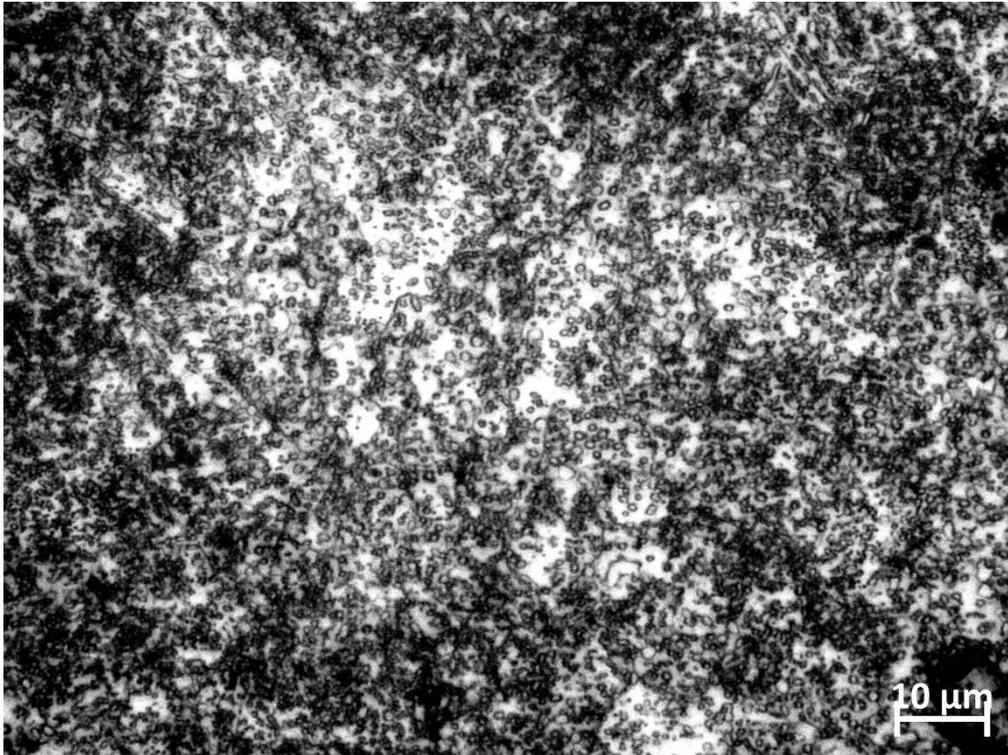
**Figura 3.6.**

*Micrografías del acero tratado térmicamente a 400 °C, Ataque químico con reactivo Nital al 3 %.*



**Figura 3.7.**

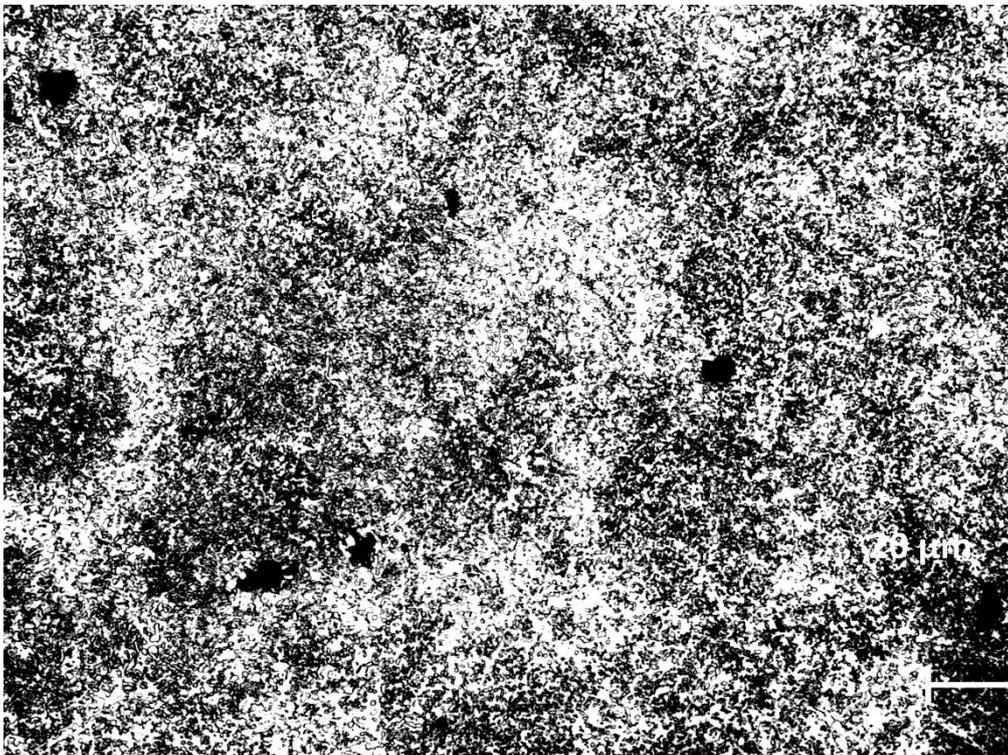
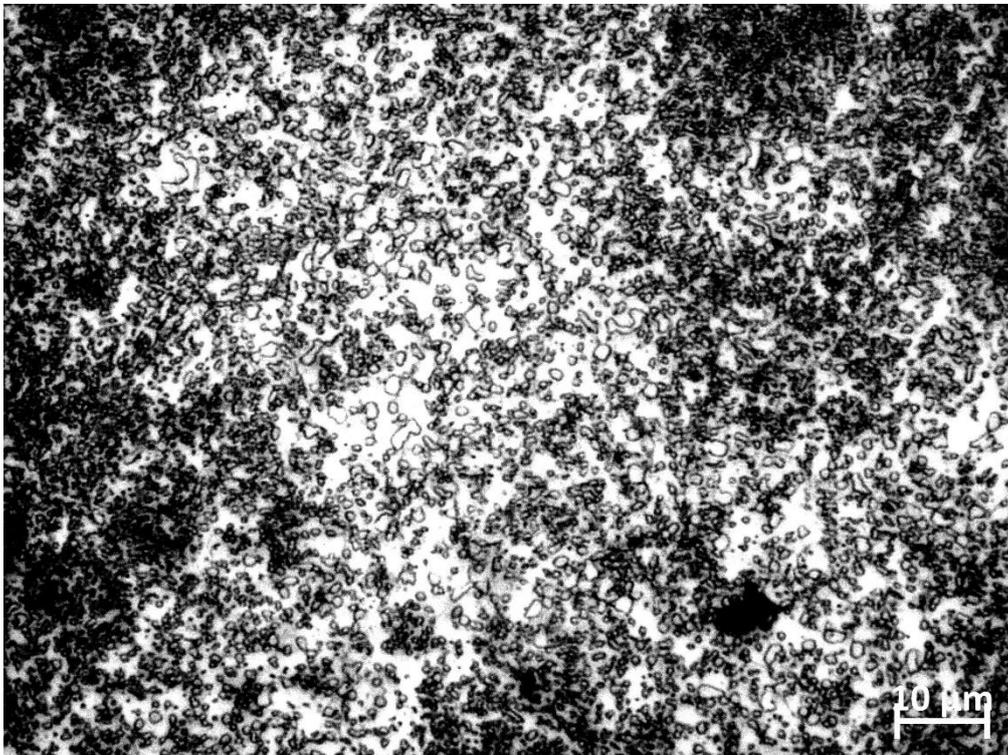
*Micrografías del acero tratado térmicamente a 500 °C, Ataque químico con reactivo Nital al 3 %.*



