

**FACULTAD DE INGENIERIA, ARQUITECTURA Y  
URBANISMO**

**ESCUELA PROFESIONAL DE INGENIERIA MECÁNICA  
ELÉCTRICA**

**TESIS**

**INFLUENCIA DE TEMPERATURA DE  
PRECALENTAMIENTO EN EL PROCESO DE  
SOLDADURA DEL ACERO DIN 1.8915, SOBRE LA  
RESISTENCIA DE TRACCIÓN Y DUREZA DEL  
COMPONENTE SOLDADO**

**PARA OPTAR EL TÍTULO PROFESIONAL DE INGENIERO  
MECÁNICO ELECTRICISTA**

**Autor:**

**Bach. Julca Leon Yonny Joel**

**ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1127-3149>**

**Asesor:**

**Mg. Polo Briceño Elmer Rolando**

**ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5831-8818>**

**Línea de Investigación**

**Infraestructura, Tecnología y Medio Ambiente**

**Pimentel – Perú**

**2024**

**INFLUENCIA DE TEMPERATURA DE PRECALENTAMIENTO EN EL PROCESO  
DE SOLDADURA DEL ACERO DIN 1.8915, SOBRE LA RESISTENCIA DE  
TRACCIÓN Y DUREZA DEL COMPONENTE SOLDADO**

**Aprobación del jurado**

---

**Mtro. VIVES GARNIQUE JUAN CARLOS**

**Presidente del Jurado de Tesis**

---

**MSc. ROJAS CORONEL ANGEL MARCELO**

**Secretario del Jurado de Tesis**

---

**Mg. POLO BRICEÑO ELMER ROLANDO**

**Vocal del Jurado de Tesis**

**DECLARACIÓN JURADA DE ORIGINALIDAD**

Quien suscribe la DECLARACIÓN JURADA, soy egresado del Programa de Estudios de Ingeniería Mecánica Eléctrica de la Universidad Señor de Sipán S.A.C, declaro bajo juramento que soy autor del trabajo titulado:

**INFLUENCIA DE TEMPERATURA DE PRECALENTAMIENTO EN EL PROCESO DE SOLDADURA DEL ACERO DIN 1.8915, SOBRE LA RESISTENCIA DE TRACCIÓN Y DUREZA DEL COMPONENTE SOLDADO**

El texto de mi trabajo de investigación responde y respeta lo indicado en el Código de Ética del Comité Institucional de Ética en Investigación de la Universidad Señor de Sipán (CIEI USS) conforme a los principios y lineamientos detallados en dicho documento, en relación a las citas y referencias bibliográficas, respetando al derecho de propiedad intelectual, por lo cual informo que la investigación cumple con ser inédito, original y autentico

En virtud de lo antes mencionado, firmo:

Julca Leon Yonny Joel	DNI: 44666322	
-----------------------	---------------	---

Pimentel, 05 de marzo de 2024

**Dedicatoria  
A JEOVÁ MI DIOS**

Quien ha sido mi refugio, guía, fortaleza por su amor infinito que me brindo cuando estaba en momentos de angustia y por estar conmigo hasta el día de hoy.

**A MI MADRE**

Elidía Leon L. por su apoyo y enseñarme a cultivar buenos valores, (honestidad, honradez, respeto y humildad), ejemplo de mujer luchadora.

**A MI PADRE**

Abelardo Julca G. quien es mi ángel de la guarda y desde el cielo me guía y me protege cada día de mi vida.

**A MIS HIJOS**

Johnny Abelardo y Aldo Alonzo quienes me llenan de fortaleza y felicidad.

Son mi mayor motivación para alcanzar mis objetivos y metas propuestas, por quienes lucho día a día para brindarles una mejor calidad de vida que ellos merecen.

**A MIS HERMANOS**

Mariela, Eivan, Gloria, Beatriz, Carlos y Jean Pier, por su apoyo incondicional que siempre me brindan; agradecido siempre por sus consejos y por inculcarme a mejorar cada día

**Julca León Yonny Joel**

## **Agradecimientos**

A mi madre, que siempre me apoya, quien estuvo siempre a mi lado en las buenas y en las malas, ha sido la mejor guía de vida.

A mi padre que dese el cielo y es mi guía, me cuida y me bendice con cada uno de mis logros.

A mis hijos que son quienes son mi mayor motivación de seguir adelante.

A mis hermanos, por ser quienes me apoyan diariamente, que con sus palabras de motivación y me inculcan cada vez a ser mejor.

A mi tutor, el Mg. Ing. Polo Briceño Elmer Rolando, por brindarme su apoyo en todo momento, sus consejos siempre fueron productivos.

**Julca León Yonny Joel**

## Índice

Dedicatoria .....	4
Agradecimientos .....	5
Índice de Figuras.....	7
Índice de Tablas .....	9
Resumen .....	10
ABSTRACT .....	11
I. INTRODUCCIÓN .....	12
1.1. Realidad Problemática .....	12
1.2. Formulación del problema .....	14
1.3. Hipótesis .....	14
1.4. Objetivos .....	14
1.5. Teorías relacionadas al tema .....	15
II. MATERIALES Y MÉTODO .....	32
2.1. Tipo y Diseño de Investigación.....	32
2.2. Variables, Operacionalización .....	33
2.3. Población de estudio, muestra, muestreo y criterios de selección.....	35
2.4. Técnicas e instrumentos de recolección de datos, validez y confiabilidad ....	35
2.5. Procedimiento de análisis de datos .....	35
2.6. Criterios Éticos .....	38
III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN .....	40
3.1. Resultados .....	40
3.2. Discusión .....	66
IV. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.....	68
4.1. Conclusiones .....	68
4.2. Recomendaciones .....	69
REFERENCIAS.....	70
ANEXOS .....	74

## Índice de Figuras

<b>Figura 1: Diagrama de transformación esquemático para el metal de soldadura de acero al carbono mostrando cambios microestructurales durante el enfriamiento continuo [16].</b>	16
<b>Figura 2: Morfologías de la ferrita idiomórfica, ferrita alotriomórfica, ferrita poligonal y ferrita Widmanstätten presentes en el metal de soldadura [14].</b>	19
<b>Figura 3: Morfologías de la ferrita acicular presentes en el metal de soldadura [14].</b>	20
<b>Figura 4: Morfologías de la bainita y martensita [14].</b>	21
<b>Figura 5: La influencia de una serie de factores diferentes en las alteraciones microestructurales que tienen lugar en el metal de soldadura. [22].</b>	22
<b>Figura 6: La influencia de una serie de factores diferentes sobre los diagramas CCT del metal de soldadura de los aceros con bajo contenido de carbono [22].</b>	23
<b>Figura 7: El diámetro del grano de austenita previa se ve afectado por la cantidad de oxígeno presente en el metal de soldadura. Soldadura por arco sumergido [23].</b>	24
<b>Figura 8: El porcentaje de ferrita en forma acicular en función del oxígeno equivalente. Proceso de soldadura por arco [16].</b>	25
<b>Figura 9: Tenacidad Charpy en función del contenido de ferrita acicular. Proceso de soldadura de arco sumergido [23].</b>	26
<b>Figura 10: Temperatura de transición en función del equivalente de oxígeno [16].</b>	27
<b>Figura 11: Representación esquemática de la clasificación de Dubé modificada por Aaronsson para la forma de la ferrita en aceros: (a) Alotriomorfos de límite de grano, (b) placas laterales primarias y secundarias de Widmanstätten, (c) dientes de sierra primarios</b>	29
<b>Figura 12: Diferentes morfologías de la ferrita en aceros</b>	29
<b>Figura 13: Los constituyentes en el esquema IIW para la clasificación de microestructuras de metal de soldadura con bajo contenido de carbono [31].</b>	30
<b>Figura 14: Diagrama de flujo para la clasificación de constituyentes en metal de soldadura [32].</b>	30
<b>Figura 15: Presentación esquemática de algunas morfologías constituyentes según la clasificación presentada en IIW [32].</b>	31
<b>Figura 16: Dimensiones de la junta soldada del acero DIN 1.8915 mediante el proceso FCAW.</b>	32
<b>Figura 17: Fotomicrografía de la microestructura en estado de suministro del acero DIN 1.8915.</b>	41
<b>Figura 18: Ensayo de tracción del acero DIN 1.8915 en condición de suministro</b>	41
<b>Figura 19: Esquema mostrando el número de pases de soldadura FCAW en la junta soldada del acero DIN 1.8915.</b>	42
<b>Figura 20: Metal de soldadura de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 100° C. Granos columnares</b>	43
<b>Figura 21: Zona recristalizada del metal de soldadura correspondiente al pase de raíz, de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 100 ° C.</b>	44

<b>Figura 22: Ferrita acicular presente en las últimas pasadas en el metal de soldadura de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 100 ° C.....</b>	<b>45</b>
<b>Figura 23: Estructura martensítica en la línea de fusión de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 100 ° C.....</b>	<b>46</b>
<b>Figura 24: Estructura martensítica presente en los granos gruesos de austenita previa correspondiente a la ZACGG de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 100 ° C.....</b>	<b>47</b>
<b>Figura 25: Zona afectada por el calor de grano fino de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 100 ° C. Estructura bainíticas .....</b>	<b>48</b>
<b>Figura 26: Zona afectada por el calor subcrítica de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 100 ° C. Estructura ferrita+ perlita.....</b>	<b>49</b>
<b>Figura 27: Ensayo de tracción de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 100 °C. (a) zona correspondiente a las ultimas pasadas (b) Zona correspondiente a las primeras pasadas (pase de raíz).....</b>	<b>51</b>
<b>Figura 28: Probeta de ensayo de tracción fracturada correspondiente a la ultimas pasadas de soldadura de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 100 °C.....</b>	<b>52</b>
<b>Figura 29: Metal de soldadura de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 200° C. Granos columnares .....</b>	<b>53</b>
<b>Figura 30: Zona recristalizada en el metal de soldadura, en la zona de pase de raíz, de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 200 ° C.....</b>	<b>54</b>
<b>Figura 31: Microestructuras de la zona correspondiente al último pase de soldadura en la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 200 ° C. Ferrita acicular [FA], ferrita en borde de grano [PF(G)], ferrita poligonal [PF(I)], Fe .....</b>	<b>55</b>
<b>Figura 32: Diagrama de transformación esquemático para el metal de soldadura de acero al carbono mostrando cambios microestructurales durante el enfriamiento continuo [16].....</b>	<b>56</b>
<b>Figura 33: Línea de fusión de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 200 ° C. Estructura martensítica .....</b>	<b>57</b>
<b>Figura 34: Estructura martensítica presente en los granos gruesos de austenita previa correspondiente a la ZACGG de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 200 ° C.....</b>	<b>58</b>
<b>Figura 35: ZAC de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 200 ° .....</b>	<b>59</b>
<b>Figura 36: Zona afectada por el calor de grano fino de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 200 ° C. Estructura bainíticas. ....</b>	<b>59</b>
<b>Figura 37: Perfil de dureza de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 200 °C. (a) zona correspondiente a las ultimas pasadas. (b) Zona correspondiente a las primeras pasadas (pase de raíz).....</b>	<b>60</b>
<b>Figura 38: Ensayo de tracción de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 200 °C. (a) zona correspondiente a las ultimas pasadas (b) Zona correspondiente a las primeras pasadas (pase de raíz).....</b>	<b>61</b>

<b>Figura 39: Probeta de ensayo de tracción fracturada correspondiente a la últimas pasadas de soldadura de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 200 °C.</b> .....	62
<b>Figura 40: Efecto de la temperatura de precalentamiento sobre el perfil de dureza de la junta soldada del acero DIN 1.8915. (a) zona correspondiente a las últimas pasadas (b) Zona correspondiente a la primera pasada (pase de raíz).</b> .....	63
<b>Figura 41: Efecto de la temperatura de precalentamiento sobre las propiedades mecánicas a tracción de la junta soldada del acero DIN 1.8915</b> .....	65
<b>Figura 42: Perfil de dureza de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 100 ° C. (a) zona correspondiente a las últimas pasadas (b) Zona correspondiente a las primeras pasadas (pase de raíz).</b> .....	66

### **Índice de Tablas**

<b>Tabla 1: Composición química del Acero DIN 1.8915 (% peso)</b> .....	32
<b>Tabla 2: Operacionalización de Variables</b> .....	34
<b>Tabla 3: Tratamientos en las diferentes temperaturas</b> .....	65

## Resumen

Se evaluó el efecto del incremento de la temperatura de precalentamiento de 100 °C y 200 °C, durante el proceso de soldadura del acero DIN 1.8915 sobre los cambios microestructurales a través de la junta soldada, perfil de dureza y resistencia a la tracción. El MS (Metal de soldadura) cambia desde ferrita acicular → ferrita en borde de grano → ferrita poligonal → ferrita con agregados de carburos. La ZACGG (Zona afectada por el calor de grano grueso) cambia de martensita fina → martensita gruesa+ bainita.

En la ZACGF (Zona afectada por el calor de grano fino) la presencia de bainita fue más gruesa, y se observó estructuras más recuperadas en la ZACIC (Zona afectada por el calor intercrítica) y ZACSC (Zona afectada por el calor sub crítica). El perfil de dureza de la junta soldada decayó con el incremento de la temperatura de precalentamiento. Los ensayos de tracción determinaron que la zona más débil de la junta soldada correspondió a la ZACIC. Una temperatura de precalentamiento de 100°C produce la mejor resistencia de la junta soldada, pero con una considerable pérdida de ductilidad.

**Palabras Clave:** Temperatura, acero, soldadura, resistencia, metal, calor

## ABSTRACT

The effect of increasing the preheating temperature from 100 °C and 200 °C during the welding process of DIN1.8915 steel on microstructural changes through the welded joint, hardness profile and tensile strength was evaluated. The MS (weld metal) changes from acicular ferrite → grain boundary ferrite → polygonal ferrite → ferrite with carbide aggregates. The ZACGG (Coarse grained heat affected zone) changes from fine martensite → coarse martensite + bainite. In the ZACGF (Fine grain heat affected zone) the presence of bainite was thicker, and more recovered structures were observed in the ZACIC (Intercritical heat affected zone) and ZACSC (Sub critical heat affected zone). The hardness profile of the welded joint decreased with increasing preheat temperature. The tensile tests determined that the weakest area of the welded joint corresponded to the ZACIC. A preheat temperature of 100 °C produces the best strength of the welded joint, but with considerable loss of ductility.

**Keywords:** Temperature, steel, welding, resistance, metal, heat

# I. INTRODUCCIÓN

## 1.1. Realidad Problemática

Es esencial para la seguridad que las estructuras mantengan su integridad, lo que significa que pueden realizar sus funciones previstas de manera eficaz y sin riesgos en las condiciones previstas de operación. Se han desarrollado campos científicos como la mecánica de la fractura como resultado de la necesidad de mejorar la integridad, especialmente en el caso de las estructuras soldadas, que se han utilizado en una amplia gama de campos. El objetivo de la mecánica de fracturas es reducir significativamente el riesgo de fracturas de estructuras, que con frecuencia pueden tener consecuencias catastróficas, especialmente en recipientes a presión soldados. La detección de fallas en la estructura y la determinación de su impacto en la integridad de la estructura son parte de este proceso. En otras palabras, determina el momento en que fallas como fisuras excederán los límites establecidos por las normas y causarán fallas [1, 2].

Las actividades que preceden a la puesta en servicio, como la elección de los materiales, la definición de la geometría y, por supuesto, la soldadura, deben tenerse en cuenta para que la integridad de la estructura no se vea amenazada durante la vida útil esperada. Al definir estos aspectos, lo más importante es evitar concentraciones potenciales de tensiones, ya que son los lugares más propicios para la iniciación y posterior crecimiento de grietas. Las tensiones residuales, que son principalmente causadas por factores metalúrgicos, geométricos, tecnológicos y también son inevitables en mayor o menor medida, son un factor importante al considerar la concentración de tensiones [1, 2, 3].

Debido a su heterogeneidad y propensión a originar y propagar grietas como resultado de la técnica de soldadura, la integridad estructural de las uniones soldadas es un elemento importante en su uso. Como resultado, se puede afirmar

que la conexión soldada es el aspecto más crucial de este tipo de estructuras y, en el caso de los recipientes a presión, se requiere una alta calidad de la unión soldada. En la práctica, las estructuras soldadas fallan más comúnmente debido a problemas de fisuración en frío, que siguen siendo una preocupación importante en el campo de la integridad estructural. En este caso, se describe el estudio de DIN 1.8915, un acero microaleado de grano fino, bajo en carbono, normalizado para recipientes a presión de alta resistencia [4].

La fisuración en frío es un problema considerable para los recipientes a presión fabricados con el DIN 1.8915 debido a microestructuras frágiles que se presentan en el metal de soldadura y en la zona afectada térmicamente. Diversos son los factores que contribuyen a la presencia de fisuras posterior al proceso de soldadura, siendo principalmente la composición química del acero que a su vez influye en la microestructura final para las diferentes velocidades de enfriamiento que acontecen en el proceso de soldadura. Las fisuras incrementan las tensiones localizadas en la punta de la fisura, por ello es imprescindible un minucioso control de la soldadura mediante ensayos no destructivos. Los aceros microaleados de grano fino como el acero DIN 1.8915 durante su proceso de soldadura generan microestructuras duras susceptibles a la fisuración en frío [5, 6].

Se han desarrollado procedimientos de tratamiento térmico tanto antes como después de la soldadura para eliminar la existencia de regiones endurecidas y tensiones residuales que provocan la creación de grietas localizadas en la unión soldada. Estos métodos controlan la evolución de los cambios microestructurales en el acero al evitar el enfriamiento rápido de la unión soldada. Dado que, dependiendo del proceso de soldadura utilizado en la unión, un precalentamiento adecuado puede evitar el agrietamiento, es importante evaluar los cambios microestructurales que lo hicieron posible, ya que estas variaciones deben realizarse con el menor deterioro posible de las características mecánicas inherentes al material suministrado. Debido a que incluso una pequeña variación en estos valores puede tener un gran impacto en el rendimiento del acero en uso, es crucial que prestemos mucha atención a las

microestructuras que quedan después de la soldadura. Dado que el acero DIN 1.8915 se utiliza principalmente en componentes de presión, cualquier variación excesiva en su dureza o propiedades mecánicas sería perjudicial para la calidad de estos componentes. Del mismo modo, incluso si un material de alta dureza, si tiene una microestructura inadecuada, puede agrietarse, corroerse o volverse frágil en servicio, entre otros problemas [6, 7].

## **1.2. Formulación del problema**

¿Cuál es la influencia de la temperatura de precalentamiento, en el proceso de soldadura del acero DIN 1.8915, sobre la resistencia a la tracción y dureza de la junta soldada?

## **1.3. Hipótesis**

Al aumentar la temperatura de precalentamiento, la dureza del metal de soldadura disminuye y su microestructura cambia de ferrita acicular a ferrita en borde de grano, ferrita tipo placas y ferrita con agregados de carburos. Asimismo, la dureza en la ZAC disminuye e incrementará en tamaño.

## **1.4. Objetivos**

### **Objetivo General**

Determinar cómo la temperatura de precalentamiento durante el proceso de soldadura afecta la microestructura, la dureza y la resistencia a la tracción de las juntas soldadas de acero DIN 1.8915.

### **Objetivo Específicos**

- Examinar las alteraciones microestructurales que tienen lugar en el metal de soldadura de la unión soldada de acero DIN 1.8915 y en la zona afectada por el calor a diversas temperaturas de precalentamiento.

- Calcular el cambio de dureza en la zona afectada por el calor y el metal de soldadura de la junta soldada de acero DIN 1.8915 a varias temperaturas de precalentamiento.
- Determinar cómo las diferentes temperaturas de precalentamiento afectan la resistencia a la tracción de la unión soldada de acero DIN 1.8915.
- Comparar los resultados del proceso de soldadura para la junta soldada del acero DIN 1.8915.

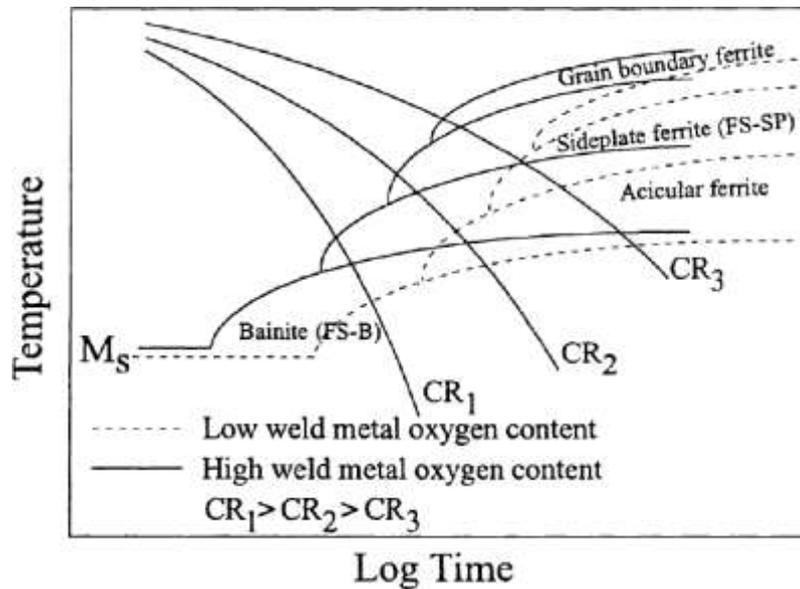
### **1.5. Teorías relacionadas al tema**

Thewlis [14] afirma que ha sido difícil dar sentido a las microestructuras de acero porque las diferentes partes de la misma estructura primaria pueden parecer tener diferentes morfologías dependiendo del ángulo de visión, y porque algunas estructuras pueden compartir las mismas características morfológicas, pero exhibir diferentes propiedades mecánicas. Dado que anteriormente se usaban varios términos para describir el mismo constituyente, la terminología de los constituyentes microestructurales que se observan en los metales de soldadura era bastante confusa.

Esta falta de claridad inspiró al Instituto Internacional de Soldadura [15] para crear un sistema general de cuantificación de microestructuras en la década de 1980, cuando los constituyentes podían detectarse fácilmente con microscopía óptica (OM).

Thewlis [14] resumió las estructuras fundamentales formadas en las transformaciones desplazativas y reconstructivas del acero utilizando el marco IIV. Sin embargo, señaló que es necesario trabajar más en la cinética de las reacciones, en particular para aclarar los mecanismos de desarrollo de la bainita, lo que podría conducir a una discriminación más precisa entre la bainita y otras fases. En aceros al carbono y de baja aleación, la figura 1

propone un diagrama de transformación de enfriamiento continuo para explicar el desarrollo microestructural del componente soldado [16].



**Figura 1: Diagrama de transformación esquemático para el metal de soldadura de acero al carbono mostrando cambios microestructurales durante el enfriamiento continuo [16].**

Recientemente, Abson [11] realizó una revisión crítica para explicar la confusión existente en la literatura en torno a la bainita y la ferrita acicular. Esta confusión surge como resultado de las similitudes en la apariencia de estos dos elementos microestructurales cuando se observan bajo un microscopio óptico. En general, los siguientes microcomponentes se pueden encontrar en los metales de soldadura de acero C-Mn [11,14]:

- a) La ferrita alotriomórfica es la ferrita primaria nucleada en los límites de grano de la austenita previa. Comienza a formarse entre 1000 y 650 grados centígrados [17].
- b) La ferrita idiomórfica comienza a formarse dentro de los granos austeníticos cuando hay inclusiones no metálicas.
- c) La ferrita de placa lateral, que se presenta en los límites de grano de la austenita previa y está separada por límites de bajo ángulo. Comienzan a formarse a una temperatura entre 750 y 650 grados centígrados [17];

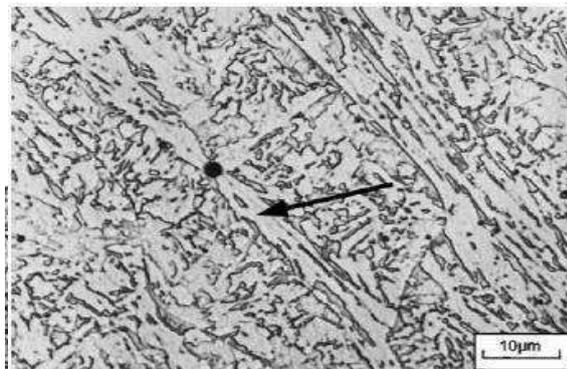
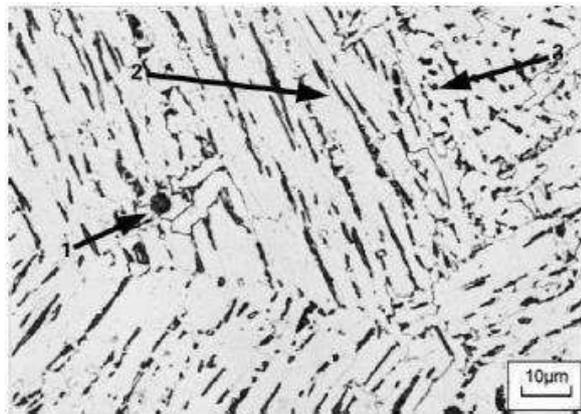
- d) La Ferrita acicular heterogéneamente nucleada en la superficie de inclusiones no metálicas durante la transición austenita-ferrita. A medida que avanza la transformación, se produce una estructura caótica de placas desorientadas cristalográficamente que miden alrededor de 5 a 15  $\mu\text{m}$  de largo y de 1 a 3  $\mu\text{m}$  de ancho [17], lo que da como resultado la creación de granos de ferrita en una variedad de direcciones. El rango de temperatura en el que se forma la ferrita acicular está generalmente entre 750 y 560  $^{\circ}\text{C}$  [11].
- e) La bainita crece como placas individuales o subunidades, que pueden formar haces de listones de ferrita paralelas. Dependiendo de la temperatura a la que se produjo el cambio, se pueden ubicar en la categoría de bainita superior o inferior. Microestructuralmente, la cementita precipita entre los listones de ferrita en la bainita superior, pero en la bainita inferior, la cementita precipita dentro de la ferrita, así como entre los listones de ferrita [17]. La cementita también precipita entre los listones de ferrita en la bainita inferior. A una temperatura de 560  $^{\circ}\text{C}$  [11], se forma bainita. La simplicidad de la nucleación de bainita en inclusiones no metálicas en los metales de soldadura de aceros de baja aleación es tal que el tamaño de la colonia de bainita intragranular es comparable al de la ferrita acicular en los metales de soldadura de acero C-Mn. Debido a esto, cuando se observa con un microscopio óptico, su apariencia es comparable a la de la ferrita acicular, con la que se ha identificado erróneamente en la literatura [11]. Bainita granular es el término utilizado por Zhao et al. [18], y no se diferencia de la bainita listón en cuanto al mecanismo de transformación. Los paquetes de bainita granular se forman a temperaturas relativamente más altas y consisten principalmente en listones paralelos anchos, mientras que los haces de bainita de listones se forman a temperaturas relativamente más bajas y consisten en listones delgados paralelos. Teniendo en cuenta todos los desafíos relacionados con esta clasificación, así como el requisito de una mayor claridad cuando se observa con un microscopio

óptico, la comunidad de soldadura ha decidido adoptar la terminología de ferrita con segunda fase.

