

UNIVERSIDAD NACIONAL DE GENERAL SAN MARTÍN
COMISIÓN NACIONAL DE ENERGÍA ATÓMICA INSTITUTO
DE TECNOLOGÍA

"Prof. Jorge A. Sábato"

**ANALISIS DEL CAMBIO MICROESTRUCTURAL DEL PROCESO
DE SOLDADURA GTAW Y RFW EN ALEACIONES DE CIRCONIO**

Por Fernando Simich Motta

Directores:

Ing. Matías Szarko

Mgtr. Alejandra Flores

(*) Trabajo de Seminario para optar al título de Ingeniero en
Materiales

República Argentina

2021

INDICE:

AGRADECIMIENTOS.....	4
RESUMEN	4
INTRODUCCIÓN:.....	5
1. Fundamento teórico	6
1.1 Aleaciones de Circonio	6
1.1.1 Transformaciones microestructurales y recristalización	9
1.1.2 Tratamiento termomecánicos típicos previos sobre las vainas de combustible de Zircaloy 4.	10
1.2 Procesos de soldadura	11
1.2.1 Soldadura por Fricción Rotativa	12
1.2.1.1 Análisis del proceso de unión mediante RFW.....	14
1.2.2 Soldadura GTAW:	16
2. Desarrollo Experimental:.....	17
2.1 Proceso de Soldadura RFW:	17
2.1.1 Análisis y Equipamiento:.....	17
2.1.2 Procedimiento de soldadura:.....	19
2.1.3 Operación:	21
2.1.4 Inspección visual	21
2.1.5 Ensayo mecánico brazo palanca:	22
2.3 Probetas:.....	22
2.3.1 Tapón – vaina y fleje soldado	22
2.3.2 Probetas soldadas mediante RFW.....	23
2.4 Caracterización:	23
2.4.1 Macrografías y micrografías:	23
2.4.2 Microdureza:.....	23
2.4.3 Estimación del tamaño de grano:.....	24
3. Resultados:	24
3.1 Evaluación del proceso RFW:	24
3.1.1 Parámetros y condiciones (RPM, tiempos, cargas).....	24
3.1.2 Ensayo de palanca:	25
3.1.3 Inspección visual	29
3.2 Caracterización:	30
3.2.1 Macrografías RFW:	30
3.2.2 Macrografías GTAW:	31
3.3 GTAW (Fleje).....	32
3.3.1 Micrografías ópticas:	32

3.3.2 Micrografías MEB del fleje :	35
3.3.3 Tamaño de grano del fleje :	37
3.4 GTAW (Tapón-vaina de Zry -4).....	39
3.4.1 Micrografías ópticas:	39
3.4.2 Micrografías MEB:	40
3.4.3 Tamaño de grano:	42
3.5 RFW Tubos:.....	43
3.5.1 Micrografías ópticas:	43
3.5.2 Micrografías MEB Probeta 4:	47
3.5.3 Tamaño de grano:	49
3.3 Microdureza:	50
3.3.1 RFW:	50
3.3.2 GTAW	50
4 Discusiones:.....	52
4.1 Fleje:	52
4.1.2Microdureza:.....	53
4.2 Ensamble tapón vaina:	53
4.2.1 Análisis microestructural:	53
4.2.2 Micrografías por MEB.....	54
4.2.3 Microdureza :.....	54
4.3 Soldadura por fricción:	54
4.3.1 Proceso de soldadura:	54
4.3.2 Ensayo brazo.....	55
4.3.3 Microestructura.....	55
4.3.4 Micrografías por MEB.....	55
4.3.5 Microdureza:.....	56
4.3.6 Comparaciones:	56
5. Conclusiones:	57
5.1 Soldadura por fricción:	57
5.2 Fleje :	57
5.3 Ensamble tapón-vaina:.....	58
6. Trabajo a futuro:	58
7 Referencias :	59
8. Anexos:.....	60
8.1 Anexo 1:.....	60
8.2 Anexo 2.....	62

AGRADECIMIENTOS

En primer lugar quiero agradecer a mi tutores Alejandra Flores Magíster en Ciencia y tecnología de Materiales y Matías Szarko Ingeniero en materiales, quien con sus conocimientos y apoyo me guiaron a través de cada una de las etapas de este proyecto para alcanzar los resultados que buscaba.

También quiero agradecer al equipo de PPFAE en especial Daniel Bianchi, Jefe de División de la Planta Piloto de Fabricación de aleaciones especiales, por brindarme todos los recursos y herramientas que fueron necesarios para llevar a cabo el proceso de soldadura por fricción y el proceso de caracterización de las probetas.

Por último, quiero agradecer a mis compañeros y a mi familia, por apoyarme en todo momento a pesar de tantos percances.

Muchas gracias a todos.

RESUMEN

Con vista a desarrollar tecnologías de fabricación de componentes y semielaborados de aleaciones base Circonio para alto quemado, se requiere el estudio del comportamiento de las mismas en diversos procesos de manufactura. Entre las técnicas de unión resulta de gran importancia las que ocurren en fase sólida, como es la soldadura por fricción rotativa (RFW). En este trabajo se evalúa la capacidad de realizar soldaduras por RFW en Zry-4 con el equipamiento existente y la comparación de la microestructura resultante con las obtenidas mediante técnicas convencionales de unión, usadas actualmente en la fabricación de elementos combustibles, como es GTAW.

El equipamiento disponible y los dispositivos construidos para realizar la soldadura por RFW de aleaciones base Zr resultaron exitosos. Las muestras soldadas mediante GTAW presentan microconstituyente basket weave en el cordón de soldadura y parte de la ZAC y placas paralelas en esta última zona hasta encontrarse con el material base. También se observa un crecimiento de tamaño de grano beta previo. Las muestras soldadas por RFW no presenta dichos microconstituyentes, sino un refinamiento de la estructura lo que conduce a un aumento de la dureza en la zona de unión.

Palabras clave: central nuclear Atucha I (CNAI), Soldadura por fricción rotativa, soldadura por arco con protección gaseosa (GTAW), Zircaloy 4.

INTRODUCCIÓN:

Las aleaciones base circonio se utilizan en la fabricación componentes estructurales del núcleo de los reactores nucleares debido a una combinación de buenas propiedades mecánicas, baja sección de captura neutrónica y muy buena resistencia a la corrosión. Según el tipo de reactor se fabrican tubos guías, tubos de calandria, tubos de presión, separadores, vainas de elementos combustibles, etc.

La primera aleación para vainas de elementos combustibles se obtuvo agregando 2,5% en peso de Sn, elemento también con baja sección de captura neutrónica. El Sn mejora la resistencia a la corrosión a temperaturas medias, pero no a temperaturas altas. Esta aleación se denominó Zircaloy 1. Una mejora se consiguió al desarrollar la aleación de Zircaloy-2, que también contiene Sn con agregados adicionales de Fe, Cr y Ni. Esta presenta alta absorción de hidrógeno por parte del Ni. Por lo cual desarrolló la aleación Zircaloy-4 en la que se reemplaza el Ni con mayores cantidades de Cr y Fe. Los tres elementos aleantes del Zircaloy-4 (Sn, Fe y Cr) mejoran las propiedades de resistencia a la corrosión del Zr. La proporción de cada una de ellas en el Zircaloy-4 es próxima a la correspondiente al mejor comportamiento a la corrosión en la respectiva aleación.

Entre los proyectos del Departamento de Tecnología de Aleaciones de Circonio (DTC) se encuentra el desarrollo de componentes y semielaborados de aleaciones base Circonio para alto quemado. El desarrollo de esta tecnología requiere el estudio del comportamiento de las mismas en diversos procesos de fabricación. Entre ellos la caracterización de los procesos de unión resulta de gran importancia, sobre todo los que ocurren en fase sólida ya que permiten realizar uniones que de otro modo serían imposibles. Es por ello que resulta de interés el desarrollo de técnicas como la soldadura por fricción rotativa (rotary friction welding, RFW) en dichas aleaciones y su caracterización.

El presente trabajo constituye una primera etapa en el desarrollo de las técnicas RFW, cuyo objetivo reside en implementar dicha técnica, en la aleación Zry-4, definiendo el equipamiento requerido para su aplicación, caracterización de las muestras soldadas por esta técnica y una comparación con métodos convencionales de soldadura (GTAW-TIG).

1. Fundamento teórico

1.1 Aleaciones de Circonio

El circonio puro a temperatura ambiente cuenta con una estructura cristalina hexagonal compacta (hcp- fase) de parámetros de red $a = 3,23 \text{ \AA}$ y $c = 5,15 \text{ \AA}$. Esto da una relación c / a de 1,593 (Figura 1) [1]. La presencia de elementos de aleación y/o aumento de la temperatura incrementará la relación c/a . Además, a $863 \pm 5^\circ\text{C}$ su estructura cristalina cambia a cúbica centrada en el cuerpo (bcc- fase) con un parámetro de red de $a = 3,616 \text{ \AA}$ y a $1852 \pm 2^\circ\text{C}$ funde.

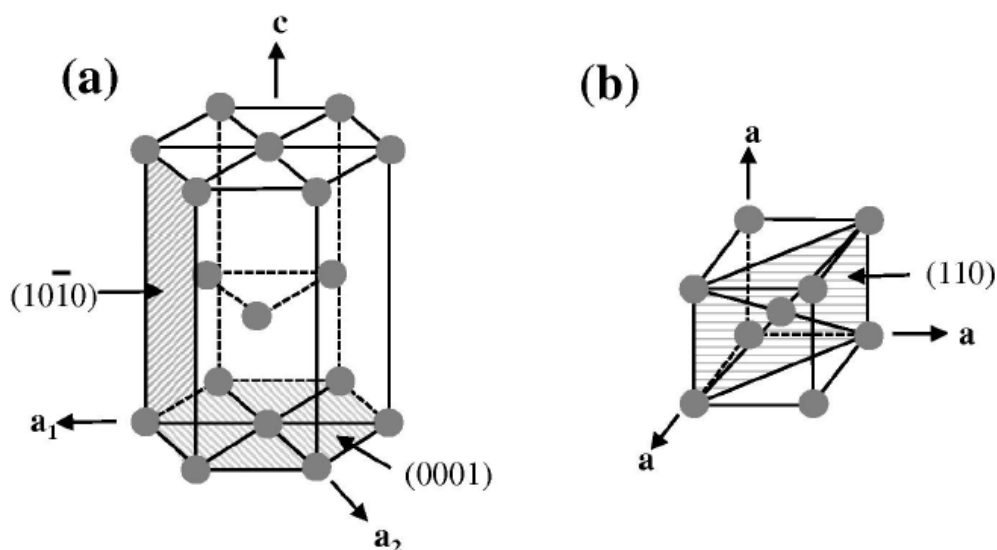


Figura 1 Estructura cristalina HCP (a) y BCC (b) . [1]

La solubilidad de los elementos de aleación cromo, hierro y níquel en circonio es muy baja [2] y estos juntos con el circonio forman partículas de segunda fase. El estaño y el oxígeno mejora las propiedades mecánicas al endurecer la aleación por solución sólida. En particular el estaño, aumenta la resistencia a la corrosión al disminuir el efecto nocivo de las impurezas de nitrógeno. Según Takeda y Anada [3] el estaño se incorpora a la capa de óxido en el borde de grano.

Según las normas ASTM de lingotes de circonio (ASTM B350-02) [4] y productos, (ASTM B352-02) [5] para aplicaciones nucleares, la concentración especificada de oxígeno debe ser definida entre el vendedor y el comprador.

Los aleantes se pueden clasificar, dependiendo si elevan o disminuyen la temperatura de transformación de la fase β transus, es decir si estabilizan la fase α o la β respectivamente.

En el caso de los estabilizadores de fase (hierro, cromo, níquel, molibdeno, cobre, niobio, tantalio, vanadio, torio, uranio, tungsteno, titanio, magnesio, cobalto y plata) es común observar un eutectoide y, en la zona rica en circonio, una reacción eutéctica.

Las Figuras 2, 3, 4 y 5 muestran los diagramas de fase de los 4 aleantes principales [6] [7].

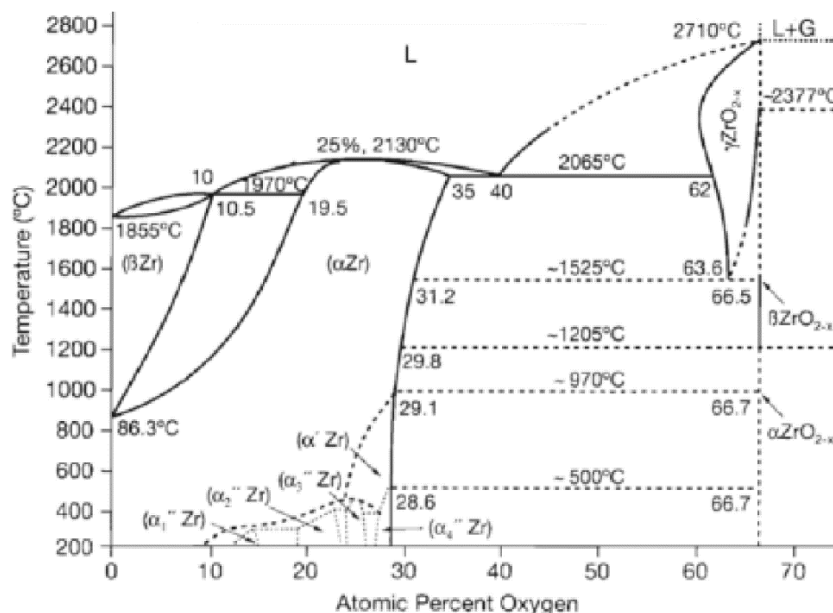


Figura 2. Diagrama de fases Zr – O [6].

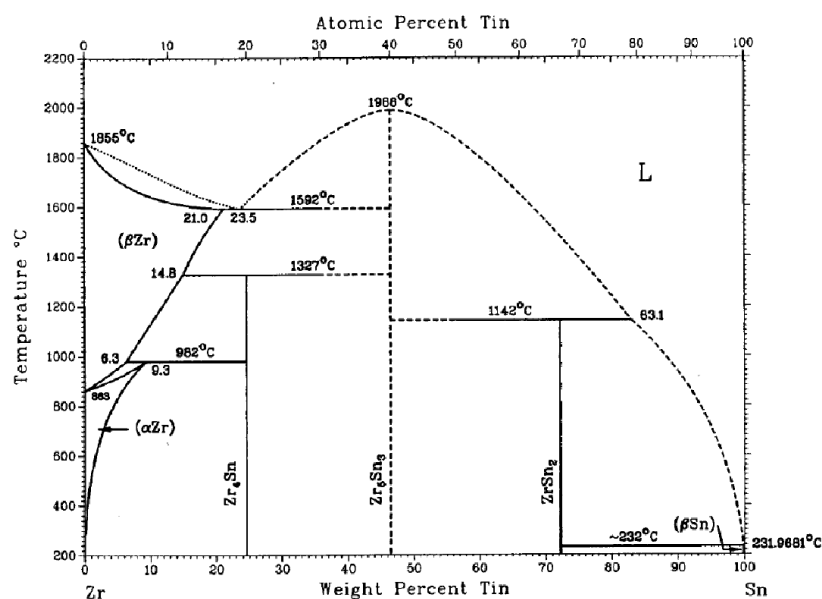


Figura 3. Diagrama de fases Zr – Sn [7].

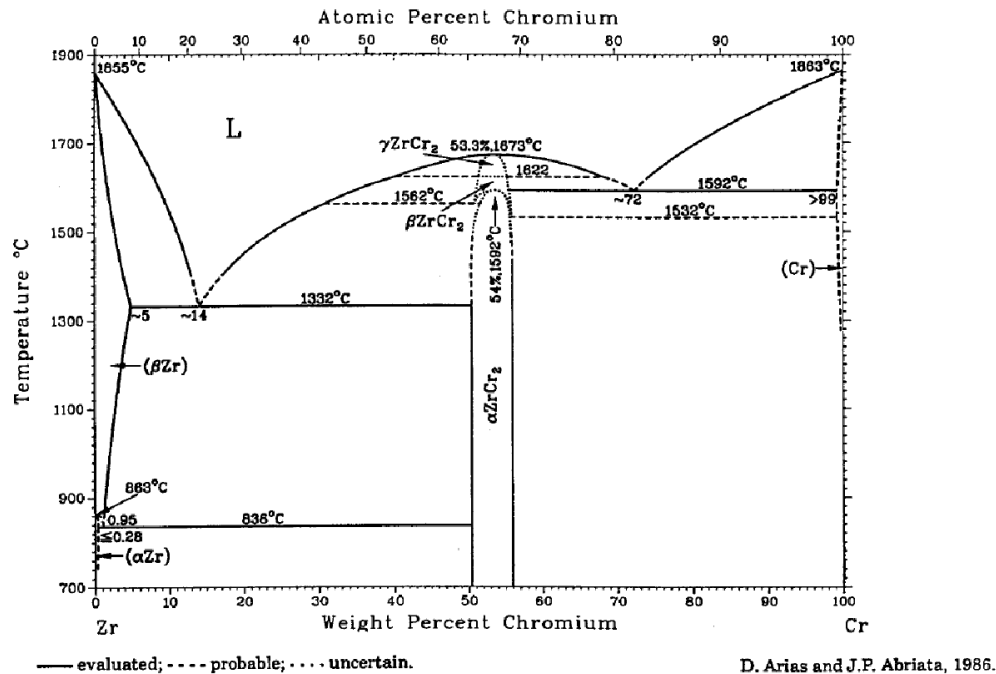


Figura 4. Diagrama de fases Zr – Cr [7].

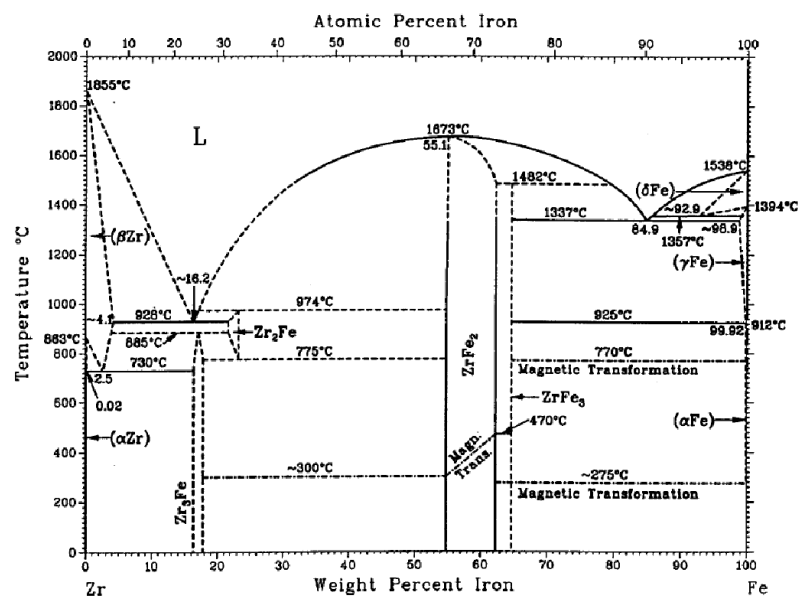


Figura 5. Diagrama de fases Zr – Fe [7].

Como ya se mencionó algunos de los elementos estabilizadores de fase (hierro, níquel, cromo y molibdeno) tienen baja solubilidad en la fase, por lo que forman fases intermetálicas ordenadas (SPP) y endurecen la aleación por precipitación [7].

El intermetálico que aparece en el Zircaloy-4 es el $\text{Zr}(\text{Fe,Cr})_2$.

Las figuras 1.2, 1.3, 1.4, y 1.5 muestran los diagramas de fase de los 4 principales aleantes [5] [6]. A continuación, se enumeran los aleantes del Zircaloy-4 con el rango de concentraciones (en % en peso) especificadas por la norma ASTM B 352-02 [5].

- Sn: 1.2-1.7
- Fe: 0.18-0.24
- Cr: 0.07-0.13
- O: Definida por el comprador y vendedor.

En el Zircaloy-4, la temperatura de transición $\alpha \rightarrow \alpha + \beta$ comienza alrededor de los 810°C, mientras que la -transus es aproximadamente 1010°C. La dependencia de estas temperaturas con los aleantes han sido estudiadas por Chung y Miquiet [8, 9]. Para la composición del Zircaloy-4 se encontraron 4 regiones, en el diagrama de fase, que se listan a continuación en orden ascendente de temperaturas [9]:

- $\alpha + \text{Zr}(\text{Fe,Cr})_2$ hasta 808°C
- $\alpha + \beta + \text{Zr}(\text{Fe,Cr})_2$ desde 808°C hasta 845°C
- $\alpha + \beta$ desde 845°C hasta 1003°C
- β , desde 1003°C hasta 1855°C (fusión del Zr puro)

Chung también remarcó el efecto del oxígeno sobre la región de coexistencia de fases y su influencia en la microestructura, en donde comprobó que al aumentar el tenor de oxígeno se ampliaba el rango $\alpha + \beta$ [10].

1.1.1 Transformaciones microestructurales y recristalización

El modo de transformación de fase $\beta \rightarrow \alpha$ define la microestructura final del material. En aleaciones de Zr durante el calentamiento los granos β experimentan crecimiento, mientras que, al enfriar, si las velocidades de enfriamiento son moderadas o lentas, la fase α precipita en forma de placas tipo Widmanstätten, manteniendo una estricta relación de orientaciones y un plano de hábito con el grano β . El mecanismo de formación de estas placas de fase se atribuye a una transformación del tipo difusiva, donde la nucleación ocurre en tres instancias [11] dadas en el siguiente orden, los primeros granos α en precipitar son los de tipo alotriomórficos de borde de grano (GBA: del inglés grain boundary allotriomorphs), que son placas que se forman y crecen a lo largo de los bordes de grano de fase β , particularmente en bordes de forma irregular o de alto ángulo. En segunda instancia, las placas tipo Widmanstätten se pueden formar por ramificación desde los GBA (placas primarias) o directamente de la nucleación desde los bordes de grano β (placas secundarias). Estas placas Widmanstätten se caracterizan por crecer en grupos formando colonias de placas paralelas (Figura 6 b). La velocidad de crecimiento de estas placas está controlada por la difusión de los elementos aleantes.

En el tercer modo los granos α nuclean en el interior de los granos β cuando las velocidades de enfriamiento son altas. Este mecanismo también se ve favorecido por la presencia de impurezas no solubles que actúan como sitios de nucleación dentro de los granos. Las placas formadas desde estos núcleos también mantienen una estricta relación de orientaciones con el grano β previo, y su crecimiento se caracteriza por formar estructuras entrelazadas que dan origen a la morfología de granos tipo *basket weave* (Figura 6 a).