*Esta obra ha sido publicada bajo la licencia Creative Commons Reconocimiento-No Comercial-Compartir bajo la misma licencia 2.5 Perú.*

**Figura 3.8.**

*Micrografías del acero tratado térmicamente a 620 °C. Ataque químico con reactivo Nital al 3 %.*



### 3.4. Microdureza

Para la microdureza, los valores que se obtuvieron; medidos en Vickers, se muestran en la Tabla 3.5. para el estado de suministro sin tratamiento térmico y para los tratamientos térmicos de revenido, en cada caso se tomaron 5 mediciones en la sección A calculando el promedio.

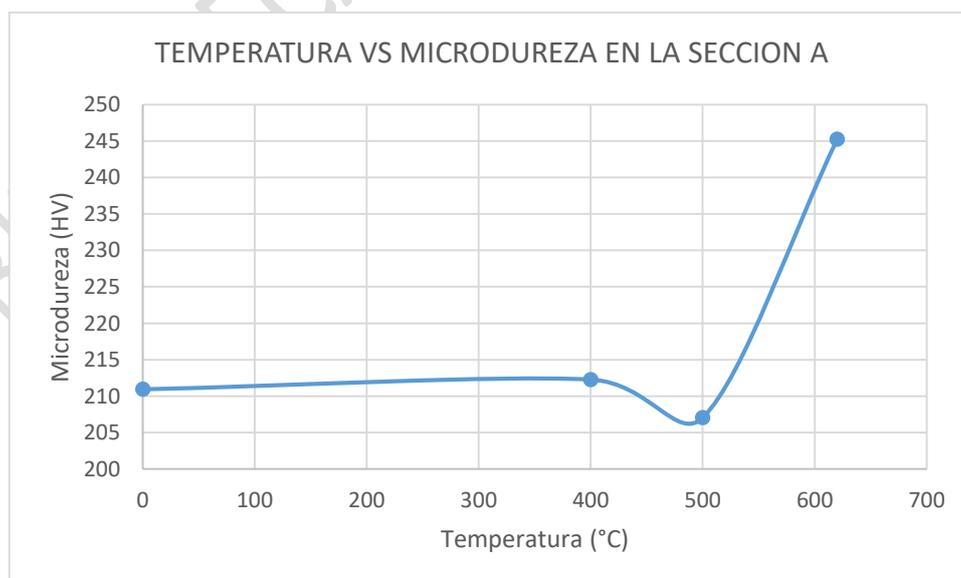
**Tabla 3.5.**

*Datos obtenidos de microdureza medidos en HV*

Temperatura (°C)	Dureza (HV)					Promedio
Suministro	213.2	214.4	198.5	216.6	212	210.94
400	207.3	209.8	216.1	217.5	210.7	212.28
500	204.7	206.1	203.6	210.9	210	207.06
620	248.5	266.4	253.7	235.8	221.8	245.24

**Figura 3.9.**

*Curva de microdureza del acero en estado de suministro y después de tratamiento térmico.*



## CAPITULO IV

### DISCUSIÓN DE RESULTADOS

#### 4.1. Referente a Dureza.

El acero es anisotrópico, respecto a dureza, ya que para la sección A se tiene un promedio de 193.6 HV y 181.96 HV, para la sección transversal B, esto con respecto al acero en estado de suministro sin tratamiento térmico.

Con el tratamiento térmico a 400 °C, el material mostro una dureza de 198.54 HV en la sección A y 189.7 HV, mayor con respecto a nuestro acero en estado de suministro en ambas secciones, por lo tanto, ocurre lo mismo con respecto a la resistencia en estos dos casos, a mayor dureza exhibe menor resistencia, confirmando lo dicho por Schulz, B.

Con los tratamientos térmicos de 500 °C se observó un decaimiento de la dureza en ambas secciones A y B (194.98 HV y 176.72 HV). Se podría explicar dicho comportamiento tomando en cuenta un enfoque microestructural, por el %  $\alpha$  y probablemente perlita; aun cuando esta última no se define totalmente; lo que si se define son la presencia de carburos, que por los elementos de aleación probablemente se formaron o se definieron a partir del estado de suministro en todos los tratamientos térmicos.

En la probeta de 620 °C, la dureza se tuvo un pequeño crecimiento 196.98 HV para la sección A y 183.18 HV para la sección B, esto se puede explicar gracias a la Tabla 1.1. la cual menciona que a dicha temperatura ocurre una recristalización, esto también debido a mayor porcentaje de fase oscura que probablemente es perlita y contiene presencia de carburos.

La Figura 3.3. ayudó a ver la comparativa de las durezas obtenidas en ambas secciones, donde se aprecia la anisotropía respecto a dureza en estado de suministro tanto como después de los tratamientos térmicos.

## 4.2. Referente a Tenacidad

La tenacidad obtenida es característico de un acero de alta resistencia en estado de suministro como lo es después de sus tratamientos térmicos.

En la Figura 3.4. se observó que la tenacidad más alta se obtiene en estado de suministro (118.33 J), esto se puede explicar por la composición química del acero, al ser un acero ferrítico perlíticos, de matriz ferrítica; laminados en caliente y el tener %Mn < 1.5 % no permite que su tenacidad disminuya, debido a que estos aceros se utilizan normalizados.

En el tratamiento de 400 °C se observó una caída considerable de la tenacidad (105.67 J) y cuando realizamos el tratamiento térmico a 500 °C la tenacidad sigue disminuyendo (102.67 J), esta disminución en ambos casos se puede explicar a nivel microestructural, en el cual para el revenido de 500 °C se notó la presencia de mayor fase oscura con predominancia de carburos, en mayor proporción a diferencia del tratamiento de revenido de 400 °C la fase oscura se dispersa al igual que la ferrita y se encuentra en misma proporción.