- f) La perlita puede ocurrir en los bordes de los granos de austenita o dentro de las inclusiones. A altas temperaturas, la perlita gruesa se produce al alternar placas gruesas de ferrita y cementita para crear la estructura. A medida que baja la temperatura de transformación, las placas se vuelven más y más finas hasta que ya no se pueden resolver bajo un microscopio óptico; esto es cuando se les conoce como perlita fina. En el esquema de clasificación IIW, la perlita laminar se puede confundir con martensita si las placas de ferrita/cementita no se pueden resolver con un microscopio óptico [14].
- g) Martensita, la transición de austenita a martensita ocurre cuando la velocidad de enfriamiento se acelera a un nivel alto. Es una transición que no incluye la difusión de carbono y da como resultado que el carbono quede en una solución sólida. En los aceros con bajo contenido de carbono, la martensita adopta la forma de listones, mientras que en los aceros con alto contenido de carbono adopta la forma de placas. Los listones de martensita contienen una densidad de dislocaciones muy alta, lo que da como resultado la formación de una red (o redes) de dislocaciones. Las maclas muy finas, también conocidas como martensita maclada, constituyen la subestructura subyacente de la placa de martensita [14].

Las microestructuras que se desarrollan en el metal de soldadura de un acero de baja aleación y un acero de bajo carbono se ilustran en las Figuras 1. La ferrita acicular es el componente más deseable en este tipo de aceros debido a su pequeño tamaño de grano, estructura entrelazada y límites de ángulo alto, todo lo cual proporciona una gran tenacidad al impacto [11,20]. La ferrita acicular es el componente del metal de soldadura que mejora la tenacidad con mayor eficacia en los aceros de baja aleación y alta resistencia (HSLA) con un límite elástico de aproximadamente 600 MPa o menos [21]. Debido a sus orientaciones cristalográficas únicas, los granos más pequeños tienen una mayor cantidad de límites, lo

que puede alterar el camino que toma una fractura a medida que se propaga a través de un material sirviendo como una barrera eficiente. Como consecuencia de esto, un importante esfuerzo se ha centrado, a lo largo de las últimas décadas, en determinar los mecanismos que influyen en la producción de ferrita acicular [11,20].



1: idiomorphic ferrite; 2: prior austenite grain boundary Widmanstätten ferrite with aligned microphase; 3: prior austenite grain boundary Widmanstätten ferrite with non-aligned microphase

Intragranular Widmanstätten ferrite sideplates in as deposited, 0.08%C, 2.87%Mn, 0.35%Mo, 0.0027%B, 0.019%Ti, submerged arc weld metal.<sup>32</sup> arrow indicates multiple plates of Widmanstätten ferrite with aligned microphase nucleated on large intragranular inclusions

**Figura 2: Morfologías de la ferrita idiomórfica, ferrita alotriomórfica, ferrita poligonal y ferrita Widmanstätten presentes en el metal de soldadura [14].**

**Allotriomorphic and idiomorphic primary ferrite**

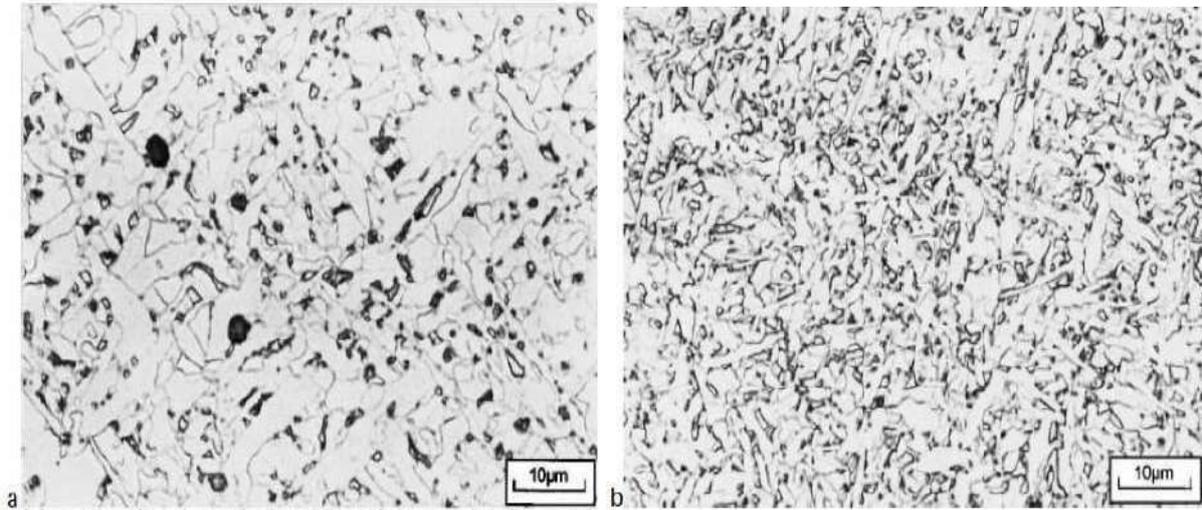
allotriomorphs



granular  
on  
ited  
s  
king  
ten  
ite  
is

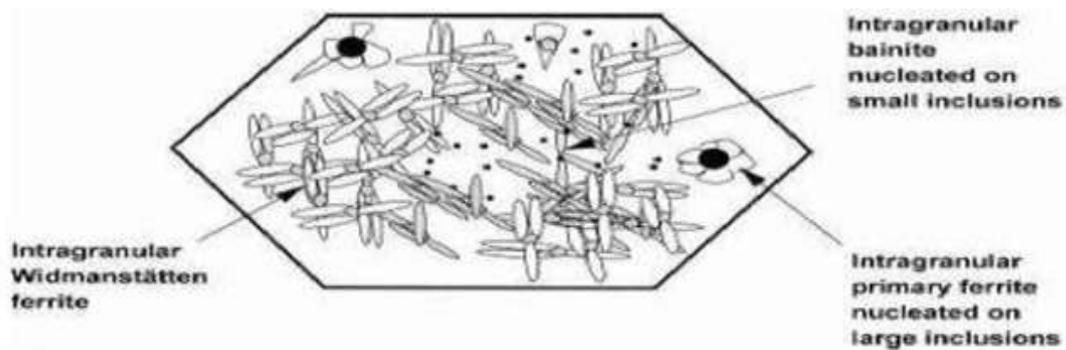
(a) Ferrita idiomórfica nucleada en grandes inclusiones.

(b) Placas de ferrita Widmanstätten nucleadas en pequeñas inclusiones. Son tipos de ferrita acicular desarrolladas en el metal de soldadura por arco sumergido de 0.06%C, 1.37%Mn, 0.17%Mo, 0.0028%B, 0.027%Ti.



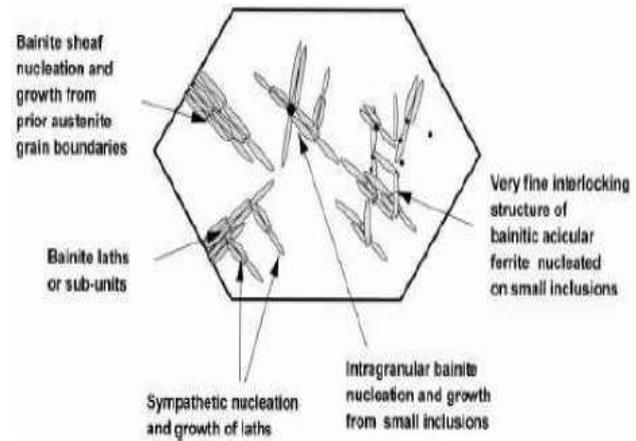
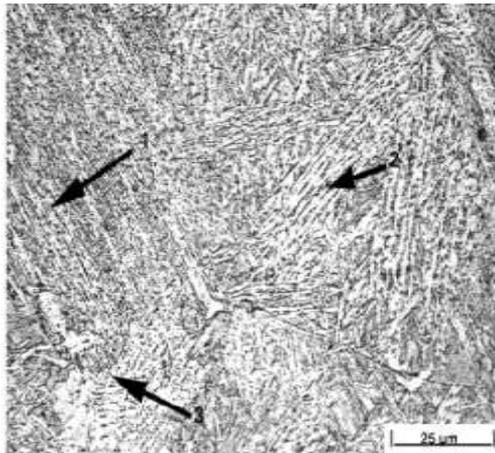
(a) Ferrita primaria intragranular – ferrita widmanstätten en metal de soldadura C-Mn. (b)

Ferrita widmanstätten intragranular – bainita en metal de soldadura aleado Ti-Mo-B

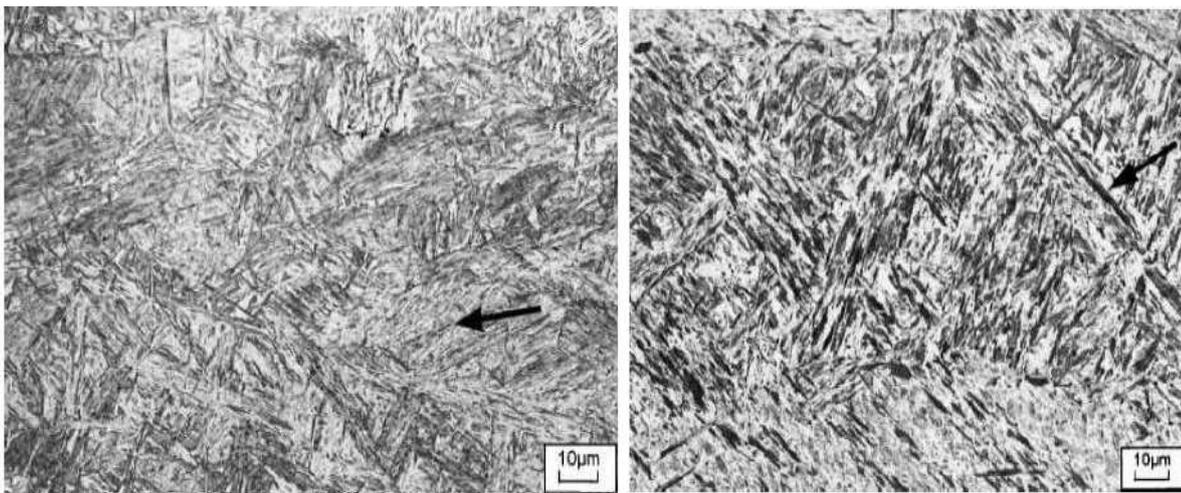


### Nature of acicular ferrite

Figura 3: Morfologías de la ferrita acicular presentes en el metal de soldadura [14].



- (1) Bainita inferior con partículas de carburo entre y dentro de los listones de ferrita.
- (2) Bainita superior con carburos alineados.
- (3) Ferrita bainítica con carburos no alineados. Formación de la bainita



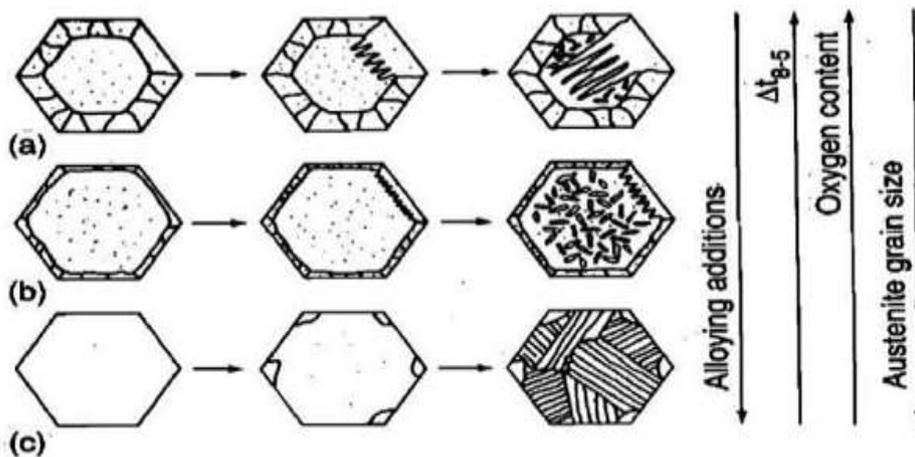
**Figura 4: Morfologías de la bainita y martensita [14].**

- (a) Martensita de listones en metal de soldadura laser 0.13 %C; la flecha indica los listones de martensita con alta densidad de dislocaciones.
- (b) Placas de martensita en metal de soldadura 0.27%C; la flecha indica martensita lenticular.

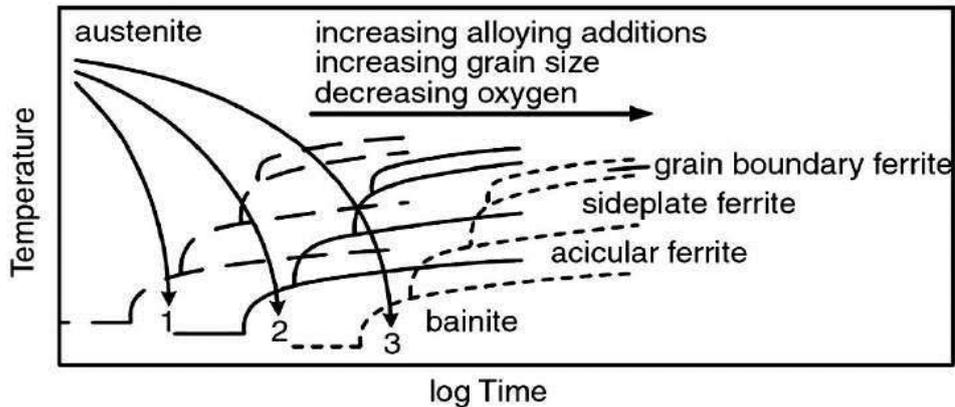
Bhadeshia y Suensson [22] realizaron una investigación sobre el impacto que tienen varios factores en las alteraciones microestructurales que tienen lugar en el metal de soldadura. Las Figuras 3 y 4 muestran los efectos de la composición química del metal de soldadura, el tiempo de enfriamiento en el rango de 800 a 500 °C ( $\Delta t_{8/5}$ ), el efecto del tamaño de grano de la austenita y el efecto de la cantidad de oxígeno en el metal de soldadura. Estos factores se encontraban entre las variables que se investigaron.

Como se ilustra en la Figura 5, se produce un cambio hacia la derecha de las curvas en el diagrama de transformación de enfriamiento continuo (CCT) cuando aumenta la cantidad de elementos de aleación presentes en el metal de soldadura. Esto provoca un cambio en el proceso de transformación; por ejemplo, si consideramos la curva 3 de enfriamiento continuo, el aumento del contenido de elemento de aleación en el metal de soldadura (diagrama CCT se desplaza hacia la derecha), la transformación cambia desde:

ferrita en límite de grano → ferrita tipo placas → ferrita acicular → bainita



**Figura 5: La influencia de una serie de factores diferentes en las alteraciones microestructurales que tienen lugar en el metal de soldadura. [22].**



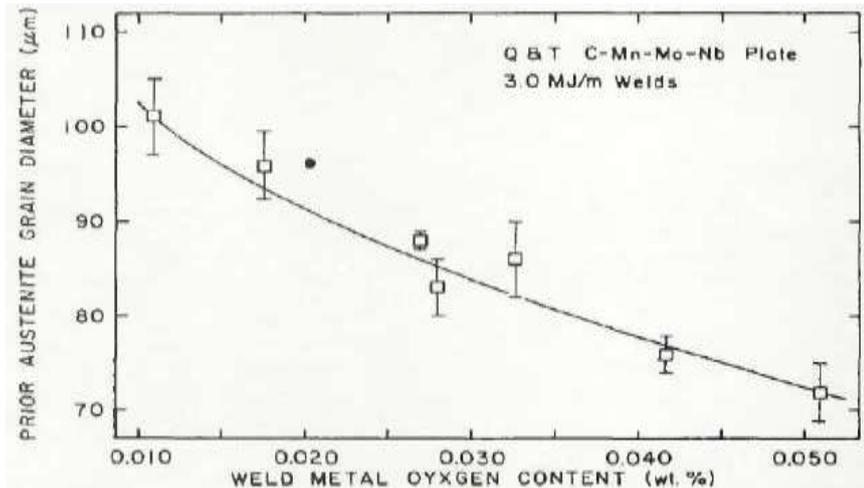
**Figura 6: La influencia de una serie de factores diferentes sobre los diagramas CCT del metal de soldadura de los aceros con bajo contenido de carbono [22].**

Un mayor tiempo de enfriamiento en la región de 800 a 500 °C ( $\Delta t_{8/5}$ ), implica una menor velocidad de enfriamiento continuo. Esto se debe a que una velocidad más baja de enfriamiento continuo proporciona mayor tiempo para las transformaciones. A los fines del análisis, piense en el primer diagrama CCT, que puede ubicarse en el lado izquierdo de la Figura 6 y presenta líneas discontinuas. Podemos observar que cuando  $\Delta t_{8/5}$  aumenta o cuando la velocidad de enfriamiento entre 800 y 500 °C disminuye, las curvas de enfriamiento se desplazarán 1 → 2 → 3 y la transformación cambiará de:

bainita → ferrita acicular → ferrita tipo placas → ferrita en límite de grano

El efecto de un tamaño de grano de austenita muy grande es comparable al efecto de aumentar el porcentaje de aleación en el metal de soldadura. Un tamaño de grano de austenita muy grande da una superficie límite de grano más pequeña para la nucleación de ferrita, y las curvas de transformación de enfriamiento continuo se moverán hacia la derecha en períodos más largos y temperaturas más bajas, como se discutió anteriormente.

En el proceso de soldadura por arco sumergido (SAW), Fleck et al. [23], Figura 7, descubrió que un aumento en la cantidad de oxígeno presente en el metal de soldadura inducía una disminución en la cantidad de tamaño de grano austenítico.

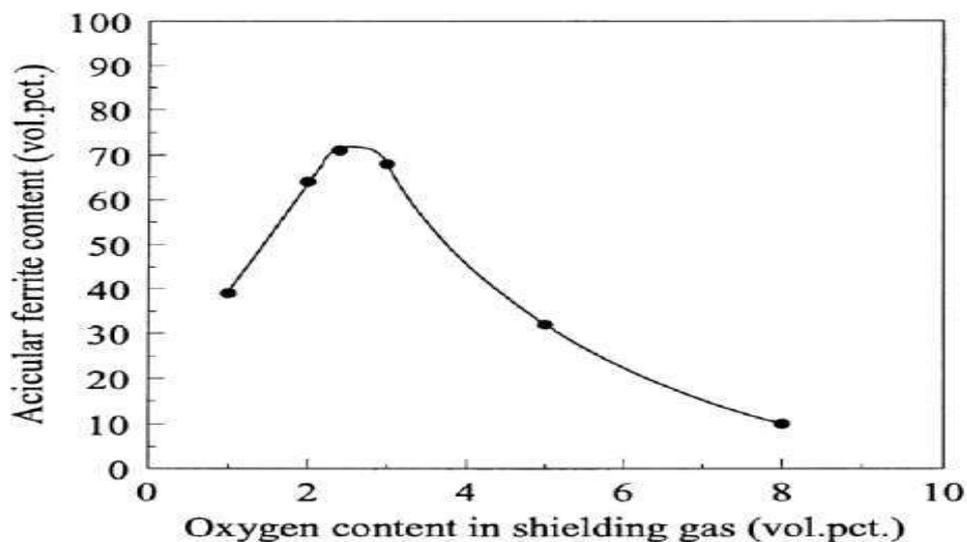


**Figura 7: El diámetro del grano de austenita previa se ve afectado por la cantidad de oxígeno presente en el metal de soldadura. Soldadura por arco sumergido [23].**

Según las observaciones realizadas por Liu y Olson [24], un aumento en la cantidad de oxígeno presente en el metal de soldadura da como resultado un aumento en la cantidad de material de inclusionario, lo que a su vez da como resultado una reducción en el tamaño promedio de las inclusiones. Descubrieron un número significativo de inclusiones muy diminutas, cada una de las cuales tenía una dimensión de menos de 0.1 micrómetros. En vista del hecho de que se sabe que las partículas diminutas de la segunda fase limitan sustancialmente el crecimiento de los granos al anclar los bordes de los granos, aumentar la cantidad de oxígeno en el metal de soldadura debería dar como resultado un tamaño de grano más pequeño para la austenita que estaba previamente presente. Como resultado, el efecto de reducir la cantidad de oxígeno presente en el metal de soldadura tiene el mismo efecto que aumentar el tamaño de grano de la austenita previa. Esto es exactamente lo que se muestra en la figura 8.

De manera similar, las inclusiones más grandes, que son fomentadas por concentraciones más bajas de oxígeno en el metal de soldadura, funcionan como focos para la nucleación de ferrita acicular [24]. Parecería que el rango de tamaño apropiado para las inclusiones está entre 0.2 y 2.0 micrómetros, y se propone como valor ideal un tamaño promedio de aproximadamente 0.4 micrómetros [23, 24]. Según Fox et al. [25], al soldar acero HY-100 con

arco sumergido, un nivel de oxígeno inferior a 200 ppm da como resultado la generación de un número insuficiente de inclusiones, lo que impide que se produzca la nucleación de la ferrita acicular. De manera similar, un nivel de oxígeno superior a 300 ppm da como resultado la formación de un gran número de diminutas inclusiones de óxido que miden menos de 0.2 micrómetros de tamaño. Estas inclusiones, a pesar de su diminuto tamaño, funcionan como núcleos efectivos para la ferrita acicular. Además, disminuyen el tamaño de grano y, como resultado, ofrecen una superficie límite de grano adicional para la nucleación de la ferrita en límite de grano. Como resultado, debe estar presente la cantidad ideal de oxígeno para el desarrollo de la ferrita acicular, como se muestra en la figura 8.

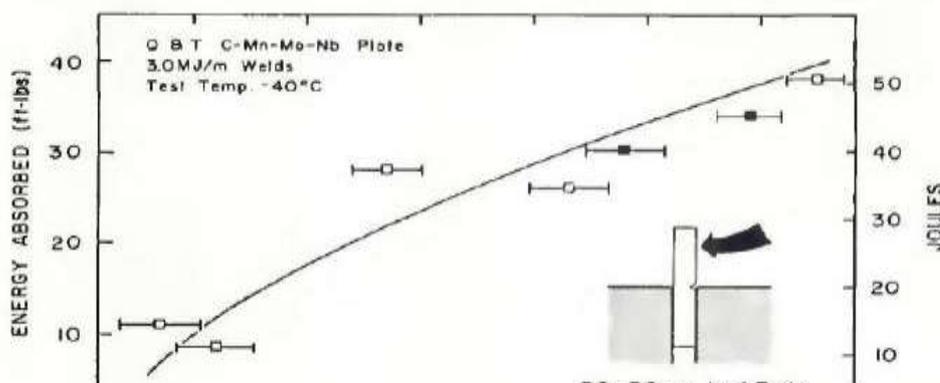


**Figura 8: El porcentaje de ferrita en forma acicular en función del oxígeno equivalente. Proceso de soldadura por arco [16].**

La figura 8 hace muy evidente lo reportado por Onsoien et al. [16]. La existencia de un valor de oxígeno óptimo para la formación de ferrita acicular en el proceso GMAW con oxígeno o dióxido de carbono adicionado con argón. Esto se demuestra muy claramente en la figura 8. El oxígeno equivalente en un gas de protección Ar-O<sub>2</sub> es igual al porcentaje en volumen de oxígeno en el gas de protección. Esto se convierte en el porcentaje de volumen de CO<sub>2</sub> que está contenido en el gas de protección cuando es una mezcla de Ar-CO<sub>2</sub>. Los hallazgos en los experimentos indican que la cantidad de elementos de templabilidad del metal de aporte que se oxidan es proporcional al contenido de oxígeno equivalente del gas

de protección. Estos elementos incluyen Mn y Si. Observe la curva de enfriamiento 3 en la figura 8. A medida que disminuye el equivalente de oxígeno en el gas de protección, los diagramas de transformación de enfriamiento continuo cambian de la izquierda, donde se encuentran con líneas discontinuas, al centro, donde se encuentran con líneas continuas. Sin embargo, a medida que disminuye aún más el equivalente de oxígeno en el gas de protección, las curvas de CCT pueden migrar desde el centro, donde hay líneas continuas, hacia la derecha, donde hay líneas discontinuas, y es posible que la ferrita acicular ya no sea dominante.

Como se mencionó anteriormente, la fase de ferrita en forma de aguja es la que se debe buscar ya que, como se muestra en la Figura 9, contribuye a aumentar la tenacidad del metal de soldadura. De acuerdo con los hallazgos de Dallam et al. [26], la tenacidad Charpy con muesca en V del metal de soldadura producido por soldadura por arco sumergido mejora junto con el porcentaje de ferrita acicular presente. La característica de entrelazado de la ferrita acicular, junto con su diminuto tamaño de grano, ofrece la mayor resistencia posible a la propagación de grietas por clivaje. Todo lo contrario, ocurre cuando existe presencia de ferrita en el límite de grano, ferrita en forma de placas y bainita superior, porque todas ellas son microestructuras que ofrecen rutas fáciles para el desarrollo de grietas.



**Figura 9: Tenacidad Charpy en función del contenido de ferrita acicular. Proceso de soldadura de arco sumergido [23].**

Onsoien

et al. [16] utilizaron una energía de absorción de 35 J, para evaluar la tenacidad Charpy V del metal de soldadura GMAW. Esto se hizo con el fin de determinar la temperatura de transición

dúctil-frágil. De acuerdo con la figura 10, la temperatura mínima a la que se maximiza la tenacidad (tenacidad máxima) se produce a un equivalente de oxígeno de aproximadamente el 2% en volumen. Esto, como se puede observar en la figura 10, corresponde prácticamente a la mayor cantidad de ferrita en forma de aguja en el metal de soldadura, lo que indica claramente la buena influencia que tiene la ferrita en forma de aguja en la tenacidad del metal de soldadura.