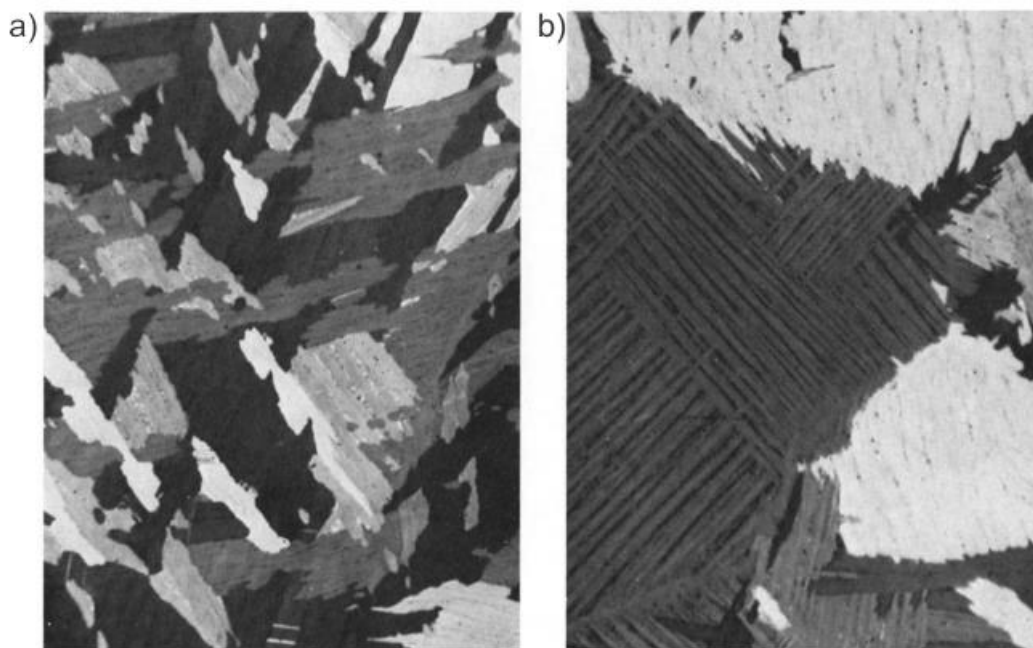


Figura 6. Microestructuras de Zircaloy-4, enfriadas desde el campo beta, en donde se puede observar las dos Morfologías Widmanstätten: (a) basket weave y (b) Estructura de placas paralelas. [12]

1.1.2 Tratamiento termomecánicos típicos previos sobre las vainas de combustible de Zircaloy 4.

La obtención del circonio hasta la vaina del combustible nuclear requiere un formidable respaldo científico. El proceso comienza a partir del mineral silicato de circonio, ZrSiO_4 (un tipo de “arena”), del cual mediante un proceso denominado Kroll se obtiene cloruro de circonio, ZrCl_4 . Esta sal procesada para separar el circonio del hafnio, los cuales se hallan combinados en la naturaleza debido a sus propiedades químicas similares. No obstante, la similitud de su comportamiento químico esta separación es necesaria porque el hafnio, a diferencia del circonio, posee una gran sección eficaz de captura neutrónica, al punto de ser utilizado como absorbente para parar su funcionamiento en ciertos reactores. Finalmente, el cloruro de circonio es reducido para obtener la esponja de circonio: el punto de partida de la fabricación de las aleaciones. Junto con la esponja y los elementos de adición para la aleación diseñada se fabrica un compacto prensando el material. Varios compactos se sueldan formando un electrodo que se funde al vacío en hornos de arco eléctrico, este proceso se repite tres o cuatro veces para obtener los lingotes de la aleación. Estos son forjados a alta

temperatura, enfriados rápidamente, mecanizados, extrudados también a alta temperatura (<850.C) obteniendo un tubo de pared gruesa llamado TREX. [13]

En nuestro país comienza con la laminación en frío del TREX (tubo extrudado recristalizado) de Zircaloy-4 que se adquiere en el mercado internacional. Esta tecnología, basada en la capacidad de transformar un tubo de pared gruesa (7,0 mm) en un tubo de pared delgada (~0,6 mm) requiere, como todas las etapas del proceso, de un sólido respaldo científico para mantenerse competitiva.

Las vainas se fabrican normalmente en tres etapas de laminación en frío. El esquema de la Figura 7.a) muestra el herramental exterior y en la figura 7.) b muestra la denominada zona de trabajo, en el cual a lo largo de esta zona la deformación de diámetro y espesor produce un 80% de reducción de la sección axial del tubo en solo 40 cm de longitud. Aquí las reducciones de diámetro y de espesor son significativas y comparables en magnitud. La microestructura del TREX es de recristalización completa, de manera que sus propiedades mecánicas y microestructura quedan definidas por un tratamiento térmico final de recristalización. Dado que no hay una única ruta de fabricación para satisfacer las especificaciones técnicas del TREX, la temperatura y la duración de ese tratamiento térmico las define el fabricante. Éste normalmente dura de 2 a 4 horas y se realiza a temperaturas entre 550 y 700°C.

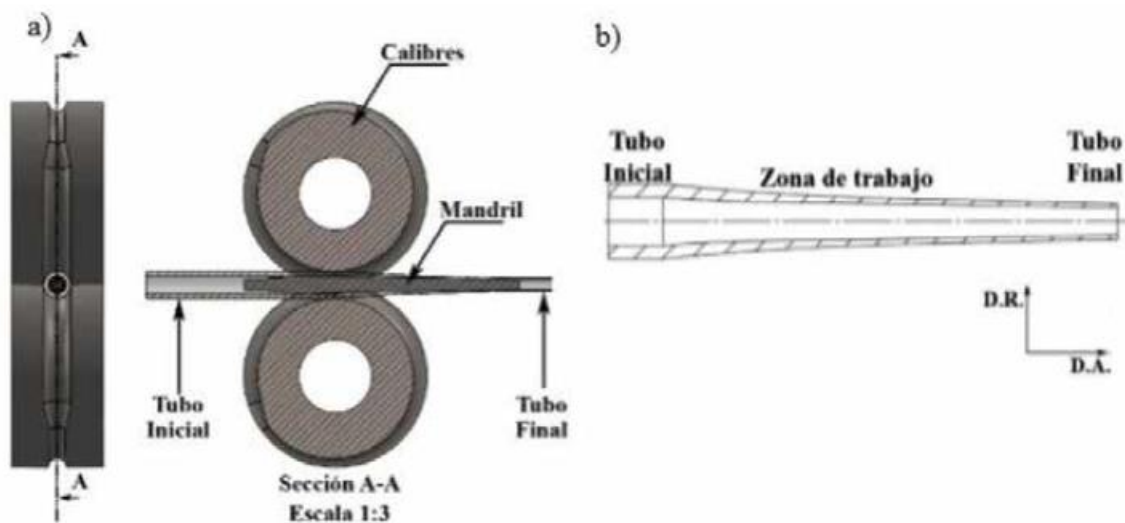


Figura 7. a) Perfil de laminación, rodillos y cuello deformado y canaleta del rodillo. b) Esquema de la zona de trabajo en el proceso de deformación en frío (izq.). [13]

1.2 Procesos de soldadura

La soldadura es un proceso de fabricación esencial para uniones de piezas metálicas o termoplásticos. Estos procedimientos añaden un valor agregado a la pieza, además de sumar dificultad a su fabricación.

Es importante señalar que en la actualidad existen un gran número de técnicas para soldar, y en el caso de la industria nuclear estos procesos, suelen estar automatizados y con

inspecciones controladas electrónicamente. Además, las soldaduras se realizan con operadores calificados que siguen procedimientos exigentes. Esto es, respetando límites de parámetros de proceso predeterminados tales como: voltaje, amperaje, tiempo en potencia, velocidad de rotación o avance del arco, número de pasadas, etc.

Los procesos de soldadura se pueden clasificar en soldadura por fusión y soldadura en estado sólido, siendo esta última un proceso que no implica la fusión de los materiales a unir. En cada proceso es necesario la inspección de soldadura, esta suele ser una combinación de ensayos 100% no destructivos (END) y de control de procesos. Se toman muestras de control de procesos periódicamente, a las cuales se les realizan ensayos destructivos y análisis metalográfico y químicos para evaluar si se cumplen los requerimientos de calidad. Es común controlar el ancho del cordón de soldadura, la presencia de poros, fisuras, socavado y penetración. Además, se analizan aspectos metalográficos como el crecimiento del tamaño de grano, ya que es un aspecto muy importante para las propiedades mecánicas del Zry-4 (resistencia mecánica, tenacidad), y la distribución de precipitados que influye en la resistencia a la corrosión. Esta distribución, puede ser controlada por medio de distintos tratamientos termomecánicos, acompañado de un posterior recocido; esto promueve una microestructura recrystalizada de manera de mejorar las propiedades del cordón de soldadura.

En la actualidad, para soldar componentes del elemento combustible se emplean los métodos de EB (electron beam), Lb (Laser beam), y GTAW.

1.2.1 Soldadura por Fricción Rotativa

La soldadura por fricción es una técnica de unión en estado sólido que permite unir diferentes materiales. El proceso de soldadura por fricción rotativa implica poner una parte giratoria bajo fuerza de compresión en contacto con un material fijo. Durante este proceso los componentes friccionan entre sí generando calor y deformación plástica. El material se une a temperaturas por debajo del punto de fusión [1]. Existen diferentes técnicas de soldadura por fricción: fricción-agitación, fricción lineal y fricción rotativa directa e inercial; este trabajo se centra en la soldadura por fricción rotativa directa, conocida por sus siglas en inglés como Direct-Drive FRW (a partir de ahora y a nuestro interés, simplemente como FRW) [14].

Es importante señalar que este tipo de soldadura no requiere de material adicional o varillas de aporte y el proceso no es dañino para el medio ambiente, porque no se liberan gases durante el mismo. Por otro lado, se eliminan muchos de los problemas asociados con la soldadura por fusión convencional, como porosidad y fisuras por contracción [15]. Los materiales a unir deben cumplir con ciertos requisitos como la capacidad de generar calor por fricción y poseer cierta forjabilidad.

Pauly [16] describió la soldadura por fricción rotativa como un proceso de cuatro etapas que pueden identificarse registrando los parámetros: velocidad de rotación, torque, fuerza axial y avance (burn off). Las etapas se describen en la Figura 8 y 9 utilizando las variables mencionadas. En la etapa uno (I), las superficies de los componentes hacen contacto y friccionan levemente. El torque aumenta gradualmente hasta alcanzar un máximo, debido a la aceleración sobre el punto de contacto (mayor fricción). En la etapa dos (II) aumenta la generación de calor y por lo tanto la temperatura de la zona de contacto. Esto produce un

descenso en la resistencia mecánica que se traduce en una disminución del torque producido a igual valor de fuerza de precarga. Además, en esta etapa, se produce una rebaba debido al avance de un material contra el otro. El motor frena al final del recalcado (III), momento en que se produce el enfriamiento de la soldadura mientras que la rotación se reduce a cero. En esta etapa, el torque aumenta hasta alcanzar un máximo para luego disminuir hasta cero a medida que la rotación se detiene, la fuerza de forja es aplicada en la fase final siendo esta superior a la fuerza de precarga (IV). Posteriormente el ensamble se enfría. Los parámetros de proceso que influyen en la unión de la soldadura por fricción son la velocidad de giro (en rpm), fuerza de precarga, fuerza de forja y tiempo de soldadura [17].

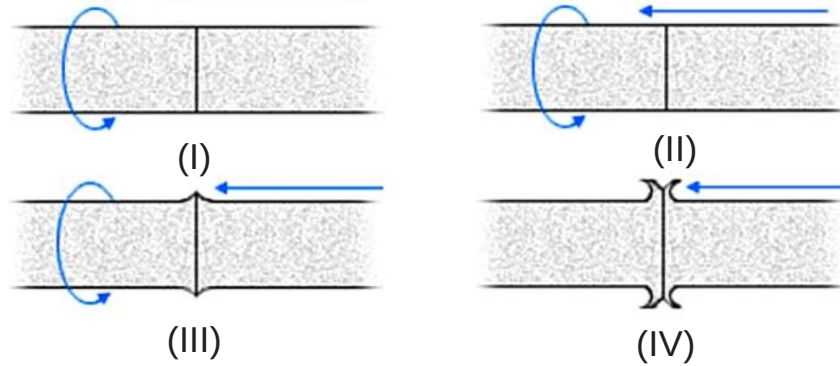


Figura 8. Esquema del proceso de una soldadura por la técnica de RFW.

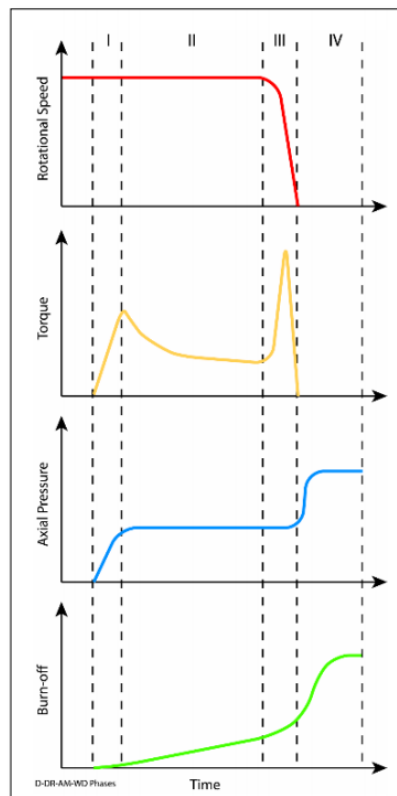


Figura 9. Parámetros de soldadura por fricción vs el tiempo [16].

1.2.1.1 Análisis del proceso de unión mediante RFW

Todos los materiales presentan cierta rugosidad. La rugosidad es consecuencia de microproyecciones y microdepresiones presentes en la superficie de toda pieza. Cuando dos cuerpos se aproximan entre sí, lo primero que hace contacto son las microproyecciones y precisamente esto es lo que ocurre al inicio del proceso de unión por RFW.

Al inicio de la soldadura por fricción rotativa, las microproyecciones de cada superficie interactúan entre sí, deformándose plásticamente como consecuencia de la presión ejercida (fuerza axial) entre las piezas. Al avanzar el proceso de deformación plástica, el área neta que entra en contacto aumenta. La superficie real en contacto crecerá progresivamente hasta llegar al área total de la sección de la barra a soldar.

De lo anterior se puede concluir que la formación de uniones en fase sólida no es posible sin deformación, por lo que se requiere una tensión de compresión axial que logre la deformación plástica de las microproyecciones.

Sin embargo, M. KH. Shorshorov [18] han demostrado que, para lograr una buena soldadura, la deformación plástica de las microproyecciones no es suficiente porque los óxidos y diversos adsorbentes presentes en la interfaz inhiben la formación de enlaces metálicos. Para eliminar estas sustancias y asegurar un buen contacto metal con metal se necesita un trabajo adicional, con una carga externa denominada precarga.

Entonces, la magnitud de la fuerza que comprime las piezas debe ser mayor que la magnitud calculada a partir del límite elástico (σ_t) obtenida de la ecuación:

$$P = \sigma_t \Sigma S_f$$

σ_t = límite elástico en función de la temperatura
 P = fuerza de presión normal
 S_f = suma de las áreas de contacto

(1.1)

En la mayoría de los metales, el valor del límite elástico disminuye con el aumento de temperatura. Esto permite realizar la soldadura por forja cuando las piezas son unidas mediante compresión por golpes de martillos, luego de un precalentamiento a temperaturas de recrystalización. Este principio general también es utilizado en la soldadura por fricción. Para calcular la dependencia de la tensión de fluencia con la temperatura se utilizó la siguiente ecuación [19]:

$$\sigma = \left[\frac{k}{E^n} \left(\frac{\dot{\epsilon}}{10^{-3}} \right)^m \right]^{\frac{1}{1-n}}$$

donde:

$k(T)$ = coeficiente de resistencia del material

$n(T)$ = coeficiente de endurecimiento por deformación

$m(T)$ = coeficiente de tasa de deformación

E = módulo elástico

$\dot{\epsilon}$ = velocidad de deformación 1/s

Para los siguientes coeficiente n, m, k, E se utilizaron las ecuaciones (1.5), (1.9), (1.12) y (1.16) todas en función de la temperatura [11].

$$E = \frac{1.088 \times 10^{11} - 5.475 \times 10^7 \cdot T + k_1 + k_2}{k_3} \quad T \leq 1090 \quad (1.3)$$

$$E = \frac{(E(1255) - E(1090))(T - 1090)}{1255 - 1090} + E(1090) \quad 1090K < T < 1255K \quad (1.4)$$

$$E = 9.21 \times 10^{10} - 1.05 \times 10^7 \cdot T \quad T \geq 1255 K \quad (1.5)$$

E = modulo elástico

T = Temperatura, K

Δ = Concentración promedio de oxígeno (kg oxígeno/kg de zircaloy)

$$k_1 = (6.61 \times 10^{11} + 5.912 \times 10^8 \cdot T) \Delta$$

$$k_2 = -2.6 \times 10^{10} \cdot CW$$

CW = Trabajo en frío (Proporción de áreas)

$$k_3 = 0.88 + 0.12 \exp(\phi / 10^{25})$$

ϕ = Flujo de neutrones, n/m^2 ($E > 1MeV$)

$$m = 0.015 \quad T < 750K \quad (1.14)$$

$$m = 7.458 \times 10^{-4} T - 0.544338 \quad 750K < T < 800K \quad (1.15)$$

$$m = 3.24124 \times 10^{-4} T - 0.20701 \quad T > 800K \quad (1.16)$$

$$K(T) = 1.17628 \times 10^9 + 4.54859 \times 10^5 T - 3.28185 \times 10^3 T^2 + 1.72752 \cdot T^3 \quad T < 750 \quad (1.6)$$

$$K(T) = 2.522 \times 10^6 \exp\left(\frac{2.85 \times 10^6}{T^2}\right) \quad 750 < T < 1090 \quad (1.7)$$

$$K(T) = 1.84137 \times 10^8 - 1.434 \times 10^5 \quad 1090 < T < 1255 \quad (1.8)$$

$$K(T) = 4.330 \times 10^7 - 6.685 \times 10^4 T + 3.7579 \times 10^1 T^2 - 7.33 \times 10^{-3} T^3 \quad 1255K < T < 2100K \quad (1.9)$$

$$n(T) = 0.11405 \quad T < 419.4K \quad (1.10)$$

$$n(T) = -9.490 \times 10^{-2} + 1.165 \times 10^{-3} T - 1.992 \times 10^{-6} T^2 + 9.588 \times 10^{-10} T^3 \quad 419K < T < 1099K \quad (1.11)$$

$$n(T) = -0.2265 + 2.5 \times 10^4 T \quad 1099K < T < 1600K \quad (1.12)$$

$$n(T) = 0.17344880 \quad T > 1600K \quad (1.13)$$

Para la velocidad de deformación, se puede analizar que un cambio en este parámetro no afecta mucho el resultado, entre 1.10^{-4} 1/s a 1.0 1/s al aplicar este rango podemos observar que la variación es del 15 %, sobre la tensión de fluencia.

1.2.2 Soldadura GTAW:

Soldadura por arco eléctrico con electrodo de tungsteno y protección gaseosa, este proceso es identificado por la AWS como Gas Tungsten Arc Welding - GTAW. Es un procedimiento de soldadura con electrodo refractario bajo atmósfera gaseosa. Esta técnica puede utilizarse con o sin metal de aportación. El gas inerte, aísla el material fundido de la atmósfera exterior evitando así su contaminación. El arco eléctrico se establece entre el electrodo y la pieza. El gas inerte envuelve también al electrodo evitando toda posibilidad de oxidación. [20]

En esta tesis, en particular, se analizaron dos uniones diferentes para esta técnica, un fleje y un ensamble tapón vaina. La figura 1.8 muestra una imagen termométrica del haz para la soldadura tipo GTAW. Lográndose apreciar una gran dispersión del haz hacia los costados de la unión.

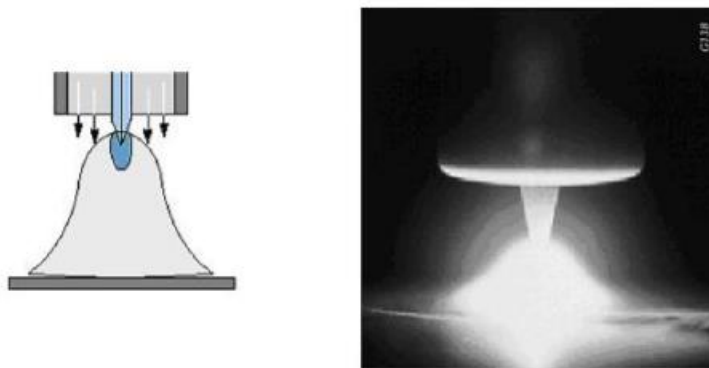


Figura 10. Imagen termométrica del proceso de soldadura GTAW.

Esta técnica puede emplear material de aporte, que se deposita sobre la unión en forma líquida al ser fundido por el arco voltaico. En el caso de estas muestras, el material de aporte fue una barra de Zircaloy-4 de la misma composición que el material original. La Figura 11 muestra un esquema del proceso de soldadura tipo GTAW. El mayor calor aportado que presenta la soldadura tipo GTAW, genera una zona afectada por el calor extensa.

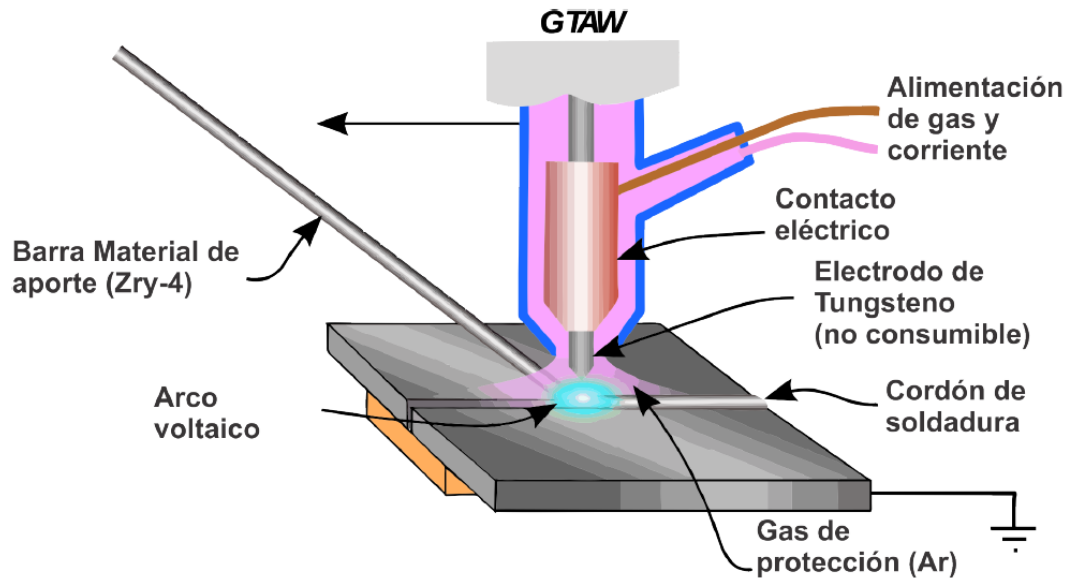


Figura 11. Esquema del proceso de soldadura tipo GTAW.