Al igual que en la dureza la tenacidad vuelve aumentar en el tratamiento de revenido de 620 °C, el cual al estar cerca de la temperatura eutectoide ocurre una recristalización de los granos de ferrita y tiene un mayor porcentaje en comparación a la fase oscura, la cual se asemeja al estado de suministro y al tratamiento térmico de revenido de 400 °C, donde la fase oscura probablemente perlita con presencia de carburos se encuentra en misma proporción con un matriz ferrítica. Aquí logramos que tanto como dureza y tenacidad sean directamente proporcional en los tratamientos térmicos de 500 °C y 620 °C.

En el Anexo B, podemos observar las fracturas después del ensayo al impacto, en estado de suministro sin tratamiento térmico se obtuvo una alta tenacidad como ya se mencionó, en la Figura B.1. se observa macroscópicamente una deformación plástica notoria; en los ensayos para el tratamiento térmico a 400 °C y 500 °C, su fractura que se observan en la Figura B.2. y Figura B.3. deja en evidencia que al aumentar la temperatura de revenido existe una deformación plástica menor, esto a nivel macroscópico, teniendo así una tendencia de dúctil a frágil; en el ensayo de impacto para el tratamiento térmico de revenido a 620 °C, Figura B.4. observamos nuevamente una evidente deformación plástica por ello el incremento de su tenacidad.

### **4.3. Referente a Microestructura**

#### **4.3.1. Estado de suministro**

Las micrográficas presentadas en la Figura 3.5. no delimitan claramente los límites de grano, pero se observó una matriz ferrítica con la presencia de una fase oscura, posiblemente perlita, con una predominancia de carburos.

#### **4.3.2. Tratamiento térmico de revenido a 400 °C**

La probeta fue atacada con Nital 3 %. En la Figura 3.6. se nota una predominancia de una matriz ferrítica mucha más que la probeta de suministro, sin embargo, la fase oscura se dispersa y no es tan uniforme como la de suministro.

#### **4.3.3. Tratamiento térmico de revenido a 500 °C**

La probeta fue atacada con Nital 3 %. En la Figura 3.7. se observó una transición de la ferrita a una fase oscura posiblemente perlita con presencia de carburos. Con una mayor presencia de fase oscura con predominancia de carburos.

#### **4.3.4. Tratamiento térmico de revenido a 620 °C**

La probeta fue atacada con Nital 3 %. En la figura 3.8, se observó una dispersión de la fase oscura a comparación del tratamiento térmico de revenido de 500 °C, debido a que esta temperatura ocurre una recristalización, teniendo una semejanza con el estado de suministro.

#### **4.4. Referente a Microdureza**

En estado de suministro el acero en estudio presentó una microdureza de 210.94 HV en la sección A, esto es característico de un acero de alta resistencia y baja aleación. Según Figura 3.9. se observó que el pico más alto de microdureza se da en el revenido a 620 °C y el más bajo se da en el tratamiento térmico de revenido de 500 °C, esto se debe a los factores presentes como composición química y las fases presentes en el acero en estudio explicados en la discusión referente a dureza.

BIBLIOTECA DE INGENIERIA UNITEC

## CAPÍTULO V

### CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

#### 5.1. Conclusiones

Tras observar las características presentadas tanto en estado de suministro como después de tratamientos térmicos; aún más visible después de térmico de 500 °C podríamos aproximar que este acero es característico de un comportamiento de un acero tipo estructural en transición a un acero de alta resistencia.

- Se concluye que el acero en estudio presenta una matriz ferrítica con presencia de fases oscura probablemente perlita con presencia de carburos
- El acero en estudio presenta una resistencia al impacto en estado de suministro de 118.33 J, característico de un acero de alta resistencia.
- Se determina que la dureza de nuestro acero en la sección A es de 193.6 HV y en la sección B es de 181.96 HV, siendo anisotrópico respecto a la dureza.
- Se encontró una microdureza de 210.94 HV en estado de suministro característico de un acero de alta resistencia y baja aleación.
- El tratamiento térmico de revenido de 400 °C presenta una predominancia de una matriz ferrítica en la cual las fases oscuras se dispersan, lo cual para el tratamiento térmico de revenido de 500 °C ocurre lo contrario, la fase oscura predomina, pero manteniendo la matriz ferrítica y para el tratamiento térmico de 620 °C se nota una matriz ferrítica con presencia de fases oscuras probablemente perlita con presencia de carburos notándose más concéntrico alrededor.
- Se determinó que la mayor tenacidad se obtiene en el tratamiento térmico de revenido de 620 °C (107.67 J), seguido del tratamiento térmico de revido de 400 °C (105.67 J) y por ultimo tenemos al tratamiento térmico de revenido de 500°C (102.67 J).

- Se determinó que después del tratamiento térmico de revenido, el acero en estudio es anisotrópico respecto a dureza, dando como resultado una dureza alta en el tratamiento térmico de revenido de 400 °C, sección A de 198.54 HV y sección B de 189.7 HV y la dureza más baja en el tratamiento térmico de revenido de 500 °C, sección A 194.98 y sección B 176.72 HV.
- Se determinó respecto a la microdureza que el tratamiento térmico de revenido de 620 °C es la microdureza más alta, siendo 245.24 HV y la más baja se da en el tratamiento térmico de revenido de 500 °C dando un promedio de 207.06 HV

## **5.2. Recomendaciones**

El ataque químico con Nital es el más común para aceros, el cual permite ver solo algunas fases, lo más recomendable para este acero de alta resistencia y baja aleación que se estudió; se recomienda realizar un ataque químico más selectivo, por ejemplo, utilizar el reactivo LePera, el cual ayude a identificar los tipos de carburos presentes en el acero en estudio o también lo recomendable es realizar una prueba SEM el cual tiene una gran profundidad de campo, permitiendo un enfoque más céntrico en gran parte de la muestra.

## REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

- Lanzillotto C. y Pickering F. (1982.), “*Structure-property relationships in dual phase steels*”, Metal Science, p. 371.
- A. Steels et al. (1988), “*Forging of Steels and Heat-Resistant Alloys*”; Metalwork. Bulk Form., vol. 14-A, p. 239–296,
- Speich G., (1990), “*Dual-Phase Steels, Department of Metallurgical Engineering*”, Illinois Institute of Technology, p. 424.
- Mesplont C., (June 22, 2000) “*HOT ROLLED FB800*”, Plenary Meeting Multiphase Steels
- Pero-Sanz J. (2004). “*Aceros: Metalúrgica Física, Selección y diseño*”, Editorial Cie Dossat. 1ª. Ed; Madrid.
- A. S. M. I. Handbook, (2005), “*ASM handbook (Heat treating of Irons and Steels)*”, ASM Int., vol. Volumen 4-D, pp. 188–204.
- Haduch Z., & Guajardo J. (2007). “*Aceros de construcción de propiedades especiales*”, Octavo Congreso Iberoamericano de Ingeniería Mecánica. Cusco.
- Illescas S. (2007), “*Estudio del efecto de los elementos microaleantes en un acero HSLA*” (PFC). Universidad de Barcelona, España
- Panta J. (2007). “*Caracterización de aceros bainíticos y multifase obtenidos por laminación en caliente. Modificación de sus propiedades mecánicas mediante tratamiento térmico*”, Oviedo – España.

Schulz B. (24 de setiembre de 2014), “Aceros con microestructuras de fase doble o dúplex. Revista Re metálica,” p. 3-9.

<https://www.revistas.usach.cl/ojs/index.php/remetallica/issue/view/189>

Splinder H. (s.f.). “High Stregth and Ultra High Stregth Hot Rolled Steel Grades – Products for Advanced Applications”, Et al. Voestalpine Stahl Gmbh. Austria.

Rodríguez R. & Gutiérrez I., “Estudio de la contribución de las fases a las propiedades mecánicas en aceros con estructuras mixtas”.

<https://www.upv.es/pms2002/documentos/comunicaciones.htm>.

ULSAB-AVC (ADVANCED VEHICLE CONCEPTS), “Dual Phase (DP) Steels”, Porsche Engineering Services, INC., Troy, Mich, USA, May 2001.

ART.ACEROS; [www.uanl.mx/publicaciones/ciencia-uanl/14/2/pdfs/propiedades\\_resist.pdf](http://www.uanl.mx/publicaciones/ciencia-uanl/14/2/pdfs/propiedades_resist.pdf)

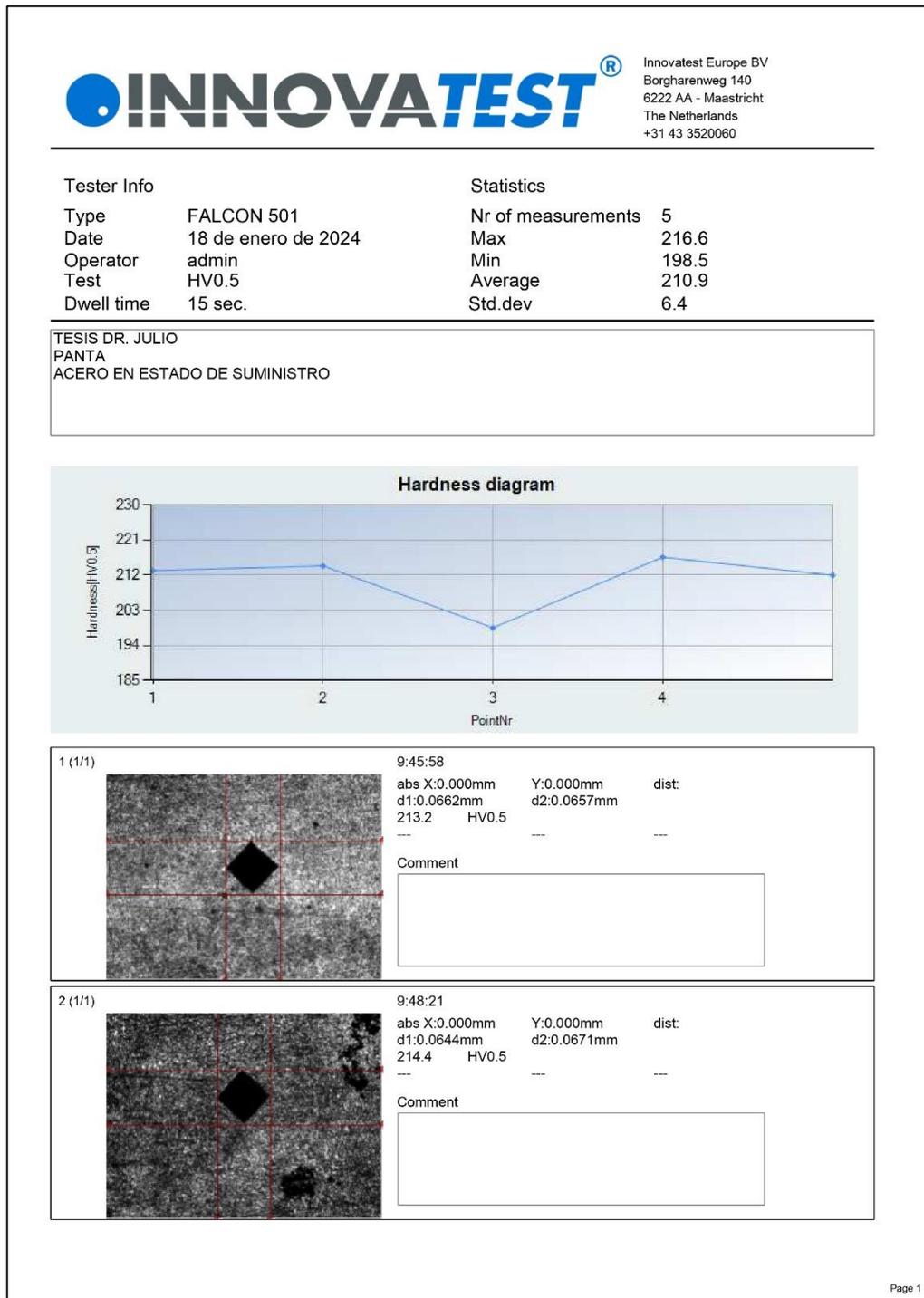
Hulka K, (s.f.), “Dual Phase and Trip Steels. Niobium Products Company GmbH”  
[www.Us.Cbmm.com.br/English/Souerces/techlib/Info/Dualph/Dualphas.htm](http://www.Us.Cbmm.com.br/English/Souerces/techlib/Info/Dualph/Dualphas.htm).

# ANEXOS

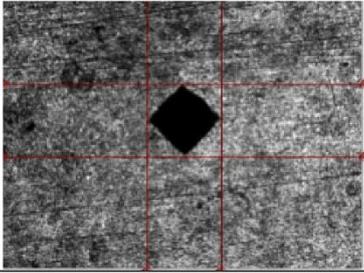
## Anexo A: Informes de Microdurezas

Figura A.1.