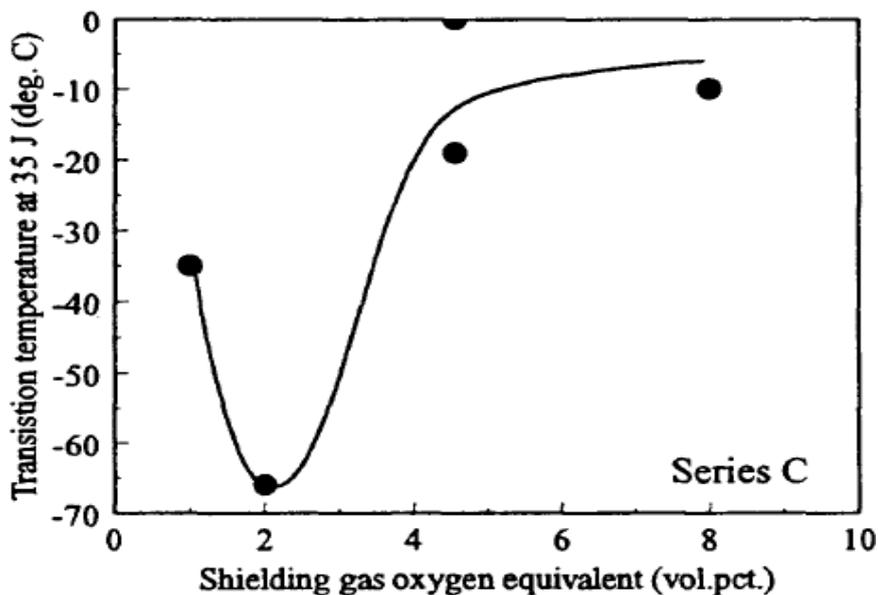


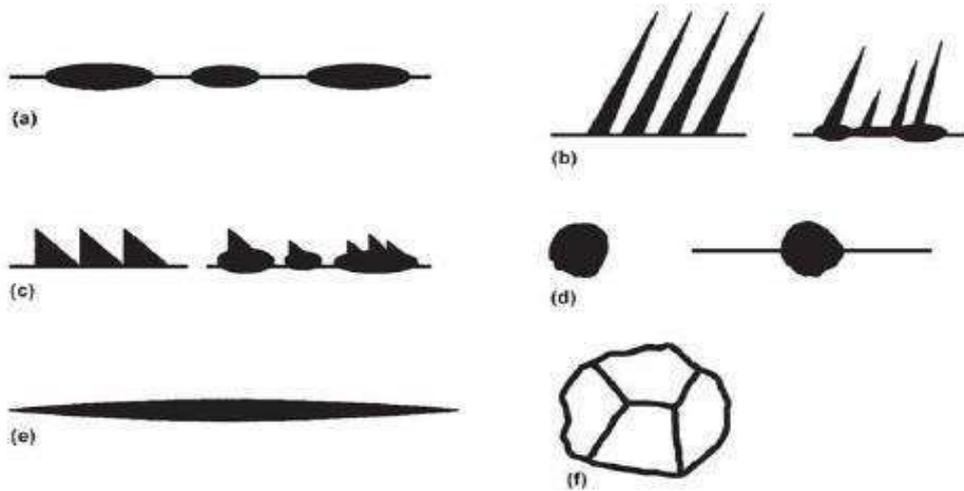
Figura 10: Temperatura de transición en función del equivalente de oxígeno [16].

Los aceros HSLA, también conocidos como aceros de baja aleación y alta resistencia, se crean con la intención de ofrecer mayores resistencias que los aceros al carbono. Además de alrededor del 1.5 % de manganeso y aproximadamente el 0.7% de silicio, como los aceros al carbono, su composición química a menudo también incluye aproximadamente el 0.05 % de niobio, aproximadamente el 0.1 % de vanadio y aproximadamente el 0.07 % de titanio. A altas temperaturas, estos elementos de aleación precipitan en forma de carburos, nitruros y carbonitruros, lo que no solo genera endurecimiento por precipitación, sino que también ancla los límites de los granos, lo que da como resultado un refinamiento austenítico del grano. Estos aceros también se denominan aceros microaleados y, por lo general, incluyen un 0.2

% de carbono y menos del 2 % de la aleación total. Los siguientes son algunos ejemplos de estos aceros: A242, A441, A572, A588, A633 y A710. Es más probable que las partículas de carburo y carbonitruro se disuelvan y pierdan su eficacia como inhibidores del crecimiento del grano cuando aumenta la cantidad de calor de entrada entregado durante la soldadura. La soldadura se realiza a menudo en aceros HSLA mientras se encuentran en estado laminado o normalizado. La soldabilidad de la mayoría de los aceros HSLA es comparable a la de los aceros de bajo carbono. Como resultado del hecho de que la resistencia suele ser la consideración principal en el uso de aceros HSLA, el metal de aporte se elige con frecuencia en función de su capacidad para igualar la resistencia del metal base. Es deseable el uso de consumibles con bajo contenido de hidrógeno, pero se puede utilizar cualquier método de soldadura estándar.

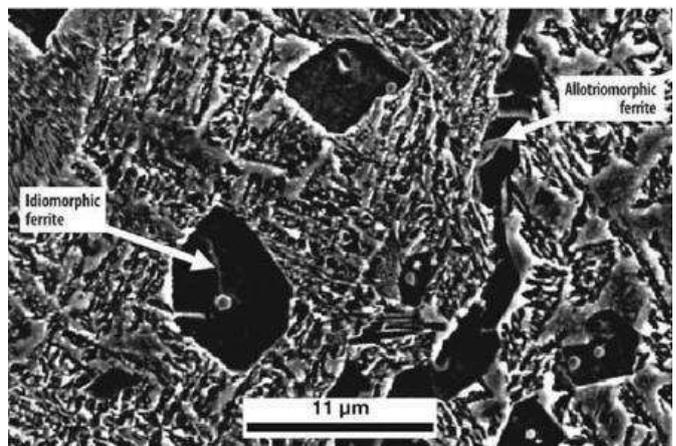
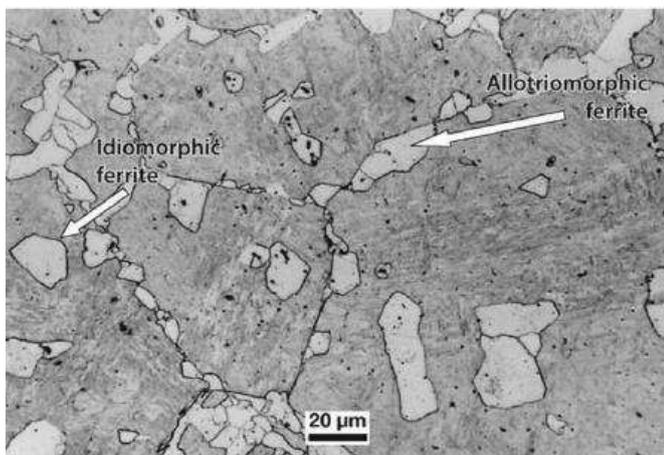
Las temperaturas que deben alcanzarse para el precalentamiento y el interpaso no son especialmente elevadas. Para la mayoría de las aleaciones, están alrededor de 10 grados Celsius para placas de 25 milímetros, 50 grados Celsius para placas de 50 milímetros y 100 grados Celsius para placas de 75 milímetros. Estas temperaturas son aproximadamente 50 grados centígrados más altas para las aleaciones A572 (grado 60 y 65) y las aleaciones A633 (grado E) [27]. La cantidad de precalentamiento que es necesario crece proporcionalmente con el contenido de carbono y elemento aleante en el acero, así como con su espesor.

El enfoque tradicional de clasificar las morfologías de ferrita se representa en la figura 11 y se basa en la categorización dadas por Dubé et al. [28] y Aaronsson [29], que fue anteriormente analizada



**Figura 11: Representación esquemática de la clasificación de Dubé modificada por Aaronsson para la forma de la ferrita en aceros: (a) Alotriomorfos de límite de grano, (b) placas laterales primarias y secundarias de Widmanstatten, (c) dientes de sierra primarios**

La figura 11 muestra esquemáticamente cristales de ferrita que han nucleado y crecido a lo largo de un límite de grano austenita previa. Este tipo de cristal se denomina alotriomórfica de límite de grano y corresponde a la ferrita equiaxial y la ferrita proeutectoide. En la figura 11 (d), se muestra esquemáticamente un cristal idiomórfico. Los cristales idiomórficos frecuentemente nuclean en inclusiones no metálicas, sin ser influenciados por los límites de grano austeníticos. Las Figuras 12 presentan ejemplos de ferrita alotriomórfica en límites de grano y de ferrita idiomórfica. En el producto final, la ferrita idiomórfica también dará como resultado normalmente una ferrita equiaxial.



**Figura 12: Diferentes morfologías de la ferrita en aceros**

El Instituto Internacional de Soldadura (IIW) desarrolló un sistema de clasificación para los componentes del metal depositado por soldadura (en la zona de fusión de una soldadura) basado en observaciones con un microscopio óptico que se ha aceptado en todo el mundo. De acuerdo con este sistema, los constituyentes más comunes se pueden clasificar como se muestra en la Figura 13. El esquema de clasificación propuesto por el IIW es bastante directo y objetivo y está dirigido a evitar dudas cuando se usa microscopía óptica. En el método, se aplica una cuadrícula sobre la metalografía óptica y el componente que se encuentra debajo de cada punto de la cuadrícula se identifica de acuerdo con un diagrama de flujo que esencialmente elimina la confusión y las malas interpretaciones, ver Fig. 14 y 15. La microestructura se define por la fracción volumétrica de cada constituyente, deducida de la fracción puntual medida.

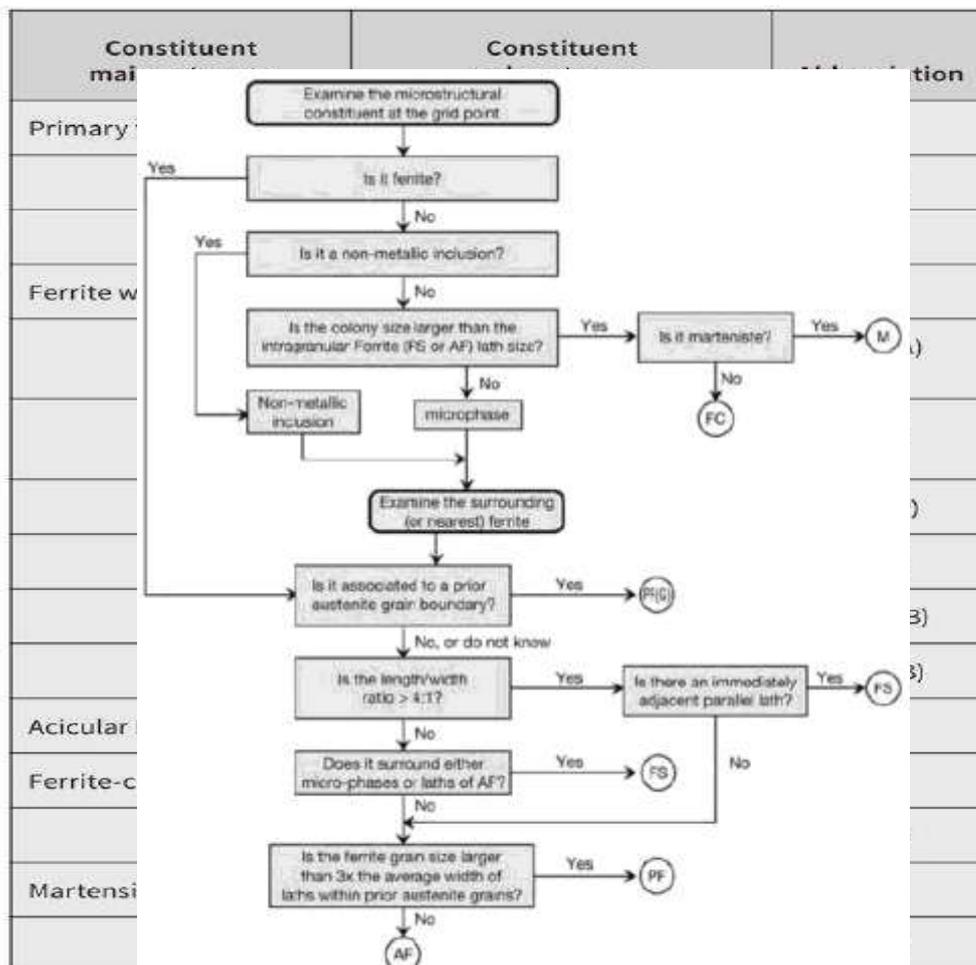
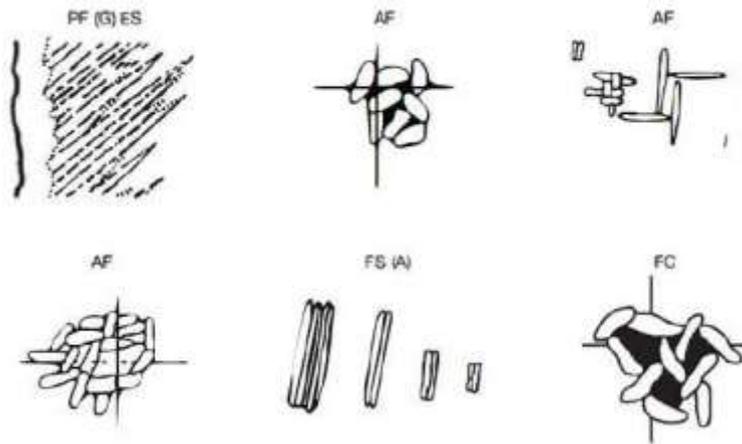


Figura 14: Diagrama de flujo para la clasificación de constituyentes en el metal de soldadura [32].



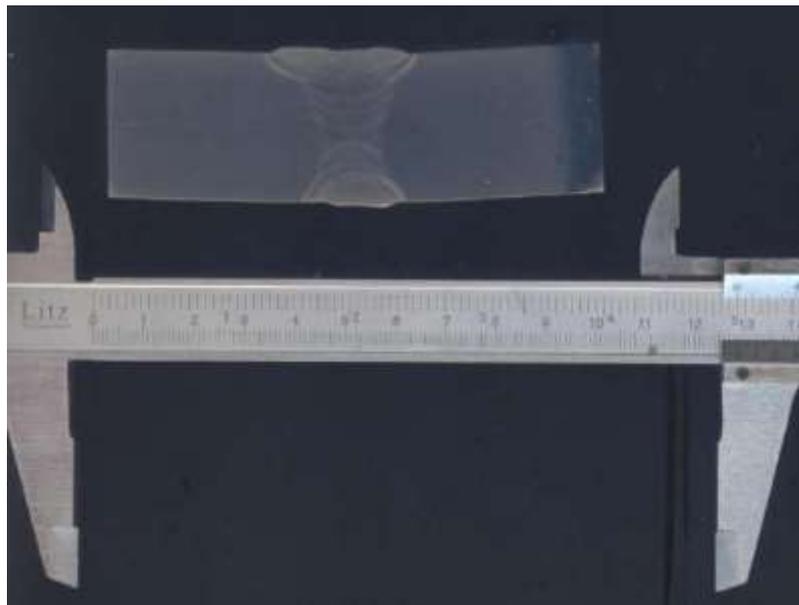
**Figura 15: Presentación esquemática de algunas morfologías constituyentes según la clasificación presentada en IIW [32].**

## II. MATERIALES Y MÉTODO

### 2.1. Tipo y Diseño de Investigación

#### Material de Estudio

Planchas de acero DIN 1.8915 de 30 mm de espesor soldadas con el proceso de soldadura por arco eléctrico, proceso FCAW, Fig. 16. La producción de recipientes a presión utiliza acero DIN 1.8915 debido a su importante plasticidad, mayor resistencia a las grietas en frío, buena soldabilidad e idoneidad para su uso a temperaturas más bajas. El acero DIN 1.8915 es un acero normalizado de alta resistencia microaleado, de grano fino, con bajo contenido en carbono y mayor ductilidad. Los elementos que componen su composición química se describen en la Tabla 1.



*Figura 16: Dimensiones de la junta soldada del acero DIN 1.8915 mediante el proceso FCAW.*

*Tabla 1: Composición química del Acero DIN 1.8915 (% peso)*

C	Si	Mn	P	S	Nb	Ni	V	Ti
0.18	0.15	1.63	0.016	0.005	0.043	0.220	0.090	0.016

## **Materiales Adicionales**

- Reactivo químico metalográfico nital 3 %
- Papeles abrasivos N ° 100, 200, 400, 600, 800, 1000, 1200, 2000.
- Pasta de diamante de 5  $\mu\text{m}$  y 1  $\mu\text{m}$ , para pulido metalográfico
- Material consumible para soldadura.

## **2.2. Variables, Operacionalización**

### **Variables independientes**

- Temperatura de precalentamiento: 100 °C y 200 °C.

### **Variables dependientes**

- Microestructura
- Dureza
- Resistencia a la tracción

**Tabla 2: Operacionalización de Variables**

	<b>Variables</b>	<b>Dimensión</b>	<b>Indicador</b>	<b>Unidades</b>	<b>Técnicas e Instrumentos</b>
<b>Dependiente</b>	<b>Ensayo de tracción</b>	Resistencia a la tracción	Esfuerzo	MPa	Ensayo de Probeta  Observación Máquina de ensayo de Tracción
		Resistencia a la fluencia	Esfuerzo	MPa	Durómetro
		Trabajo realizado	Microestructura	µm	Microscopio óptico
<b>Independiente</b>	<b>Temperatura de precalentamiento de 100 y 200°C</b>	Grados Celsius	Calentamiento de probetas	°C	Pirómetro laser

### **2.3. Población de estudio, muestra, muestreo y criterios de selección**

La muestra es el acero DIN 1. 8915 denominado aceros de grano fino normalizado cuya aleación específica es Nb-Ti-V.

En este proyecto de investigación se usará la práctica realizada de manera experimental

### **2.4. Técnicas e instrumentos de recolección de datos, validez y confiabilidad**

En este proyecto de investigación se usará la práctica realizada de manera experimental.

#### **Equipos e instrumentos**

- Durómetro INDENTEC.
- Microscopio óptico Carl Zeiss Observer Z1m.
- Máquina de ensayo de tracción Shimadzu UH
- Máquina para soldar FCAW; Marca Miller.
- Pirómetro Laser: Marca Fluke; precisión de lectura de  $\pm 5^{\circ}\text{C}$  para  $T^{\circ} > 23^{\circ}\text{C}$ , operación de medición del instrumento hasta  $1500^{\circ}\text{C}$ ; tiempo de respuesta = 700 ms.

### **2.5. Procedimiento de análisis de datos**

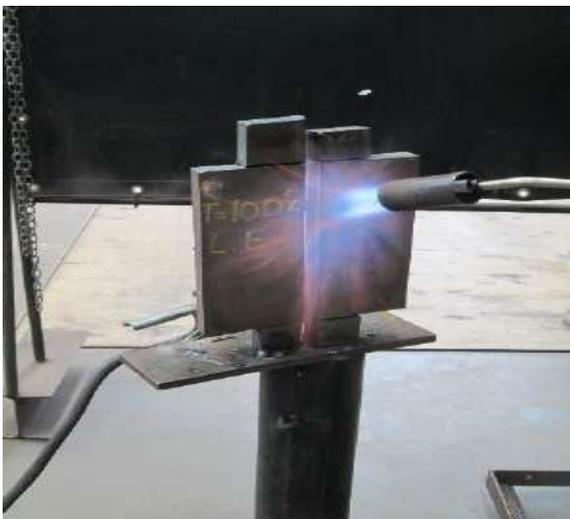


Se cortaron planchas con dimensiones de 300 mm x 300 mm x 30 mm de espesor y se procedió a maquinar los bordes en V.

Se apuntalaron las placas ranuradas a ser soldadas y se colocó dos extensiones con el fin de que el cordón sea uniforme a lo largo de todo el cupón y evitar defectos en los extremos.



Mediante un equipo de oxicorte se calentaron las probetas a 100 °C y 200°C antes de soldar y entre cada pase la temperatura se controló con un pirómetro láser marca “FLUKE” que tiene una precisión de  $\pm 5^{\circ}\text{C}$ .



La soldadura se realizó con un soldador calificado en proceso FCAW y en posición vertical ascendente según norma ASME sección IX. Se empleó como material FCAW un alambre tubular Dual Shield II 81-K2 con un contenido muy bajo de carbono (0.025% C) y se realizaron ocho pases de soldadura en cada junta soldada.



Las observaciones visuales mineralógicas se realizaron utilizando un microscopio óptico Carl Zeiss Observer Z1m del Laboratorio de Protección de Metales y Corrosión. Las muestras con diferentes tiempos de recocido y potencial de fluencia se sometieron a procedimientos estándar de preparación de metales.



De las muestras soldadas se cortaron secciones transversales al cordón de soldadura para los diferentes ensayos a realizar.

Para el ensayo metalográfico, las probetas fueron desbastadas con lijas: # 220, 320, 400, 600, 1000, 2000. Posteriormente fueron pulidas con pasta de diamante de #5 y #1 micrón. El ataque metalográfico se realizó con reactivo en nital al 3% y fue caracterizado su microestructura mediante microscopía óptica.

Para el ensayo de dureza se utilizó un durómetro INDENTEC. Para los ensayos de tracción se realizó el corte de probetas en la junta soldada por el proceso FCAW.



Las probetas para los ensayos de tracción fueron mecanizados bajo la norma ASTM B 557M-02a “Estándar Test Methods of Tension Testing Wrought and Cast Aluminum and Magnesium Alloy Products”. El maquinado se ejecutó teniendo cuidado de no calentar las probetas para no afectar la microestructura del componente soldado y fue realizado en el laboratorio de mecanizado del SENATI-Trujillo. Los ensayos de tracción se realizaron en una máquina de tracción Shimadzu UH en el laboratorio de calidad de Siderperu.

## **2.6. Criterios Éticos**

Los deberes de los ingenieros incluyen establecer y defender el honor, la dignidad y la integridad de su profesión, fomentar el consenso público a través de su conducta y mantener el pleno respeto por ella y sus miembros. Por tanto, deben mantener una posición neutral y sincera. Su objetivo es brindar un servicio inquebrantable al público, sus empleadores y

clientes mejorando la calidad, las habilidades de ingeniería y la reputación al mismo tiempo que respaldan sus instituciones profesionales y académicas. Esto es crucial.

El Código de Ética en Investigación de la Universidad de Sipán (USS) busca salvaguardar el bienestar, la privacidad, la vida, la innovación, la dignidad y el bienestar asociados con actividades tecnológicas, innovadoras o de investigación científica. Seguir los lineamientos éticos establecidos por los estatutos nacionales y globales, así como los acuerdos que nuestra nación haya ratificado al respecto.

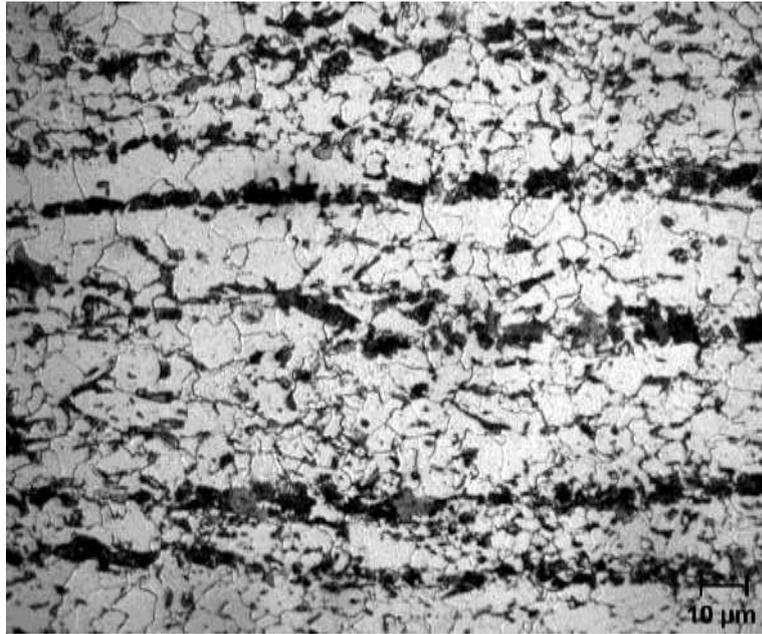
Cumple con las normas ASME Sección IX: especifica los requisitos de calificación para soldadores y procedimientos de soldadura utilizados en la fabricación y reparación de equipos presurizados.

### III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

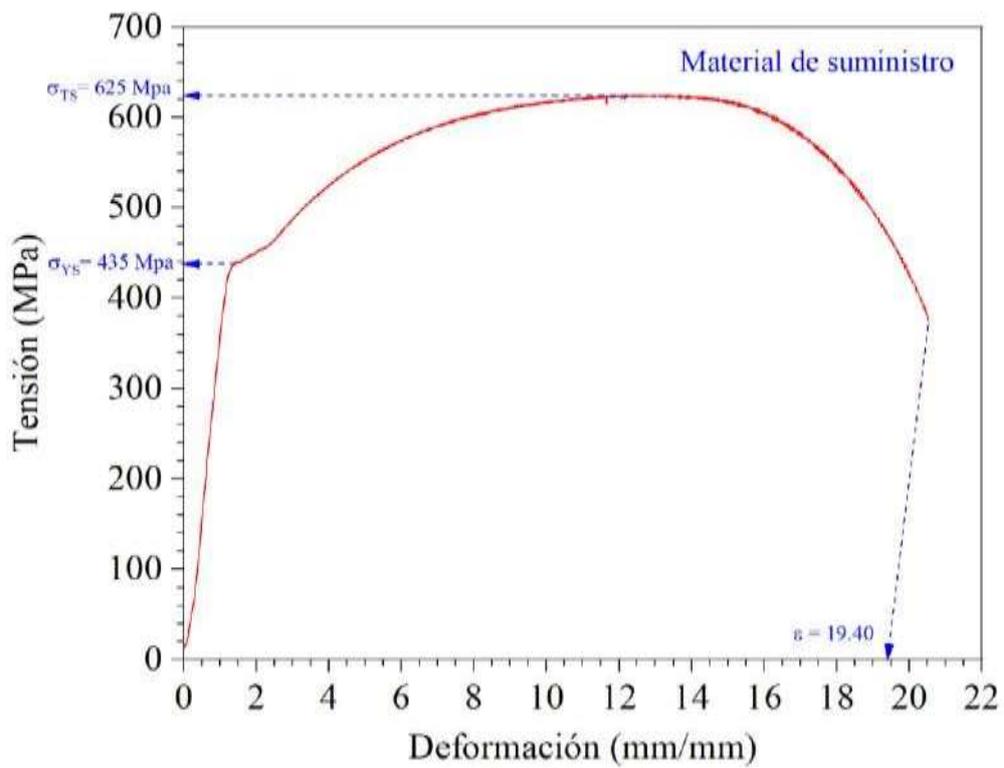
#### 3.1. Resultados

El acero DIN 1.8915 es un acero de baja aleación, de grano muy fino y de alta resistencia, desarrollado para aplicaciones de trabajo de alta presión. La figura 15 muestra la microestructura del material en su estado de suministro, que tiene un tamaño de grano promedio de 10.5 ASTM ( $8.6\mu\text{m}$ ). Debido a que contiene microaleaciones (0,043% Nb, 0,09% V y 0,016% Ti), este acero tiene un grano muy fino. Los microaleantes tienen la capacidad de producir carburos de alto punto de fusión, como NbC, VC y TiC. Cuando el acero se calienta a una temperatura de austenización, los carburos que ya están presentes en el acero actúan para anclar los límites de grano y evitar el crecimiento de los límites de grano, lo que da como resultado un acero que tiene granos finos. Después del proceso de normalización, su microestructura está formada por ferrita y perlita, con un leve bandeo presente que generalmente surge durante la laminación del acero. Las bandas están compuestas de ferrita y perlita, respectivamente. Las resistencias mecánicas del acero DIN 1.8915 suministrado fue de resistencia a la tracción 625 MPa y resistencia a la fluencia de 435 MPa, como se observa en la figura 17.