2. Desarrollo Experimental:

En esta sección se presenta en primer lugar cómo se implementó la soldadura RFW y su evaluación y, en segundo lugar, la caracterización microestructural de probetas soldadas por esta técnica y por GTAW.

2.1 Proceso de Soldadura RFW:

2.1.1 Análisis y Equipamiento:

El torno convencional es una máquina usada como herramienta para el proceso de fabricación de piezas de revolución. El cual está equipado con husillos de movimiento de avance, retroceso y control de frenado. Este torno convencional se caracteriza por su rigidez en términos tanto de estructura como de potencia de transmisión. Debido a que este tipo de torno se acerca a tener las características necesarias para usarse como máquina de soldadura de fricción optamos por hacer un estudio sobre las cargas que ésta puede soportar.

Para el caso del torno utilizado, cuenta con un rodamiento interno de 100 mm el cual es el principal soporte de carga axial. Con los datos de este tipo de rodamiento y el manual de SKF del rodamiento se puede analizar si el torno es apto para el proceso.

En primer lugar, se calculó la tensión axial necesaria para la deformación plástica la cual para su cálculo se utilizó una tensión de fluencia dependiente de la temperatura la cual fue calculada con la ecuación 1.2, una vez obtenida la tensión de fluencia se evaluaron las cargas

que podía soportar el rodamiento a partir del material con el que se contaba en la planta de PPFAE.

En segundo lugar, se optó por analizar la carga axial que ejerce el husillo del contrapunto accionando la manivela. Se usó como referencia la fuerza promedio de un brazo humano y el radio el cual sería la palanca de la manivela. Se obtuvo una carga de 1800 kg como se muestra en la tabla 1, que ejercía el husillo, una vez obtenido esto se optó por utilizar un tubo de Zry-4 siendo este el más pequeño que se pudo conseguir en PPFAE sin que afecte la estabilidad del proceso.

Brazo (palanca)	100mm
Paso	5 mm
Fuerza (kg)	15

$kg \cdot 2\pi \cdot \text{brazo} / \text{Paso}$	Fuerza Prensa (kg)	1884
--	--------------------	------

Tabla 1. Estimativo de la fuerza de prensa del avance del contrapunto del torno.

Con estas dimensiones y la fuerza axial que ofrece el contrapunto se pudo estimar la presión axial máxima para la forja y preforja donde era de 0,5 kg/mm², con estos datos se pudo estimar la vida normal básica por millones de revoluciones, L_{10} con el manual de SKF [21], los calculo se muestran en el anexo 1, para ser más conservativos se trabajó con 1800 kg, ya que en el paso de forja se utilizan presiones más altas, obteniendo así un L_{10} de 0,11. El cual es muy bajo y nos indicaría que el torno, si bien puede realizar el proceso, no es apto para un trabajo en serie, la vida útil se ve afectada.

Se pudo observar que las dimensiones eran limitadas, en nuestro caso se realizó el cálculo utilizando un tubo de diámetro de 20 mm con un espesor de 2 mm, observándose una vida normal básica por millones de revoluciones baja (L_{10}), por otro lado, tampoco se podía utilizar probetas muy pequeñas debido a que el proceso se vería afectado por falta de rigidez geométrica.

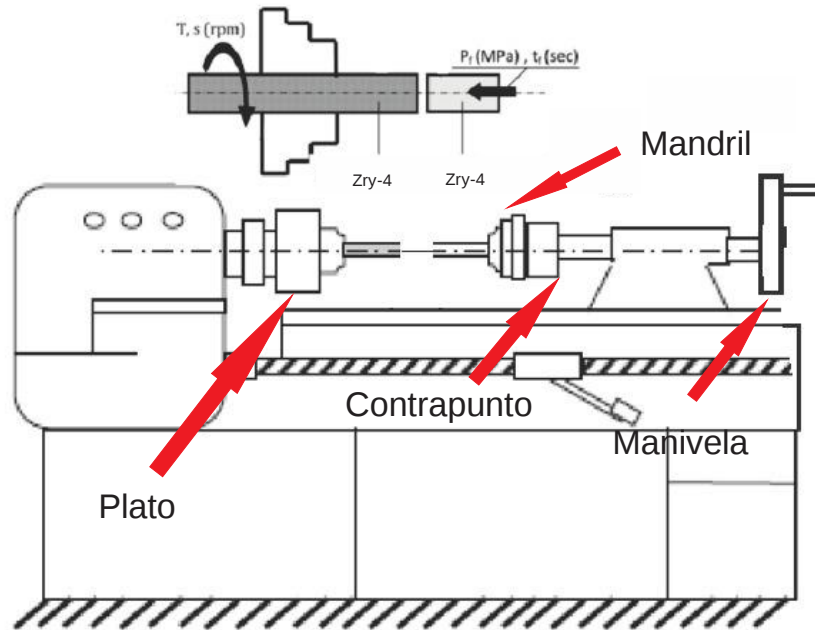


Figura 12. Esquema del herramental utilizado para el proceso de RFW

En la figura 12 se puede observar el herramental utilizado para el proceso de RFW sin el aislador.

2.1.2 Procedimiento de soldadura:

Al utilizar el torno como máquina de soldadura por fricción el mecanismo de sujeción es el plato del torno y el mandril en el contrapunto (Figura 13).

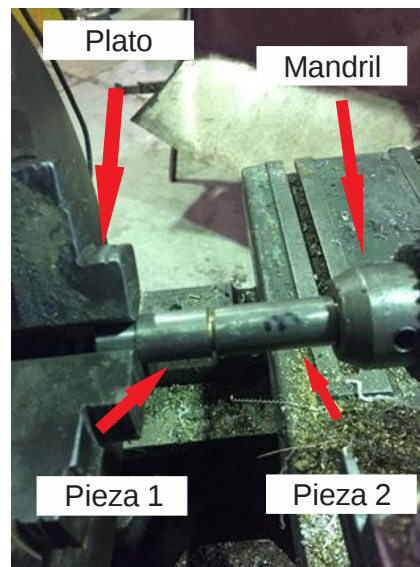


Figura 13. Se muestra la sujeción de las piezas a unir por el plato del torno y el mandril.

Para poder mantener una alineación adecuada entre las piezas a unir fue necesario un centrador, utilizando así una barra de latón la cual fue torneada llevándola a un diámetro de 14,1 mm con un largo de 3 cm como se muestra en la Figura 14. A la misma se le realizó un rebaje en el centro para dar lugar a la formación de rebaba durante el proceso de unión.



Figura 14. Centrador de latón con un rebaje en el centro.

Para poder soldar las probetas de Zr es necesario aislar la zona de unión del oxígeno de la atmósfera, para evitar la formación óxido y nos permita la unión. Esto se llevó a cabo construyendo una cámara de cuarzo cilíndrica como muestra la Figura 15 (para más detalles se puede ver el Anexo 2) la cual posee un racor que permite el ingreso de argón, logrando así una atmósfera inerte.

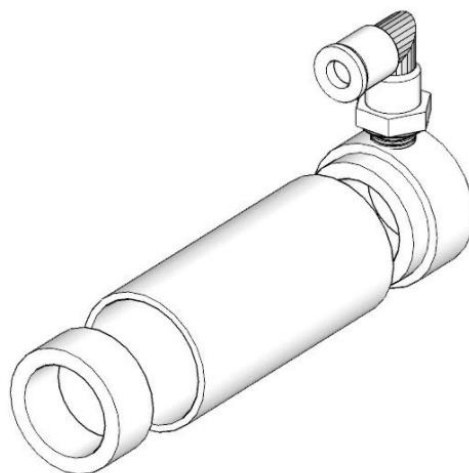


Figura 15. Sistema puesto a punto para dar inicio a la soldadura.

2.1.3 Operación:

Para poner en marcha el proceso de soldadura se procede de la siguiente manera:

1. Se montan las piezas a unir en el plato y el mandril (estos se ajustan al diámetro de las probetas).
2. Seguidamente, se monta la cámara de cuarzo del lado del plato, con sus respectivas partes de lado izquierdo, además se sella con cinta para evitar el ingreso del aire.
3. Se acerca el contrapunto, el cual contiene la otra pieza a unir a través del mandril, antes de llegar el punto de contacto, se agrega el centrador, y partes de aislador del lado derecho y se termina de ensamblar el sistema como muestra la Figura 16.

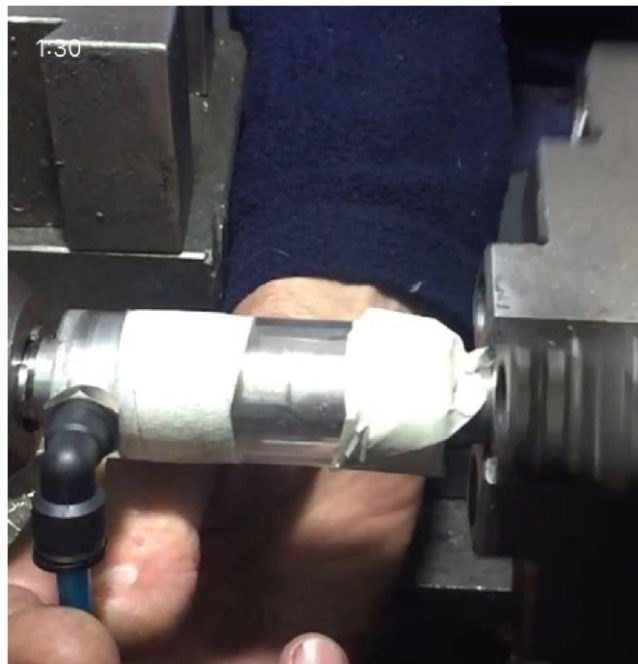


Figura 16. Sistema puesto a punto para dar inicio a la soldadura.

Una vez puesto a punto todo el herramental se da avance con la manivela del contrapunto, mientras el torno gira a determinadas RPM, en este caso se utilizaron 250 y 600 rpm, se puede señalar que para estimar la presión de forja se utiliza la manivela de contrapunto.

2.1.4 Inspección visual

Luego de soldar las piezas mediante RFW se opta por hacerle pruebas de inspección visual a ojo desnudo y con lupa, se observa el coloramiento de la zona soldada, posibles defectos (fisuras, rebaba, etc) y se mide la desalineación.

2.1.5 Ensayo mecánico brazo palanca:

Posteriormente se realizaron pruebas mecánicas de flexión para verificar los parámetros exitosos del proceso. El ensayo consistió en el anclaje de la muestra soldada con una morsa de banco, una vez anclado este es flexionado con ayuda de una barra cilíndrica aplicando un esfuerzo de flexión con una configuración brazo palanca.

Para contar con otro indicador del grado de unión logrado por este proceso, se estimó el porcentaje del espesor de pared unido. Esta estimación se realizó en metalografías de la sección longitudinal (ver preparación de muestra en sección 2.3.1) como se muestra en la figura 17. midiendo la longitud total de las zonas unidas en ambas paredes de la muestra.

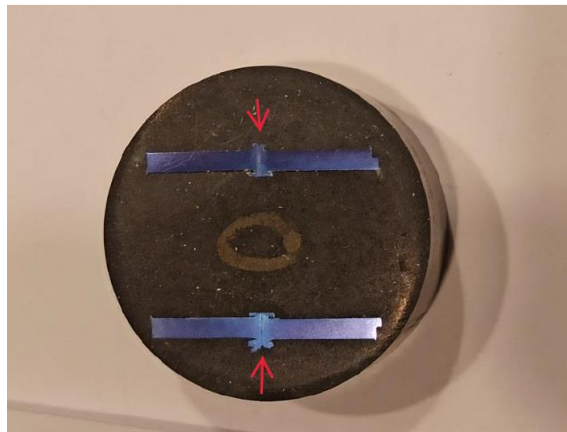


Figura 17. Sección longitudinal de la probeta 0, las flechas indican las zonas soldadas en la pared del tubo.

2.3 Probetas:

Se trabajaron con las siguientes probetas.

Probetas soldadas mediante GTAW:

2.3.1 Tapón – vaina y fleje soldado

Para caracterizar la microestructura que genera el proceso GTAW se emplearon dos muestras de Zry-4 soldadas mediante dicha técnica: un fleje y un extremo soldado (tapón- vaina). El fleje soldado pertenece al LMFAE, mientras que el ensamble tapón - vaina fue producida por FAE para la CNAI (Central Nuclear Atucha I).

Se usaron los siguientes parámetros de soldadura para el tapón- vaina:

Parámetros de soldadura para el ensamble tapón – vaina CNAI:

Angulo de electrodo: 25° a 30°

Gas de protección: Argón 0.5 ± 0.1 bar

Conductividad térmica (Zry-4): 0.021489 J/mms°C

Corriente de soldadura GTAW: 58 – 62 A

Difusividad térmica del solido (Zry-4): 11.5 mm²/s

Para el caso del fleje, se desconocen los parámetros de soldadura.

2.3.2 Probetas soldadas mediante RFW.

Se usaron tubos de Zry-4 de un diámetro exterior de 17,9 mm e interior de 14,2 mm y un largo de 7 cm, a los cuales se le realizaron un torneado para reducir su diámetro a 16,1 mm con un avance de 3 cm y puedan ser sujetados por el mandril.

2.4 Caracterización:

Para determinar los cambios que provoca en el material ambos tipos de soldaduras se caracterizó la microestructura desde la zona soldada hasta el material base y además se midió microdureza Vickers.

En el caso del ensamble tapón vaina y probetas RFW se analizó la sección transversal longitudinal, mientras que en el fleje la transversal normal al cordón.

2.4.1 Macrográficas y micrográficas:

Se realizaron estudios microestructurales mediante la observación con lupa (Leica modelo MZ6), microscopio óptico (Olympus GX 71) y electrónico de barrido (MEB - marca Fei modelo INSPECT-S50). Para esto las muestras fueron pulidas mecánicamente con papeles de carburo de silicio desde el nro 120 al 2400; Seguidamente, fueron atacadas químicamente con una solución de 50 % de agua, 47 % de ácido Nítrico (HNO₃) y 3 % de ácido Fluorhídrico (HF). Finalmente, se las anodizó en una celda electroquímica con una solución al 10% SO₄H₂ y 30 V, esta etapa final permite obtener un mejor contraste bajo luz polarizada.

2.4.2 Microdureza:

La microdureza se midió acorde a la norma ASTM E 384-02 [22], para lo cual se empleó un microdurómetro Shimadzu. Las medidas se realizaron en posiciones equidistantes desde el centro de la soldadura hacia la zona del material base, de modo de abarcar todas las zonas

donde se observó distintas microestructuras. En cada posición se realizaron 3 improntas para obtener un valor medio.

Para el caso del fleje se aplicó una carga de 200 gr durante 30 segundos. En el ensamble tapón-vaina se aplicó una carga de 200 gr durante 30 segundos, y se midió en 15 posiciones. De las probetas soldadas por fricción rotativa se eligió la número 4 para medir microdureza, ya que presentó los mejores resultados como se verá en la siguiente sección. En ella, el ensayo se realizó aplicando una carga de 200 gr durante 30 segundos. Las improntas se realizaron en 4 posiciones.

2.4.3 Estimación del tamaño de grano:

Se midió tamaño de grano y ancho de placa al fleje soldado mediante micrografías tomadas cada 0,5 mm desde el cordón de soldadura hacia la zona afectada por el calor según la norma ASTM E-112-96 [23]. Las micrografías se realizaron con el microscopio electrónico de barrido (MEB) con magnificaciones de 100x, 200x, 400x, 1600x, 3000x y 6000x.

La estimación del tamaño de grano del ensamble tapón-vaina y la probeta 4 de RFW se realizó a partir de las micrografías tomadas por MEB usando el programa image j.

3. Resultados:

En esta sección se presenta en primera instancia los resultados de la evaluación del proceso de soldadura y seguidamente los correspondientes a la caracterización de la microestructura.

3.1 Evaluación del proceso RFW:

3.1.1 Parámetros y condiciones (RPM, tiempos, cargas)

Soldadura N°	Velocidad rotacional	Fuerza axial (N)	Distancia de avance (mm)	Tiempo de forja (s)	BRAZO PALANCA
Prob-0	600	377	0,5	0,3	FALLÓ
Prob-1	250	377	0,3	0,3	FALLÓ
Prob-2	250	880	0,5	0,5	EXITOSO
Prob-3	250	880	0,5	0,5	EXITOSO
Prob-4	250	880	0,5	0,5	EXITOSO
Prob-5	250	1571	0,75	0,3	EXITOSO

Tabla 2. Tabla de Parámetros del proceso de soldadura

Se muestra en la tabla 2 los parámetros utilizados para cada soldadura. Indicando la velocidad, fuerza axial aproximada, distancia de avance, tiempo de forja y el resultado del ensayo brazo-palanca. Estos parámetros se obtuvieron a partir del herramental y los tiempos a partir de una grabación en cámara lenta.

3.1.2 Ensayo de palanca:

Al realizar el ensayo de brazo palanca pudimos notar que las muestras que se abrieron parcialmente en la zona de unión tras ser sometidos a flexión, fueron la probeta 0 y la probeta 5, mientras que la probeta 1 se abrió totalmente.



Figura18. Ejecución del ensayo brazo palanca con la probeta 1.

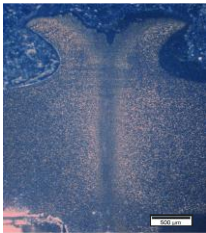
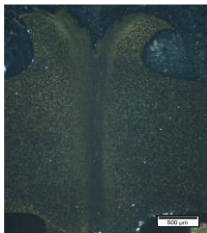
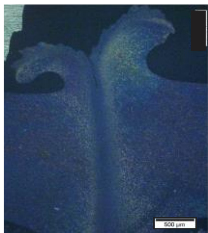
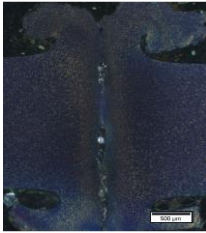
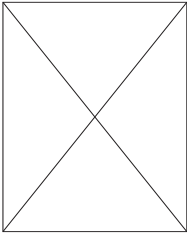
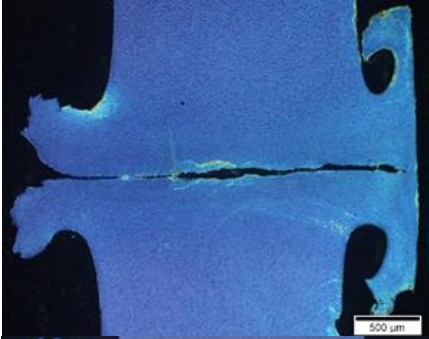
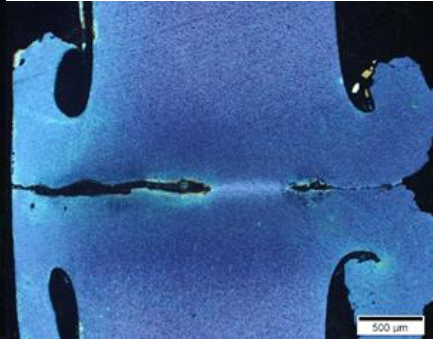
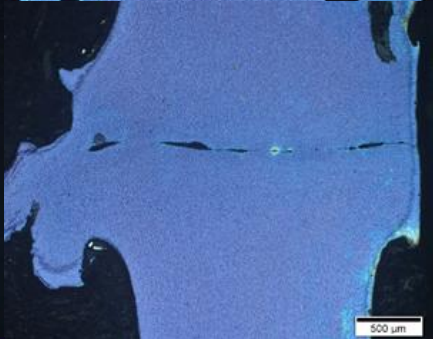
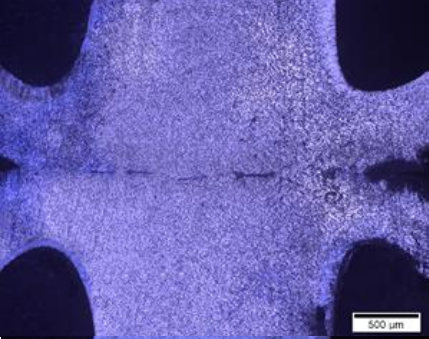
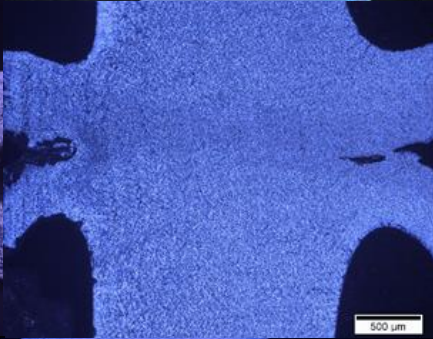
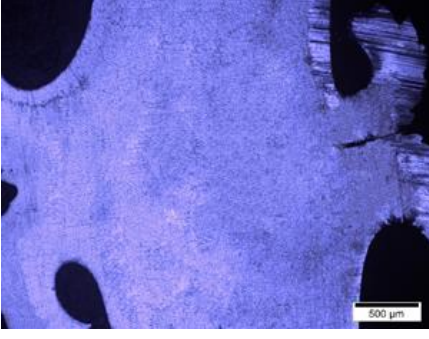
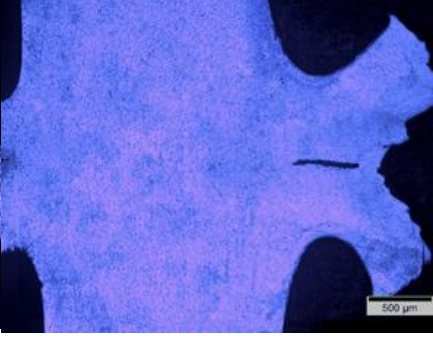
	Probeta 2	Probeta 3	Probeta 4
✓			
	Probeta 0	Probeta 1	Probeta 5
✗			

Tabla 4. Gráfico Mostrando la unión de distintas muestras después del ensayo brazo palanca.