Microdureza del acero en estado de suministro



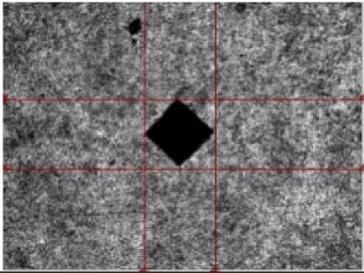
3 (1/1)



9:50:18  
abs X:0.000mm Y:0.000mm dist:  
d1:0.0689mm d2:0.0678mm  
198.5 HV0.5  
--- --- ---

Comment

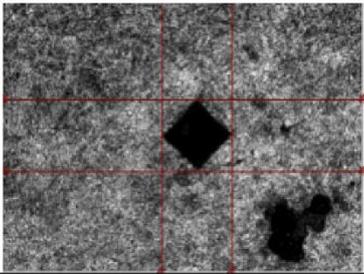
4 (1/1)



9:52:31  
abs X:0.000mm Y:0.000mm dist:  
d1:0.0657mm d2:0.0652mm  
216.6 HV0.5  
--- --- ---

Comment

5 (1/1)

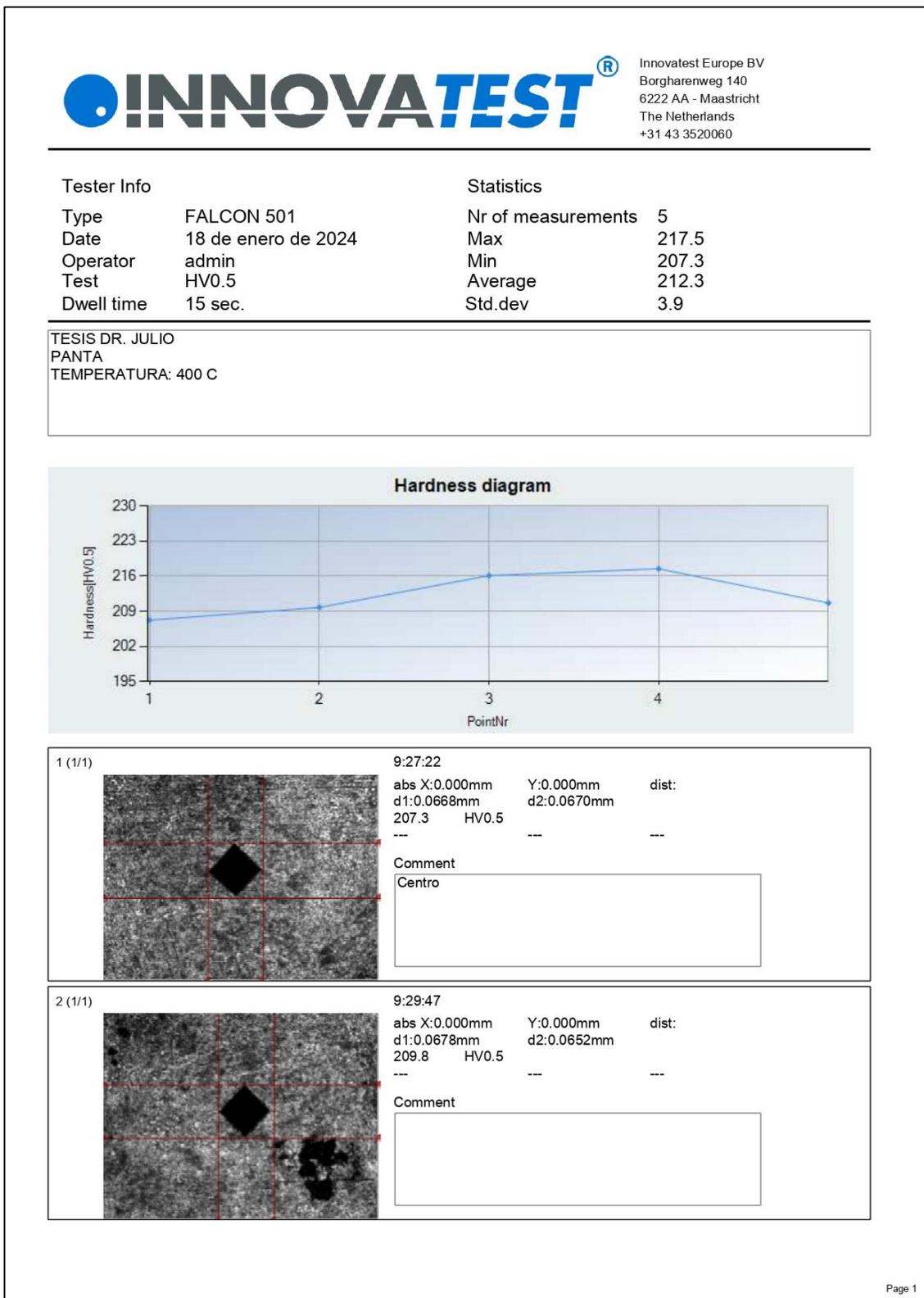


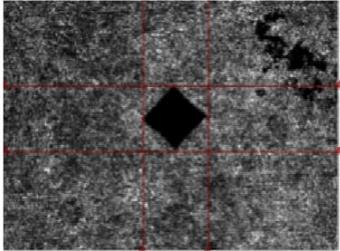
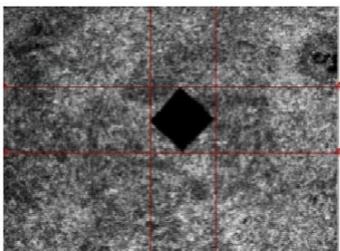
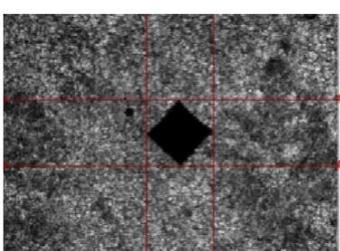
9:55:01  
abs X:0.000mm Y:0.000mm dist:  
d1:0.0649mm d2:0.0674mm  
212.0 HV0.5  
--- --- ---