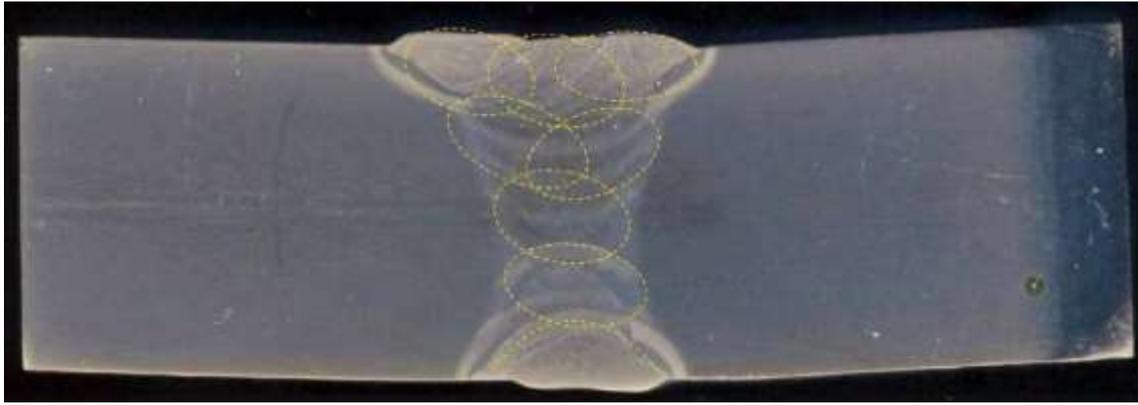
El acero fue soldado mediante 8 pasadas de soldadura por arco con núcleo de fundente (hilo tubular), también conocido como proceso FCAW (flux cored arc welding), figura 17. El metal de aporte en el proceso de soldadura de aceros de baja aleación, como el acero DIN 1.8915, tiene un contenido de carbono más bajo que el metal base, y la técnica de soldadura que se utiliza tiene una baja concentración de hidrógeno. Ambas circunstancias contribuyen a evitar el agrietamiento por hidrógeno que se puede producir en el material. En este estudio, el acero DIN 1.8915 contenía 0.18 % de carbono, el material de aporte tenía 0.025 % de carbono y durante el proceso de soldadura se empleó 100 % de dióxido de carbono como gas protector; todos estos factores ayudaron a prevenir el agrietamiento en frío.



**Figura 17: Fotomicrografía de la microestructura en estado de suministro del acero DIN 1.8915.**



**Figura 18: Ensayo de tracción del acero DIN 1.8915 en condición de suministro**



**Figura 19: Esquema mostrando el número de pases de soldadura FCAW en la junta soldada del acero DIN 1.8915**

El metal de soldadura (MS) depositado durante la soldadura y la zona afectada por el calor (ZAC) donde la microestructura del material base (MB) es alterada por el ciclo térmico de la soldadura constituyen las dos partes principales de la unión soldada de este acero.

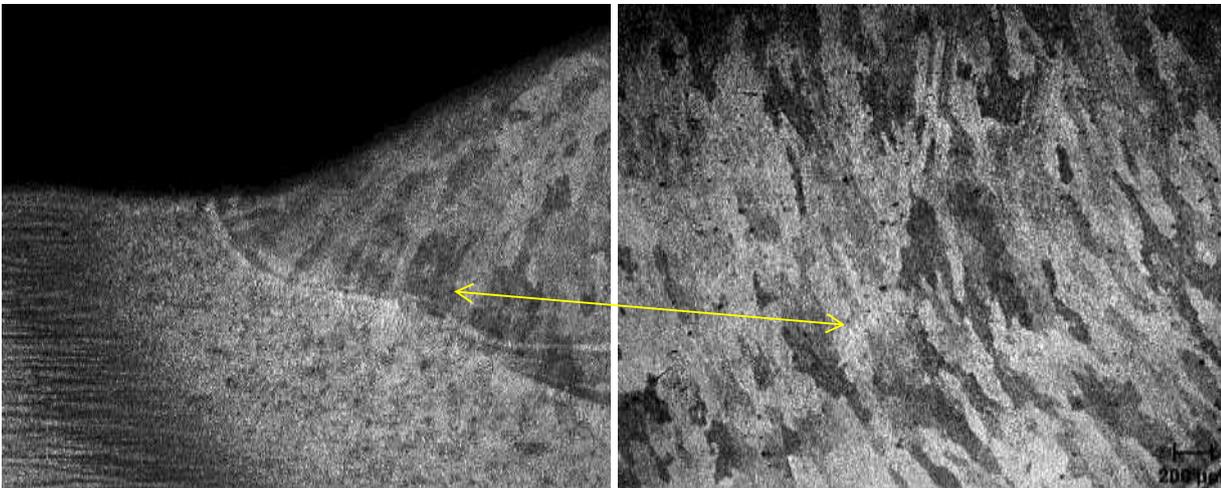
#### **Temperatura de precalentamiento a 100 °C**

#### **Microestructura a través de la junta soldada del acero DIN 1.8915**

Los picos de temperatura alcanzados en los distintos lugares durante el ciclo térmico de la soldadura son cruciales para la evolución microestructural de la zona afectada por el calor [14]. En los aceros normalizados, la ZAC tiene en cuenta cuatro zonas principales: (a) la zona afectada por el calor de grano grueso (ZACGG), que es la región cercana a la línea de fusión y donde la temperatura máxima fue muy superior a  $A_{c3}$ ; (b) la zona afectada por el calor de grano fino (ZACGF), en la que la temperatura máxima fue ligeramente superior a  $A_{c3}$ ; (c) la zona afectada por el calor intercrítica (ZACIC), en la que la temperatura máxima estuvo entre el  $A_{c3}$  y  $A_{c1}$ ; y (d) la zona afectada por el calor subcrítica (ZACSC), donde la temperatura estuvo por debajo de  $A_{c1}$ .

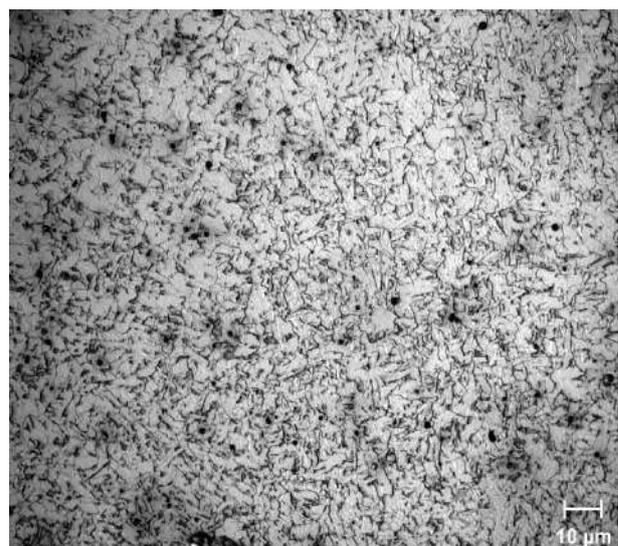
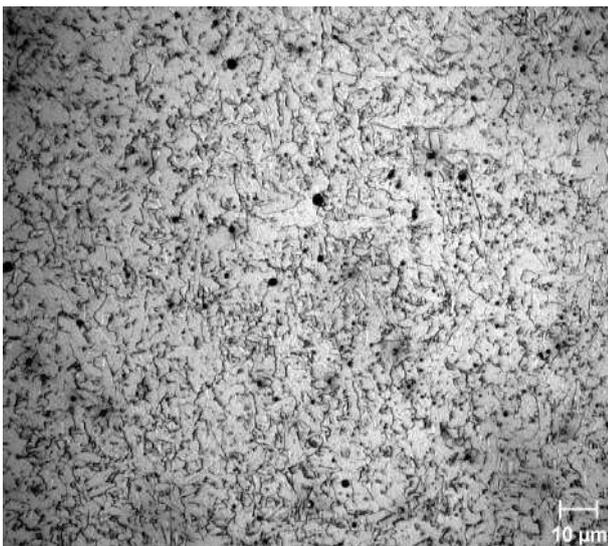
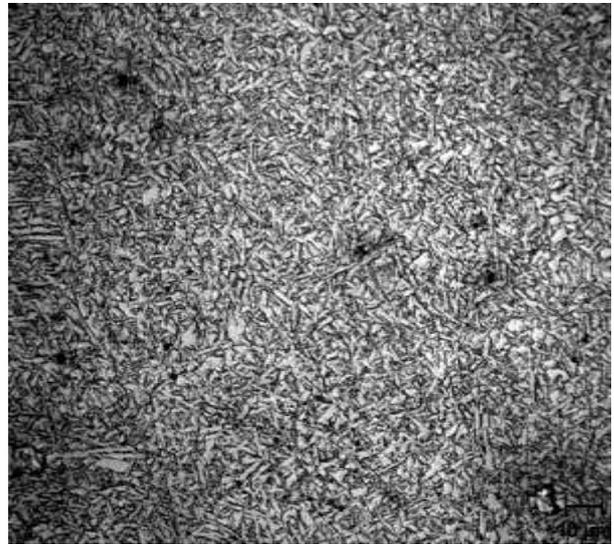
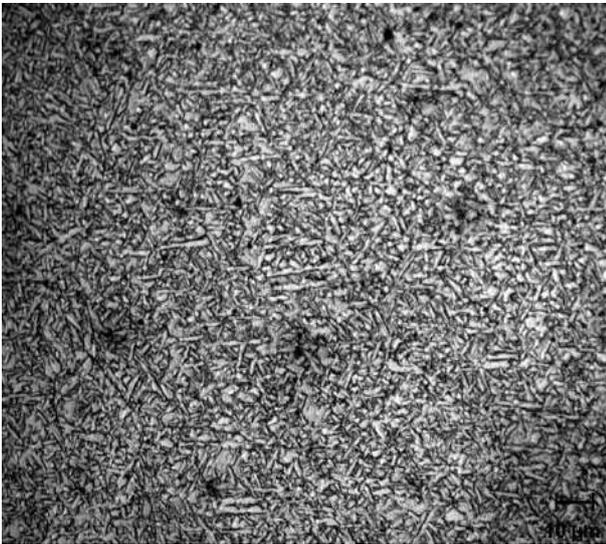
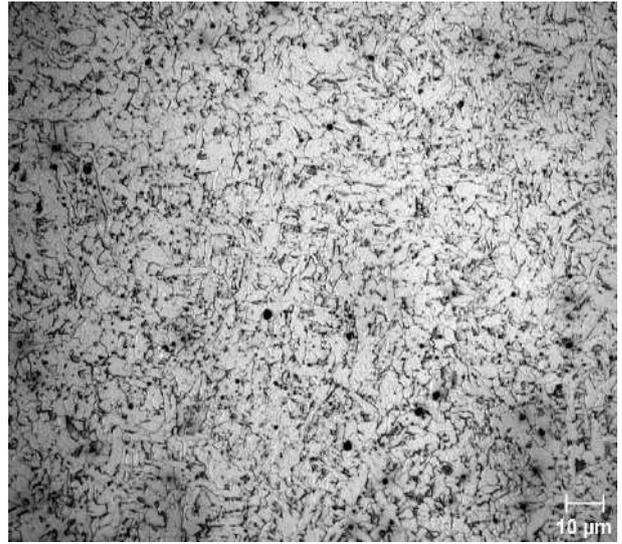
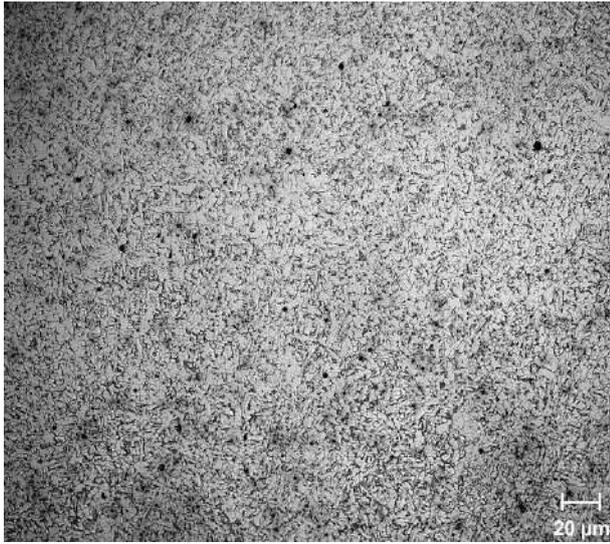
El metal de soldadura, como se muestra en la Figura 20, tiene una estructura de grano columnar. El desarrollo de granos austeníticos a lo largo del gradiente de temperatura impuesto por la soldadura provoca la formación de granos columnares.

Debido a su contenido extremadamente bajo de carbono y elementos de aleación (0,025 % C y 1,2 % Mn), el metal de soldadura sufre un cambio a ferrita con morfologías variables durante el enfriamiento, con la velocidad de transformación determinada por la temperatura de precalentamiento. Debido al menor calor aporte proporcionado por la menor temperatura de precalentamiento (100 °C), los granos columnares son estrechos.

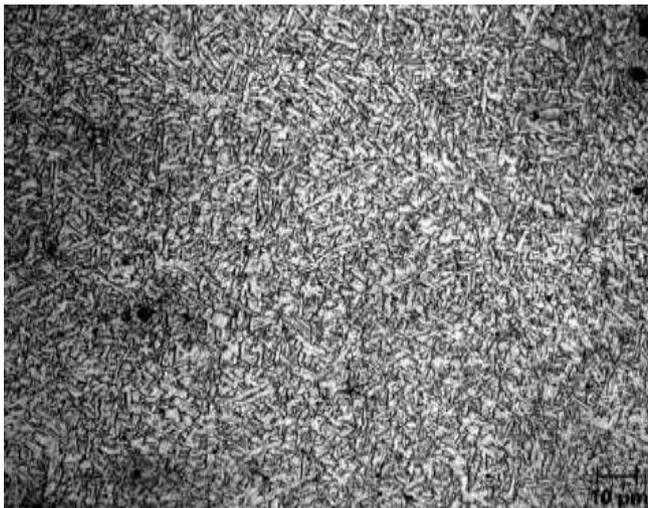
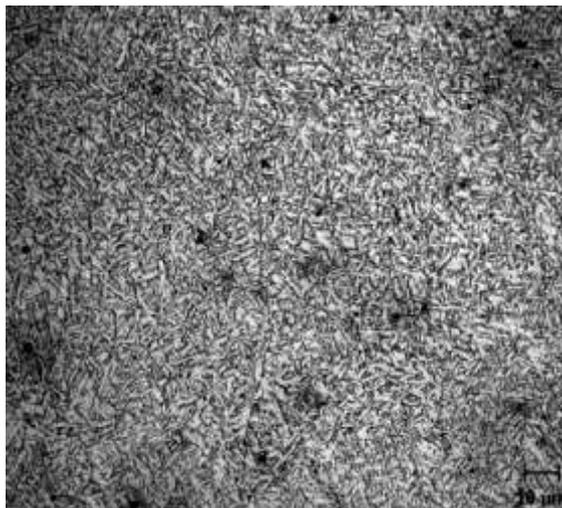
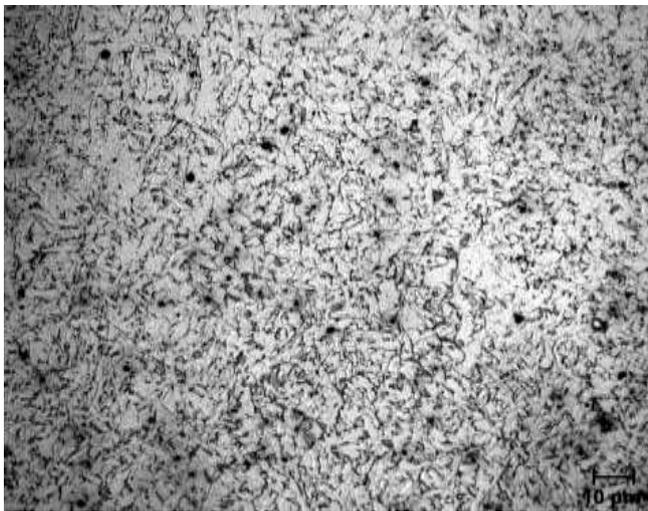
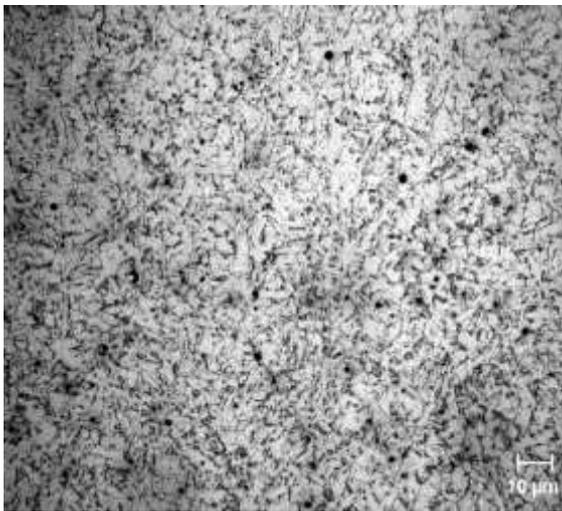
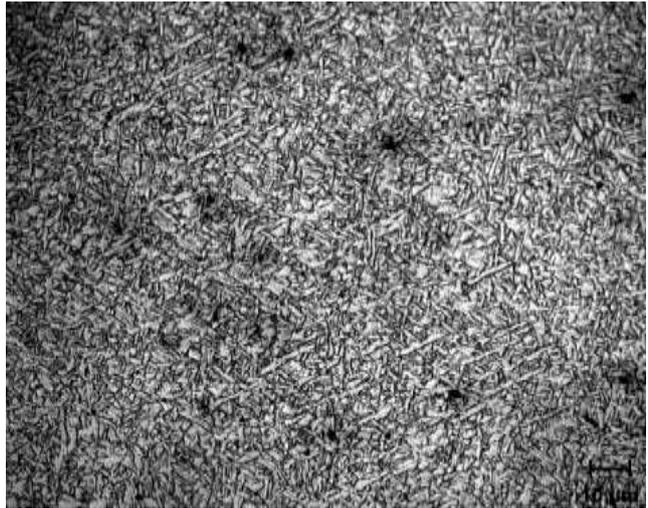


**Figura 20: Metal de soldadura de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 100° C. Granos columnares**

Al soldar, la microestructura del metal de soldadura cambia de pasada a pasada. La ferrita recristalizada se puede ver en los primeros pases, que están representados por el pase de raíz en la figura 20. Dado que se realizaron 8 pasadas de cordón de soldadura, las pasadas posteriores provocaron la recristalización. En las últimas pasadas de cordones de soldadura en la junta soldada se conserva su microestructura debido a la baja temperatura de precalentamiento o la menor entrada de calor durante la soldadura, es decir se preserva la microestructura en la condición soldada (figura 20), que se compone principalmente de ferrita acicular y una mínima cantidad menor de ferrita de límite de grano (ferrita alotriomórfica).



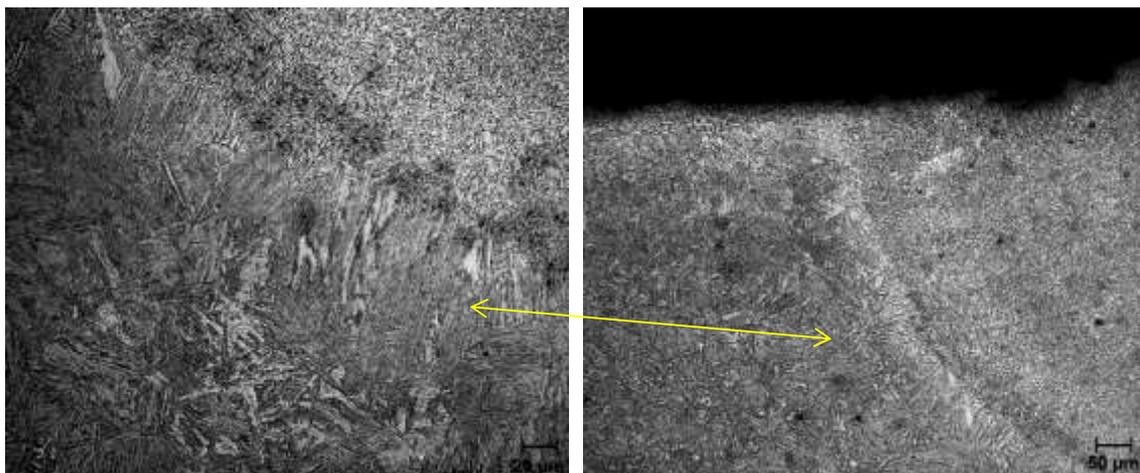
**Figura 21: Zona recristalizada del metal de soldadura correspondiente al pase de raíz, de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 100 ° C.**



**Figura 22: Ferrita acicular presente en las últimas pasadas en el metal de soldadura de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 100 ° C.**

La zona afectada por el calor estuvo compuesta por las diferentes zonas de transición que se generan producto del pico máximo de temperatura que alcanza durante el ciclo térmico de soldadura. La figura 22 muestra la zona de fusión que corresponde a la interfase entre el metal de soldadura y el material de aporte. Como se observa en esta figura, la alta velocidad de enfriamiento genera la formación de martensita de listones.

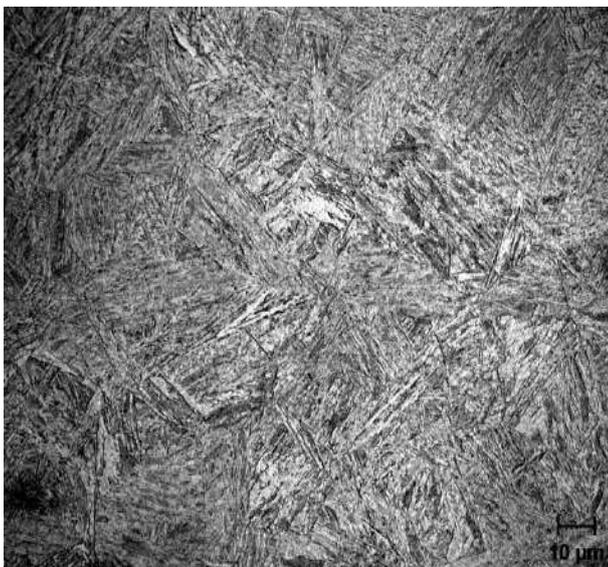
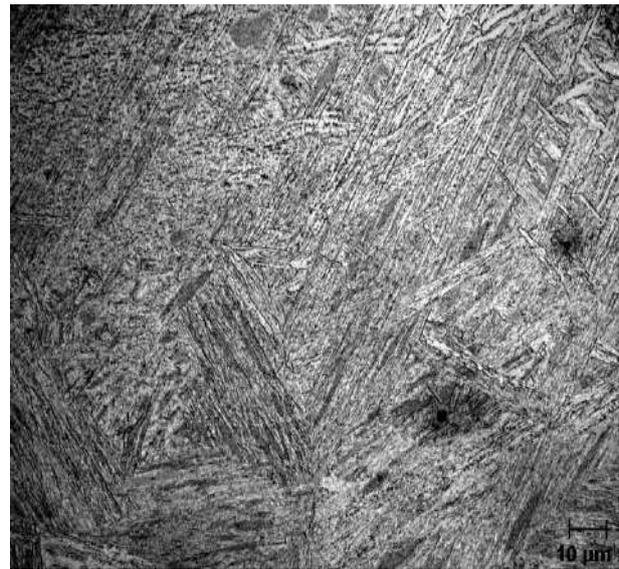
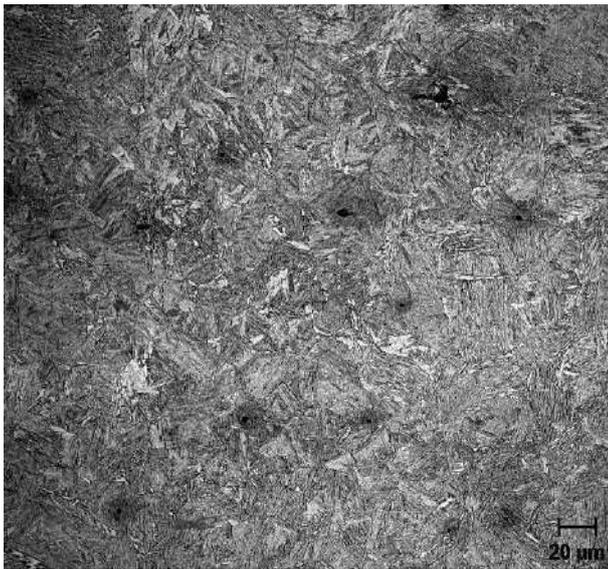
En cuanto a la zona afectada por el calor, estaba formada por una serie de zonas de transición que se producían como consecuencia directa del pico máximo de temperatura que alcanzaba al pasar por el ciclo térmico de soldadura. La zona de fusión que corresponde al contacto entre el metal de soldadura y el material de aporte se ilustra en la Figura 23. Como se puede ver en esta imagen, la rápida velocidad de enfriamiento que se produce provoca la formación de martensita en listones.