De la tabla 4 podemos observar las uniones de las muestras, se puede notar que las probetas que presentaron mayor descohesión fueron las probetas 0, y 5, la probeta 1 se abrió totalmente en el ensayo de brazo palanca.

En la tabla 5 se muestran micrografías del lado izquierdo y derecho de la junta de las probetas, al ser cortadas se tuvieron dos lados para analizar y se hicieron micrografías por MEB del lado que presentaba mayor cohesión.

		Izquierdo	Derecho
Probeta	0		
	2		
	3		
	4		

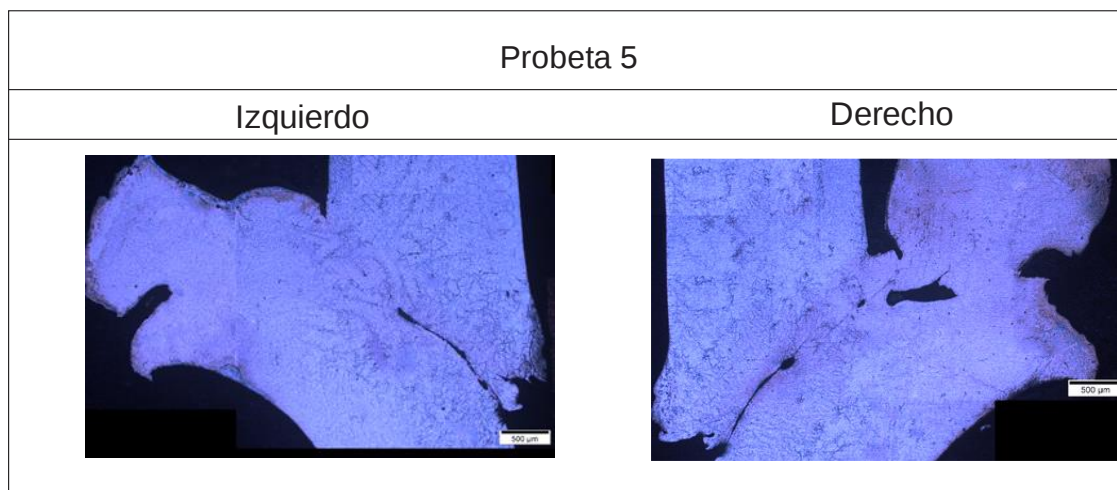


Tabla.5. Micrografías a 50 x del lado izquierdo y derecho del espesor soldado.

De las 6 probetas obtenidas por soldadura RFW se evaluaron 5 (P0, P2, P3, P4, y P5). La muestra P1 se abrió la unión durante el ensayo de palanca. En todas las muestras se observaron las zonas: 1) centro de soldadura, de granos equiaxiados finos, 2) una zona afectada termo-mecánicamente (ZAT) adyacente a la anterior. En la que se distinguen dos regiones a) de granos deformados y seguidamente b) de granos deformados y equiaxiados más gruesos que en 1.

En las siguientes figuras se resume lo observado en P3 (Fig. 32), en P4 (Fig. 33) y en P5 (Fig. 34).

En la siguiente figura se muestra una Serie de micrografías tomadas a distintas distancias respecto del centro de soldadura (a) región 1 a 100X, (b) región 1 y 2 a 100X (c), región 2 a 100X, y (d) región 3 a 100X

Espesor	1,9
	Porcentaje del espesor de pared unido
Prob-0	11 %
Prob-1	No se midió
Prob-2	74%
Prob-3	98%
Prob-4	100%
Prob-5	63%

Tabla 6 . Porcentaje del espesor de pared unido obtenido de las micrografías ópticas.

En la tabla 6 se tomaron medidas del porcentaje del espesor de pared unido, en donde se puede observar que la probeta 4 es la que soldó en su totalidad.

3.1.3 Inspección visual

Las soldaduras fueron evaluadas inicialmente considerando la formación y el volumen de rebaba lo cual indica un grado de desalineación de la soldadura además de hacer mediciones de concentricidad con un comparador de reloj. La desalineación es consecuencia de la alineación lograda entre las partes debido a las condiciones variables del proceso que resultan de la inestabilidad del sistema de anclaje de los tubos a soldar (plato y mandril en la contrapunta).



Figura 19. Se muestra cómo se mide la desalineación de una probeta de RFW con el reloj comparador.

Soldadura Nº	Desalineación (0,1mm)
Prob -0	14
Prob -1	4,5
Prob -2	4
Prob -3	4
Prob -4	4,3
Prob -5	16

Tabla 7. desalineación en decimas de milímetro,

En la tabla 5 se puede destacar que las probetas 1,2,3 y 4 presentan una alineación similar, a diferencia de la probeta 0 y 5, la cual presentan desalineación. En la probeta 0 se utilizó una mayor RPM mientras en la probeta 5 se utilizó una fuerza axial mayor que el resto.

3.2 Caracterización:

En esta sección se mostrarán los resultados de las macrografías y micrografías con el fin de observar los cambios que dieron en el material.

3.2.1 Macrografías RFW:

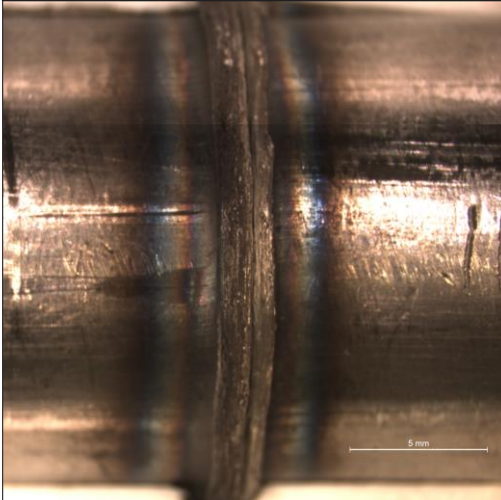
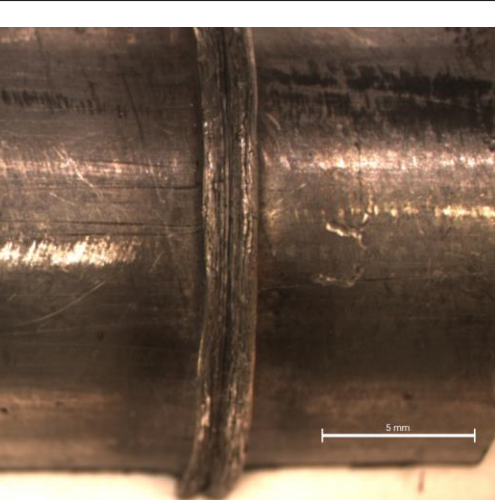
Fuerza Axial	
900 N	900 N
	
Prob-2	Prob-3

Tabla 8.(a) Apariencia de la rebaba con 880 N probeta 2 y 3.

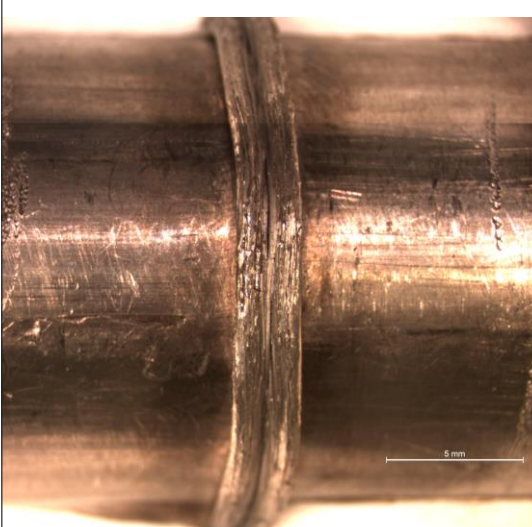
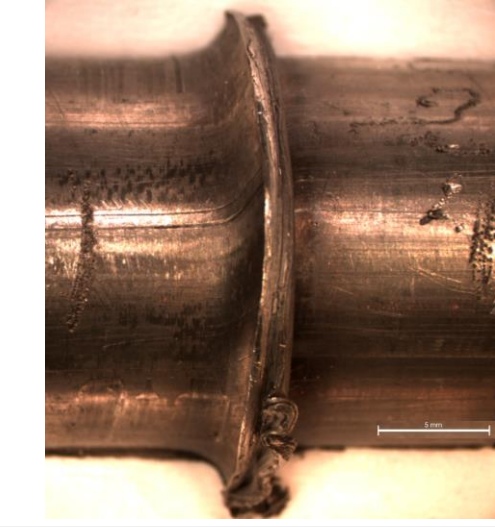
Fuerza Axial	
900 N	1600 N
	
Prob-4	Prob-5

Tabla 8.(b). Apariencia de la rebaba con 880 N para la probeta 4 y 1600 para la probeta 5.

Se puede notar en la tabla 7 que, a una fuerza axial de 900N, presenta una rebaba uniforme sin embargo para una fuerza axial mayor, la rebaba no es uniforme. También podemos observar a simple vista la leve oxidación en la junta; esto es resultado de una buena aislación que se realizó con el aislador.

3.2.2 Macrografías GTAW:

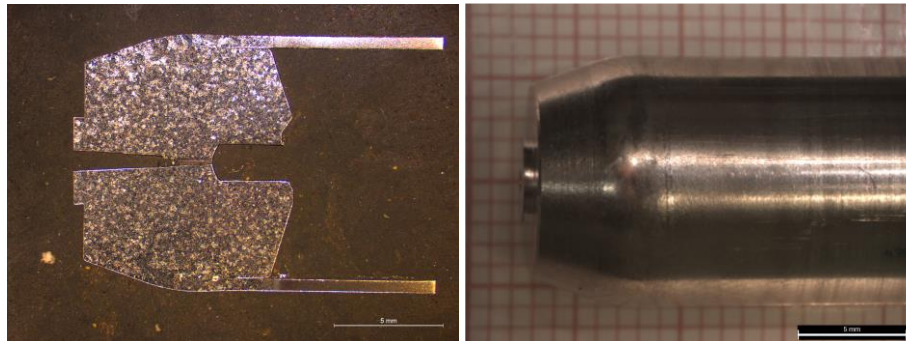


Figura 3.1(a)

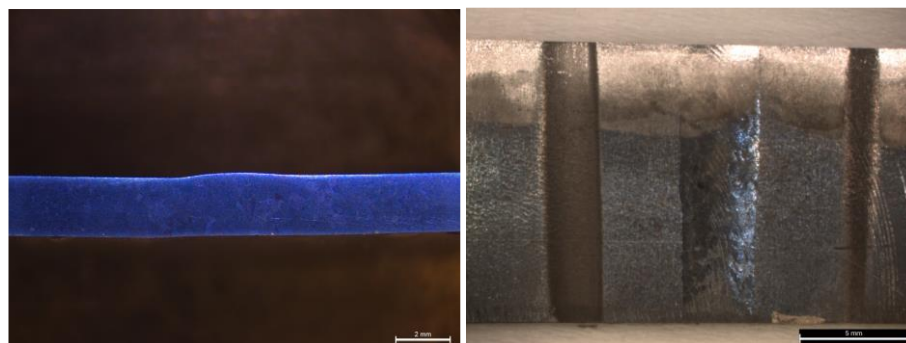


Figura 3.1(b)

Figura 20. Imágenes tomadas con lupa a las muestras GTAW con una magnificación de 0,63x a.) fleje de Zry - 4 b) Tapón-Vaina de CNA1

De la figura 20 (a) podemos destacar una zona mas oscura que indica la zona del cordón de soldadura a 3 mm de la punta, para (b), también se puede observar la zona del cordón de soldadura y a 8mm del cordón también se nota un cambio de tonalidad.

3.3 GTAW (Fleje)

3.3.1 Micrografías ópticas:

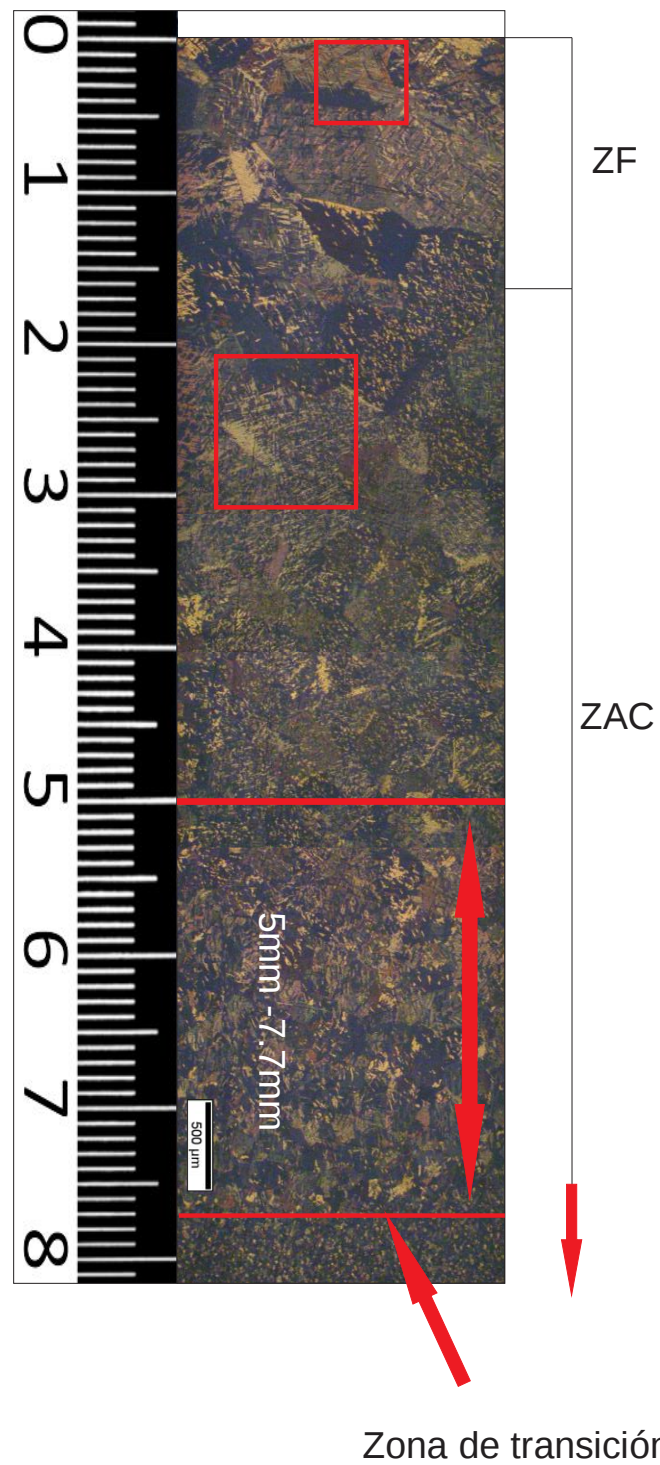


Figura 21. Micrografía panorámica con magnificación 50x de la soldadura tipo GTAW de la muestra chapa de Zry – 4

En la figura 21 se observa la zona afectada por el calor la cual presenta un crecimiento de grano, además de un cambio de morfología. Se puede destacar una marcada morfología tipo *Basket Weave*, que corresponde a la ZF (Zona de fusión). En la zona de interfase que comienza a los 7,7 mm, en la figura 21 se observa el cambio de microestructura con un grano beta previo a granos equiaxiados.

Podemos ver en la zona alejada entre los 5 mm y 7.7 mm desde el centro de la unión marcada dentro del margen de líneas rojas en la figura 21, la presencia de placas paralelas y, a medida que nos alejamos del centro de unión lo que cambia ahora es principalmente la orientación de las placas, tamaño y grosor. La morfología tipo *basket weave* desaparece a medida que nos alejamos de la zona de fusión.

A los 7.7 mm nos encontramos con la marcada interfase que ocurre en no más de 200 μm , y junto a esta línea se encuentran granos tipo placa, de tamaños y formas muy irregulares. En dicha zona se llega a temperaturas intercríticas (campo $\alpha + \beta$).

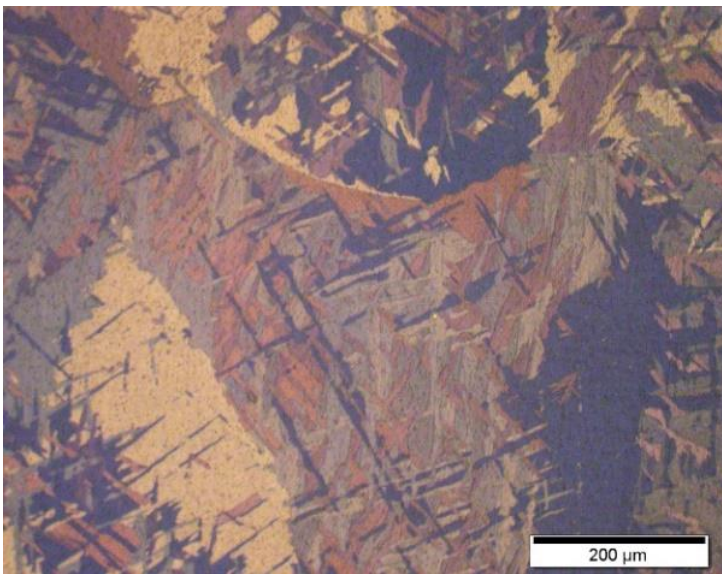


Fig 22 (a)

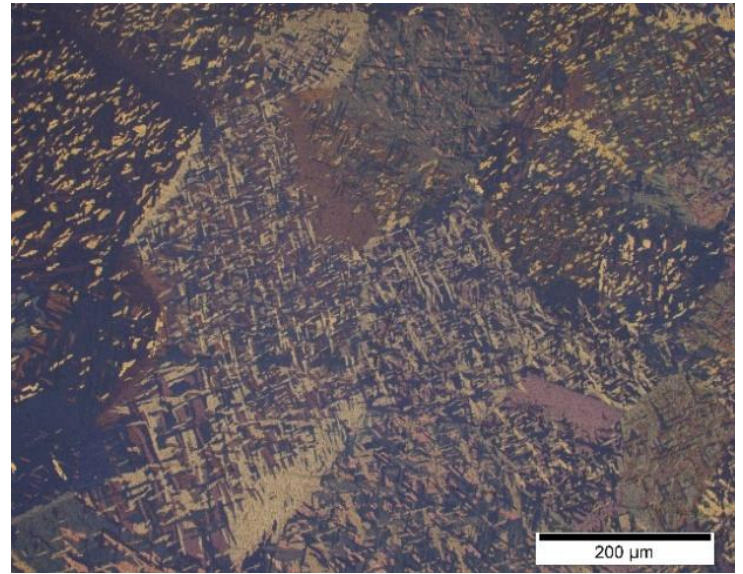


Fig 22 (b)

Figura 22 (a) y (b) . Micrografías a 200x observadas en la soldadura tipo GTAW del fleje de Zry-4 a distintas distancias del centro: 3.) 0 mm (centro de la soldadura), 4.) 2.5 mm.

En la figura 21 se observa la micrografía panorámica a 100x bajo luz polarizada del fleje soldado, donde se marcan las zonas de material fundido o zona de fusión (ZF) y la zona afectada por el calor (ZAC). Además, sobre las micrografías se muestran las posiciones para las cuales se presentan con mayor magnificación las microestructuras en la figura 22 (a) y 22 (b). En la muestra se observa una marcada zona de fusión, correspondiente a la piletta de material que fue fundido entre las placas,

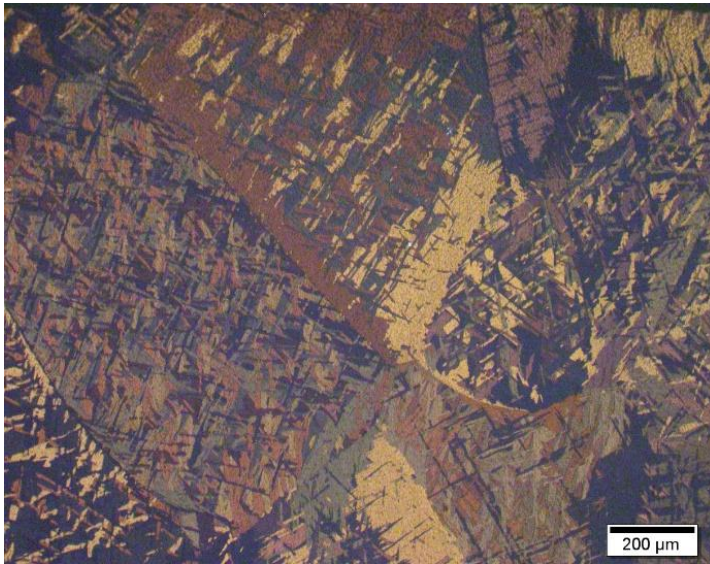


Fig 23 (a)

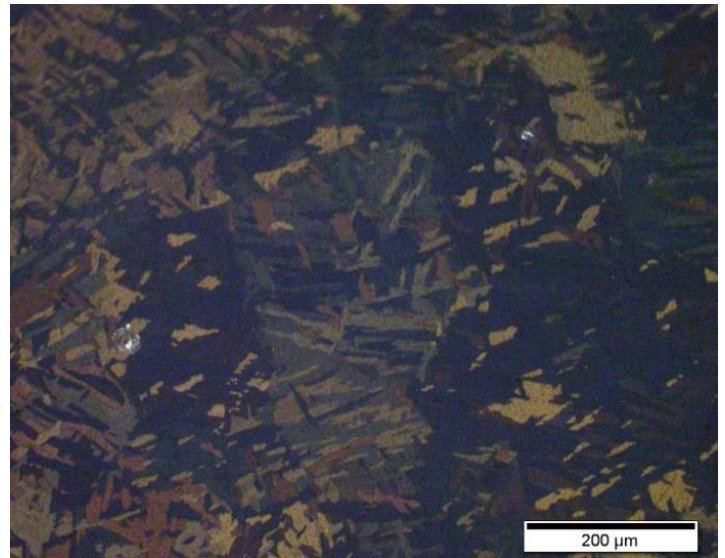


Fig 23 (b)

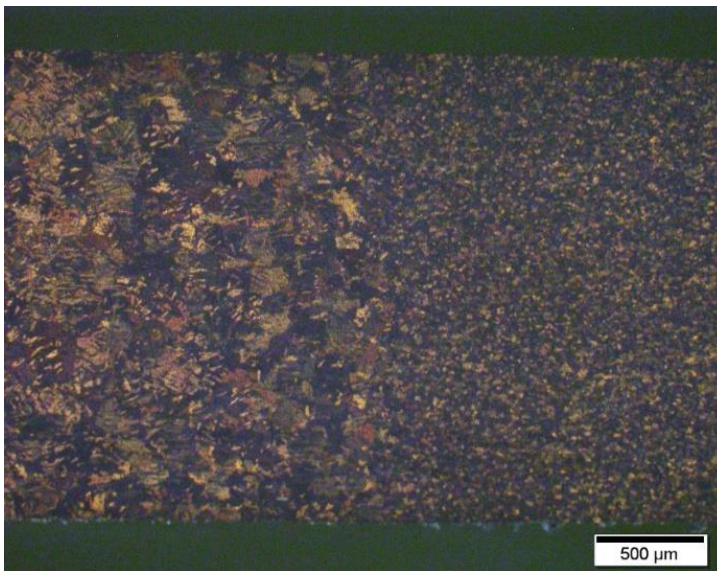


Fig 23 (c)