Comment

**Figura A.2.**

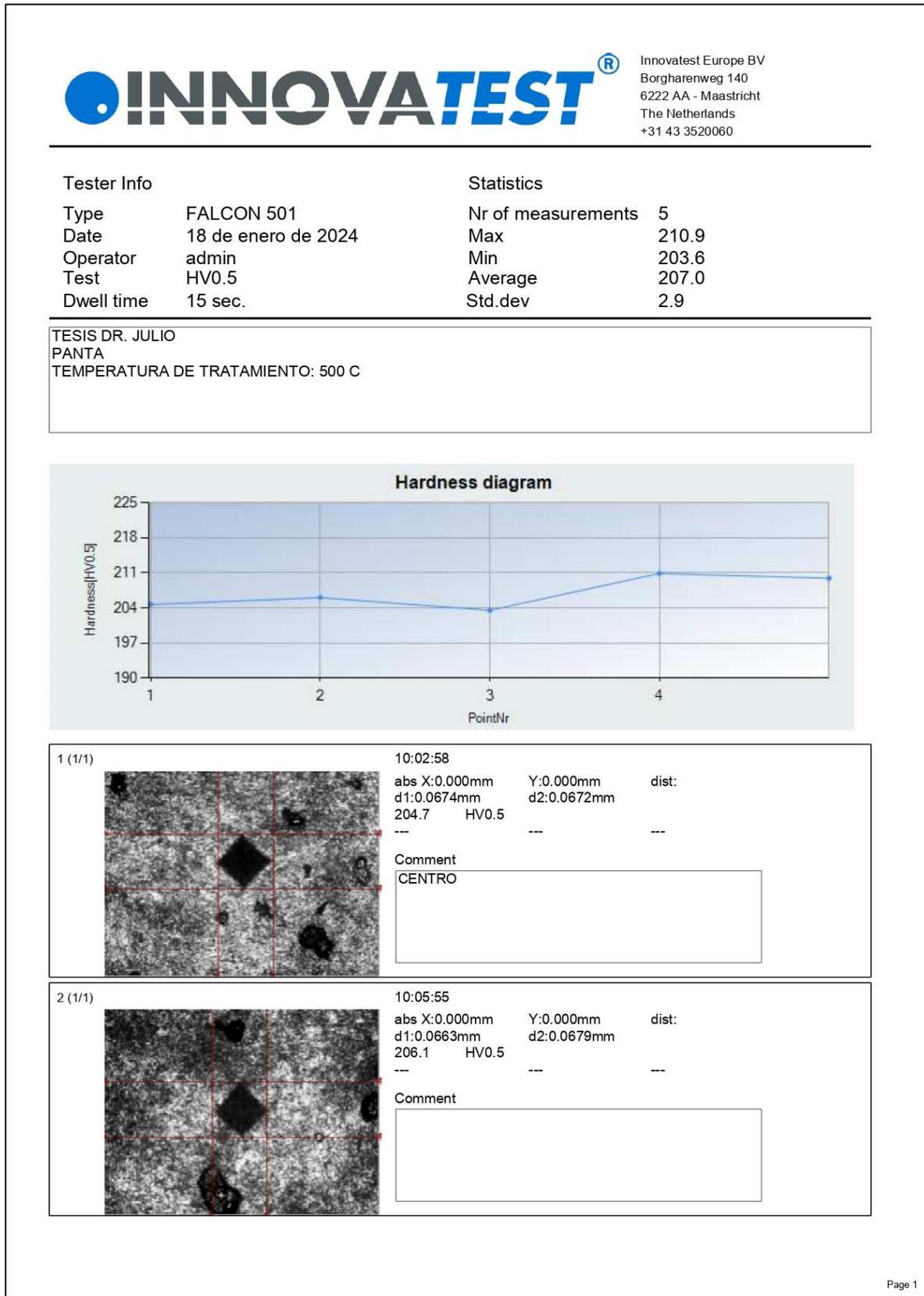
*Microdureza del acero con revenido a 400 °C*

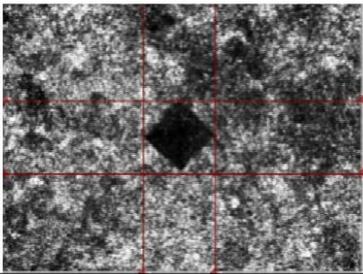
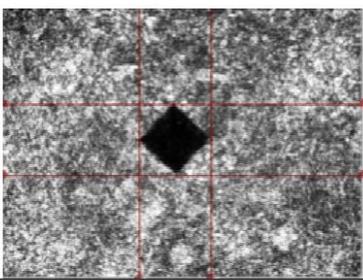
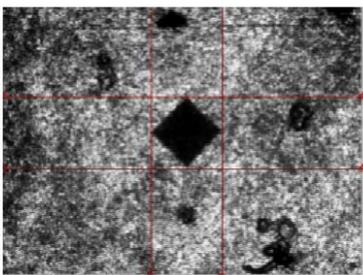


3 (1/1) 	9:32:33 abs X:0.000mm    Y:0.000mm    dist: d1:0.0649mm    d2:0.0661mm 216.1    HV0.5 ---    ---    --- Comment <input type="text"/>
4 (1/1) 	9:34:37 abs X:0.000mm    Y:0.000mm    dist: d1:0.0649mm    d2:0.0657mm 217.5    HV0.5 ---    ---    --- Comment <input type="text"/>
5 (1/1) 	9:36:33 abs X:0.000mm    Y:0.000mm    dist: d1:0.0665mm    d2:0.0662mm 210.7    HV0.5 ---    ---    --- Comment <input type="text"/>

**Figura A.3.**

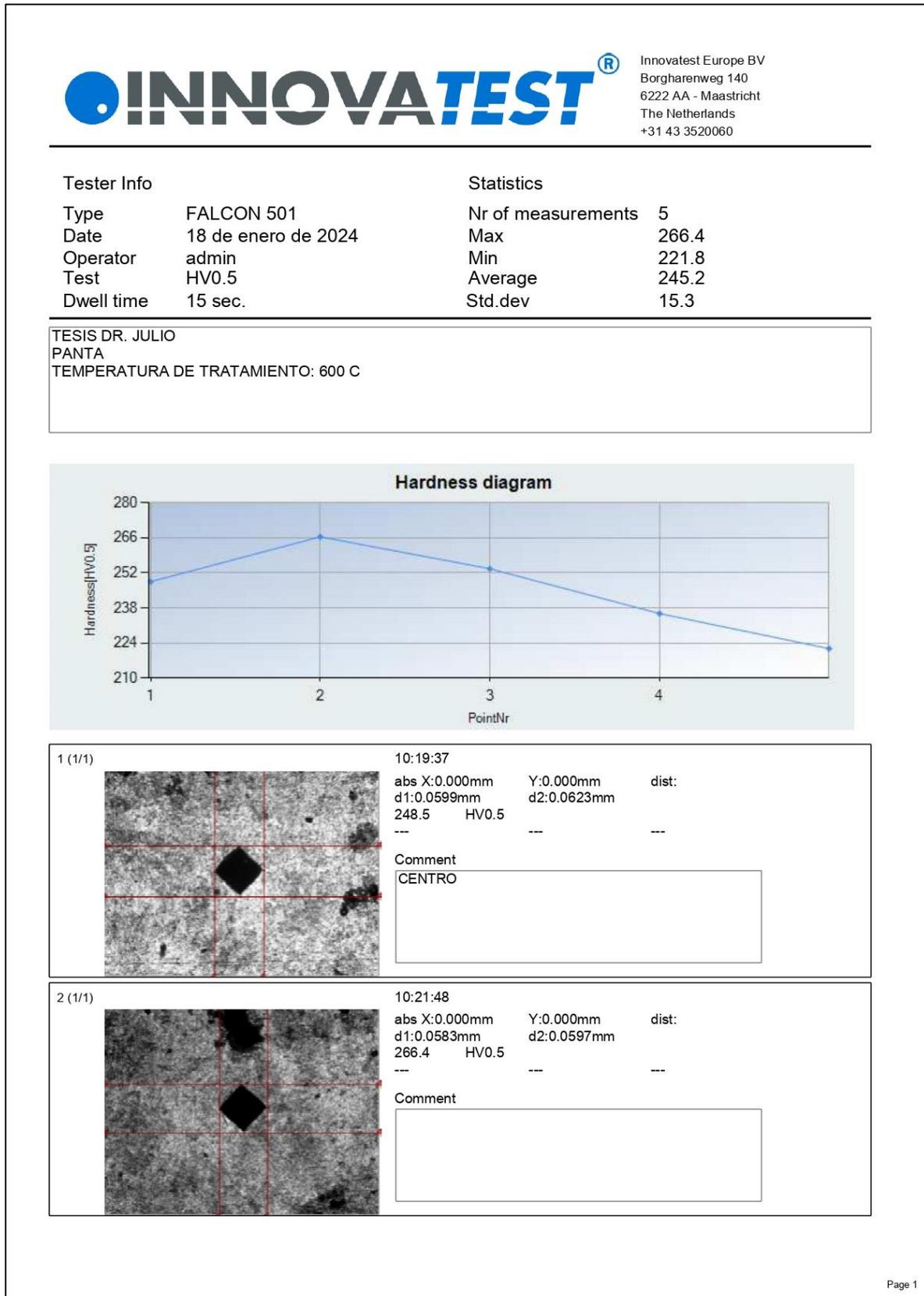
*Microdureza del acero con revenido a 500 °C*

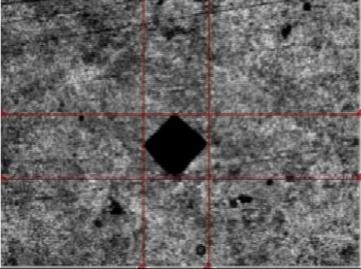
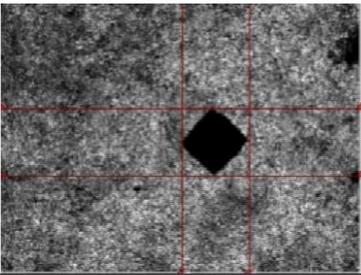
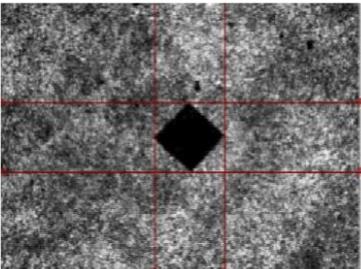


3 (1/1) 	10:08:41 abs X:0.000mm Y:0.000mm dist: d1:0.0665mm d2:0.0685mm 203.6 HV0.5 --- --- --- Comment <input type="text"/>
4 (1/1) 	10:11:31 abs X:0.000mm Y:0.000mm dist: d1:0.0664mm d2:0.0662mm 210.9 HV0.5 --- --- --- Comment <input type="text"/>
5 (1/1) 	10:14:02 abs X:0.000mm Y:0.000mm dist: d1:0.0657mm d2:0.0672mm 210.0 HV0.5 --- --- --- Comment <input type="text"/>

**Figura A.4.**

*Microdureza del acero con revenido a 620 °C*



3 (1/1) 	10:24:24 abs X:0.000mm Y:0.000mm dist: d1:0.0607mm d2:0.0602mm 253.7 HV0.5 --- --- --- Comment <input data-bbox="705 376 1184 497" type="text"/>
4 (1/1) 	10:26:52 abs X:0.000mm Y:0.000mm dist: d1:0.0623mm d2:0.0631mm 235.8 HV0.5 --- --- --- Comment <input data-bbox="705 687 1184 808" type="text"/>
5 (1/1) 	10:29:03 abs X:0.000mm Y:0.000mm dist: d1:0.0646mm d2:0.0647mm 221.8 HV0.5 --- --- --- Comment <input data-bbox="705 1001 1184 1122" type="text"/>

## Anexo B: Fotografías del Ensayo al doblado por Impacto tipo Charpy V

**Figura B.1.**

*Probetas después del ensayo al doblado por impacto tipo Charpy V, en estado de suministro*



**Figura B.2.**

*Probetas después del ensayo al doblado por impacto tipo Charpy V, con tratamiento térmico de revenido a 400 °C*



**Figura B.3.**

*Probetas después del ensayo al doblado por impacto tipo Charpy V, con tratamiento térmico de revenido a 500 °C*



**Figura B.4.**

*Probetas después del ensayo al doblado por impacto tipo Charpy V, con tratamiento térmico de revenido a 620 °C*



*Esta obra ha sido publicada bajo la licencia Creative Commons Reconocimiento-No Comercial-Compartir bajo la misma licencia 2.5 Perú.*

## Anexo C: Fotografías

**Figura C.1.**

*Horno donde se elaboró los tratamientos térmicos.*



**Figura C.2.**

*Durómetro donde se elaboraron los ensayos de dureza.*



**Figura C.3.**

*Máquina de ensayo al doblado por impacto método Charpy V*



**Figura C.4.**

*Microscopio Metalográfico invertido, modelo AXIOVERT A1 – Karl Zeiss.*



**Figura C.5.**

*Micro Durómetro digital: INNOVATEST – MODELO FALCON 501*





UNIVERSIDAD NACIONAL DE TRUJILLO

RECTORADO

UNT

UNIVERSIDAD NACIONAL DE TRUJILLO

DECLARACIÓN JURADA

Los AUTORES suscritos en el presente documento **DECLARAMOS BAJO JURAMENTO** que somos los responsables legales de la calidad y originalidad del contenido del Proyecto de Investigación Científica, así como, del Informe de la Investigación Científica realizado.

**“INFLUENCIA DE DENSIDAD DE CORRIENTE Y CONCENTRACIÓN DE GLICERINA SOBRE EL ESPESOR DE CAPA ANODIZADA DEL ALUMINIO A6061.”**

PROYECTO DE INVESTIGACIÓN CIENTÍFICA

INFORME FINAL DE INVESTIGACION CIENTÍFICA

PROY DE TRABAJO DE INVESTIGACIÓN ( )  
(PREGRADO)

TRABAJO DE INVESTIGACIÓN (PREGRADO) ( )

PROYECTO DE TESIS PREGRADO ( )

TESIS PREGRADO (X)

PROYECTO DE TESIS MAESTRÍA ( )

TESIS MAESTRÍA ( )

PROYECTO DE TESIS DOCTORADO ( )

TESIS DOCTORADO ( )

Equipo Investigador Integrado por:

Nº	APELLIDOS Y NOMBRES	FACULTAD	DEP. ACADÉMICO	CATEGORÍA DOCENTE ASESOR	CÓDIGO Docente asesor Número Matrícula del estudiante	Autor Coautor asesor
	BARDALES CAMACHO GILBERTO ANTONIO	INGENIERÍA			000001389	Autor
	HUAMÁN CERDÁN ALEX PAUL	INGENIERÍA			1021500916	Autor

Trujillo, 02. de .....febrero.. del 2024

-----  
Firma

DNI: 06515815

-----  
BARDALES CAMACHO GILBERTO ANTONIO

-----  
Firma

DNI: 72198359

-----  
HUAMÁN CERDÁN ALEX PAUL

Este formato debe ser llenado, firmado, adjuntado al final del documento del PIC, del Informe de Tesis, Trabajo de Investigación respectivamente





UNIVERSIDAD NACIONAL DE TRUJILLO

RECTORADO

UNT

UNIVERSIDAD NACIONAL DE TRUJILLO
CARTA DE AUTORIZACIÓN DE PUBLICACIÓN DE TRABAJO DE INVESTIGACIÓN EN REPOSITORIO DIGITAL RENATI-SUNEDU

Trujillo, 02. de febrero... del 2024

Los autores suscritos del INFORME FINAL DE INVESTIGACIÓN CIENTIFICA

Titulado: "INFLUENCIA DE DENSIDAD DE CORRIENTE Y CONCENTRACIÓN DE GLICERINA SOBRE EL ESPESOR DE CAPA ANODIZADA DEL ALUMINIO A6061."

AUTORIZAMOS SU PUBLICACIÓN EN EL REPOSITORIO DIGITAL INSTITUCIONAL, REPOSITORIO RENATI-SUNEDU, ALICIA-CONCYTEC, CON EL SIGUIENTE TIPO DE ACCESO:

- A. Acceso Abierto: [X]
B. Acceso Restringido [ ] (datos del autor y resumen del trabajo)
C. No autorizo su Publicación [ ]

Si eligió la opción restringido o NO autoriza su publicación sírvase justificar.....

ESTUDIANTES DE PREGRADO: TRABAJO DE INVESTIGACIÓN [ ] TESIS [X]
ESTUDIANTES DE POSTGRADO: TESIS MAESTRÍA [ ] TESIS DOCTORADO [ ]
DOCENTES: INFORME DE INVESTIGACION [ ] OTROS [ ]

Table with 6 columns: N°, APELLIDOS Y NOMBRES, FACULTAD, CONDICIÓN (NOMBRADO, CONTRATADO, EMÉRITO, estudiante, OTROS), CÓDIGO Docente asesor Número Matrícula del estudiante, Autor Coautor asesor. Rows include Bardales Camacho, Gilberto Antonio and Huamán Cerdán, Alex Paul.

[Signature]
Firma

DNI: 06515815

BARDALES CAMACHO GILBERTO ANTONIO

[Signature]
Firma

DNI: 72198359

HUAMÁN CERDÁN ALEX PAUL

Este formato debe ser llenado, firmado Y adjuntado en et informe de Tesis y/o Trabajo de Investigación respectivamente.
Este formato en el caso de Informe de investigación científica docente debe ser llenado, firmado, escaneado y adjuntado en el sistema de www.picfedu.unitru.edu.pe



Habiéndose hecho las correcciones y recomendaciones emitidas por el Jurado calificador, se declara expedito el presente trabajo.

Por tanto, se autoriza continuar los trámites para la obtención del Título correspondiente.

Dr. JORGE WILFREDO VERA ALVARADO



Presidente

Mg. ALDO ROGER CASTILLO CHUNG



Secretario

Dr. JULIO TITO PANTA MESONES



Asesor

## Anexo 01

### CONSTANCIA DE INFORME DE ORIGINALIDAD

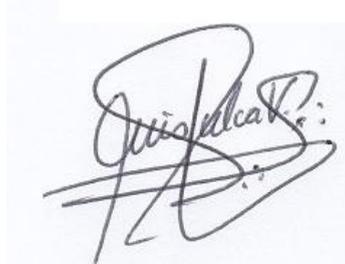
N° 014-2024-C.E/FAC.ING.-UNT

- 1) Investigador (es):  
Huamán Cerdán Alex Paul DNI: 72198359 CÓDIGO: 1021500916  
Bardales Camacho Gilberto Antonio DNI: 06515815 CÓDIGO: 000001389
- 2) **Asesor:** Panta Mesones Julio Tito DNI 16522003 CÓDIGO 4154
- 3) Finalidad del trabajo de Investigación: Título Profesional
- 4) Programa o escuela: Ingeniería Metalúrgica
- 5) Título del trabajo de Investigación: Caracterización microestructural y propiedades mecánicas de aceros HSLA  
en estado de suministro y después de tratamiento térmico de revenido
- 6) Fecha de sustentación y aprobación del trabajo de Investigación: 2/02/2024
- 7) Fecha de evaluación de originalidad con depósito: 06/02/2024
- 8) Número de trabajo revisado por herramienta Turnitin: 2288006926
- 9) Porcentaje de reporte de similitud: 11%
- 10) Condición: Aprobado



---

Ing. Panta Mesones Julio Tito  
Asesor  
Código: 4154



---

Mg. Ing. Luis Alberto Julca Verastegui  
Pdte. del Comité de Ética  
Código: 5159