**Figura 23: Estructura martensítica en la línea de fusión de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 100 ° C.**

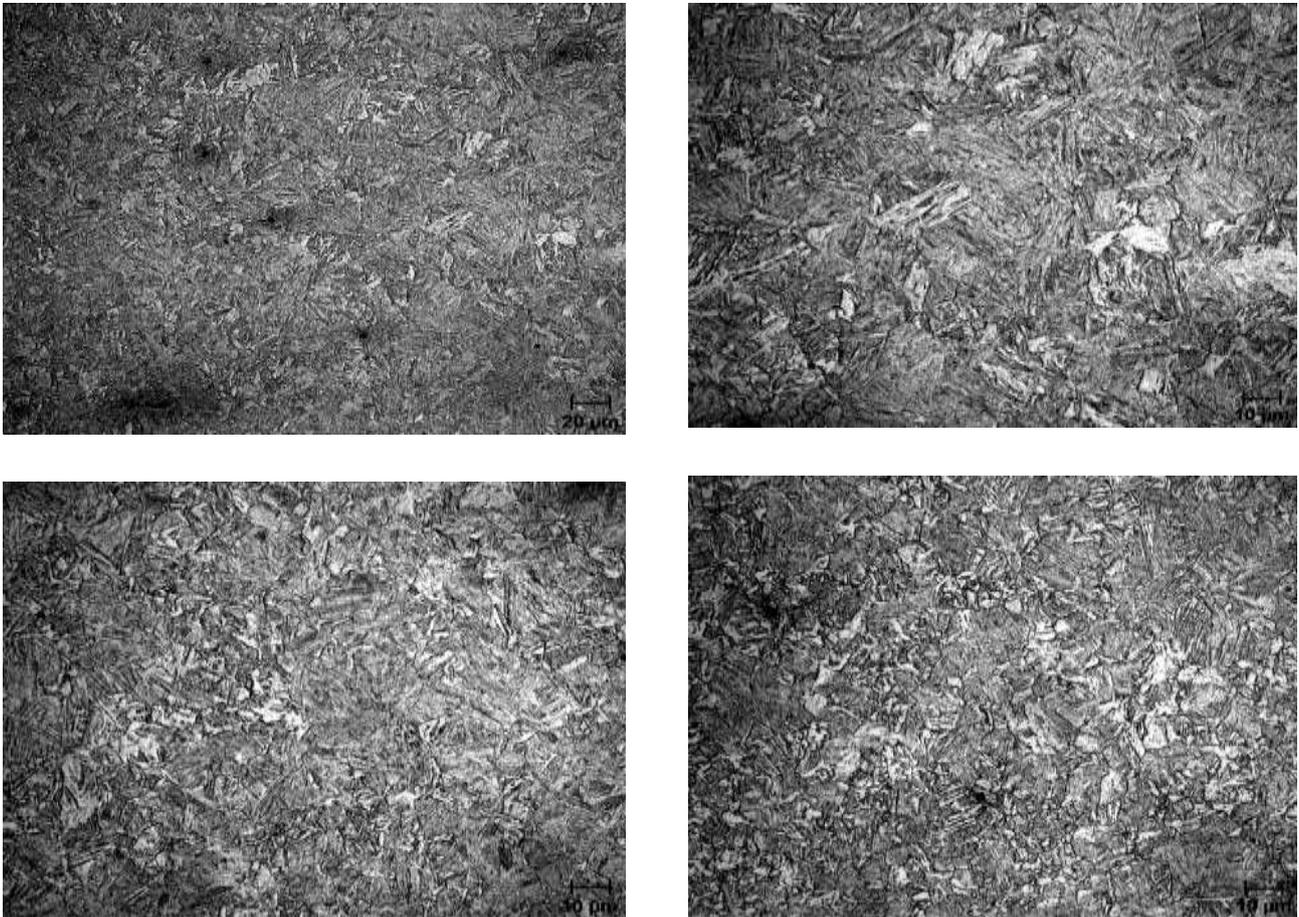
Las micrografías que se correlacionan con la zona afectada por el calor de grano grueso se pueden encontrar en la Figura 23. Debido a que la temperatura en esta zona era extremadamente alta, superior a los 1200 grados centígrados, todos los carburos (NbC, VC y TiC) se disolvieron y por lo tanto no existían medios que generen el anclaje de los límites de grano. Esto dio como resultado un tamaño de grano que era muy grueso. Debido a que esta región tuvo la mayor velocidad de enfriamiento, la martensita fue la que predominó en la

estructura que se desarrolló. Además, se encontró también la presencia de bainita y ferrita de Widmanstätten en la muestra. Debido a que estas fases están presentes, la zona afectada por el calor de grano grueso de la unión soldada tiene la mayor dureza respecto a las otras regiones de la ZAC.



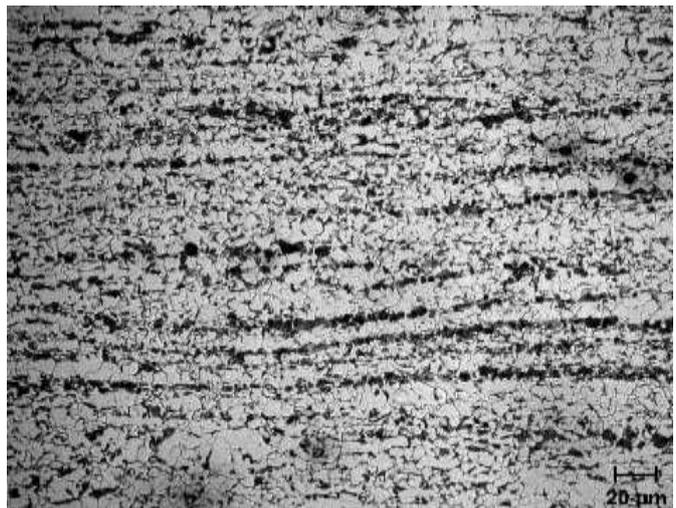
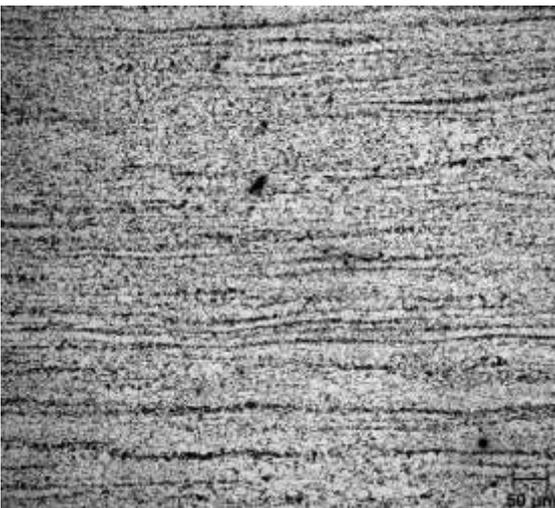
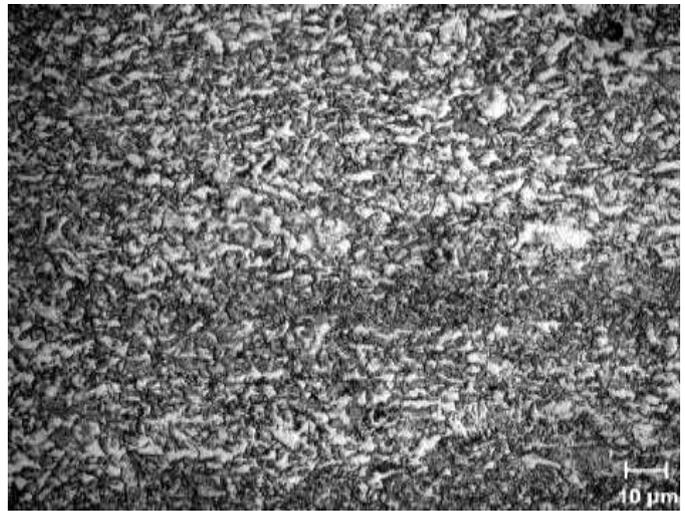
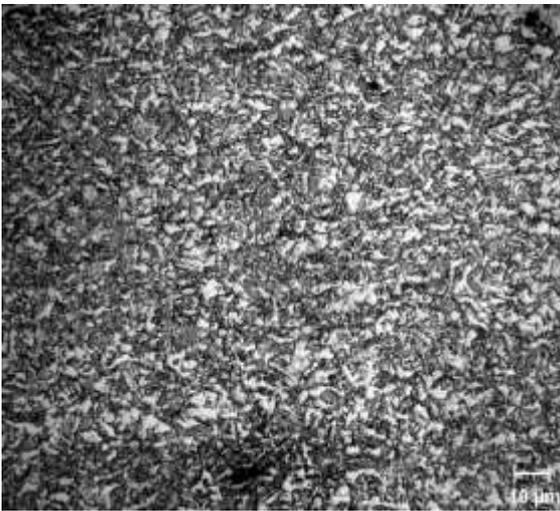
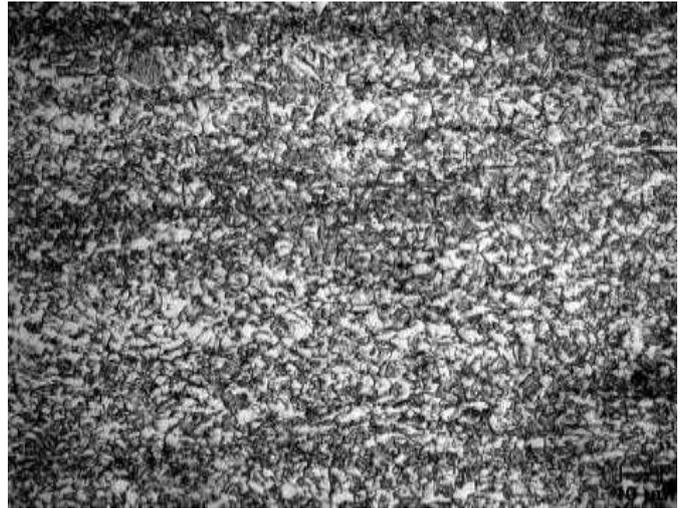
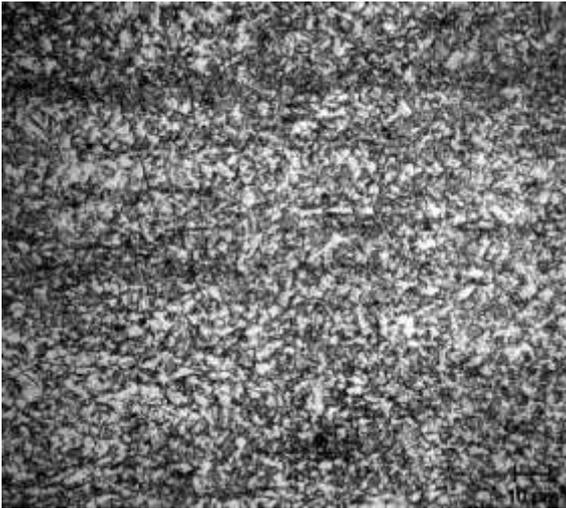
**Figura 24:** Estructura martensítica presente en los granos gruesos de austenita previa correspondiente a la ZACGG de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 100 ° C.

Conforme nos alejamos de la línea de fusión, en la región de la ZAC donde la temperatura del proceso de soldadura fue solo encima de  $A_{c3}$ , se forma la zona afectada por el calor de grano fino, con una microestructura formada por bainita, figura 24



**Figura 25: Zona afectada por el calor de grano fino de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de  $100^{\circ}\text{C}$ . Estructura bainíticas**

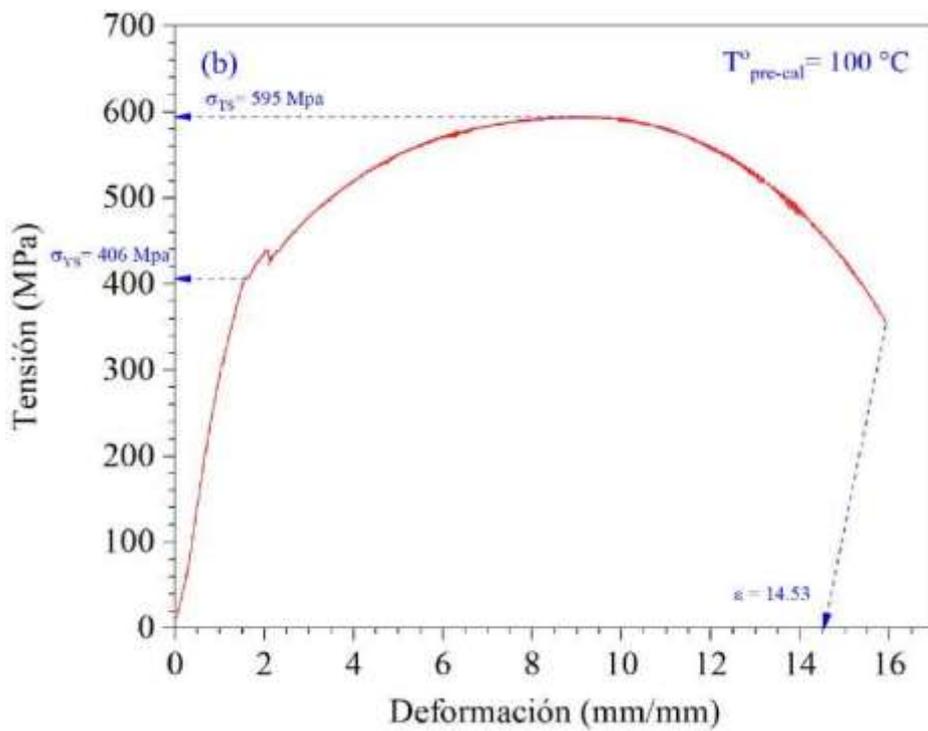
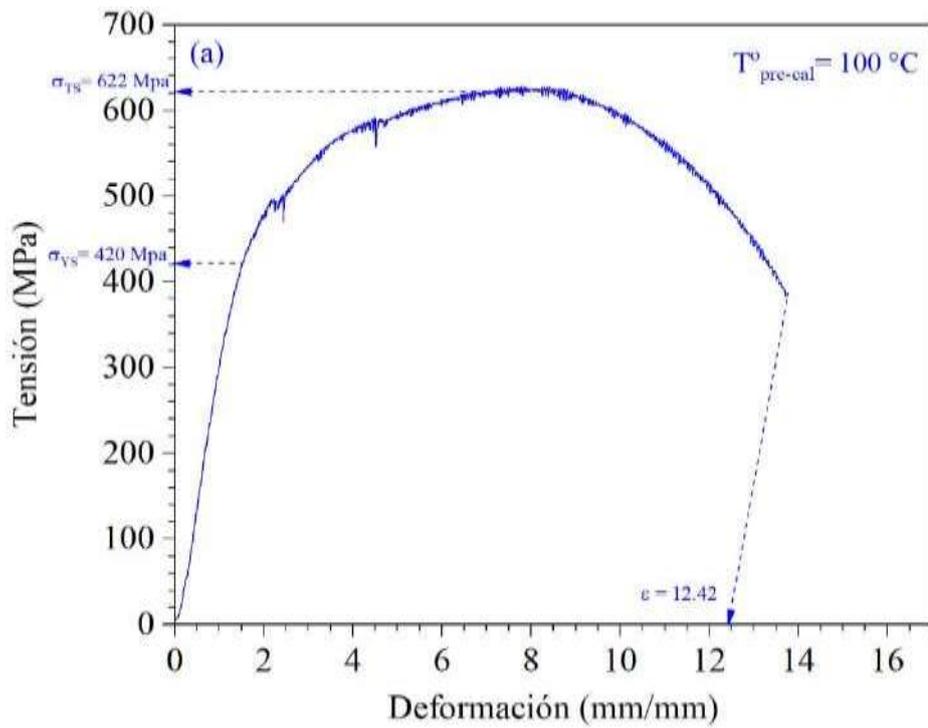
La siguiente zona que corresponde conforme nos vamos alejando de la línea de fusión es la zona afectada por el calor intercrítica. En esta zona los picos de temperatura estuvieron entre  $A_{c1}$  y  $A_{c3}$ , por lo cual lo que ocurre es la esferoidización de la perlita como se observa en la figura 24. La última región afectada por el calor corresponde a la zona subcrítica, donde los cambios microestructurales fueron menores, pero afectaron la dureza del material base con un leve tratamiento de ablandamiento, figura 25.



**Figura 26: Zona afectada por el calor subcrítica de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 100 ° C. Estructura ferrita+ perlita.**

## **Resistencia a la tracción de la junta soldada del acero DIN 1.8915 a una temperatura de precalentamiento de 100 ° C.**

Las dos curvas de tracción que corresponden a la pasada de raíz, que se muestra en la Figura 27 (b), y la última pasada de soldadura, que se muestra en la Figura 27 (a), se representan en la Figura 27. En comparación con la región que corresponde a las primeras pasadas de soldadura (correspondiente a la pasada de raíz), que presentó una resistencia a la tracción de 595 MPa y un límite de fluencia de 406 MPa, la región que corresponde a las últimas pasadas de soldadura exhibe propiedades superiores de resistencia a la tracción (622 MPa) y resistencia a la fluencia (420 MPa). Esto es debido al efecto del ablandamiento que tiene lugar en la zona del pase de raíz como consecuencia de los pases de soldadura subsiguientes. Así lo demuestra el hecho de que el área de la pasada de raíz presentó un mayor nivel de ductilidad (14.53%), en comparación con el área de las últimas pasadas de soldadura (12.42%). La fractura se produjo en la zona afectada por el calor intercrítica en ambas probetas. Esta es la zona que mostró la dureza más baja en ambos perfiles de dureza analizados, lo cual se ilustra en la fig. 28, muestra el espécimen fracturado que corresponde al área de los últimos pases de soldadura. Este es el lugar donde se puede ver con bastante claridad la fractura en la región afectada por el calor intercrítica.



**Figura 27: Ensayo de tracción de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 100 °C. (a) zona correspondiente a las últimas pasadas (b) Zona correspondiente a las primeras pasadas (pase de raíz).**



**Figura 28: Probeta de ensayo de tracción fracturada correspondiente a la últimas pasadas de soldadura de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 100 °C.**

### **Temperatura de precalentamiento a 200 °C**

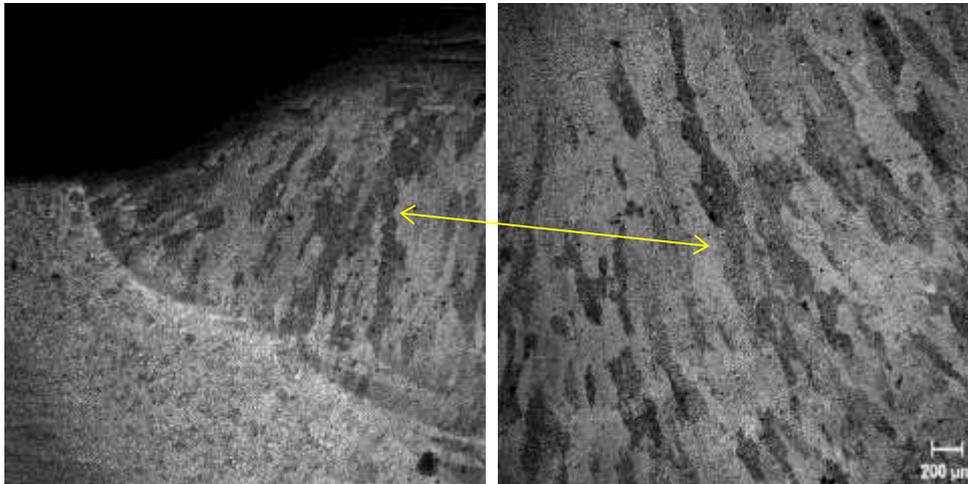
#### **Microestructura a través de la junta soldada del acero DIN 1.8915**

En el proceso de soldadura, se produce un aumento en el calor de aporte debido al aumento de la temperatura de precalentamiento a un nivel de hasta 200 grados centígrados. Debido a esto, se produce un cambio posterior en la microestructura del metal de soldadura, así como un aumento en el tamaño de la zona afectada por el calor.

La región del metal de soldadura de la unión soldada se muestra en la Figura 29 con la temperatura de precalentamiento establecida en 200 grados Celsius. Es posible ver que los granos columnares se hicieron más gruesos si hacemos una comparación entre la microfotografía que se muestra en la figura 29 y la microfotografía que se muestra a la derecha en la figura 30 (manteniendo el mismo aumento).

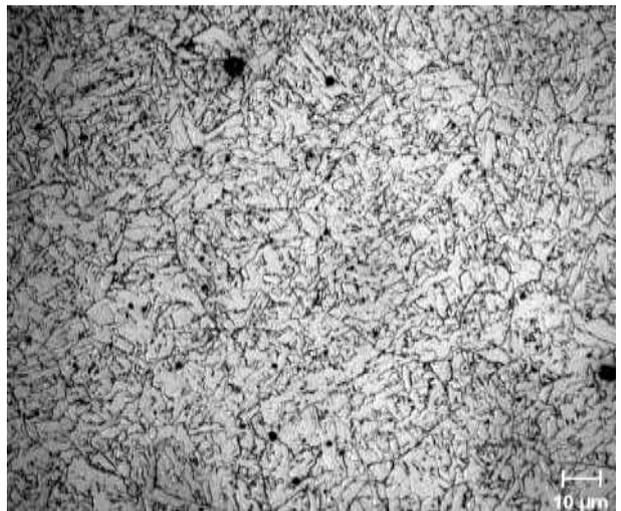
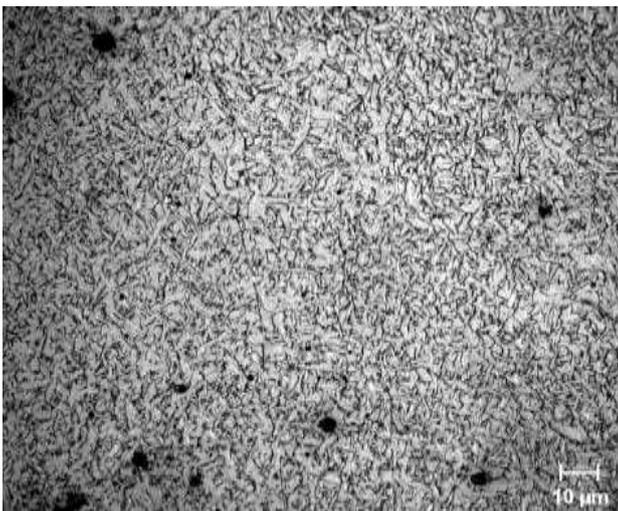
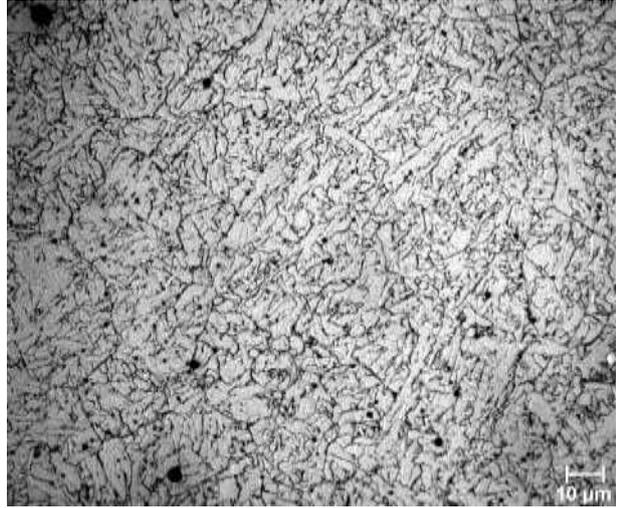
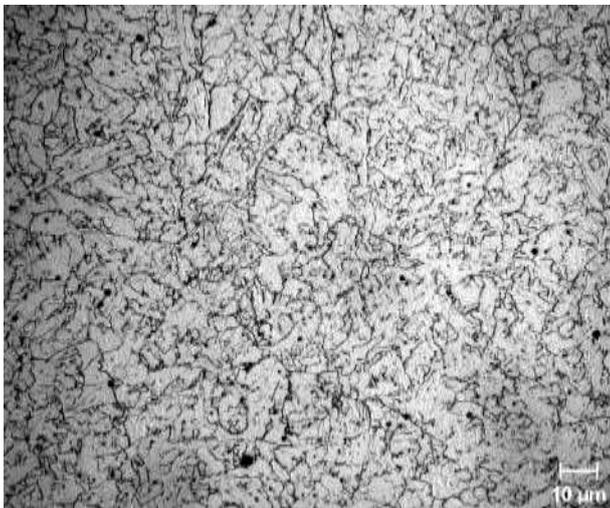
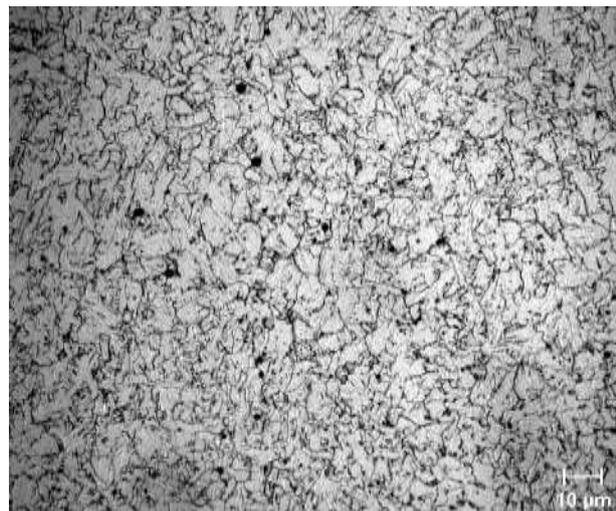
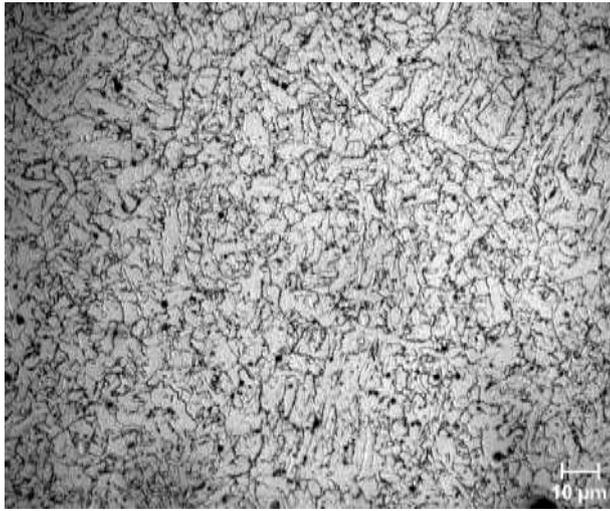
La microestructura del metal de soldadura cambia según la ubicación del pase de soldadura, al igual que la muestra que se precalentó a una temperatura de 200 grados centígrados. Este cambio también se ve afectado por el mayor calor que se introduce en el proceso de soldadura. La figura 29, que representa el pase de raíz, muestra la ferrita completamente recristalizada. Si examinamos esta imagen junto con la 29, (ambas con el mismo aumento) podemos ver que el pase de raíz resultó en una mayor cantidad de

recristalización de la ferrita en granos equiaxiales. Esto se debe a que se incrementó el calor de aporte al incrementar la temperatura de precalentamiento.