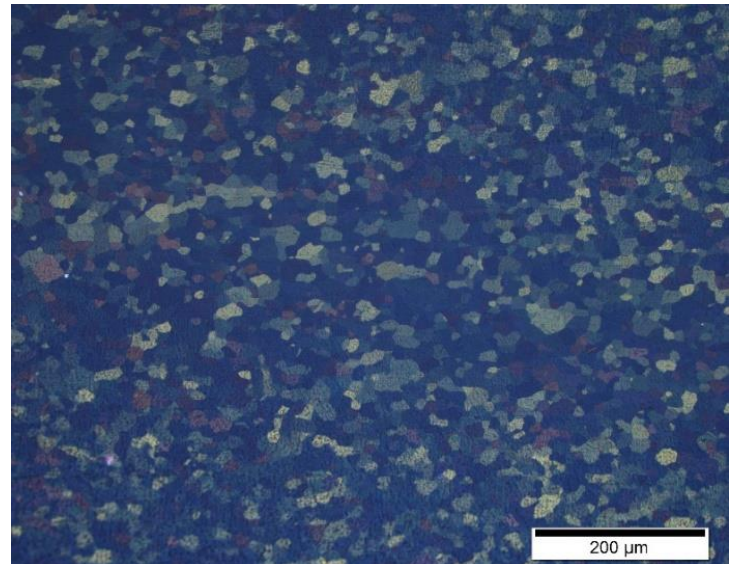
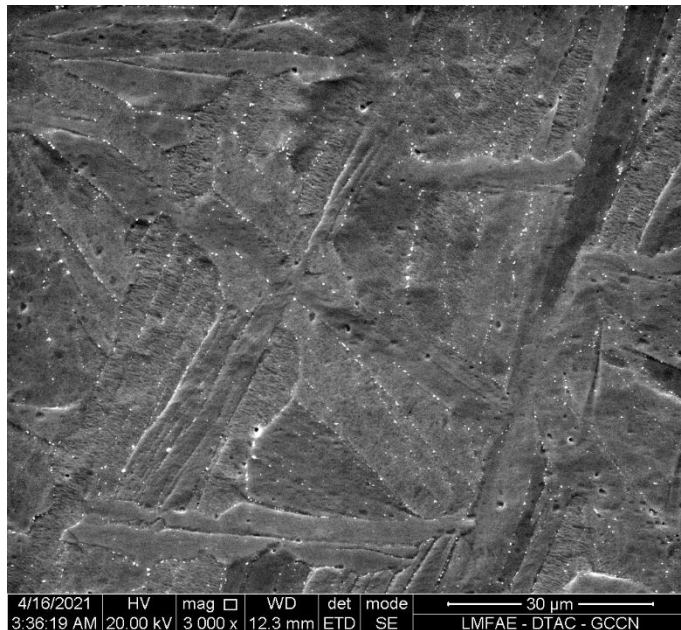


Fig 23 (d)

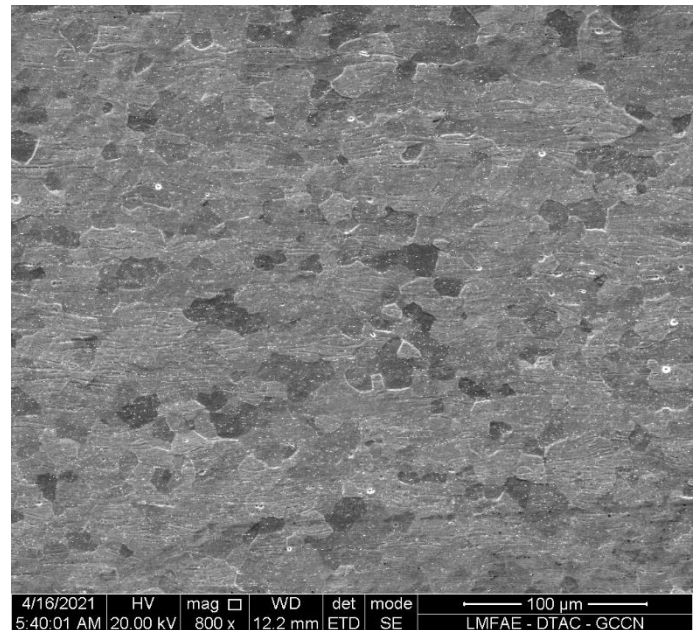
Figura 23. a.) Micrografía a 100x de la zona de fusión. b.) Micrografía con mayor magnificación 200x a 2.5 mm del centro, se puede observar la preponderancia de las placas paralelas. c.) Micrografía de la zona de transición a 50x que divide la ZAC con el material base d.) Micrografía del material base a 200x, con un tamaño de grano 8 según la norma ASTM E-112

3.3.2 Micrografías MEB del fleje :

A partir de las micrografías captadas con el microscopio electrónico de barrido (MEB), se pudo obtener medidas del ancho de placas, tamaño de grano y observar la distribución de segundas fases.



(a)



(b)

Figura 24. a.) Micrografía a 3000x de la zona de fusión. b.) Micrografía a 800x a 9 mm del centro.

De las figuras 24 se puede observar (a) la zona de fusión donde los precipitados del tipo $Zr(CrFe)_2$ [9]. ubican preferencialmente en el borde de grano de la fase α , mientras que a los 9 mm figura 24 (b) en el material base, los precipitados están distribuidos uniformemente y presentar un cierto grado de alineación.

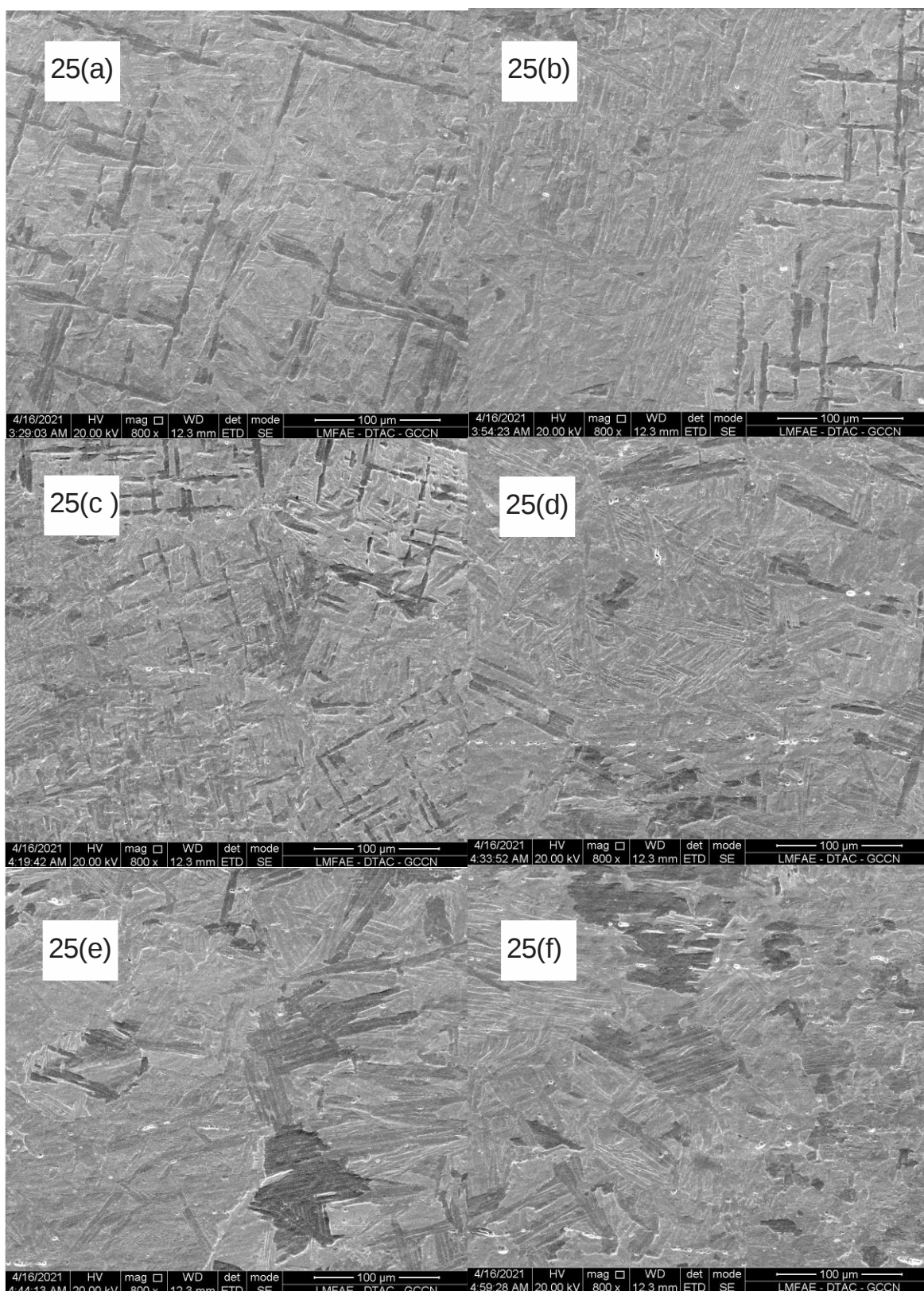


Figura 25. Serie de micrografías tomadas por MEB a distintas distancias respecto del centro de soldadura.

Las figuras presentan una serie de micrografías tomadas a distintas distancias respecto del centro de soldadura. Para (a) zona a 2mm del centro del cordón a 800X, (b) a 3,5 mm del centro del cordón 800X, (c) a 4,5 mm 800X (d) 5,5 a 800X , (e) a 6,5 mm 800X y (f) a 7,5 mm 800X.

De las figuras 25 a 800x podemos observar desde la figura (a), el cambio de morfología de *basket weave* a una morfología de convivencia de *basket weave* y placas paralelas, a medida que avanzamos del centro del cordón, se observa el aumento de la morfología de placas paralelas hasta llegar a una zona de transición, como se observa en la figura 25(f).

3.3.3 Tamaño de grano del fleje :

Los resultados de tamaño de grano correspondiente al fleje se muestran en la fig 26. Se grafica el tamaño de grano beta previo vs la posición analizada. El origen coincide con el centro del cordón de soldadura

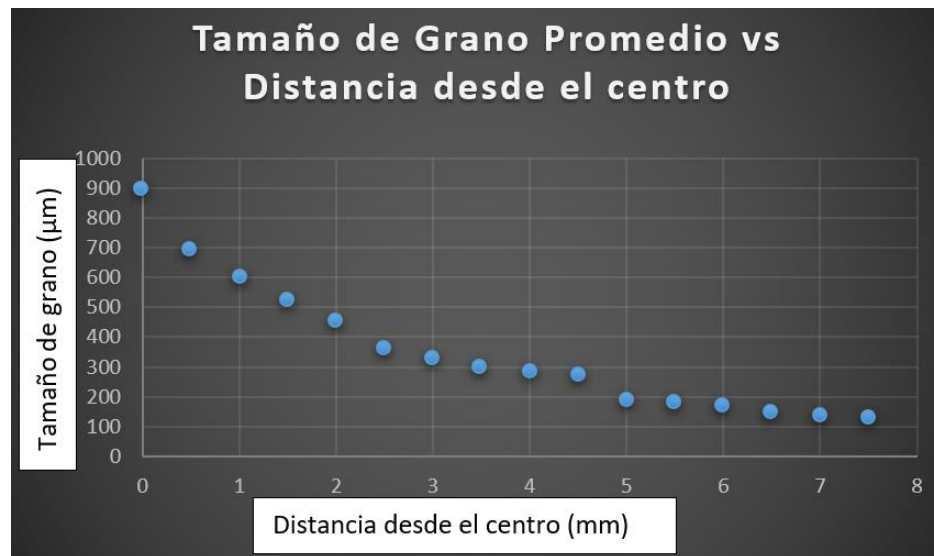


Figura 26. Gráfico de tamaño de grano promedio vs posición del fleje.

. De la tabla figura 3.7. Se puede notar un cambio de $84 \mu m$ en el intervalo de 4,5 – 5 mm y en la interfase un cambio de 110μ , en el intervalo 7,5 -7,7 mm.

El ancho de las placas Widmanstätten vs la posición respecto del centro de la zona fundida se muestra en la figura 27.

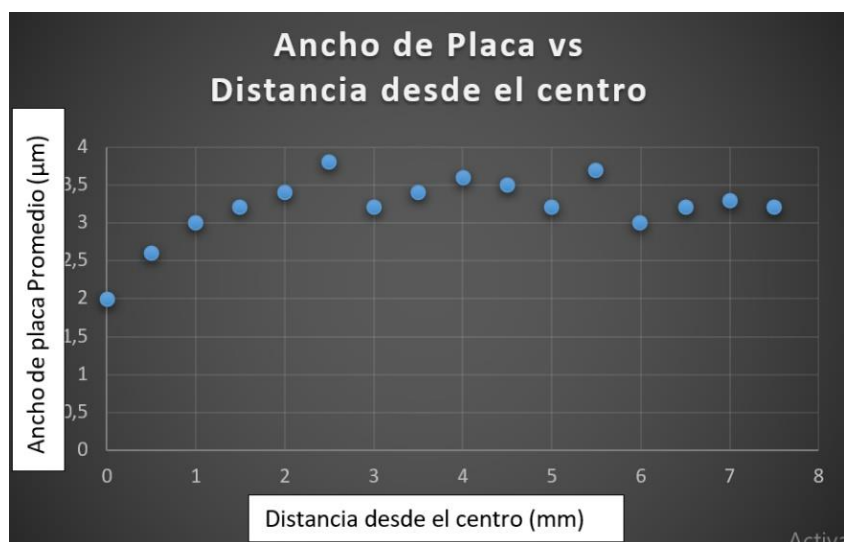


Figura 27. Gráfico de ancho de placa promedio vs la posición del fleje.
En la figura 3.8 se observa como el ancho de placa en los primeros 2 mm incrementa y en las siguientes posiciones se mantiene entre 3 y 3.8 μm hasta la zona de transición.

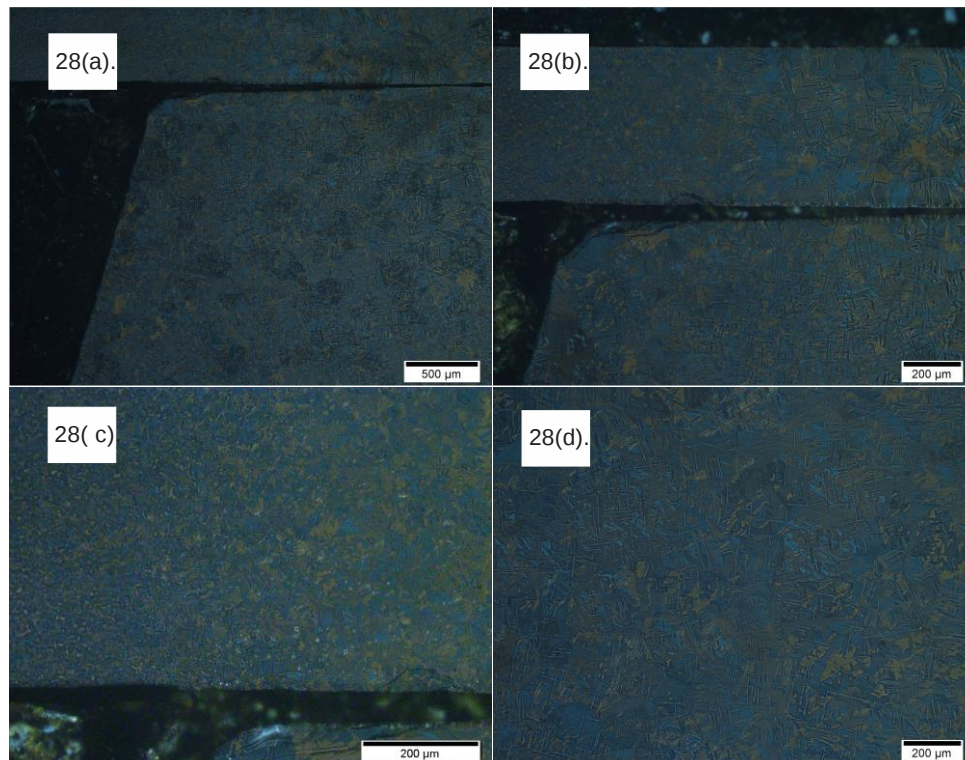
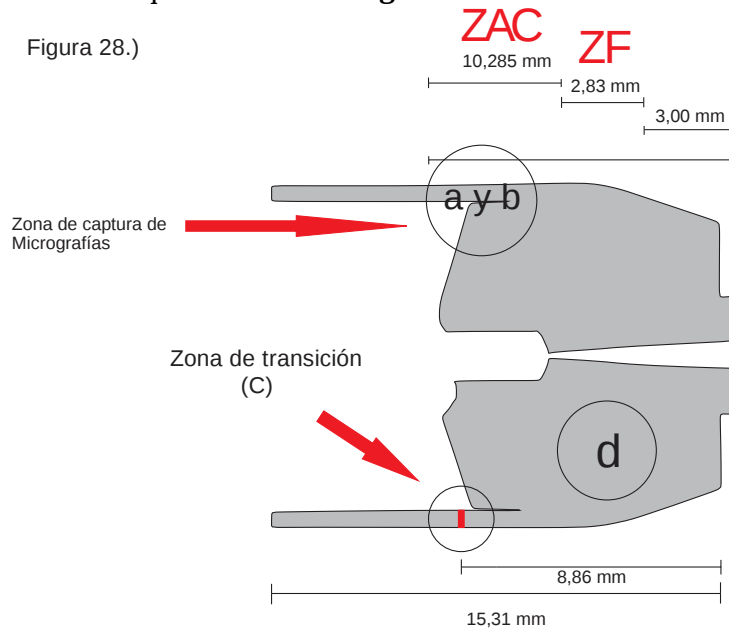
POSICION	Tamaño de Grano Promedio beta previo (μm)	Ancho de placa Widmanstätten (μm)
0	900,27	2,14
0,5	690,32	2,66
1	600,71	3,11
1,5	525,40	3,27
2	450,12	3,43
2,5	365,57	3,81
3	330,38	3,22
3,5	300,27	3,42
4	286,75	3,64
4,5	274,66	3,57
5	190,23	3,28
5,5	180,89	3,71
6	168,13	3,06
6,5	146,26	3,24
7	136,96	3,37
7,5	130,68	3,25

Tabla 9. Tamaño de grano promedia beta previo, con el tamaño de ancho de placas Widmanstätten.

3.4 GTAW (Tapón-vaina de Zry -4)

3.4.1 Micrografías ópticas:

Las observaciones realizadas en la muestra tapón vaina permitieron identificar las distintas zonas como se esquematiza en la **Figura 28**.



En este caso la zona de fusión se encuentra a 3mm desde el extremo externo del tapón y presenta una estructura de con tamaño de grano beta previo de $220\ \mu m$ a una distancia visible de 3.1 mm desde la punta del tapón como se muestra en la figura 5 (d), se verá como mayor detalle con las micrografía por MEB.

De la figura 5 podemos destacar que la microestructura presente es del tipo *basket weave*, ya que la velocidad de enfriamiento es elevada. La zona afectada por el calor se puede dividir en tres partes como se indica en la figura; zona en la cual ocurrió la transformación total a fase beta (1), zona de transición (2) y la zona de crecimiento de grano alfa (3).

3.4.2 Micrografías MEB:

A continuación, en la figura 29 se presentan una serie de micrografías tomadas a distintas distancias respecto del centro de soldadura. Para (a) zona de cordón de soldadura a 1600X, (b) a 7 mm del centro del cordón, (c) a 8mm 800X (d) 8,86 800X , (e) a 11 mm 1600X y (f) a 15 mm 800X.

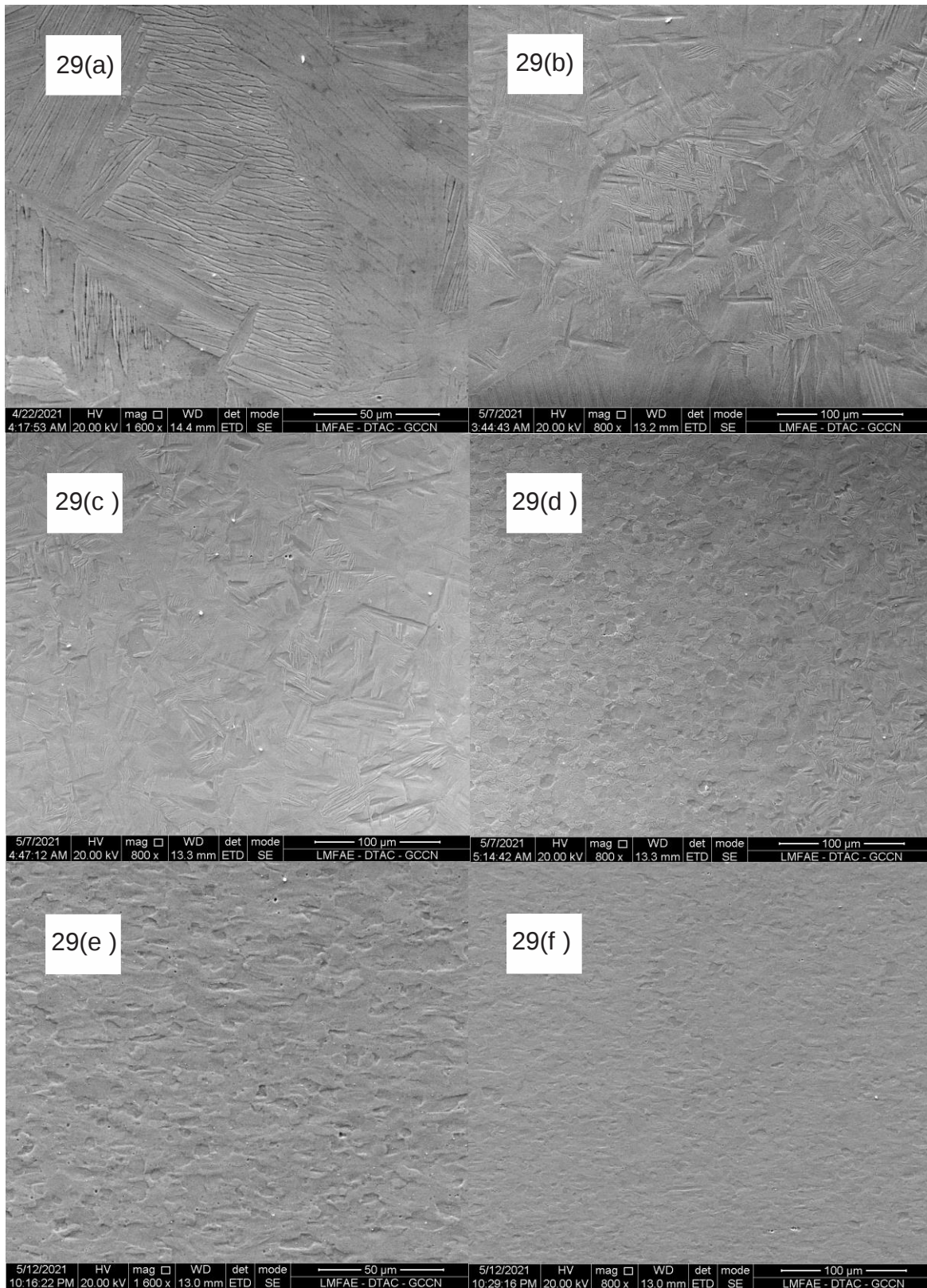


Figura 29. Serie de micrografías tomadas por MEB a distintas distancias respecto del centro de soldadura.