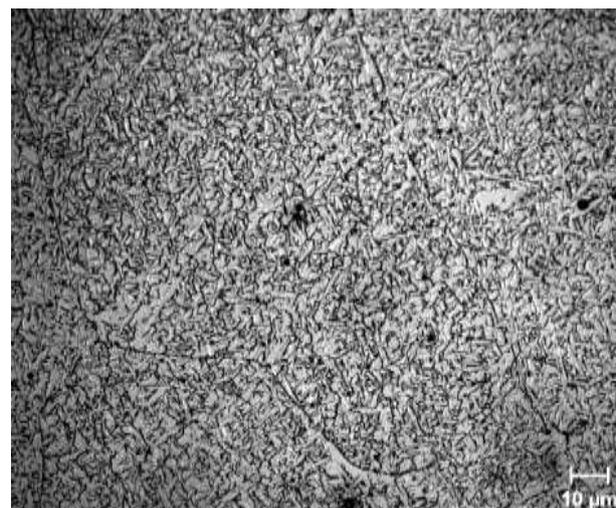
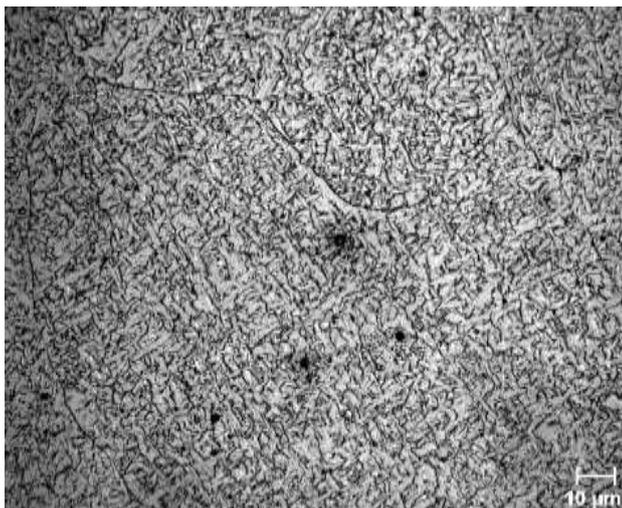
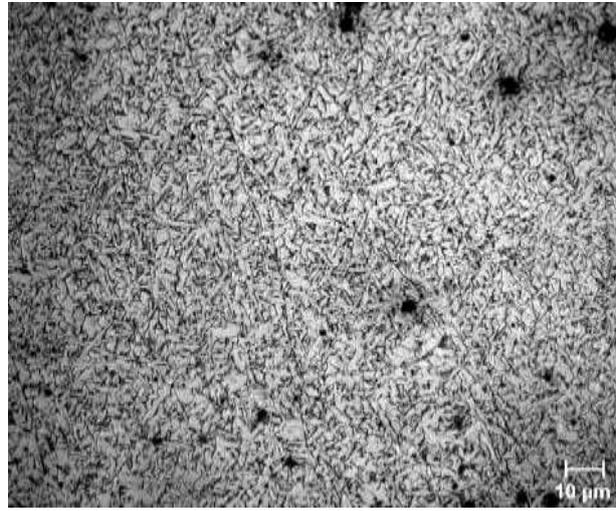
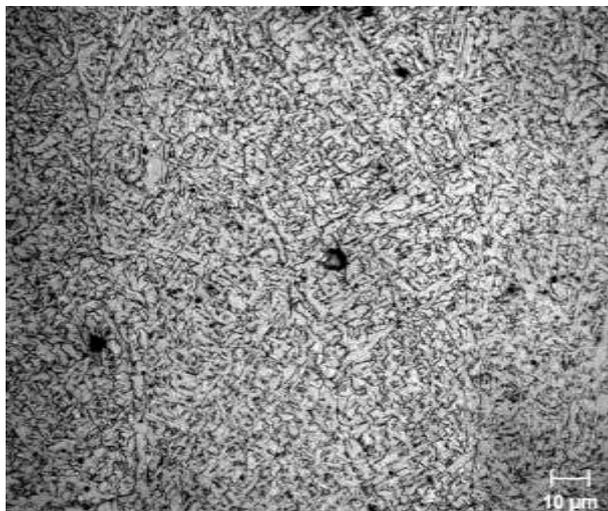
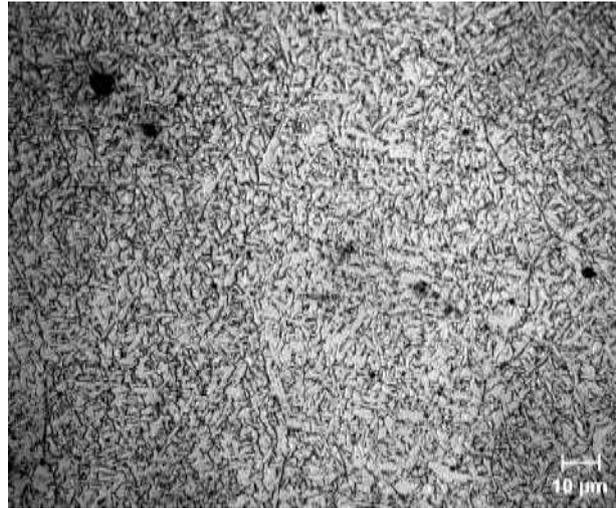
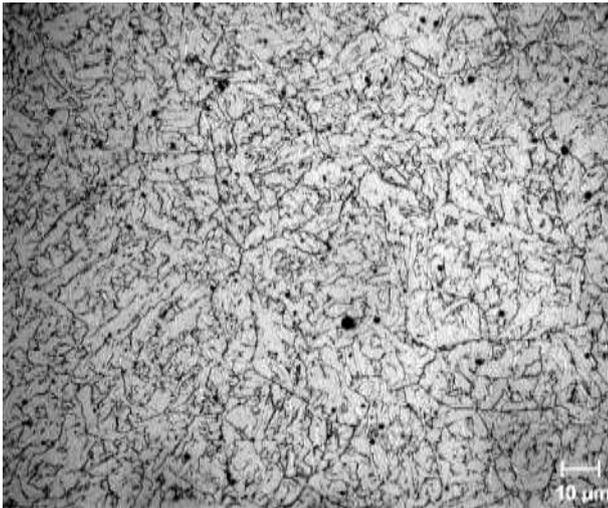


**Figura 29: Metal de soldadura de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 200° C. Granos columnares**

De manera similar, el aumento de la entrada de calor que resultó con una temperatura de precalentamiento de 200 grados centígrados tuvo un efecto en la microestructura del pase final. El impacto de la temperatura de precalentamiento en los constituyentes microestructurales del metal de soldadura (MS) se muestra en las Figuras 30. En esta figura se puede observar el aumento en la ferrita en borde de grano [PF(G)], la ferrita poligonal, [PF(I)] que nucleó en las inclusiones presentes, la presencia de ferrita con agregados de carburos [FS(A)], y el engrosamiento de la ferrita acicular, [AF]; todo ello generado con el incremento del calor de aporte ocasionado por el aumento de la temperatura de precalentamiento a un nivel de 200 grados Celsius. Para mejor visualización de estas formas de ferrita consultar la tabla 1 y figura 1.

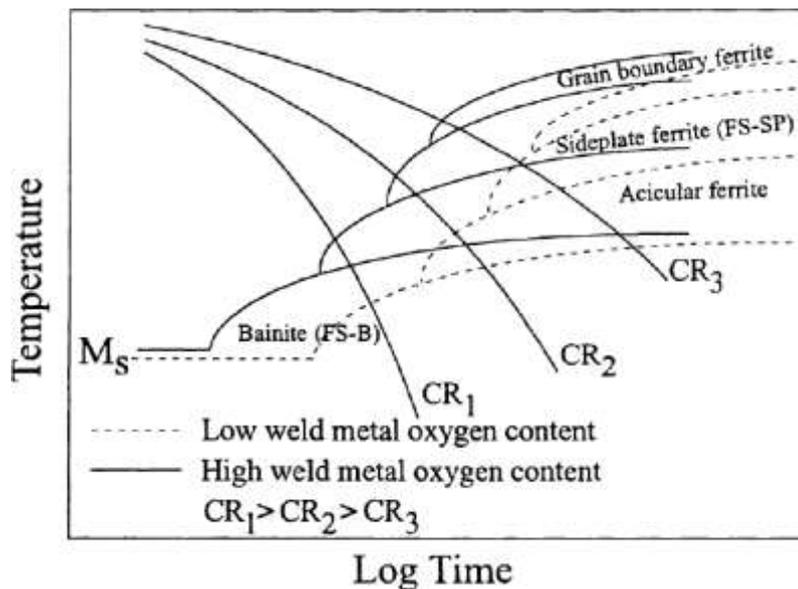


**Figura 30: Zona recristalizada en el metal de soldadura, en la zona de pase de raíz, de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 200 ° C.**



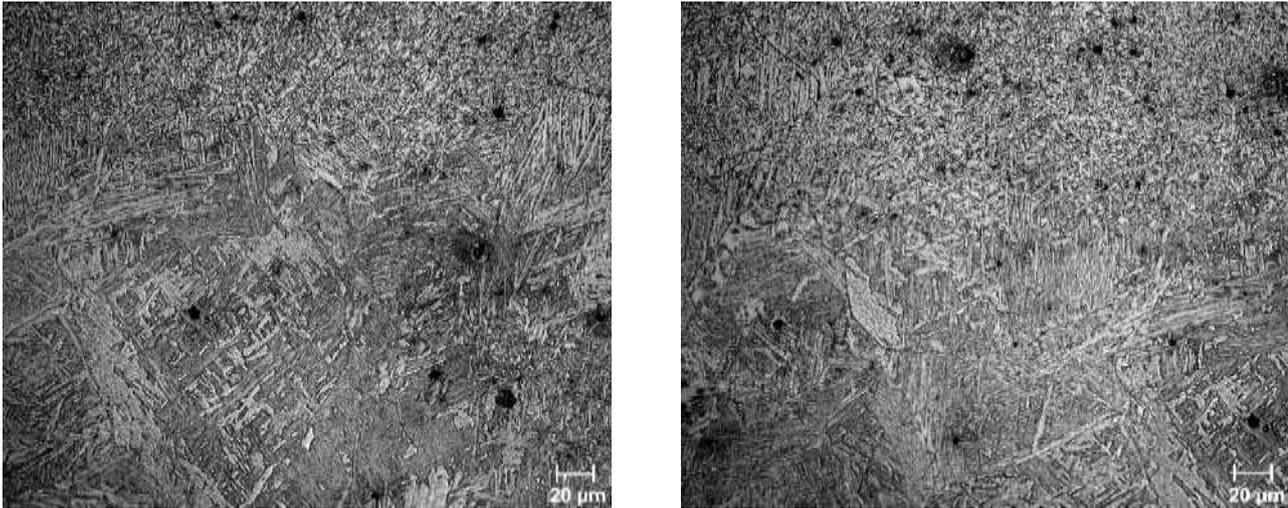
**Figura 31: Microestructuras de la zona correspondiente al último pase de soldadura en la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 200 °C. Ferrita acicular [FA], ferrita en borde de grano [PF(G)], ferrita poligonal [PF(I)]**

Si consideramos el ciclo térmico de la figura 32 [16], comprendemos que un aumento en la temperatura de precalentamiento reduce la velocidad de enfriamiento, provocando una transición de una microestructura compuesta principalmente de ferrita acicular dentro de los granos de austenita a una compuesta de ferrita tipo placas, ferrita en borde de grano y ferrita con agregados de carburo.



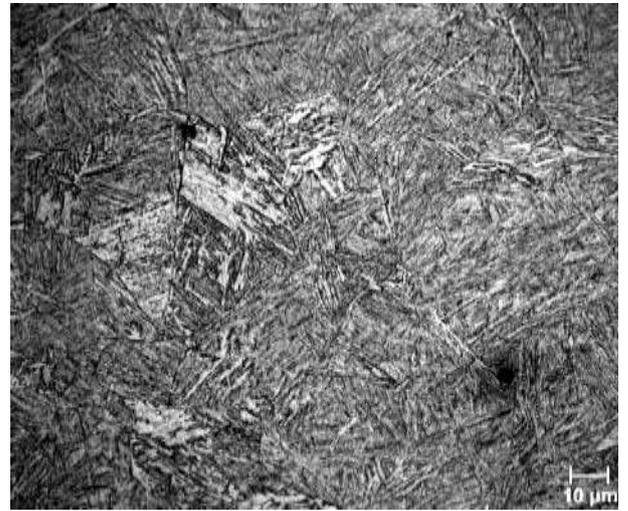
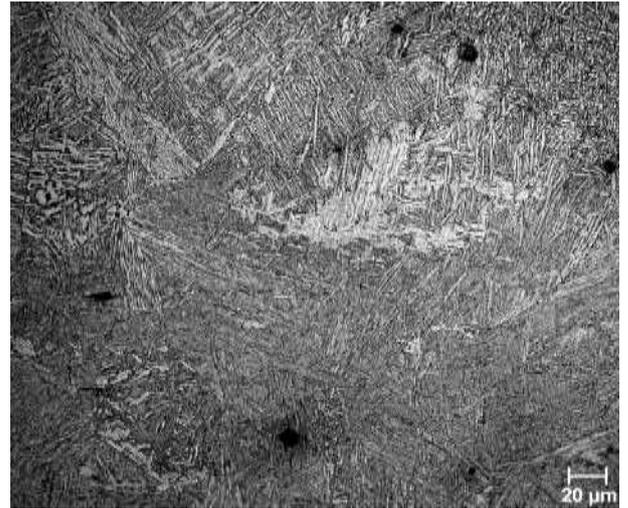
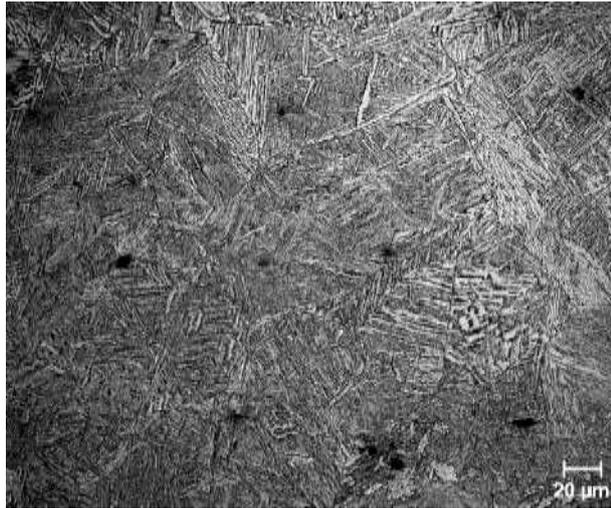
**Figura 32: Diagrama de transformación esquemático para el metal de soldadura de acero al carbono mostrando cambios microestructurales durante el enfriamiento continuo [16].**

La zona afectada por el calor, o ZAC, incrementa ligeramente, y con ella crecieron las cuatro subregiones que componen la ZAC: zona afectada por el calor de grano grueso [ZACGG], zona afectada por el calor de grano fino [ZACGF], zona afectada por el calor intercrítico [ZACIC] y zona afectada por el calor subcrítico [ZACSC]. La zona de fusión entre el metal de soldadura y el material de aporte se muestra en la Figura 34. Al comparar las Figuras 33 y 34, podemos observar que el calor de entrada entregado a la temperatura de precalentamiento de 200° C resultó en una martensita gruesa en esta ubicación.

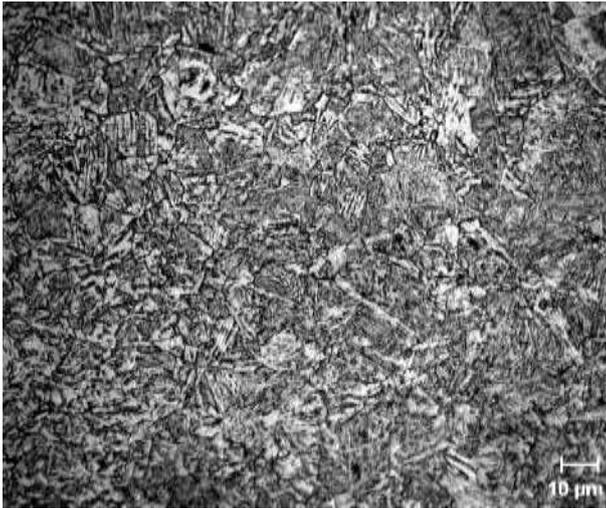


**Figura 33: Línea de fusión de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 200 ° C. Estructura martensítica**

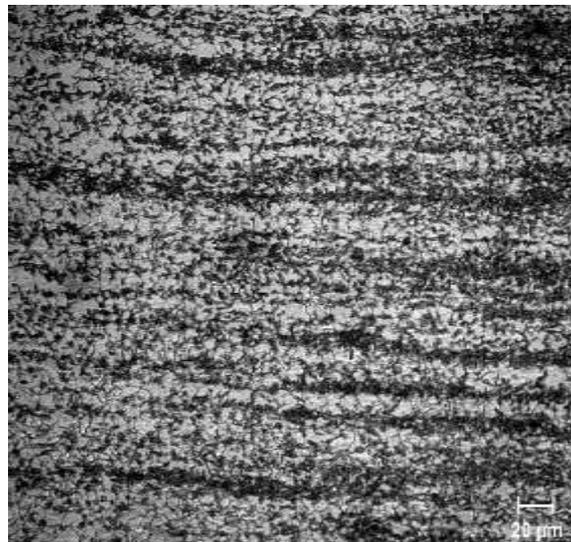
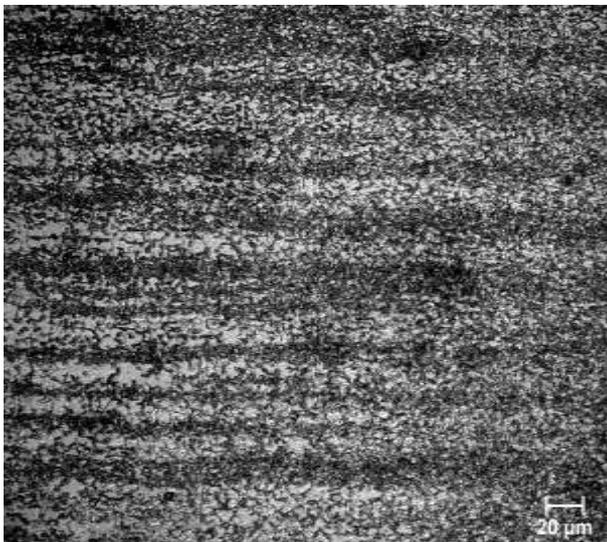
Las micrografías de la zona afectada por el calor de grano grueso (ZACGG) se muestran en la figura 33; los de la zona de grano fino (ZACGF) en la Fig. 33; los de la zona intercrítica (ZACIC) en la Fig. 36 (a); y los de la zona subcrítica (ZACSC) en la Fig. 36 (b). Las Figura 34 y 35, muestran que una mayor temperatura de entrada da como resultado (a) una microestructura ZACGG compuesta con un menor porcentaje de martensita y una mayor presencia de bainita; (b) una ZACGF con los granos de bainita más gruesos; (c) una ZACIC más recristalizado; y (d) un ZACSC más recuperado.



**Figura 34: Estructura martensítica presente en los granos gruesos de austenita previa correspondiente a la ZACGG de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 200 ° C.**



**Figura 36: ZAC de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 200 °**



**Figura 35: Zona afectada por el calor de grano fino de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 200 ° C. Estructura bainíticas.**

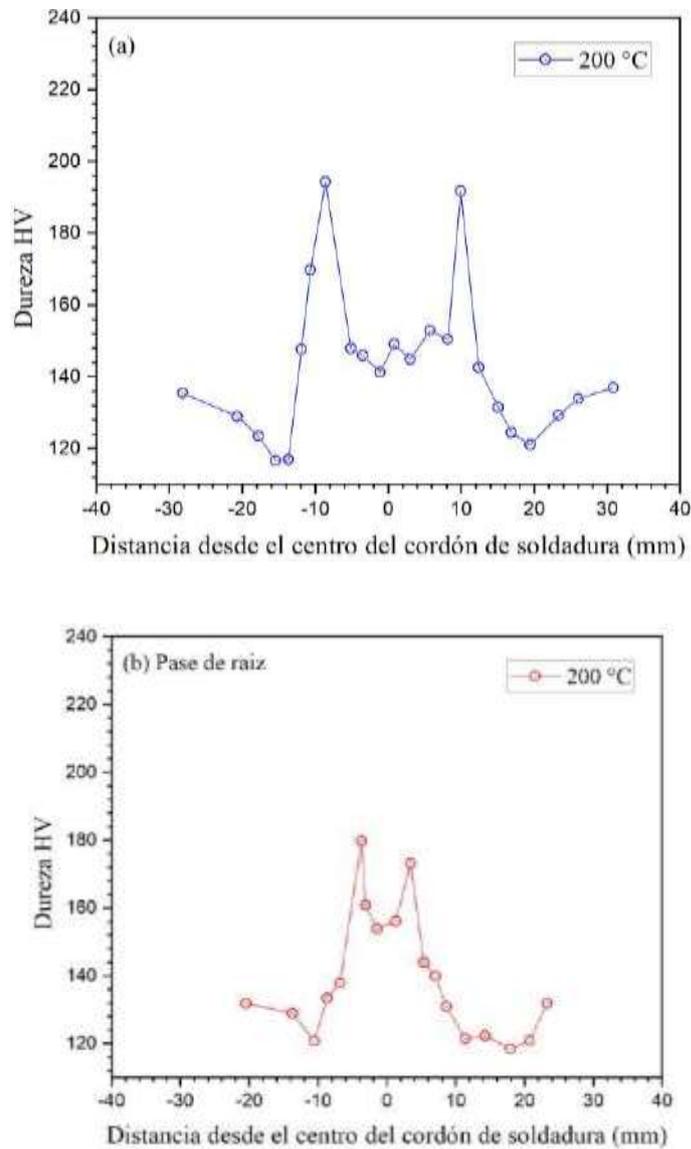
(a) ZACIC

(b) ZACSC

### **Perfil de dureza a través de la junta soldada del acero DIN 1.8915 a una temperatura de precalentamiento de 200 °C**

El calor de entrada en el proceso de soldadura incrementa con el aumento de la temperatura de precalentamiento a 200 °C. Las diversas microestructuras que se desarrollan en la soldadura, el metal de soldadura y la zona afectada por el calor se recuperan en mayor medida cuando aumenta la cantidad de calor de aporte. La Figura 37 (a) muestra una caída en la dureza en la región de los últimos pases de soldadura, y la Figura 37 (b) muestra una

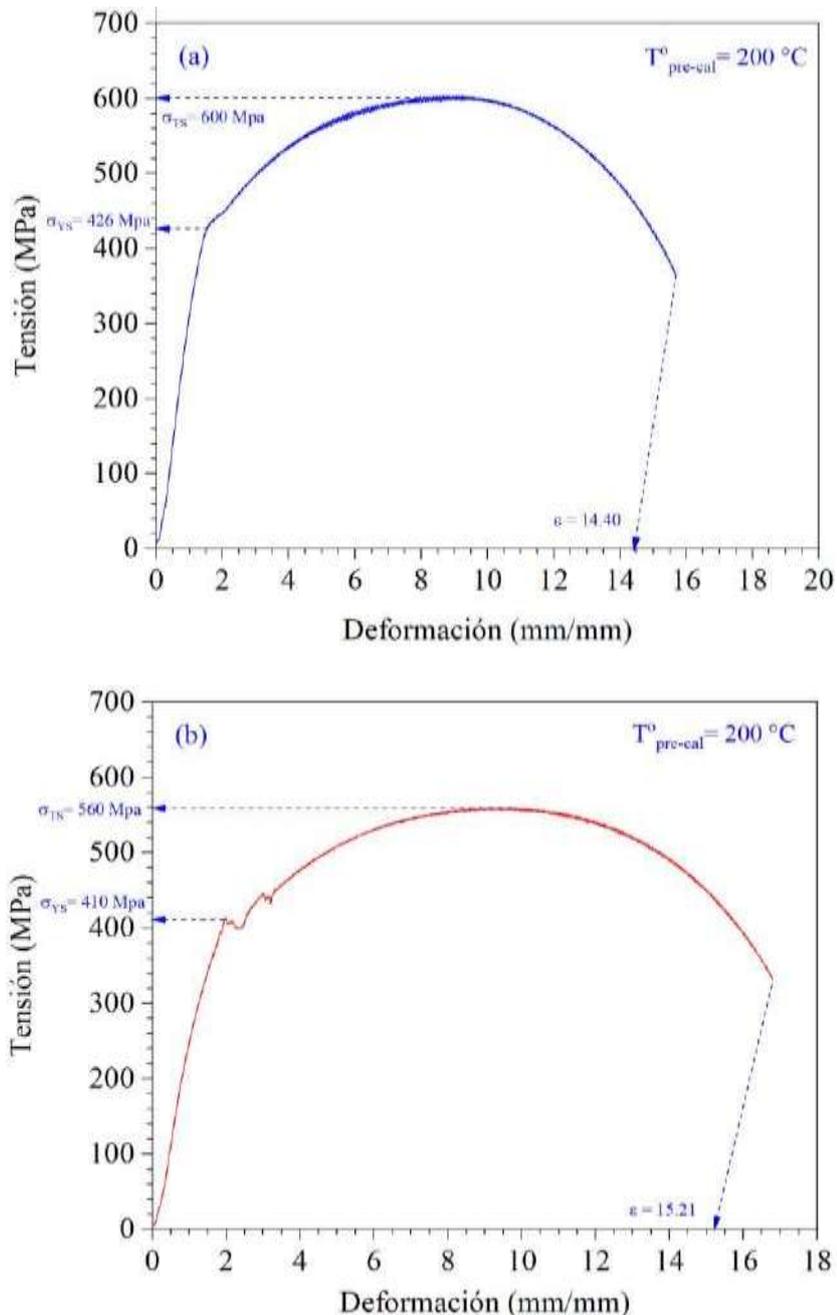
disminución en la dureza cerca de la región del pase de raíz, los cuales pueden explicarse por los cambios microestructurales observados y descrito.



**Figura 37: Perfil de dureza de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 200 °C. (a) zona correspondiente a las últimas pasadas. (b) Zona correspondiente a las primeras pasadas (pase de raíz).**

**Resistencia a la tracción de la junta soldada del acero DIN 1.8915 a una temperatura de precalentamiento de 200 ° C.**

La Figura 38(a) muestra la curva de tracción para la pasada de soldadura final, mientras que la Figura 38(b) muestra la curva de tracción para la pasada de raíz.



**Figura 38: Ensayo de tracción de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 200 °C. (a) zona correspondiente a las últimas pasadas (b) Zona correspondiente a las primeras pasadas (pase de raíz)**

La resistencia a la tracción (600 MPa) y la resistencia a la fluencia (426 MPa) son ambas más altas en la región que corresponde a las últimas pasadas de soldadura que en la región que corresponde a las primeras pasadas de soldadura (pasada de raíz), que mostró una resistencia a la tracción de 560 MPa y resistencia a la fluencia de 410 MPa. La diferencia entre la resistencia a la tracción de 40 MPa y el límite elástico de 16 MPa es significativa. En cuanto a la ductilidad, existe una variación considerable entre la pasada de raíz (15.21 %) y el área de las últimas pasadas (al14.40 %).

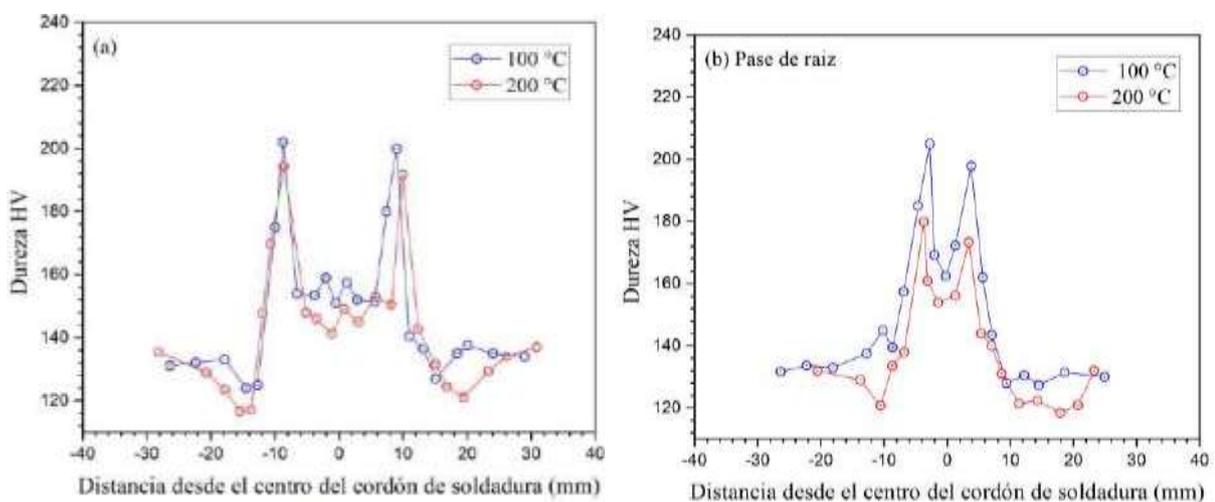
Como puede verse en la Figura 39, los dos especímenes de las zonas evaluadas fracturaron en la zona afectada por el calor intercrítica (ZACIC). La alta esferoidización de la perlita en la ZACIC sugiere que la microestructura se vio más afectada por el aumento del calor de entrada a medida que aumentó la temperatura a 200 °C. Igualmente, el MS, ZACGG y ZACGF mostraron una mejor resistencia que la ZACIC, a pesar de sufrir un cambio significativo en la microestructura debido al mayor aporte de calor proporcionado por el aumento de la temperatura de precalentamiento de 200 °C. También vale la pena señalar que la resistencia de la ZACIC fue mayor en la región de la última pasada que en la región del pase de raíz, que se explica por el calor producto del recalentamiento de las subsiguientes pasadas



**Figura 39: Probeta de ensayo de tracción fracturada correspondiente a la últimas pasadas de soldadura de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 200 °C.**

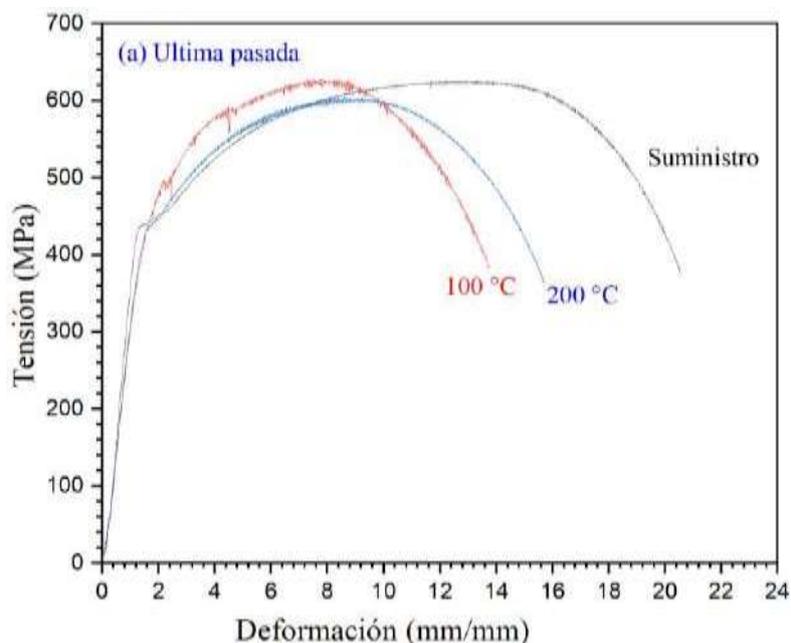
**Contrastar los resultados obtenidos del proceso de soldadura de la junta soldada del acero DIN 1.8915.**

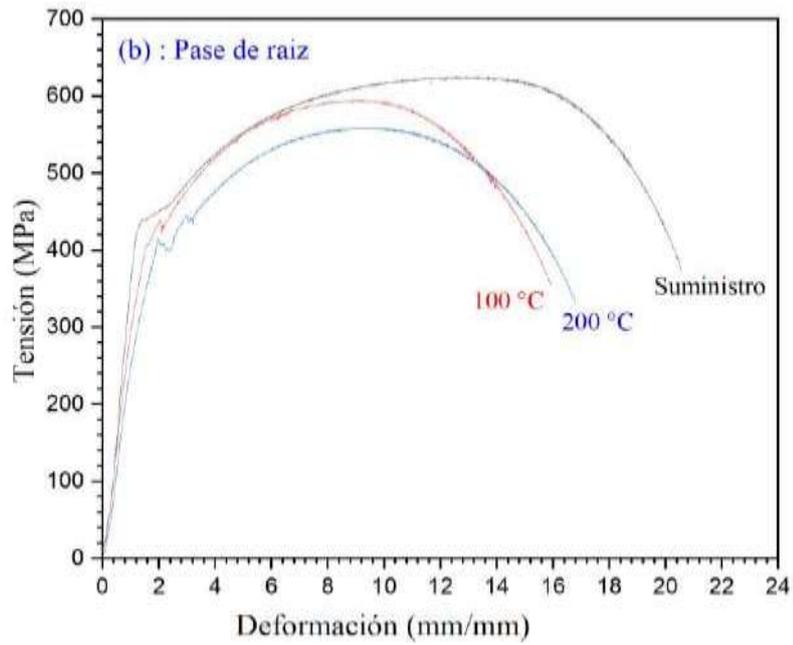
Se ha determinado que se experimenta un aumento significativo en el calor de aporte durante la soldadura cuando la temperatura de calentamiento se eleva de 100 °C a 200 °C. Esto da como resultado un cambio en toda la unión soldada, con una recuperación estructural mejorada. La ferrita en el metal de soldadura evoluciona de ferrita acicular a ferrita en el límite de grano, a ferrita poligonal, y a ferrita con agregados de carburo. Lo mismo sucede en la ZAC a medida que aumenta la temperatura de precalentamiento. Los listones de la estructura martensítica se vuelven más gruesos en la ZACGG, y la bainita se vuelve más predominante. La recuperación de la bainita es mayor en la ZACGF. Se produce más esferoidización en la ZACIC, mientras que se recupera más perlita en la ZACSC. El efecto combinado de estos cambios microestructurales en toda la unión soldada cuando aumenta la temperatura de precalentamiento es una disminución de la dureza, como se ve en los perfiles de dureza de la Figura 40.



**Figura 40: Efecto de la temperatura de precalentamiento sobre el perfil de dureza de la junta soldada del acero DIN 1.8915. (a) zona correspondiente a las últimas pasadas (b) Zona correspondiente a la primera pasada (pase de raíz).**

La resistencia determinada por la prueba de tracción se ve afectada de manera diferente según los cambios microestructurales observados a medida que aumenta el calor de aporte. En todos los casos, la fractura fue de manera dúctil tipo copa y cono, como se observa en las figuras 36, 40, y la grieta se inició y propagó en la zona más débil de la junta soldada compuesta por MS→ZF→ZACGG→ZACGF→ZACIC→ZACSC. La fractura de las probetas ocurrió en la ZACIC, lo cual quiere decir que esto corresponde a la zona más débil en la junta soldada y es la que afecta directamente en la resistencia a la tracción de toda la junta soldada. El mayor calor de aporte con la temperatura de precalentamiento de 200 °C produjo una ZACIC más recuperada con una mayor esferoidización de la perlita lo que generó una caída de su resistencia, figura 41. Si comparamos con el material de suministro, el componente soldado con un precalentamiento de 100 °C mantiene su resistencia, pero decae considerablemente su ductilidad, esto probablemente por las estructuras frágiles que se forman en la ZACIC. Esto no pudo ser observado por microscopía óptica.





**Figura 41: Efecto de la temperatura de precalentamiento sobre las propiedades mecánicas a tracción de la junta soldada del acero DIN 1.8915**

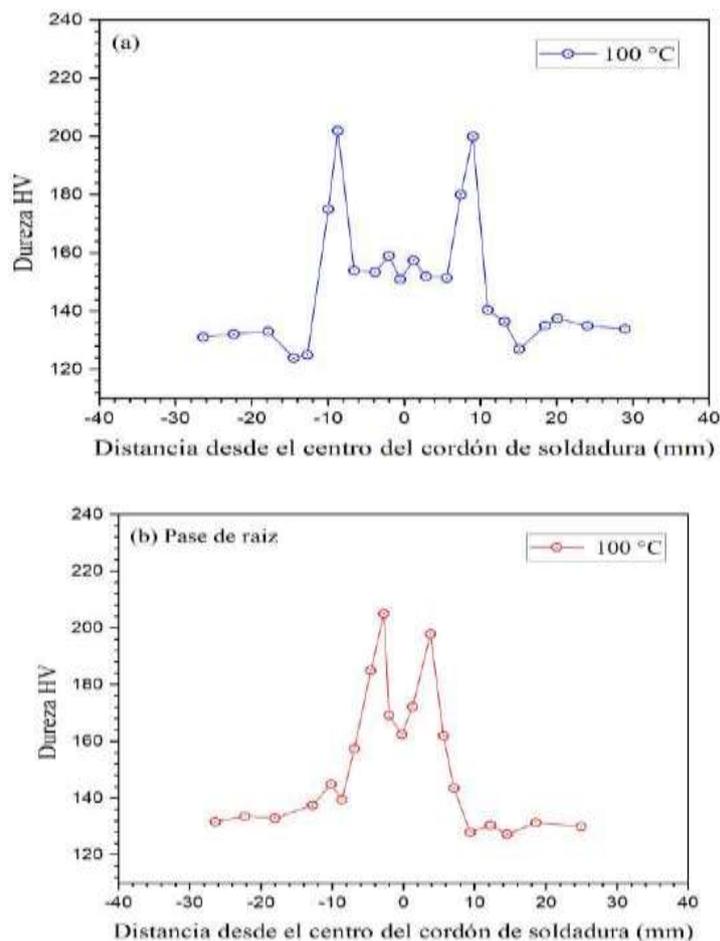
**Tabla 3: Tratamientos en las diferentes temperaturas**

Tratamiento	Zona	$\sigma_{TS}$ (MPa)	$\sigma_{YS}$ (MPa)	$\varepsilon$ (%)
Suministro		625	435	19.40
Precal-100 °C	Última pasada	622	420	12.42
Precal-200 °C	Última pasada	600	426	14.40
Precal-100 °C	Pasada raíz	595	406	14.53
Precal-200 °C	Pasada raíz	560	410	15.21

### 3.2. Discusión

#### Perfil de dureza a través de la junta soldada del acero DIN 1.8915 a una temperatura de precalentamiento de 100 °C

Como puede verse, la microestructura se altera en toda la unión soldada; por lo tanto, las propiedades mecánicas también cambiarán como resultado de esto. La Figura 42 muestra dos perfiles de dureza diferentes que corresponden a la pasada de raíz (Figura 42 (b)) y la última pasada de soldadura (Figura 42 (a)).



**Figura 42: Perfil de dureza de la junta soldada del acero DIN 1.8915 con una temperatura de precalentamiento de 100 ° C. (a) zona correspondiente a las últimas pasadas (b) Zona correspondiente a las primeras pasadas (pase de raíz).**

En ambos casos, la zona que fue influenciada por el calor de grano grueso que presentó la estructura martensítica correspondió a los picos de dureza mayores a 200 HV. La zona que fue influenciada por el calor intercrítico estaba constituida por perlita esferoidizada y ferrita, y esto se correlaciona con la zona de menor dureza. El metal de soldadura presentó una estructura de grano de ferrita acicular, lo que le confiere un grado intermedio de dureza superior a 160 HV. Los valores de dureza que corresponden a la zona de pasada de raíz son inferiores a los que pertenecen a la zona que corresponde a la última pasada del cordón de soldadura. Esto se debe a que la microestructura del pase de raíz se recrystalizó como resultado de los pases de soldadura continuos, lo que resultó en una reducción en el nivel de dureza del pase de raíz (ver Figura 42).

## IV. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

### 4.1. Conclusiones

Se estudiaron los cambios microestructurales, el perfil de dureza y la resistencia a la tracción del acero DIN1.8915 en función de los aumentos de temperatura de precalentamiento de 100 y 200 grados Celsius. Los hallazgos del estudio son los siguientes.

(a) Con lo que respecta al cambio microestructural, el incremento de la temperatura de precalentamiento genera; (a) En el MS un cambio microestructural de la ferrita que va desde ferrita acicular → ferrita en borde de grano → ferrita poligonal → ferrita con agregados de carburos; (b) en la ZACGG un cambio de martensita fina → martensita gruesa + bainita; (c) en la ZACGF la presencia de bainita más gruesa, y (d) en el caso de ZACIC y ZACSC estructuras más recuperadas.

(b) Con lo que respecta al perfil de dureza, el incremento de la temperatura de precalentamiento genera una disminución de la dureza que es más notoria en la zona correspondiente al pase de raíz que es donde los sucesivos cordones de soldadura generaron una recuperación de su microestructura con el correspondiente ablandamiento.

(c) Los ensayos de tracción determinaron que la zona más débil de la junta soldada correspondió a la ZACIC.

(d) El componente soldado con la temperatura de precalentamiento hasta 100 °C presentó la mejor resistencia tanto en la zona del último pase de soldadura ( $\sigma_{TS} = 622 \text{ MPa}$ ,  $\sigma_{YS} = 420 \text{ MPa}$ ) como en la zona del pase de raíz ( $\sigma_{TS} = 600 \text{ MPa}$ ,  $\sigma_{YS} = 426 \text{ MPa}$ ) y la pérdida de resistencia respecto al material de suministro ( $\sigma_{TS} = 625 \text{ MPa}$ ,  $\sigma_{YS} = 435 \text{ MPa}$ ) fue relativamente bajo la ductilidad del componente soldado fue considerablemente menor que el material de suministro.

## **4.2. Recomendaciones**

El problema principal con la soldadura de acero DIN 1.8915, que se usa comúnmente en componentes a presión, es el agrietamiento en frío. Dado que este estudio tiene temas que quedaron sin respuesta, como es la pérdida significativa de ductilidad del ZACIC a la temperatura de precalentamiento de 100 °C, donde se fracturó con una alta resistencia, se recomienda continuar con el estudio. La microscopía electrónica de barrido y la microscopía electrónica de transmisión, que son capaces de obtener mayores aumentos, deben usarse para avanzar en estas investigaciones. Además, la ZACIC, que es la parte más vulnerable de la soldadura, debe someterse a pruebas de mecánica de fractura como el Jic y CTOD, para determinar el mecanismo de falla.

## REFERENCIAS

- [1] Mlikota M, Schmauder S, Bozic Z, Hummel M. "Modelling of overload effects on fatigue crack initiation in case of carbon steel". *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 2017; 40(8):1182–90. <https://doi.org/10.1111/ffe.12598>.
- [2] Bozic Z, Schmauder S, Wolf H. "The effect of residual stresses on fatigue crack propagation in welded stiffened panels". *Eng Fail Anal* 2018; 84:346–57. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2017.09.001>.
- [3] Bozic Z, Schmauder S, Mlikota M, Hummel M. Multiscale fatigue crack growth modelling for welded stiffened panels. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 2014;37(9):1043–54. <https://doi.org/10.1111/ffe.12189>.
- [4] Sedmak SA, Burzic Z, Perkovic S, Jovicic R, Arandelovic M, Lj R, et al. "Influence of welded joint microstructures on fatigue behaviour of specimens with a notch in the heat affected zone". *Eng Fail Anal* 2019; 106:104162. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2019.104162>.
- [5] Sedmak SA, Sedmak A, Grbovic A, Radakovic Z. Integrity and Life Assessment of Welded Joints Made of Micro-Alloyed High Strength Steels. *Advanced Materials Research* 2020;1157:161–7.
- [6] Kozak T. Resistance to cold cracking of welded joints made of P460NL1 steel. *Advances in Materials Science* 3 (2011) 20-27.
- [7] K. Pańcikiewicz, A. Zielińska-Lipiec, E. Tasak. "Cracking of high strength steel welded joints". *Advances in Materials Science* 13 (2013) 76-85.
- [8] Sun YL, Hamelin CJ, Flint TF, Vasileiou AN, Francis JA, Smith MC. "Prediction of dilution and its impact on the metallurgical and mechanical behavior of a multipasssteel weldment". *J Pressure Vessel Technol* 2019;141(12). 0614051-

11.

- [9] Guillal A, Abdelbaki N, Gaceb M, Bettayeb M. "Effects of martensite-austenite constituents on mechanical properties of heat affected zone in high strength pipeline steels-review". Chem Eng Transactions 2018; 70:583 - 588.
- [10] Hu J, Du L, Zhang B, Qi X, Gao X, Misra RDK. Structure e property relationships in heat-affected zone of gas-shielded arc-welded V-N microalloyed steel. J Iron Steel Res Int 2018;25:1244 - 1254.
- [11] Abson DJ. "Acicular ferrite and bainite in C-Mn and low alloy steel arc weld metals. Sci Technol Weld Join 2018; 23(8):635 - 648.
- [12] Haslberger P, Ernst W, Schneider C, Holly S, Schnitzer R. "Influence of inhomogeneity on several length scales on the local mechanical properties in V- alloyed all-weld metal". Weld World 2018; 62(6):1153 - 1158.
- [13] Wang X, Shang C, Wang X. Characterization of the multipases weld metal and the effect of post-weld heat treatment on its microstructure and toughness. In: HSLA steels 2015, microalloying 2015 & offshore engineering steels. Cham: Springer; 2015. [https://doi.org/10.1007/978-3-319-48767-0\\_57](https://doi.org/10.1007/978-3-319-48767-0_57).
- [14] Thewlis G. Classification and quantification of microstructures in steels. Mater Sci Technol 2004;20(2):143 -160.
- [15] Guidelines for the classification of ferritic steel weld metal microstructure constituents using the light microscope. IIW; 1988. DOC. IX-1533e88.
- [16] Onsoien, M. I., Liu, S., and Olson, D. L., "Shielding gas oxygen equivalent in weldmetal microstructure optimization". Weld. J., 75: 216s. 1996.
- [17] Choi CL, Hill DC. "A study of microstructural progression in as-deposited Weld metal". Weld J 1978;57(8):232 - 236.

- [18] Zhao H, Wynne BP, Palmiere EJ. A phase quantification method based on EBSD data for a continuously cooled microalloyed steel. *Mater Char* 2017; 123: 339 - 348.
- [19] Grong, O., and Matlock, D. K., "Microstructural development in mild and low alloy steel weld metals". *Int. Metals Rev.*, 31: 27, 1986.
- [20] Loder D, Michelic SK, Bernhard C. Acicular ferrite formation and its influencing factors - a review. *J Mater Sci Res* 2017;6(1):24 - 43.
- [21] Ramirez JE. "Characterization of high strength steel weld metals, chemical composition, microstructure and nonmetallic inclusions". *Weld J* 2008;87(3):65s - 75s.
- [22] Bhadeshia, H. K. D. H., and Svensson, L. E., in *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*, Eds. H. Cerjak and K. Easterling, Institute of Materials, 1993.
- [23] Fleck, N. A., Grong, O., Edwards, G. R., and Matlock, D. K., "The role of filler metal wire and flux composition in submerged arc weld metal transformation kinetics". *Weld. J.*, 65: 113s, 1986.
- [24] Liu, S., and Olson, D. L. "The Role of Non-metallic Inclusions in Controlling HSLA Weld Microstructures". *Weld. J.*, 65: 139s – 149s, 1986.
- [25] Fox, A. G., Eakes, M.W., and Franke, G. L., "The effect of small changes in flux basicity on the acicular ferrite content and mechanical properties of submerged arc weld of navy HY-100 steel". *Weld. J.*, 75: 330s, 1996.
- [26] Dallam, C. B., Liu, S., and Olson, D. L. "Flux composition dependence of microstructures and toughness of submerged arc HSLA weldments" *Weld. J.*, 64:140s – 151s, 1985
- [27] Winsor, F. J., in *ASM Handbook, Vol. 6: Welding, Brazing and Soldering*, ASM

International, Materials Park, OH, 1993, p. 662.

- [28] C.A. Dubé, H.I. Aaronson, and R.F. Mehl, *Rev. Metal/.*, Vol 55 (No. 3), 1958, p 201
- [29] H.I. Aaronson, The Proeutectoid Ferrite and the Proeutectoid Cementite Reactions, V.F. Zackay and H.I. Aaronson, Eds., *Decomposition of Austenite by Diffusional Processes*, Interscience, 1962, p 387- 542
- [30] M.V. Kral and G. Spanos, Three-Dimensional Analysis and Classification of Grain Boundary-Nucleated Proeutectoid Ferrite Precipitates, *Metal/.* Mat. Trans. A, Vol 36A, May 2005, p 1199-207
- [31] IIW, International Institute of Welding Guidelines for the Classification of Ferrite Steel Weld Metal Microstructure Constituents Using the Light Microscopy, International Institute of Welding, IIW DOC. IX-1533-88
- [32] A. Duncan, Further Development of a Scheme for the Classification of Ferritic Weld Metal Microstructures, *Welding Inst. Res. Bu//.*, August 1986, p 260-65

## ANEXOS



**Anexo 1: Máquina de probetas bajo norma**



**Anexo 2: Máquina de ensayos de tracción Shimadzu**

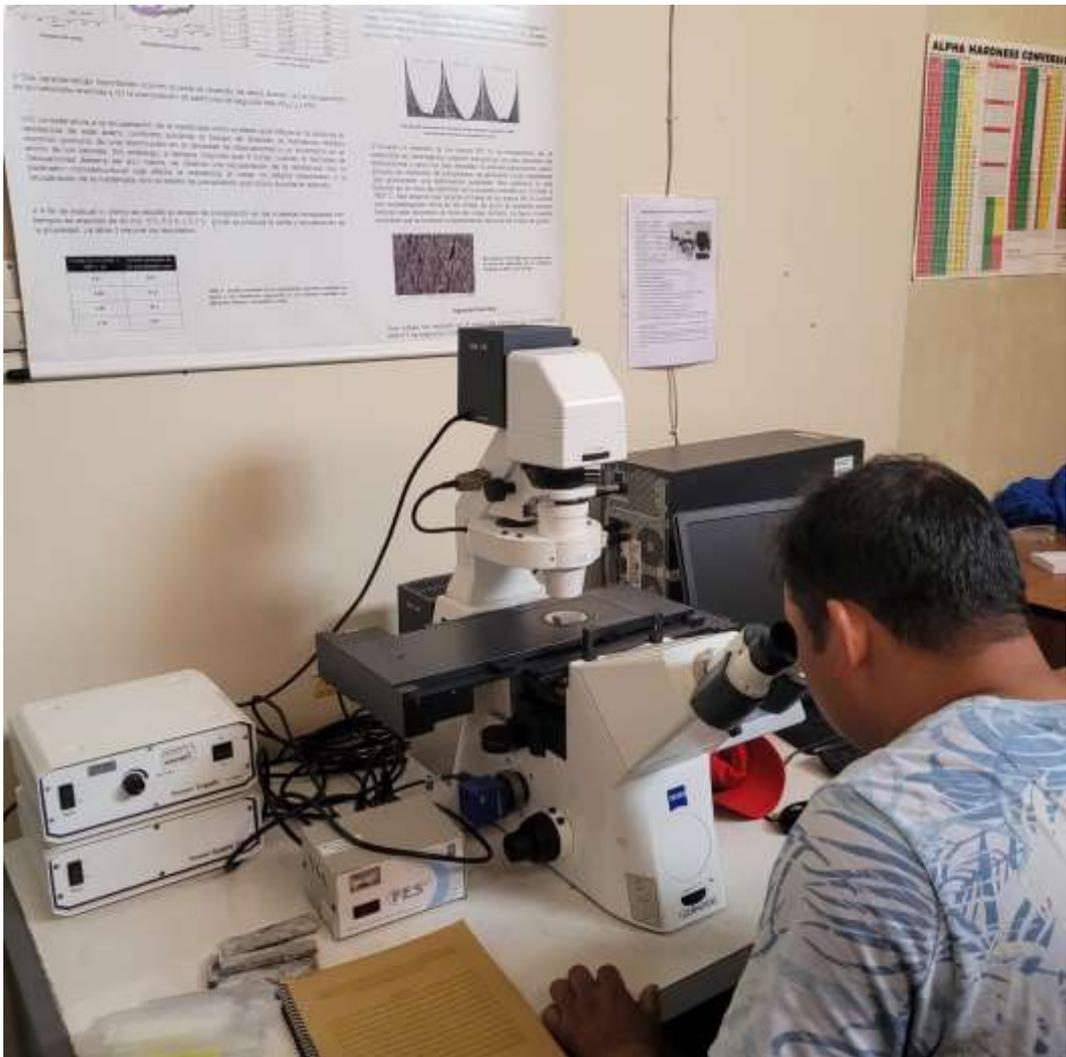
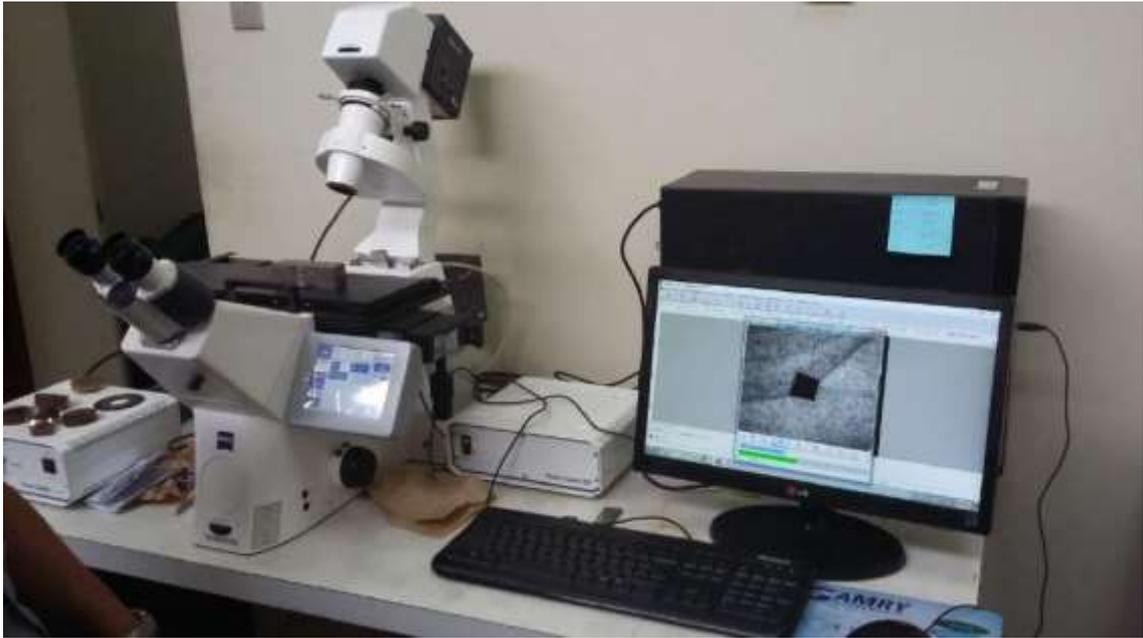
III



**Anexo 3: Preparación de maquina pulidora con pasta de diamante de 5  $\mu$ m y 1  $\mu$ m.**

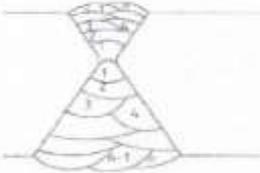


**Anexo 4: Pulido de probeta con pasta de diamante de 1  $\mu$ m.**



**Anexo 2: Toma de fotografías en microscopio metalográfico a 1000x para verificar la huella de dureza.**

	<b>ESPECIFICACIÓN DE PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA (WPS) - ASME</b> (De acuerdo a ASME Sección IX - 2010)	Código	Revisión- Fecha	Página
		GCZ-WPS	Rev 0 - 05/02/2014	1 de 2

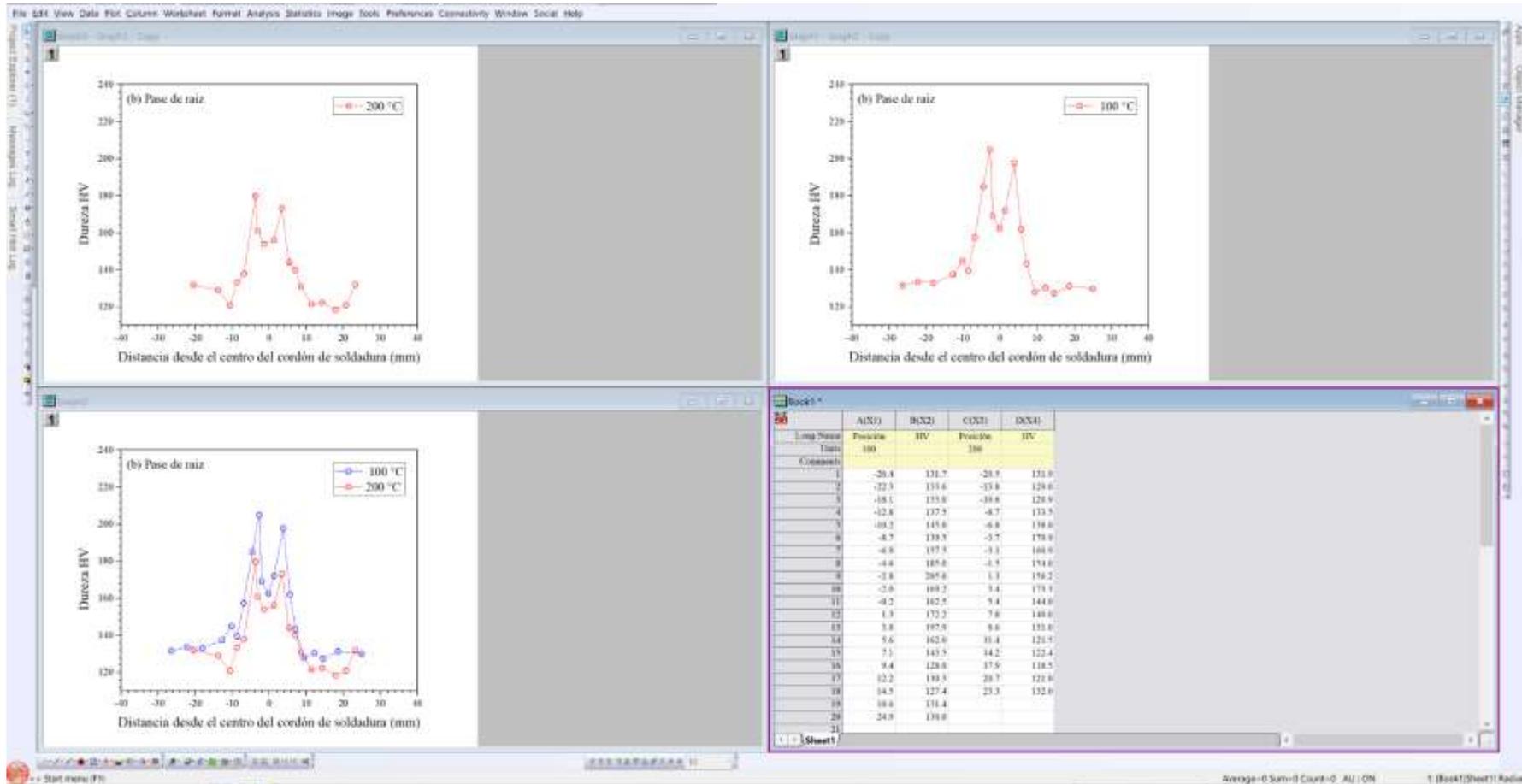
QW-482 - ESPECIFICACIÓN DE PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA (WPS)							
Empresa: <b>GCZ INGENIEROS SAC</b>				Por: <b>EDWIN PORTA</b>			
Especificación de Procedimiento (WPS) N°: <b>GCZ-WPS-028</b>		Fecha: <b>04/07/2014</b>		PQR de Soporte: <b>GCZ-PQR-028</b>			
Revisión N°: <b>0</b>		Fecha: <b>04/07/2014</b>					
Proceso(s) de soldadura: <b>FCAW</b>				Tipo: <b>SEMI AUTOMÁTICO</b>			
<b>JUNTA(QW-402)</b>				<b>Detalles</b>			
Diseño de junta: <b>RANURA</b> Respaldo: Si (X) No ( ) Material de respaldo: (Tipo): <b>METAL DE APORTE</b> ( ) Metal ( ) Refractario ( ) No Metálico (X) Otro							
Esquemas, dibujo de fabricación, símbolos de soldadura o descripción escrita deberían mostrar el arreglo general de las partes a ser soldadas. Donde sea aplicable, la abertura de raíz y los detalles de la soldadura podrían ser especificados.				Abertura de Raíz: <b>3 - 5 mm</b> Dimensión de Talón (f): <b>2 - 3 mm</b> Angulo de Ranura (α): <b>60°</b>			
<b>METAL BASE (QW-403)</b>							
N°P:	<b>N/A</b>	Grupo N°:	<b>N/A</b>	al N°P:	<b>N/A</b>	N°:	<b>N/A</b>
O							
Especificación de tipo y grado:				<b>P460 NL1</b>			
a la especificación de tipo y grado:				<b>P460 NL1</b>			
O							
Análisis químico y propiedades mecánicas: _____							
Hasta el análisis químico y propiedades mecánicas: _____							
<b>Rango de Espesores:</b>							
Metal Base:	Ranura:	<b>5 - 60 mm</b>		Filete:	<b>ILIMITADO</b>		
Diam. Ext. Tubo:	Ranura:	_____		Ver:	_____		
Otro:							
<b>METAL DE APORTE (QW-404) RAÍZ, RELLENO Y ACABADO</b>							
Especificación N° (SFA)	<b>A5.29</b>						
AWS No (Clase)	<b>E81T1-K2M-H8</b>						
N° F	<b>F6</b>						
N° A	<b>A10</b>						
Diámetro de metal de aporte	<b>1.6 mm</b>						
Metal depositado	<b>ALAMBRE TUBULAR</b>						
Rango de espesores							
Ranura	<b>HASTA 38 mm</b>						
Filete	<b>ILIMITADO</b>						
Fundente (clase)	_____						
Nombre comercial	<b>Dual shield II B1-K2</b>						
Inserto consumible	_____						
Otro	_____						

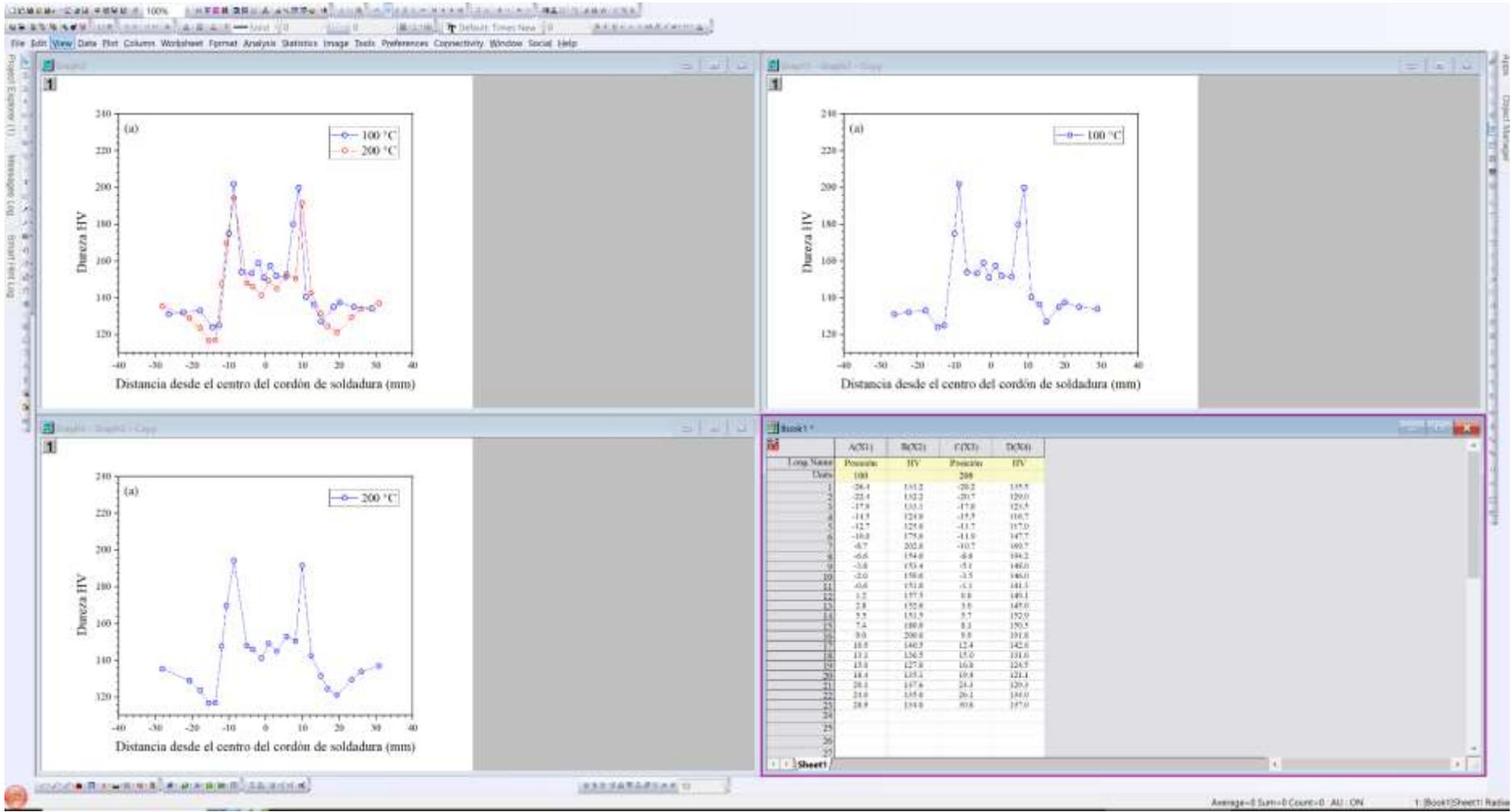

  
 Cesar Bravo  
 CWI 08072261  
 QCT EXP. 7/1/2017

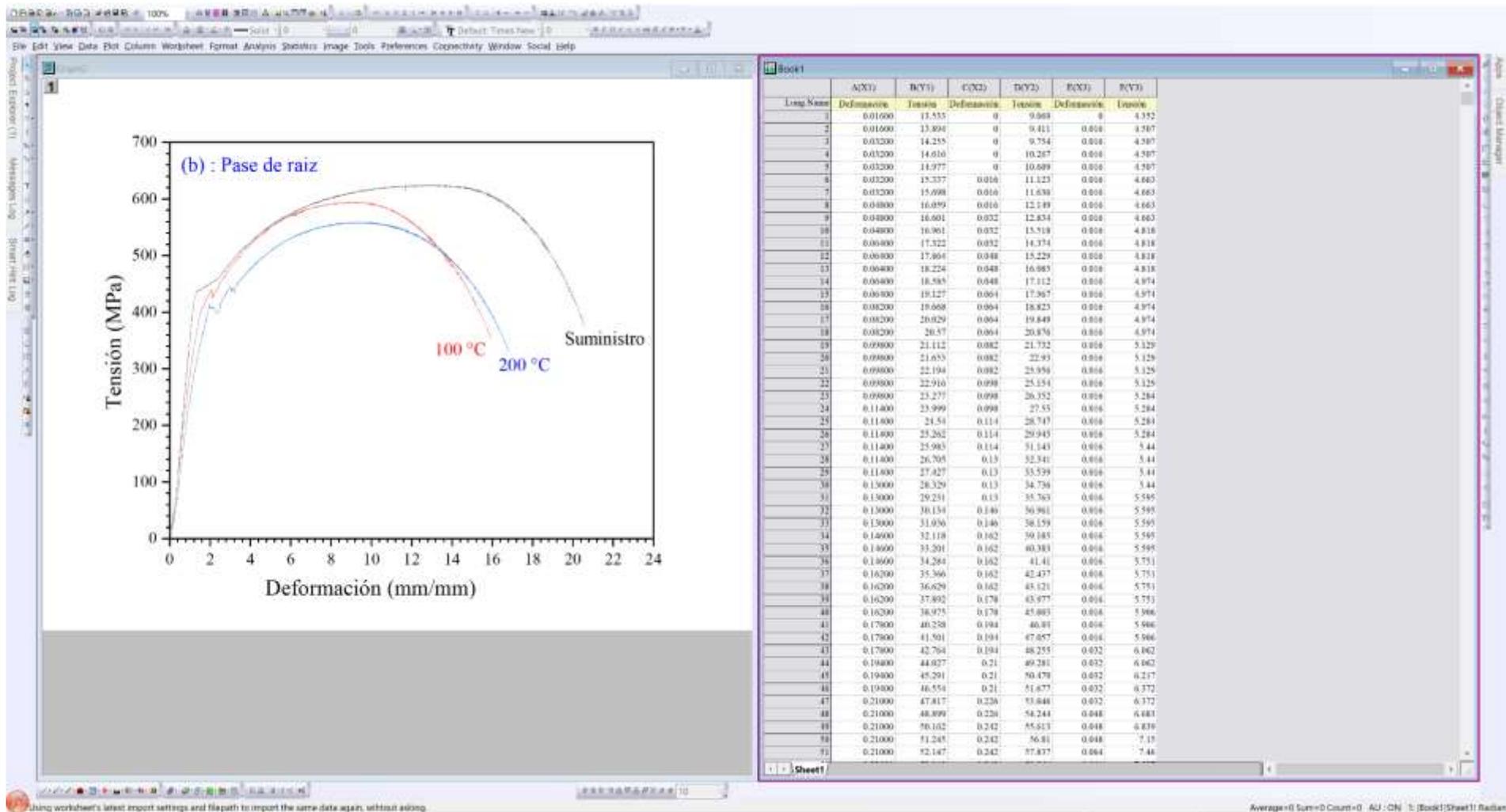
	<b>ESPECIFICACIÓN DE PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA (WPS) - ASME</b> (De acuerdo a ASME Sección IX - 2010)	Código	Revisión- Fecha	Página
		GCZ-WPS	Rev 0 - 05/02/2014	1 de 2

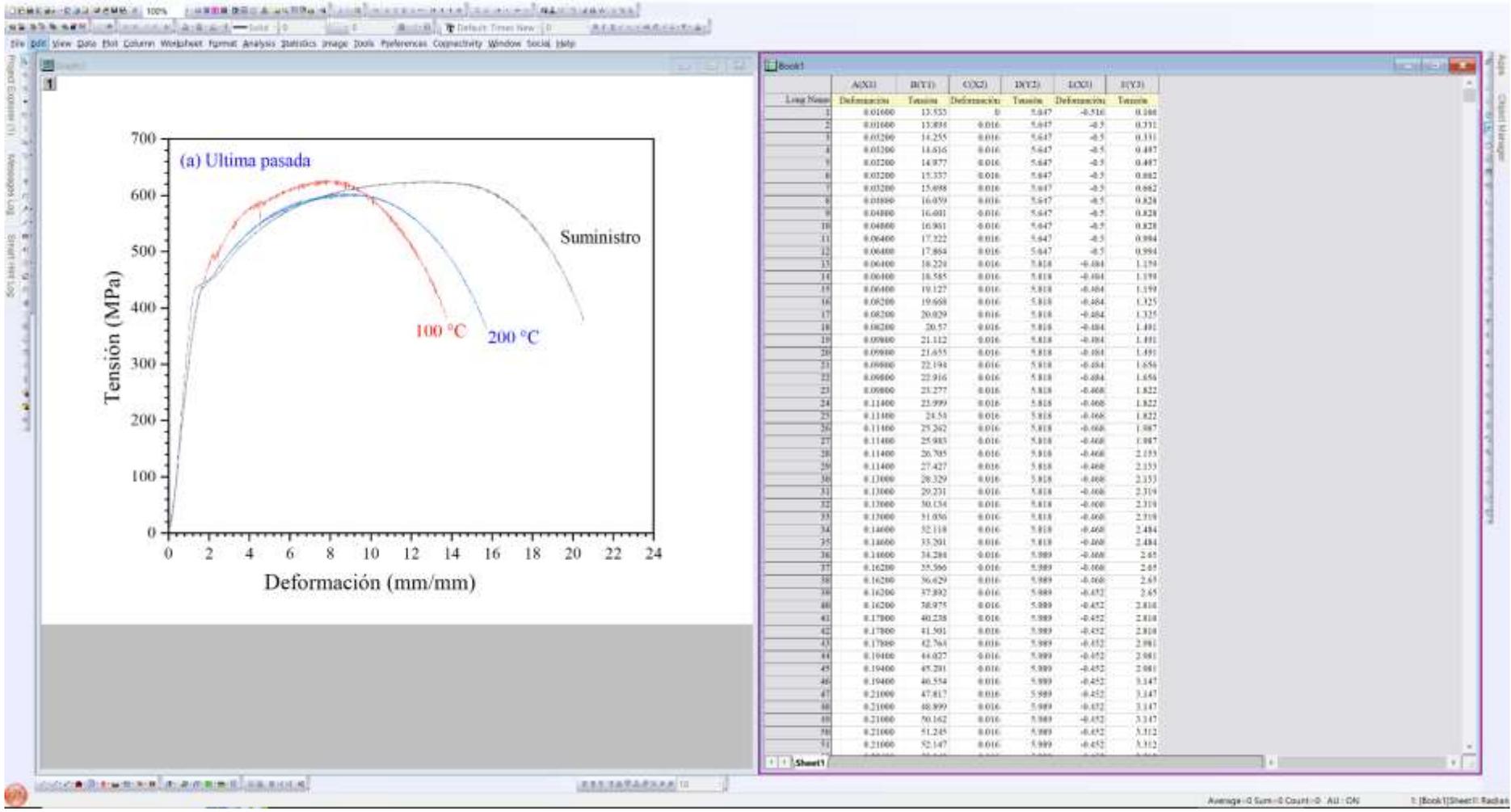
GCZ - WPS - 038 Rev. 0

<b>POSICIONES (QW-405)</b>		<b>TRATAMIENTO TÉRMICO POST SOLDADURA (QW-407)</b>						
Posición(es) de ranura	TODAS	Rango de Temperatura:	-----					
Progresión: Ascendente	X Descendente	Rango de Tiempo:	-----					
Posición de filete	TODAS	Velocidad de calentamiento/enfriamiento:	-----					
<b>PRECALENTAMIENTO (QW-406)</b>		<b>GAS (QW-408)</b>						
Temperatura Pre calentamiento, Mínimo	160°C	Composición Porcentual						
Temperatura Interfase, Máximo	220°C	Gas(es)	Mezcla	Flujo				
Mantenimiento Pre calentamiento	-----	Protección	Ar + CO2	80% + 20%				
Método de Pre calentamiento: SOPLETE	-----	Arrastre	-----	15-35 l/min				
<b>CARACTERÍSTICAS ELÉCTRICAS (QW-409)</b>		Respaldo	-----	-----				
Corriente AC o DC	DC	Polaridad	EP					
Rango de amperaje	Ver tabla	Rango de voltaje	Ver tabla					
Tamaño y tipo de electrodo de tungsteno	----- (Tungsteno puro, 2% toriado, etc.)							
Modo de transferencia del metal en GMAW	----- (Arco spray, cortocircuito, etc.)							
Rango de velocidad de alimentación de alambre	-----							
<b>TÉCNICA (QW-410)</b>								
Pase ancho o angosto	Ancho/Angosto							
Orificio o tamaño de la tobera de protección gaseosa	9 - 20 mm							
Limpieza inicial y entre pasadas (escobillado, esmerilado, etc.)	Esmerilado y Escobillado							
Método de resane de raíz	Esmerilado y Escobillado							
Oscilación	La requerida							
Distancia de la tobera a pieza de trabajo	10-25 mm							
Pase múltiple o simple ( por lado)	Multiple							
Electrodo simple o múltiple	Simple							
Velocidad de avance (rango)	Ver tabla							
Martilleo	-----							
Otro	-----							
  <b>Cesar Bravo</b> <b>CWI - 08072201</b> <b>QC1 EXP 7/1/2017</b>								
<b>Pase</b>	<b>Proceso</b>	<b>Material de Aporte</b>		<b>Corriente</b>		<b>Voltaje (V)</b>	<b>Velocidad de avance (cm/min)</b>	<b>Otros</b>
		<b>Clase</b>	<b>Diam. (mm)</b>	<b>Polaridad</b>	<b>Amperaje</b>			
LADO 1								
1	FCAW	E81T1-K2M	1.6	DCEP	180-200	22-23	11-13	-----
2	FCAW	E81T1-K2M	1.6	DCEP	180-200	22-24	18-22	-----
3a	FCAW	E81T1-K2M	1.6	DCEP	190-220	22-24	18-22	-----
LADO 2								
1	FCAW	E81T1-K2M	1.6	DCEP	190-220	22-23	20-22	
2a	FCAW	E81T1-K2M	1.6	DCEP	190-220	22-23	20-22	
Elaborado por: E. Porta		Revisado Por:		Aprobado Por:				
GCZ Ingenieros S.A.C								









NOMBRE DEL TRABAJO

**INFLUENCIA DE TEMPERATURA DE PRE  
CALENTAMIENTO EN EL PROCESO DE S  
OLDADURA DEL ACERO DIN 1.8915, SOB  
RE**

AUTOR

**Yonny joel Julca Leon**

RECUENTO DE PALABRAS

**8623 Words**

RECUENTO DE CARACTERES

**43979 Characters**

RECUENTO DE PÁGINAS

**58 Pages**

TAMAÑO DEL ARCHIVO

**39.6MB**

FECHA DE ENTREGA

**May 13, 2024 3:16 PM GMT-5**

FECHA DEL INFORME

**May 13, 2024 3:17 PM GMT-5**

### ● 18% de similitud general

El total combinado de todas las coincidencias, incluidas las fuentes superpuestas, para cada base de datos.

- 15% Base de datos de Internet
- Base de datos de Crossref
- 10% Base de datos de trabajos entregados
- 5% Base de datos de publicaciones
- Base de datos de contenido publicado de Crossref

### ● Excluir del Reporte de Similitud

- Material bibliográfico
- Coincidencia baja (menos de 8 palabras)
- Material citado



**ACTA DE CONTROL DE REVISIÓN DE  
SIMILITUD DE LA INVESTIGACIÓN**

Código: F3.PP2-PR.02

Versión: 02

Fecha: 18/04/2024

Hoja: 1 de 1

Yo, **Silvia Yvone Gastiaburú Morales**, coordinador de investigación del Programa de Estudios de Ingeniería Mecánica Eléctrica, he realizado el control de originalidad de la investigación, el mismo que está dentro de los porcentajes establecidos para el nivel de Pregrado, según la Directiva de similitud vigente en USS; además certifico que la versión que hace entrega es la versión final de la Tesis titulado: **INFLUENCIA DE TEMPERATURA DE PRECALENTAMIENTO EN EL PROCESO DE SOLDADURA DEL ACERO DIN 1.8915, SOBRE LA RESISTENCIA DE TRACCIÓN Y DUREZA DEL COMPONENTE SOLDADO**

elaborado por el (los) Bachiller(es):

**JULCA LEON YONNY JOEL**

Se deja constancia que la investigación antes indicada tiene un índice de similitud del **18 %**, verificable en el reporte final del análisis de originalidad mediante el software de similitud TURNITIN.

Por lo que se concluye que cada una de las coincidencias detectadas no constituyen plagio y cumple con lo establecido en la Directiva sobre índice de similitud de los productos académicos y de investigación vigente.

Pimentel, 13 de mayo de 2024

**Dra. Gastiaburú Morales Silvia Yvone**

**Coordinador de Investigación**

**DNI N° 16481433**