De las figura 29 (a) con una magnificación de 1600x podemos observar la morfología en el cordón de soldadura con un tamaño de colonia promedio de $70\ \mu\text{m}$ y tamaño de placa de $3\ \mu\text{m}$, (b) a 7.5 mm del extremo del tapón, se aprecia la disminución del tamaño de grano, midiendo en promedio $120\ \mu\text{m}$ (c) a 8 mm el tamaño de grano promedio disminuye a $75\ \mu\text{m}$ (d) a 8,86 mm se aprecia la zona de transición en donde coexiste los granos de fase α con los β previo, los granos adyacentes α presentan un tamaño de grano entre 10 y $12\ \mu\text{m}$ (e) 11 mm y (f) 15 mm. Se observa que el tamaño de grano se mantiene, entre $6\ \mu\text{m}$ y $5\ \mu\text{m}$.

3.4.3 Tamaño de grano:

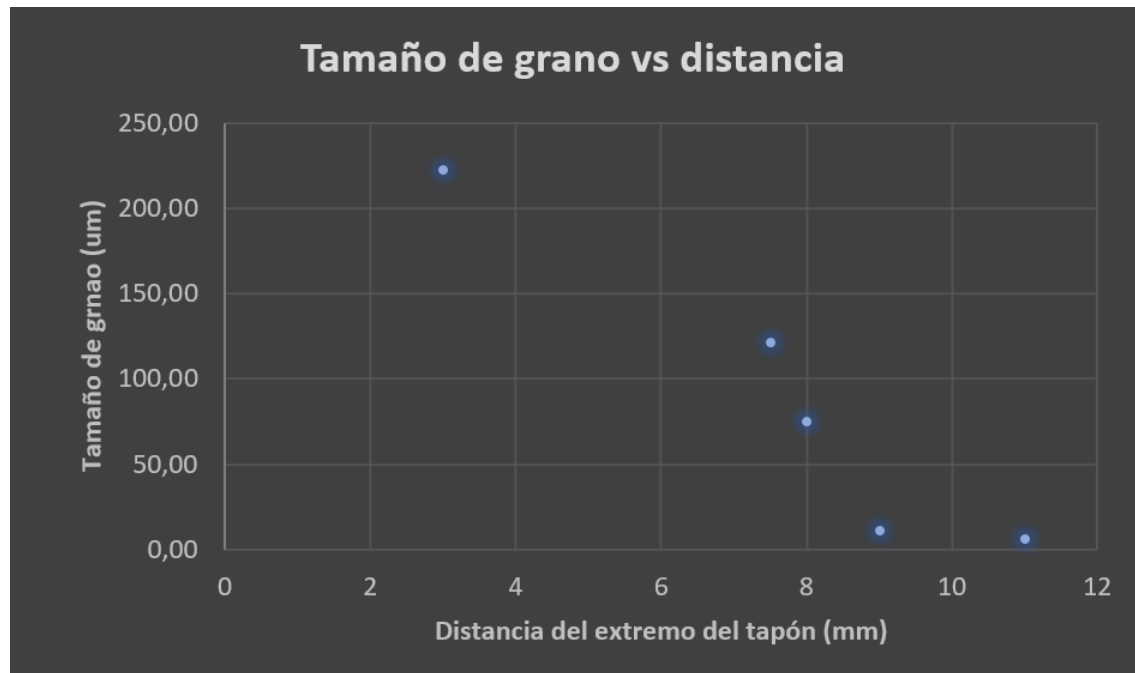


Figura 30. Gráfico del tamaño de grano de la probeta ensamble tapón -vaina, en función de la distancia del extremo del tapón.

Se observa descenso del tamaño de grano desde el cordón de soldadura ubicado a 3 mm, hasta llegar al material base con un tamaño de grano entre 6 y $5\ \mu\text{m}$.

Distancia desde el extremo del tapón.	Tamaño de grano (μm)
3	222,73
7,5	121,12
8	75,27
9	11,04
11	5,87

Tabla 10. Tamaño de grano en función de la posición desde el extremo de tapón.

3.5 RFW Tubos:

3.5.1 Micrografías ópticas:

Se realizó una armado de micrografías panorámicas para la probeta 0 y 4 A pesar de que la probeta 0 no tuviera un porcentaje de espesor soldado como la probeta 4, presentó una microestructura similar, que las demás en las zonas que llegaron a soldar.

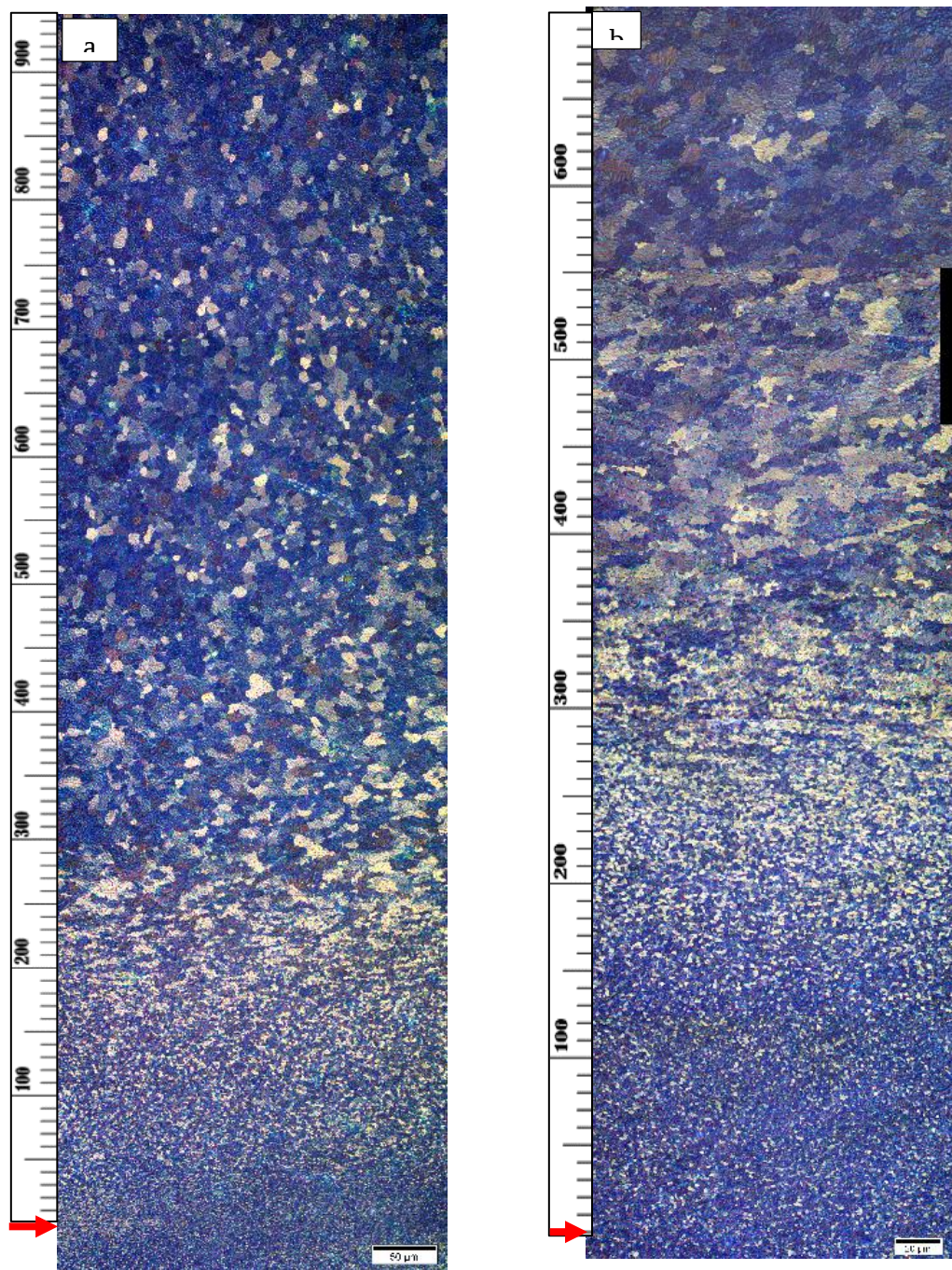


Figura 31. Microestructura de las distintas zonas observadas en muestras soldada por RFW. a) Corresponde a la probeta 0 (500x) y b) a la probeta 2 (1000x). La zona de unión se señala con la flecha roja.

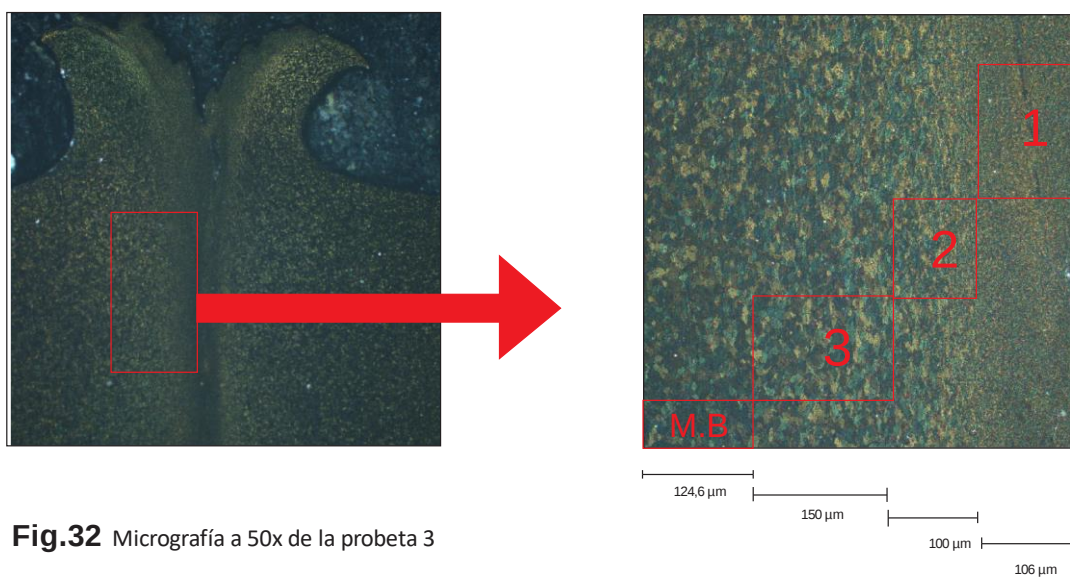


Fig.32 Micrografía a 50x de la probeta 3

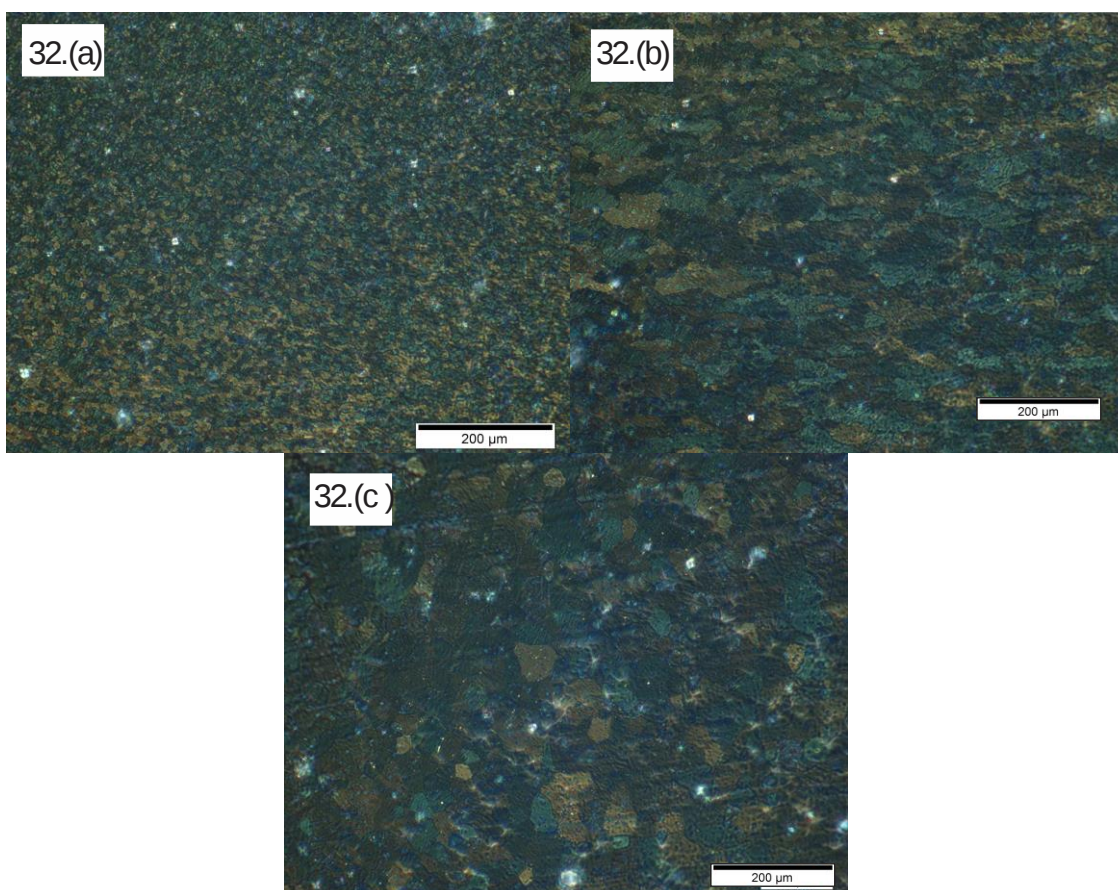


Figura 32. Serie de micrografías tomadas respecto del centro de soldadura de la Prob-3.

La figura 32 muestra la microestructura de la zona afectada termomecánicamente (ZAT) la cual puede dividirse en dos regiones, una zona en la cual se pueden observar los granos deformados adyacentes a la zona de cohesión, (2) de un ancho de 100 μm y una zona de convivencia entre granos de estructura medianamente gruesa con granos deformados de 150 μm (3). En la región 2 adyacente a la zona de cohesión el tamaño de grano se encuentra deformado y alargado en comparación con la región 1, en la cual muestra una estructura de granos más finos resultado de un proceso de recrystalización dinámica con una extensión de 106 μm .

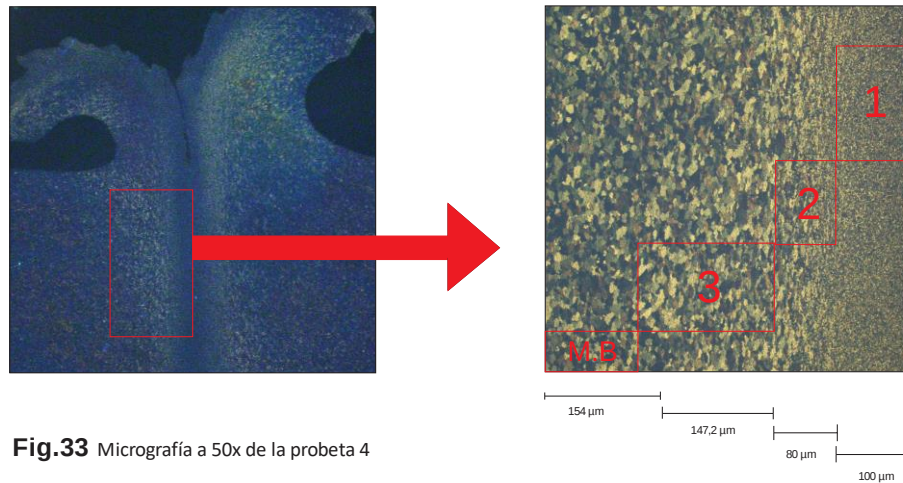


Fig.33 Micrografía a 50x de la probeta 4

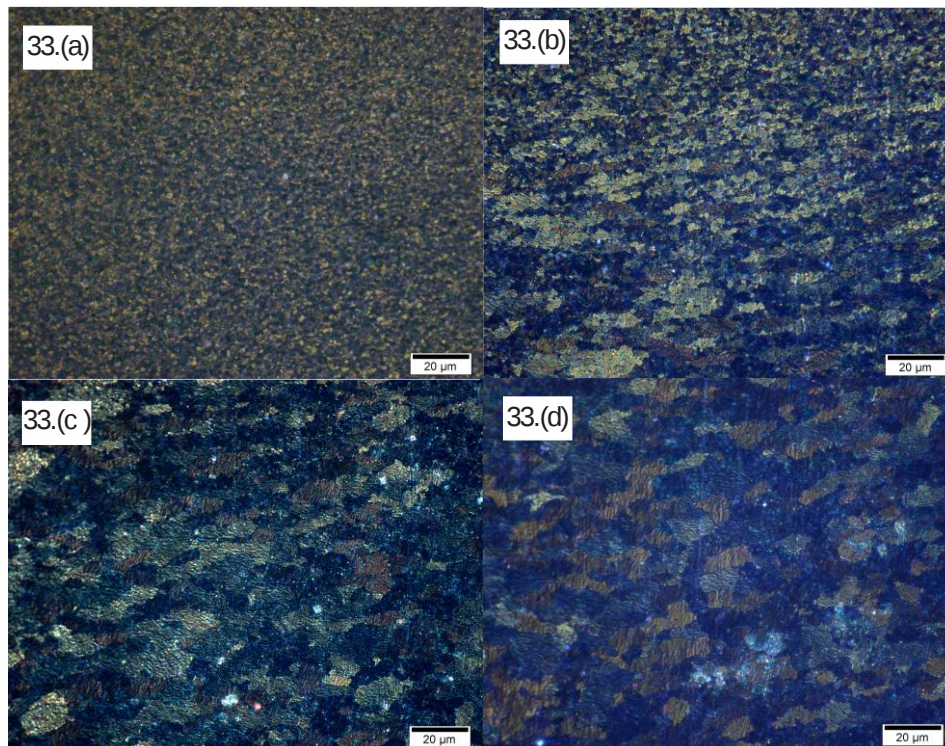


Figura 33. Serie de micrografías tomadas a distintas distancias respecto del centro de soldadura (a) región 1 a 100X, (b) región 1 y 2 a 100X (c), región 2 a 100X, y (d) región 3 a 100X

De la misma manera para la probeta 4 podemos observar una similitud con las demas probetas a diferencia de los anchos de las zonas para la región (1) un ancho de 100 μm , para la (2) un ancho de 80 μm y la (3) un ancho de 147,2 μm .

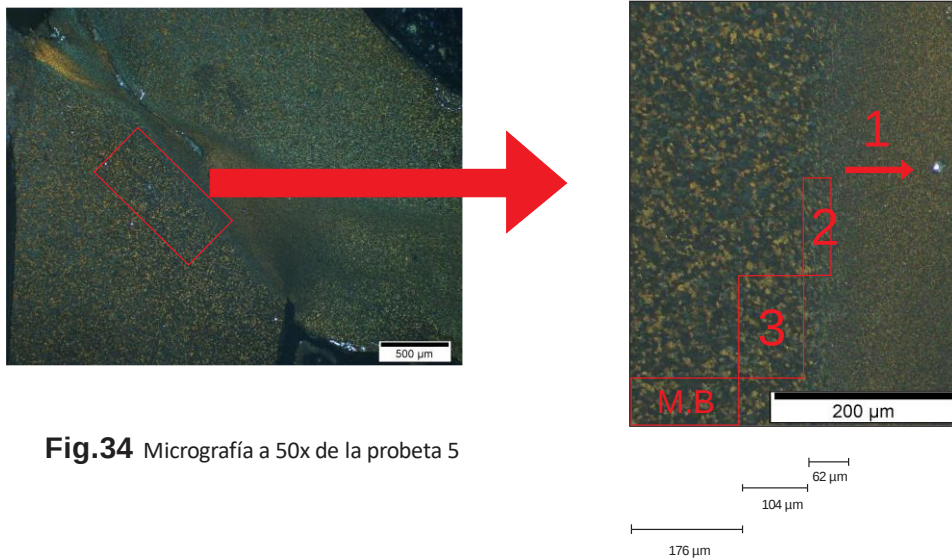


Fig.34 Micrografía a 50x de la probeta 5

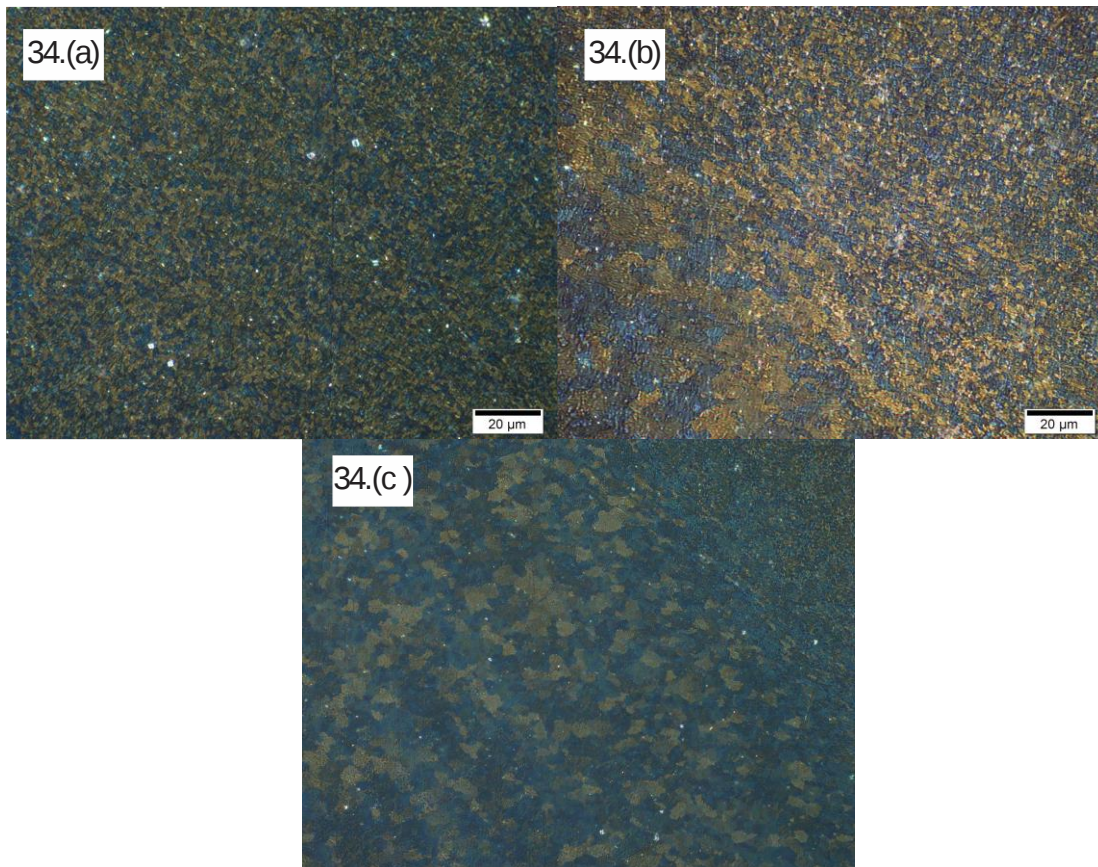


Figura 34. Serie de micrografías tomadas a distintas distancias respecto del centro de soldadura (a) región 1 a 100X, (b) región 2 a 100X (c), región 2 y 3 a 100X.

Para la probeta 5 si bien existe una similitud con las demás probetas, presentando zona 1, 2, y 3, esta presenta zonas con medidas variables, esto es para el caso de la zona 1, ya que por secciones hubo mayor recrystalización dinámica.

3.5.2 Micrografías MEB Probeta 4:

El análisis con MEB se realizó en la probeta 4, ya que esta es la más representativa, ya que cuenta con mayor porcentaje de espesor de pared unido. Lo observado se resumen en la figura 35 y 36.

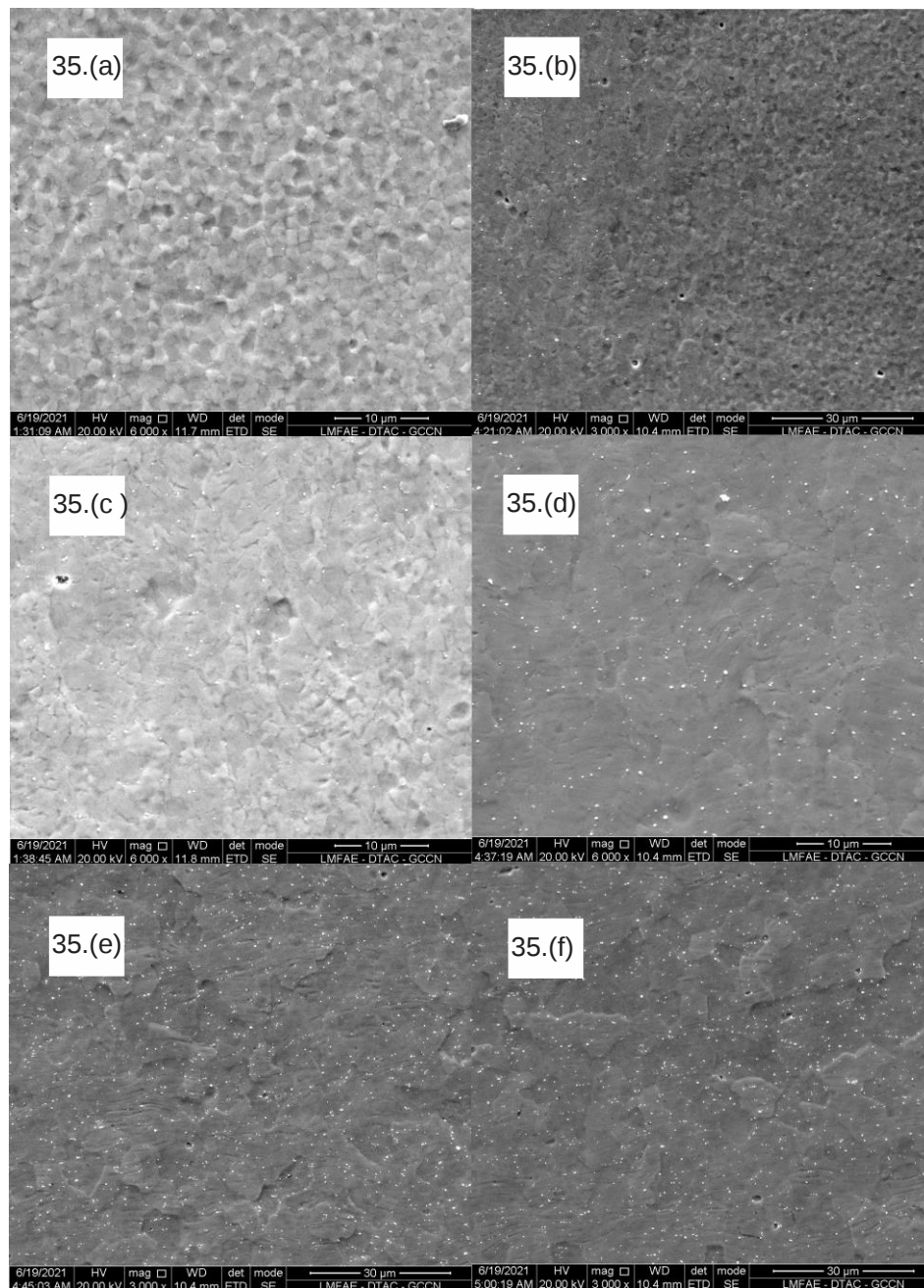
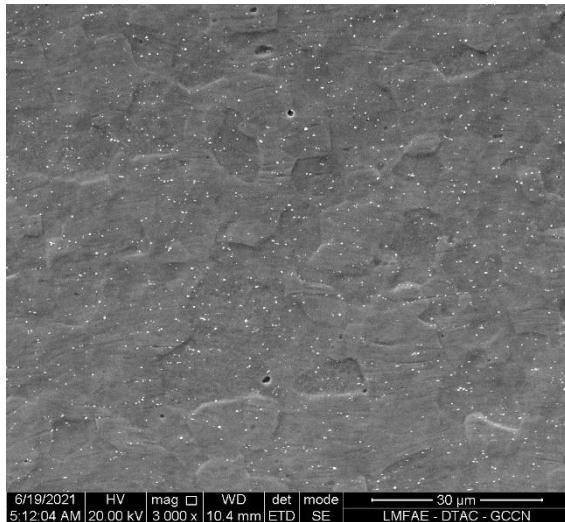
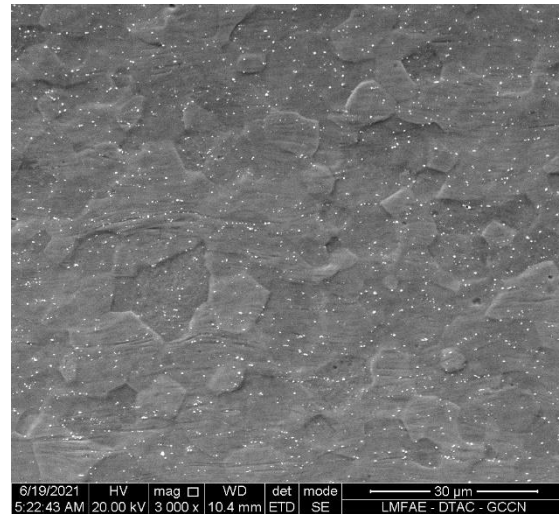


Figura 35. Serie de micrografías MEB tomadas respecto del centro de soldadura.

Para la figura 35 se realizaron micrografías MEB en distintas zonas (a) zona de cordón de soldadura a 6000X, (b) a 114 μm del centro del cordón 3000X, (c) a 174 μm 6000X (d) 271 μm 6000X, (e) a 597 μm 6000X y (f) a 950 μm 6000X.



(a)



(b)

Figura 36. (a) Micrografía a 1.5 mm a 3000X y (b) a 4,1 mm a 3000X del centro de la soldadura. Se consideran material base.

De las micrografías 36, (a) podemos observar los granos finos del centro de soldadura, producto de la recrystalización dinámica con una aumento de 6000X, tamaño de grano entre 1,7 μm -2,3 μm . Desde el centro de soldadura a la de granos deformados. En la figura (b), a una distancia de 114 μm podemos observar como cambia la morfología a un grano deformado con relieves internos que pueden identificarse como bordes de subgrano. Cabe destacar que hay una convivencia entre granos deformados recuperados y recrystalizados. El grano deformado recuperado mide entre 2,6 y 3,2 μm de ancho. En (c), a 174 μm tenemos una zona de granos deformados recuperados en su mayoría, y se ve en menor cantidad granos finos recrystalizados. En (d) a 271 μm se pueden observar granos recuperados y granos de material base. En (e) a 597 μm y en (f) a 950 no hay diferencia en el tamaño de grano respecto del material base que varía entre 9 μm y 11 μm pero si podemos observar que existe una mayor cantidad de precipitados que en el material base 51 y estos precipitan de forma uniforme en los bordes de subgrano e intragranularmente. El material base se observa en la figura 14.

3.5.3 Tamaño de grano:

Se midió el tamaño de grano desde el centro de unión hasta el material base a partir de la micrografías MEB de la probeta 4.

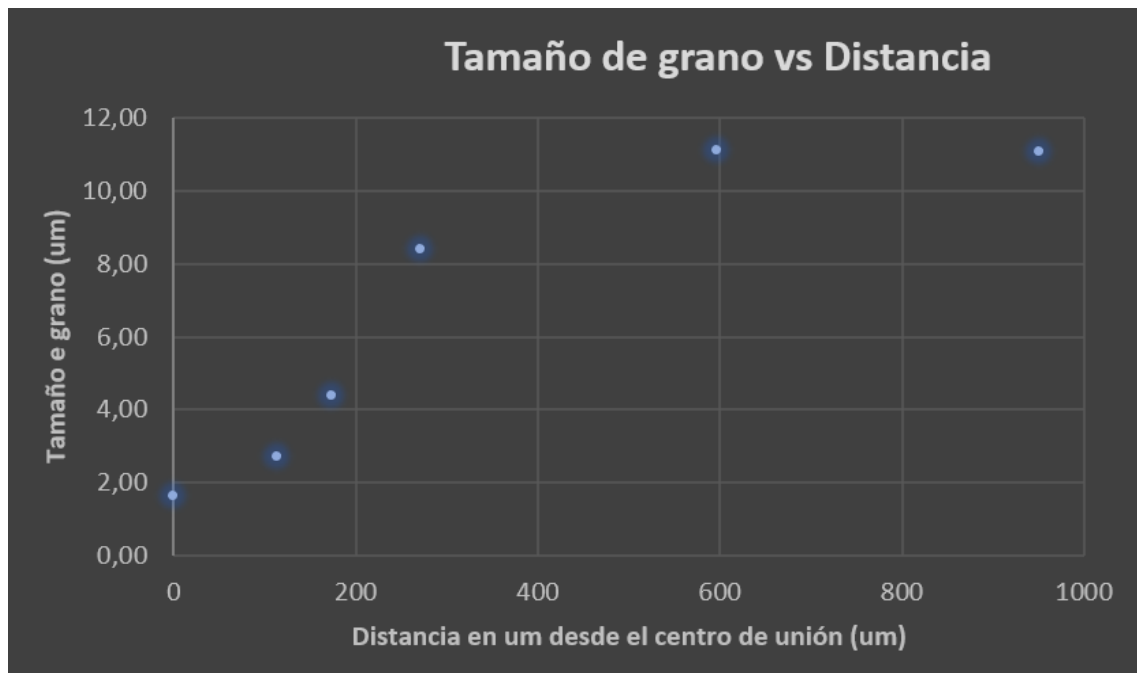


Figura 37. Gráfico del tamaño de grano de la probeta 4, en función de la posición desde el centro de unión.

Podemos observar que el tamaño de grano va aumentando hasta llegar a un tamaño en promedio de 9 – 11 μm , el cual es el tamaño de grano del material base.

Distancia desde la unión (μm)	Tamaño de grano (μm)
0	1,62
114	2,71
174	4,39
271	8,40
597	11,12
950	11,07

Tabla 11. Se muestran las medidas del tamaño de grano en función de la posición desde el centro de unión.

3.3 Microdureza:

A continuación, se mostrará para cada caso, el perfil de microdureza correspondiente.

3.3.1 RFW:

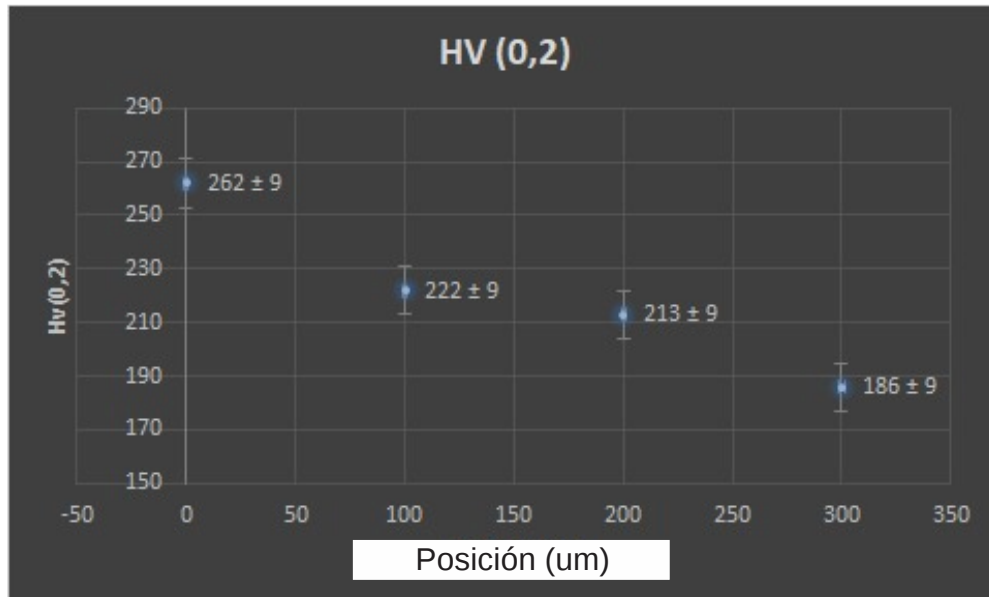


Figura 38. Gráfico de medición de microdureza de probetas por RFW.

Se puede observar a través de las mediciones de microdureza como esta desciende desde le cordón de soldadura hasta una distancia de 3 mm, en donde la microdureza pertenece al del material base

3.3.2 GTAW:

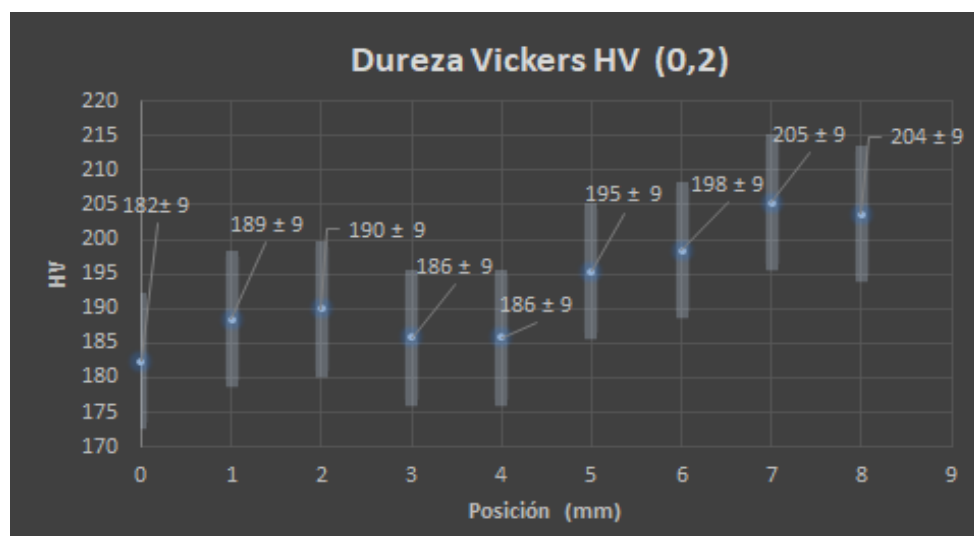


Figura 39. Valores de microdureza Vickers de la muestra fleje vs la posición

De la Medición de microdureza del fleje, se puede observar un aumento a los 4,5 mm desde el centro del cordón de soldadura.

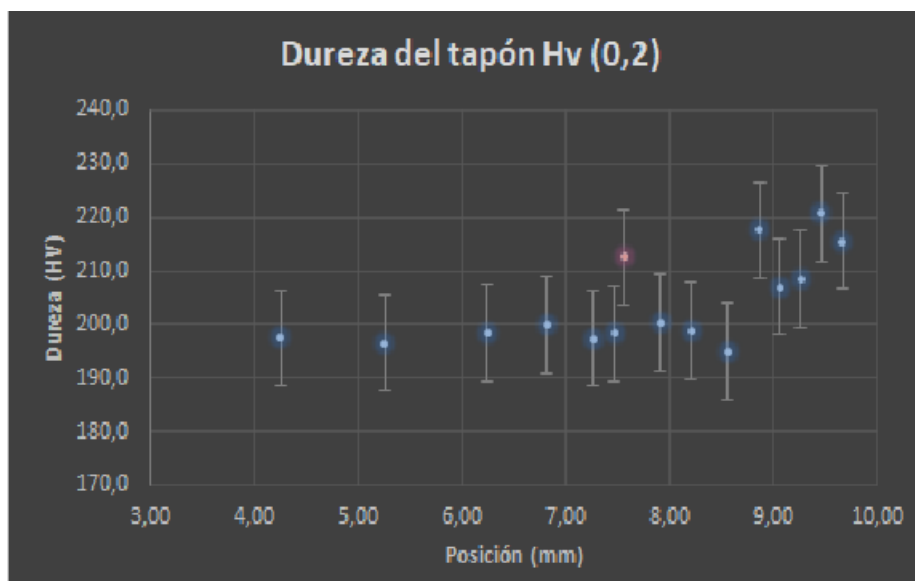


Figura 40. Microdureza Vickers de la muestra tapón – vaina vs la posición (origen: extremos del tapón)

Posición	Dureza HV (0,2)
4,25	197 ± 9
5,25	196 ± 9
6,25	198 ± 9
6,82	199 ± 9
7,26	197 ± 9
7,46	198 ± 9
7,56	212 ± 9
7,91	200 ± 9
8,21	198 ± 9
8,56	195 ± 9
8,86	217 ± 9
9,06	207 ± 9
9,26	208 ± 9
9,46	220 ± 9
9,66	215 ± 9

Tabla 12. Muestran los datos del grafico de Posición vs microdureza.

Se observa un cambio de dureza a partir de los 9,4 mm coincidiendo con la zona de transición. También un aumento de la dureza a medida que nos alejamos de la zona de interfase hasta los 10 mm; (granos de entre 10 a 12 μm), hasta llegar a una dureza de 230 HV, que corresponde al del material base con un tamaño de grano entre 6 μm y 5 μm . Cabe destacar que a una distancia de 7.563 mm hay una medición de un aumento abrupto de 212 HV, que no tiene relación con los siguientes puntos.

4 Discusiones:

4.1 Fleje:

En la [figura 21](#) se observa la zona afectada por el calor la cual presenta un crecimiento de grano previo beta, además de un cambio de morfología en los granos alfa. Se puede distinguir una morfología tipo *Basket Weave*, que corresponde a la ZF (Zona de fusión). La zona de transición es donde coexisten la fase alfa y beta, esta comienza a los 7,7 mm, se observa el cambio de microestructura de grano beta previo con placas alfa a granos alfa equiaxiados. Por lo que se entiende que, hasta dicha zona, se alcanzaron temperaturas superiores a 1003°C (β – transus) ya que; a partir de esta interfase, comienza a aparecer la morfología tipo Widmanstätten, principal indicador de la transformación de fase [16]. La [figura 23](#) (c) muestra una micrografía con más detalle de esta interfase, el cambio se da en una franja de unos 200 μm de ancho aproximadamente.

Podemos ver en la zona alejada entre los 5 mm y 7,7 mm desde el centro de la unión, indicada en la [figura 21](#) entre las líneas rojas, la presencia de placas paralelas y, a mayor distancia, se observa una variación en la orientación de las placas, tamaño y grosor. La morfología tipo *basket weave* desaparece a medida que nos alejamos de la zona de fusión.

Como hemos mencionado a los 7,7mm nos encontramos con la marcada zona de transición que se extiende en no más de 200 μm , y junto a esta línea se encuentran granos de tamaños y formas muy irregulares. En dicha zona se llega a temperaturas intercríticas (campo $\alpha + \beta$), por lo que se debería observar un crecimiento de algunos granos alfa y otros granos más finos, como resultado de la transformación alfa-beta a alfa. Esto se puede observar en la [figura 23](#) (d) donde hay granos alfa finos y otros más grandes.

La zona adyacente hacia el material base a partir de los 7,7 mm del centro, presenta un tamaño de grano entre los 15 y 25 μm , como se puede apreciar, la diferencia de tamaño de grano no es observable con el material original.

En la [figura 23](#) (a) se observa que la microestructura corresponde al material que se enfrió desde el estado líquido, pasando por fase β y luego α , esta zona estuvo mayor tiempo, que el resto en fase beta, lo que dio lugar a un mayor tamaño de grano beta previo, de 900 μm . Por otro lado, la velocidad de enfriamiento es muy elevada por lo que promueve la morfología de granos alfa a tipo *basket weave*. La [figura 23](#) (b) corresponde a la microestructura presente a 7 mm del centro del cordón de soldadura la cual posee una morfología variada entre *basket*

weave y placas paralelas (con mayor preponderancia en esta última) con un espesor de placas muy fino. A su vez se pudo notar como va variando el tamaño de grano de la fase β previa, con un tamaño de grano 2 según la norma ASTM E -112- 96 [23] ($180\text{ }\mu\text{m}$).

4.1.1 Micrografías MEB:

De las [figuras 24](#) se puede observar (a) la zona de fusión, donde los precipitados del tipo $\text{Zr}(\text{CrFe})_2$ [24]. se ubican preferencialmente en el borde de grano de la fase, a pesar de las elevadas velocidades de enfriamiento ocurre la precipitación con una estructura Widmanstätten. A los 9 mm (b), en el material base, los precipitados que están distribuidos uniformemente, son en su mayoría intergranular. Por lo que resulta claro, entonces, que previamente la chapa de Zry-4 tuvo templado inicial desde la fase β con posteriores tratamientos termomecánicos, deformaciones y tiempos de recocido para obtener una microestructura equiaxial con precipitados intragranulares. Estos precipitados presentan un cierto grado de alineación.

De las [figuras 25](#) con una magnificación de 800x podemos observar el cambio de morfología desde la figura (a) a 2 mm del centro del cordón, (b) a 3,5 mm, (c) a 4,5 mm, (d) a 5,5 mm, (e) 6,5 mm y (f) 7,5 mm. Se puede observar un cambio notorio en el tamaño de grano entre los 4,5 mm y 5 mm, también y en la interfase de $200\text{ }\mu\text{m}$ a los 7,7 mm.

De la [figura 26](#). Se puede notar un cambio de $84\text{ }\mu\text{m}$ del tamaño de grano en el intervalo de 4,5 – 5 mm y en la interfase un cambio de $110\text{ }\mu\text{m}$,en el intervalo 7,5 -7,7 mm.

En la [figura 27](#) se observa como el ancho de placa en los primeros 2 mm incrementa y en las siguientes posiciones se mantiene entre 3 y $3,8\text{ }\mu\text{m}$.

4.1.2 Microdureza:

Medición de microdureza del fleje, se puede observar un aumento a los 4,5 mm desde el centro hasta el material base, esto se podría explicar por la disminución del tamaño de grano como se muestra en la [figura 39](#), cabe destacar que el material base tiene una dureza de $197 \pm 9\text{ HV}$ con una morfología de granos equiaxiales.

4.2 Ensamble tapón vaina:

4.2.1 Análisis microestructural:

De la [figura 28](#) podemos destacar que la microestructura presente es del tipo *basket weave*, lo cual corresponde con el hecho de que la velocidad de enfriamiento es elevada.

La zona afectada por el calor se puede dividir en tres partes; zona en la cual ocurrió la transformación total a fase beta, zona de transición y la zona de crecimiento de grano alfa.

La región que alcanzó temperaturas por encima de la temperatura de transformación beta transus adyacente a la zona de fusión está caracterizada por una estructura Widmanstätten es

decir, colonias de placas paralelas dentro de granos de fase beta previo transformada; esta microestructura continúa hasta la zona de transición con pequeños cambios (aumento de ancho de placas y direccionalidad), por lo que es muy difícil de identificar metalográficamente la separación entre la zona de fusión y la zona afectada por el calor la cual es marcada en la [figura 28](#) con una línea roja a unos 10,285 mm de la punta del tapón. La región de transición es la zona en la cual, la temperatura alcanzó valores intercríticos, es decir entre 800°C – 825°C. La zona siguiente, zona de crecimiento de grano, se encuentran granos de fase α de mayor tamaño que el material base. Por último, el material base, el cual presenta una estructura de granos alfa deformados.

4.2.2 Micrografías por MEB

De las [figura 29](#) (a) con una magnificación de 1600x podemos observar la morfología en del cordón de soldadura con un tamaño de colonia promedio de 70 μm y tamaño de placa de 3 μm , (b) a 7,5 mm del extremo del tapón, se aprecia la disminución del tamaño de grano, midiendo en promedio 120 μm (c) a 8 mm el tamaño de grano promedio disminuye a 75 μm (d) a 8,86 mm se aprecia la zona de transición en donde coexisten los granos de fase alfa con los previo., Los granos adyacentes a la zona de transición presentan un tamaño de grano entre 10 y 12 μm (e) 11 mm y (f) 15 mm. Se observa que el tamaño de grano se mantiene, entre 6 μm y 5 μm por lo que estaríamos en el material base.

4.2.3 Microdureza :

Se observa un cambio de dureza a partir de los 9,4 mm coincidiendo con la zona de transición. Además, un aumento de la microdureza a medida que nos alejamos de la zona de interfase hasta los 10 mm; (granos de entre 10 a 12 μm), hasta llegar a una dureza de 230 HV, que corresponde al del material base con un tamaño de grano entre 6 μm y 5 μm . Cabe destacar que a una distancia de 7,5637.563 mm hay una medición de un aumento abrupto con una medición de 212 HV, que no tiene relación con las siguientes mediciones.

4.3 Soldadura por fricción:

4.3.1 Proceso de soldadura:

De la [tabla 2](#) podemos observar que las probetas que fallaron fueron las que menor tiempo de forja tuvieron con una menor fuerza axial. En la [tabla 7](#) se ve que, a una fuerza axial de 900 N, se forma una rebaba uniforme, sin embargo, para una fuerza axial mayor, la rebaba deja de serlo, esto puede deberse a que el sistema deja de ser estable a dicha fuerza axial.

Por lo que se observa en la [tabla 7](#) el grado de desalineación, donde se puede destacar que las probetas 1,2,3 y 4 presentan una alineación similar, a diferencia de la probeta 5 la cual presenta una alta desalineación, como se señaló anteriormente esto es debido a la mayor fuerza axial que se utilizó. La probeta 0, también presenta una alta desalineación, pero en

este caso esta probeta se utilizó una mayor RPM, esto pudo generar inestabilidad al herramental.

4.3.2 Ensayo brazo

Al realizar el ensayo de brazo palanca pudimos notar que las muestras que se abrieron tras ser sometidos a flexión, fueron la probeta 0 y la probeta 5, las cuales presentan una fuerza de forja mínima y máxima respectivamente con un tiempo de 0,3 seg, en el caso de la probeta 1 ésta rompió con una fuerza de forja mínima y menor tiempo de forjado, mientras las probetas 3,4 y 5 presentan una fuerza de forja intermedia con un mayor tiempo de forjado de 0,5 seg.

De la [tabla 2](#) podemos observar que las probetas que fallaron en el ensayo brazo palanca fueron las que menor tiempo de forja tuvieron con una menor fuerza axial, se puede notar en la tabla 2 que, a una fuerza axial de 900 N, presenta una rebaba uniforme sin embargo para una fuerza axial mayor, la rebaba no es uniforme, esto es debido a que el sistema no es estable para esa fuerza axial.

Respecto del porcentaje de pared unido como muestra la [tabla 6](#) en cada muestra; se observa que varía entre 11 % para la probeta 0 y 100 % para la probeta 4. Por lo que los parámetros utilizados en la probeta 4 son un indicativo de las mejores condiciones para soldar.

Se realizó una evaluación adicional del perfil de microdureza a aquellas probetas en las que se logró mayor porcentaje de cohesión

4.3.3 Microestructura

Las figuras [32- 33 -34](#) muestran la microestructura de la zona afectada termomecánicamente (ZAT) la cual puede dividirse en dos regiones, una zona en la cual se pueden observar los granos deformados adyacentes a la zona de cohesión, (2) y una zona de convivencia entre granos de estructura medianamente gruesa con granos deformados (3).

Cabe destacar que esta región 3 experimentó entrada de calor de la zona de cohesión debido al calor generado por la fricción lo que provocó una baja velocidad de enfriamiento y dio como resultado una zona de crecimiento de grano. En la región 2 adyacente a la zona de cohesión el grano se encuentra deformado y alargado en la dirección tangencial o de rotación. Mientras que la región 1, cuenta con una estructura de granos finos y equiaxiados resultado de un proceso de recrystalización dinámica.

4.3.4 Micrografías por MEB

De las micrografías 13, (a) podemos observar el grano fino producto de la recrystalización dinámica con un aumento de 6000X, tamaño de grano entre 1,7 μm -2,3 μm .

En la [figura 35\(b\)](#), a una distancia de 114 μm podemos observar cómo cambia la morfología a grano deformado con relieves internos que pueden asociarse a bordes de subgrano. En esta zona hay una convivencia entre granos deformados recuperados y recrystalizados, el grano

deformado recuperado mide entre 2,6 y 3,2 μm . En (c), a 174 μm tenemos una zona de granos deformados recuperados en su mayoría, y se ve en menor cantidad granos finos recrystalizados. En (d) a 271 μm se pueden observar granos recuperados y granos de material base. En (e) a 597 μm y en (f) a 950 no hay diferencia en el tamaño de grano con el material base teniendo un tamaño entre 9 μm y 11 μm pero si podemos observar que al parecer existe una mayor cantidad de precipitados sin embargo es probable que solo sean restos de la pasta de diamante que se utilizó para el pulido y además no sería coherente afirmar con la teoría que existe una mayor cantidad de estos precipitados, ya que en esta zona no se alcanzó una temperatura de solubilización.

4.3.5 Microdureza:

En los resultados de microdureza podemos observar cómo va en descenso desde el centro, hasta el material base, de manera inversa el tamaño de grano aumenta desde el centro hacia el material base, por lo que es coherente este descenso en la microdureza.

4.3.6 Comparaciones:

Podemos observar microestructuralmente que para los métodos de soldadura GTAW y RFW, en ambos se observó una microestructura de soldadura mixta., para el caso de la pieza soldada por GTAW mostró un estado solidificado heterogéneo. Por otro lado, la junta soldada por RFW presentó una microestructura más homogénea.

Podemos destacar que en RFW la forja produce una junta soldada sin poros.

La cantidad de calor generado para RFW es baja, esto da a lugar una zona de cohesión de aproximadamente de 100 μm , una ZAT de 200 μm y una ZAC de 600 μm . Mientras que en la soldadura GTAW, el calor aportado es alto generando una ZF para el caso del fleje de unos 1,7 mm y una ZAC de más de 8 mm en donde se presenta una zona con microestructura Widmanstatten del tipo *basket weave*, placas paralelas y una zona de transición en el cual se observa junto a los granos beta previos granos alfa de mayor tamaño que en el material base. Los precipitados no tienen una distribución uniforme en estas zonas, lo que afecta la resistencia a la corrosión.

El tamaño de grano en la zona de unión para RFW es notablemente más fino que el de GTAW, esto le ofrece mejores propiedades mecánicas. Además, los precipitados están distribuidos uniformemente no alterando la resistencia a la corrosión del material original.

Se puede ver que para las probetas en donde se usó el método GTAW presentan una microestructura similar, pero con zonas con distintas extensiones. El fleje, presenta una ZF de 1,7 mm, y una ZAC de aproximadamente 7 mm. En el caso del ensamble tapón - vaina, la ZF es de 2,8 mm y la ZAC de aproximadamente 11 mm. Mientras para la soldadura por RFW, la microestructura es diferente en comparación con las probetas a partir del método GTAW, la extensión de la zona modifica es mucho menor en a comparación a las otras dos

experiencias, la zona de recrystalización es de aproximadamente 100 μm , la ZAT es de aproximadamente de 200 μm , con una ZAC de aproximadamente 600 μm .

5. Conclusiones:

5.1 Soldadura por fricción:

De las pruebas realizadas se pudo obtener resultados satisfactorios en los cuales se llegó a obtener muestras soldadas que pudieron pasar el ensayo de brazo palanca.

Por otro lado, los resultados indican que es necesario una determinada fuerza axial para poder obtener una soldadura con buenas propiedades mecánicas ya que, si solo tomamos en cuenta la precarga y una pequeña presión axial de forja, no se logra cohesión.

El tiempo también es un parámetro a tener en cuenta, se pudo observar que sin un determinado tiempo de forja no se puede realizar una soldadura exitosa.

La microestructura soldada cuenta con una morfología de granos equiaxiales muy fino en el cordón de soldadura entre 1,7 μm -2,3 μm producto de un proceso de recrystalización dinámica,

La zona recrystalizada abarca desde el centro unos 100 μm aproximadamente y la zona afecta termomecánicamente una extensión de 100 μm a 320 μm , esto fue observado a partir de las micrografías ópticas, teniendo entendido hasta este punto que la ZAT abarcaba este rango ya que la microestructura en la zona adyacente no presentaba diferencia, esto se pudo corroborar con mayor precisión en la las Micrografías por MEB, el tamaño de grano después de los 420 μm permanece igual.

5.2 Fleje :

Se pudo observar para el fleje una morfología *basket weave* como era de esperarse, en la zona de fusión, esto es por las elevadas velocidades de enfriamiento, con un gran tamaño de grano beta previo de 900 μm , pudiendo comprobar también como va cambiando la morfología desde el cordón de soldadura hasta el material base, por la disminución de la velocidad de enfriamiento hasta llegar a una zona de transición que llamamos zona de interfase en la cual existe un cambio notorio del tamaño de grano y morfología, en donde están presente granos que llegaron a transformarse a beta previo y granos alfa que no llegaron a transformarse, por lo que a partir de esta zona se llegó a alcanzar temperaturas mayores a 800°C – 825°C, y en aumento hacia el centro del cordón de soldadura.

Se puede destacar también una presencia de precipitados distribuidos en los bordes placas alfa. En el material base se pueden observar precipitados intragranulares.

5.3 Ensamble tapón-vaina:

De este método de soldadura podemos destacar la dificultad para encontrar la diferencia entre la ZAC y el cordón de soldadura, a través de las micrografías ya que por la geometría de la probeta las temperaturas fueron similares en zona distantes al cordón de soldadura, el cual se identificó de observando con lupa la superficie externa del ensamble, de tal manera de que fue ubicada a unos 10,285 mm de la punta del tapón.

Al ser este método de soldadura GTAW al igual que el del fleje, podemos observar que presenta las mismas zonas que el fleje, una Zona de fusión con un ancho aproximado de 2,83 mm y una ZAC de 10,28mm, acompañado también de una similar microestructura, observando también que los precipitados se distribuyen en cada zona de la manera que el fleje.

6. Trabajo a futuro:

A futuro se podría instrumentar todo el sistema para poder medir la fuerza axial y avance del mandril, y así obtener resultados más precisos. Además, se podría implementar un sistema de avance hidráulico anclado al torno de tal manera de ejercer una mayor fuerza axial. La ayuda de un freno mecánico también mejoraría la precisión del sistema, ya que, en el caso del sistema empleado en este trabajo, el frenado se realizó invirtiendo el giro del plato del torno en la etapa final.

7 Referencias :

- [1]. Beladi, H., Chao, Q., Rohrer, G. S. Variant selection and intervariant crystallographic planes distribution in martensite in a ti-6al-4v alloy. *Acta Materialia*, 80, 478 – 489, 2014.
- [2]D. Charquet, R. Hahn, E. Ortlieb, J.-P- Gros and J.-F. Wadier, *Zirconium in the Nuclear*
- [3]. K. Takeda and H. Anada, *Zirconium in the Nuclear Industry*, ASTM STP 1354, 2000, pp. 592-608
- [4]. ASTM designation B350-02 Standard Specification for Zirconium and Zirconium Alloy Ingots for Nuclear Application
- [5]. ASTM designation B:352-02 Standard Specification for Zirconium and Zirconium Alloy Sheet, Strip, and Plate for Nuclear Application
- [6]. Lemaignan, C., Motta, A. T. *Zirconium alloys in nuclear applications*. Materials Science and Technology, 1994.
- [7]. T. B. Massalski, "Binary Alloy Phase Diagrams", Second Edition, ASM International
- [8]. Chung, H., Kassner, T. Pseudobinary zircaloy-oxygen phase diagram. *Journal of Nuclear Materials*, 84 (1), 327 – 339, 1979. U
- [9]. Miquet, A., Charquet, D., Michaut, C., Allibert, C. Effect of cr, sn and o contents on the solid state phase boundary temperatures of zircaloy-4. *Journal of Nuclear Materials*, 105 (2), 142 – 148, 1982
- [10]. B. Blum, "Caracterización de Precipitados en Zircaloy-2", Trabajo Especial, IV Curso de Metalurgia y Tecnología de Materiales, Depto. Materiales, CNEA, 1984.
- [11]. Woo, O., Tangri, K. Transformation characteristics of rapidly heated and quenched zircaloy-4-oxygen alloys. *Journal of Nuclear Materials*
- [12]. R. Holt, J. Nucl. Mater. 35, 322 (1970).
- [13]. Ciencia e Investigación CI, ASOCIACIÓN ARGENTINA PARA EL PROGRESO DE LAS CIENCIAS
- [14].http://repobib.ubiobio.cl/jspui/bitstream/123456789/1091/1/Lopez_Gonzalez_Luis_Ricardo.pdf
- [15]. Kanne WR. Soldadura por resistencia en estado sólido de cilindros, esferas. *Soldadura Journal* 65 [5], 33-38 (1986). 1986.
- [16]. Pauly D. Process development on an experimental Friction Hydro Pillar Processing system. GKSS Forschungszentrum, Internal Report. 1999.
- [17]. Sociedad AW. Manual de soldadura. GKSS RL O'Brien Vol (Miami: Estadounidense Sociedad de Soldadura p 955 (0-87171-354-3)). 1991; 8a ed: 955.
- [18]. Productivity and thermal efficiency processes of heating and fusion of RFW M. KH. Shorshorov. *Mar* 58, 26p.
- [19]. D. L. Hagrman et al., "MATPRO – Version 11 (Revision 2) A Handbook of Materials Properties for Use in the Analysis of Light Water Reactor Fuel Rod Behavior," NUREG/CR-0479, TREE-1280, Nuclear Regulatory Commission and EG&G (1981).
- [20]. Giachino, J., & Weeks, W. (2007). *Técnica y Práctica en la Soldadura* (5ta ed.). Barcelona: Reverté.
- [21]. https://www.skf.com/binaries/pub201/Images/0901d19680416953-Rolling-bearings---17000_1-ES_tcm_201-121486.pdf
- [22]. ASTM designation E 384,-02 Test Method for Microindentation Hardness of Materials
- [23]. ASTM designation E 112-96 Standard Test Methods For Determining Average Grain Size
- [24]. B. Blum, "Caracterización de Precipitados en Zircaloy-4", Trabajo Especial, IV Curso de Metalurgia y Tecnología de Materiales, Depto. Materiales, CNEA, 1984.

8. Anexos:

8.1 Anexo 1:

La vida útil del sistema está relacionada directamente con la vida útil del rodamiento a rodillos del torno ya que esta, es la pieza con mayor desgaste. El torno cuenta con un rodamiento SKF [21] cónico de una sola hilera de 100 mm de diámetro, por lo que se usa un catálogo ofrecido por la empresa para realizar el cálculo de la carga axial.

En primer lugar, se calcula un valor de carga axial que ejerce el avance de la contrapunta, esto se puede calcular con el paso del tornillo y el torque que se hace con la fuerza del brazo de un hombre promedio.

Brazo (palanca)	100mm
Paso	5 mm
Fuerza (kg)	15

$kg \cdot 2\pi \cdot \text{brazo} / \text{Paso}$		Fuerza Prensa (kg)	1884,96
--	--	--------------------	---------

Se analiza la presión de carga dinámica para el rodamiento de tal manera de encontrar la vida nominal básica del rodamiento (Fuentes SKF) [21]:

$$P = XF_r + YF_a \quad (1)$$

P = carga dinámica equivalente del rodamiento [kN]

Fr = carga radial real del rodamiento [kN]

F_a = carga axial real del rodamiento [kN]

X = factor de carga radial del rodamiento.

Y = factor de carga axial del rodamiento.

Para el Rodillo Cónico	
X	0,4
Y(Tabla de producto)	1,8
Fr(KN)	5
Fa(KN)	20
Fa/Fr	4

Condición para P (Rodillo cónico)		
$F_a / F_r \leq e$	$P = F_r$	5
$F_a / F_r > e$	$P = 0.4F_r + YF_a$	38

De (1) podemos obtener P de tal forma de halla la vida normal básica del rodamiento con 2 y 3.

$$L_{10h} = \left(\frac{C}{P} \right)^p (2)$$

$$L_{10h} = \frac{10^6}{60n} L_{10} (3)$$

L_{10} = vida normal básica/ millones de revoluciones

L_{10h} = vida normal básica /horas de funcionamiento

C = capacidad de carga dinámica [kN]

P = capacida dinámica equivalente del rodamiento [kN]

n = velocidad de giro [RPM]

p = exponente de la ecuación de la vida (10/3 para rodamientos de rodillos)

n(rpm)	250
C (KN)	20
P(KN)	38
p	3,33333333
L10	0,16402316
L10h	109,348774

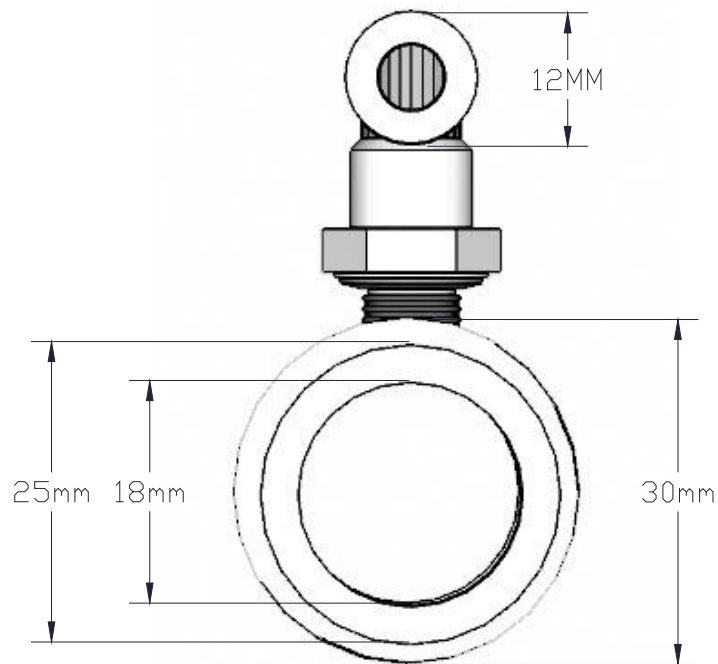
Datos del rodillo cónico de 100 mm SKF:

d	d ₁ ≈	B	C	r _{1,2} mín.	r _{3,4} mín.	a	d _a máx.	d _b mín.	D _a mín.	D _a máx.	D _b mín.	C _a mín.	C _b mín.	r _a máx.	r _b máx.	e	Y	Y ₀
mm							mm										—	
100	119	25	20	1,5	1,5	23	110	110	131	131	135	5	5	1,5	1,5	0,33	1,8	1

8.2 Anexo 2

Medidas del aislador atmosférico con racor para el ingreso de gas.

Vista frontal:



Vista Lateral:

