



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE
MÉXICO**

FACULTAD DE QUÍMICA

**Soldadura por fricción rotativa disímil de aceros avanzados de
alta resistencia de primera, segunda y tercera generación**

T E S I S

**Que para obtener el título de:
INGENIERA QUÍMICA METALÚRGICA**

**Presenta:
FABIANA SOFIA VELÁZQUEZ CORTÉS**

**Asesor:
DR. ANTONIO ENRIQUE SALAS REYES**

Ciudad Universitaria, CDMX. 2023





Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

JURADO ASIGNADO:

PRESIDENTE Prof: GARCIA ROBLEDO JAIME FRANCISCO

VOCAL Prof: SALAS REYES ANTONIO ENRIQUE

SECRETARIO Prof: ROMALES MAGAÑA RICARDO LUIS

1er. SUPLENTE Prof: PUENTE LEE RAFAEL IVAN

2º SUPLENTE Prof: REYES CHAPARRO ITZEL

SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:

FACULTAD DE QUÍMICA, EDIFICIO “D”.

ASESOR DEL TEMA:

Dr. Antonio Enrique Salas Reyes _____

SUPERVISOR TÉCNICO:

M.I. Agustín Gerardo Ruíz Tamayo _____

SUSTENTANTE:

Fabiana Sofia Velázquez Cortés _____

AGRADECIMIENTOS

Instituciones:

Investigación realizada gracias al Programa de Apoyo a Proyectos de Investigación e Innovación Tecnológica (PAPIIT) de la UNAM << IN104222>>. Agradezco a la DGAPA-UNAM la beca recibida. Recursos otorgados al Dr. Antonio Enrique Salas Reyes.

A mí amada Universidad Nacional Autónoma de México (UNAM), por brindarme todas las facilidades y herramientas necesarias para lograr mis objetivos y formarme como profesionista.

Personas:

A mi asesor de tesis, el Dr. Antonio Enrique Salas Reyes, por el apoyo y la confianza durante el desarrollo del trabajo teórico y práctico y sobre todo por la paciencia, vocación y dedicación que tiene con cada uno de sus alumnos.

A mis sinodales, Dr. Jaime García e IQM. Ricardo Romales, por su paciencia y apoyo durante la realización y revisión del trabajo.

Al M. en I. Agustín Ruiz Tamayo por su apoyo en el desarrollo del proyecto.

Al Ing. Iván Puente Lee, que por medio de la Unidad de Servicio de Apoyo a la Investigación y a la Industria (USAII) de la Facultad de Química me ayudó a realizar la completa caracterización de mis muestras con el uso del microscopio electrónico de barrido (MEB). Además de su empatía y consejos.

Al Dr. Rafael González Parra del Centro de Ingeniería de Superficies y Acabados (CENISA) de la Facultad de Ingeniería por su apoyo en las pruebas de comportamiento frente a la corrosión.

Al Ing. Rodrigo Díaz por brindarme su taller de mecanizado y su apoyo para la realización de la soldadura de las probetas.

A los profesores Sergio Galán García y Gerardo Arámburo Pérez por las facilidades y apoyo dados para trabajar en el laboratorio 205 de Posgrado del Departamento de Metalurgia.

A los profesores Itzel Reyes y Fernando Flores por su amable y desinteresada ayuda y guía durante mi formación, por sus consejos y su apoyo.

DEDICATORIA

A mis abuelos Adolfo Cortés y Maritza Arévalo, que me brindaron incondicionalmente todo su apoyo, esfuerzo y amor. Gracias por ayudarme a cumplir mis sueños y metas. Sin ustedes no lo hubiera logrado. Los quiero mucho y estaré eternamente agradecida.

A mi novio y compañero de vida, Emilio Moncada, que con su incondicional amor y soporte he podido lograr gran parte de lo que soy ahora y sin su ayuda este proyecto no hubiera sido posible. Te amo.

A mi tío César Cortés, que sin duda fue mi gran inspiración para estudiar esta carrera y sin su ayuda durante todos estos años no hubiera podido culminar. Te quiero.

A mi mamá Vianney Cortés y hermanas Marian y Ney, por su cariño y aliento. Las quiero.

A mis abuelos Luis Velázquez y Guadalupe Rosas por su cariño incondicional. Los quiero.

A mis amigas Maru Ubach, Daniela Valencia, Maite Peralta y Regina García, por su amistad incondicional, gracias por estar siempre conmigo a la distancia y a pesar del tiempo. Las quiero.

A Fernanda Barrientos y Karina Bernal, mis mejores amigas y compañeras en esta larga travesía llamada IQM. Sin duda, sin su apoyo y palabras de aliento este trabajo no hubiera sido culminado. Gracias por brindarme su incondicional amistad. Las quiero.

ÍNDICE

| | |
|------------------------------|----|
| AGRADECIMIENTOS | i |
| DEDICATORIA | ii |

CAPÍTULO I: PRESENTACIÓN

| | |
|--|---|
| 1.1 Introducción | 1 |
| 1.2 Objetivos | 3 |
| 1.2.1 Objetivo general | 3 |
| 1.2.2 Objetivos específicos | 3 |
| 1.3 Hipótesis | 3 |
| 1.4 Justificación | 4 |

CAPÍTULO II: ESTADO DEL ARTE

| | |
|---|----|
| 2.1 Una revisión de la soldadura por fricción de materiales símiles y disímiles | 5 |
| 2.2 La investigación de la soldadura por fricción rotativa | 7 |
| 2.3 Microestructura y propiedades mecánicas de uniones soldadas por fricción rotativa entre acero de baja aleación de alta resistencia y acero de medio carbono | 8 |
| 2.4 Análisis del proceso de soldadura por fricción inercial (rotativa) y evaluación de las propiedades mecánicas del eje del rotor de gran tamaño del turbocompresor marino | 14 |
| 2.5 Unión por soldadura de fricción rotativa por inercia de metales distintos de gran tamaño H90 Latón/Acero D60I | 18 |
| 2.6 Un nuevo método de soldadura por fricción-difusión entre la aleación TiAl y la aleación de alta temperatura GH3039 | 24 |
| 2.7 Investigación sobre uniones disimilares de acero inoxidable austenítico AISI 304 y acero de baja aleación AISI 4140 mediante soldadura por arco de gas tungsteno, haz de electrones y fricción | 31 |
| 2.8 Propiedades mecánicas a tracción y mecanismos de endurecimiento de un acero TWIP a altas velocidades de deformación: relación de Hall-Petch | 37 |
| 2.9 Aceros avanzados de alta resistencia para la industria automotriz | 38 |
| 2.10 Visión general de los mecanismos que intervienen durante el proceso de enfriamiento y separación en los aceros | 40 |

CAPÍTULO 3: PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

| | |
|---|-----------|
| 3.1 Obtención y acondicionamiento de probetas..... | 42 |
| 3.2 Proceso de conformado por unión mediante soldadura por fricción rotativa..... | 43 |
| 3.3 Corte y encastado de probetas soldadas por SFR..... | 45 |
| 3.4 Preparación metalográfica..... | 46 |
| 3.5 Caracterización microestructural mediante microscopía óptica de la unión de probetas..... | 49 |
| 3.6 Caracterización microestructural y análisis químico mediante microscopía electrónica de barrido de la unión de probetas..... | 50 |
| 3.7 Metodología de caracterización mecánica mediante ensayo de microdureza..... | 50 |
| 3.9 Comportamiento frente a la corrosión en unión soldada..... | 51 |

CAPÍTULO IV: PRESENTACIÓN Y ANÁLISIS DE RESULTADOS

| | |
|--|-----------|
| 4.1 Resultado de la soldadura por fricción rotativa..... | 53 |
| 4.2 Resultados de la caracterización microestructural por MO..... | 53 |
| 4.3 Resultados de la caracterización microestructural y análisis químico mediante microscopía electrónica de barrido (MEB) de la unión de probetas..... | 62 |
| 4.4 Resultados del ensayo de microdureza..... | 72 |
| 4.5 Resultados del comportamiento frente a la corrosión en unión soldada..... | 75 |

CAPÍTULO V: CONCLUSIONES

| | |
|--|-----------|
| 5.1 Conclusiones..... | 77 |
| Referencias bibliográficas..... | 78 |

CAPÍTULO I: PRESENTACIÓN

1.1 Introducción.

La soldadura y la unión de materiales son diversas, tanto en las variaciones del proceso, por ejemplo, la fijación, la unión adhesiva, la soldadura en estado sólido, la soldadura por arco, la unión por difusión y la soldadura por resistencia; como a las disciplinas necesarias para la resolución de problemas que estas nos pudieran implicar, es decir, la mecánica, la ciencia de los materiales, la física, la química y la electrónica. Se necesita un ingeniero o ingeniera con una formación muy amplia para unificar estas disciplinas y aplicarlas con garantía a diversos procesos [1].

En una soldadura perfecta entre dos materiales es indistinguible su unión, así como el material que la rodea, cuando se utiliza material de aporte. Aunque algunos procesos, como la unión por difusión, es decir, la soldadura en estado sólido, pueden lograr resultados muy cercanos a una unión ideal, es costoso o su uso está limitado a pocos materiales [1]. No existe un proceso universal que funcione eficazmente con todos los materiales y en todas las geometrías existentes. Sin embargo, prácticamente cualquier material puede unirse de alguna manera, aunque no siempre se pueden alcanzar propiedades ideales. De tal manera que los procesos de soldadura en estado sólido son aquellos que producen la coalescencia de las superficies de los materiales a unir a temperaturas inferiores al punto de fusión del metal base que se está uniendo sin la adición de metal de aportación de soldadura fuerte o blanda. Puede aplicarse presión o no. Estos procesos implican la deformación y difusión para producir uniones de alta calidad entre materiales similares y disímiles [1].

Comúnmente se determina el método adecuado para producir uniones de metales disímiles (suponiendo que sea posible) examinando sus diagramas de fases. Si el diagrama indica dificultad para unir los materiales (intermetálicos, etc.), entonces puede ser aplicable un proceso en estado sólido (sin fusión). Cuando se elige un proceso de no fusión, sólo tiene éxito si se produce una unión relativamente fuerte.

Las uniones disímiles, es decir, de metales diferentes, son necesarias en aplicaciones que requieren una variedad de propiedades de los materiales dentro de un mismo componente [1]. Por ejemplo, los intercambiadores de calor frecuentemente requieren diferentes tipos de aceros inoxidable en cada extremo, debido a la corrosión inducida por la temperatura.

El estudio de soldaduras disímiles se enfoca necesariamente a estudios de la región interfacial, ya que es la zona de la pieza con mayor probabilidad de iniciar una falla [1]. En un sistema de dos componentes (materiales A y B), el fallo interfacial puede ser el resultado de las propiedades individuales de A y B, pero son

necesariamente sinérgicas. Lo importante son estas sinergias y las complejas interacciones consiguientes de su unión. Se ha informado de que las propiedades mecánicas de metales distintos dependen en gran medida de la microestructura de las uniones [1]. Por lo tanto, es necesario realizar estudios sobre la relación entre la microestructura y las propiedades mecánicas. Los aspectos económicos de la unión de un material pueden limitar su utilidad. Por ejemplo, el aluminio se utiliza mucho en la fabricación aeronáutica y puede unirse mediante adhesivos o fijaciones, o mediante soldadura [1]. Sin embargo, ninguno de estos procesos ha resultado lo suficientemente económicos como para permitir la sustitución generalizada del acero por el aluminio en los bastidores de los automóviles. El uso creciente de materiales compuestos en los aviones se ve limitado por la incapacidad de lograr una resistencia adecuada de las uniones.

Por otro lado, en la década de los ochenta, la industria del automóvil se revolucionó con la aparición de los llamados aceros HSLA (High-Strength Low-Alloy Steels) que permitieron reducir el peso de las carrocerías en un 35%. Además, sus propiedades mecánicas aumentaban también, mejorando ampliamente la resistencia al impacto y a la torsión. Debido al rápido avance en la investigación científica, los aceros HSLA han quedado atrás, pues en los últimos años llegó la nueva generación de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) [2]. Cada generación de AHSS ha sido desarrollada para la mejora de las características de resistencia contra alargamiento, una comparación típica de estas propiedades se ilustra en el llamado “diagrama de la banana” (ver **Figura 1.1**) [3].

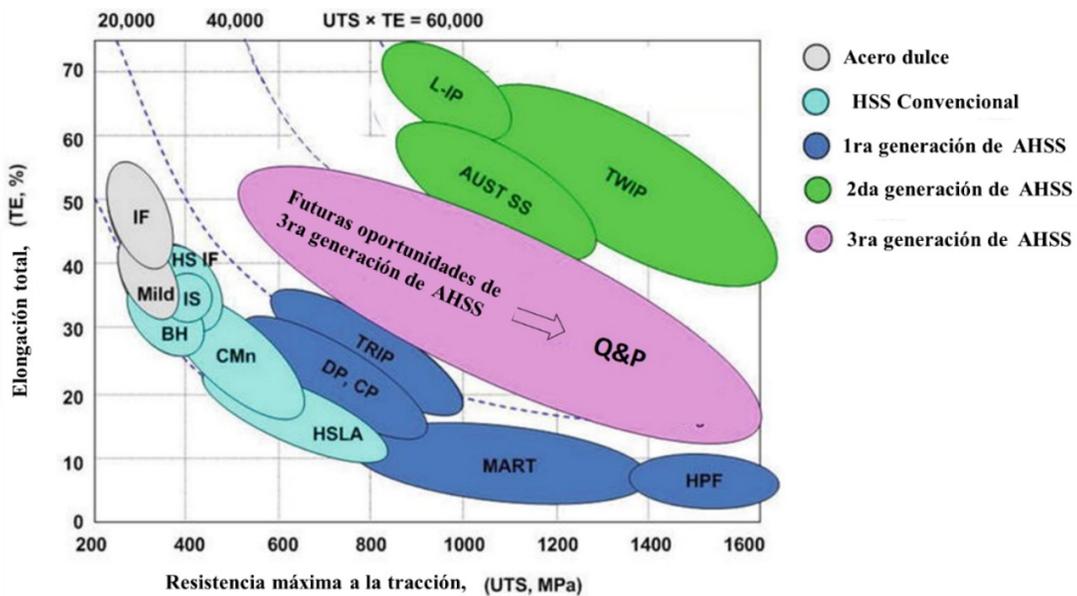


Figura 1.1. Propiedades alargamiento contra resistencia de diferentes generaciones de aceros avanzados de alta resistencia [3].

Como se muestra en la figura anterior, los aceros de primera generación incluyen a los aceros martensíticos (MART), aceros de doble fase (DF), aceros de fase compleja (CP-B3), aceros ferríticos-bainíticos (FB) y los aceros de plasticidad inducida (TRIP). Por otro lado, los aceros avanzados de alta resistencia de segunda generación comprenden a los aceros de plasticidad inducida por maclaje (TWIP). Finalmente, la tercera y más nueva generación de aceros avanzados de alta resistencia, hasta el momento, incluyen aceros de baja densidad (LD) y aceros de temple y partición (Q&P) [4].

Por lo tanto, el propósito del presente trabajo de investigación es evaluar metalúrgicamente el estado de la soldadura por fricción rotativa de diferentes aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) mediante uniones disímiles con el fin de poder potenciar su futuro desarrollo para diversas aplicaciones, incluidas las automotrices.

1.2 Objetivos.

1.2.1 Objetivo general.

Evaluar metalúrgicamente la unión metálica de aceros AHSS disímiles soldados por medio de la tecnología de soldadura por fricción rotativa (SFR).

1.2.2 Objetivos específicos.

- i) Realizar soldadura por fricción rotativa de aceros TWIP-de segunda generación y CP-B3-de primera generación.
- ii) Realizar soldadura por fricción rotativa de aceros TWIP-de segunda generación y Q&P-B1-de tercera generación.
- iii) Caracterizar metalográficamente las zonas de la unión metálica soldadas por fricción rotativa.
- iv) Estimar la resistencia mecánica de las zonas de la soldadura por fricción rotativa, así como de las zonas afectadas termomecánicamente y térmicamente mediante ensayos de microdureza.
- v) Medir el comportamiento a la corrosión de las uniones soldadas por fricción rotativa.

1.3 Hipótesis.

En la soldadura de materiales metálicos disímiles se dificulta su unión debido a sus diferentes valores de conductividad térmica, composiciones químicas y, sobre todo, de sus características microestructurales. Sin embargo, se espera que la soldadura disímil por fricción rotativa de aceros avanzados de alta resistencia

(AHSS) genere uniones metalúrgicas adecuadas que permitan obtener tanto buenos comportamientos mecánicos como de resistencia a la corrosión.

1.4 Justificación.

El principal motivo de investigación del presente proyecto surge con la necesidad de aumentar las aplicaciones de los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) en la fabricación de otros componentes automotrices, no solo de componentes estructurales del automóvil (carrocería), sino también en el sistema de tracción, que puedan ser unidos por la tecnología de la soldadura por fricción rotativa (SFR).

Actualmente, existe una gran variedad de procesos de soldadura para la unión de materiales metálicos, algunos de éstos, por su utilidad y versatilidad, han alcanzado una relevancia muy importante en la industria aeroespacial, naval y automotriz, donde se encuentra la tecnología de soldadura por fricción rotativa, la cual proporciona una alta productividad, excelente reproducibilidad y bajo costo operacional.

La poca información especializada en la comunidad científica acerca de estudios centrados en la soldadura por fricción rotativa (SFR) de aceros AHSS es otra de las motivaciones principales de la presente investigación. Es decir, este estudio pretende explorar la capacidad de unión metálica de diversas generaciones de aceros AHSS microaleados con boro, atendiendo condiciones de unión disímil entre ellos.

El mayor desafío durante la soldadura por fricción rotativa (SFR) es controlar el procesamiento termomecánico, debido a la naturaleza tan compleja de composición química de los aceros, considerada altamente aleada, lo que además de las evidentes diferencias termofísicas, como el punto de fusión crea componentes frágiles.

Una vez que se logre controlar todas las variables de procesamiento, se podrá comparar técnicamente el uso de otros grados de acero con los aceros recomendados para fabricar productos como árboles de levas, bielas, ejes de engranajes y juntas homocinéticas, rótulas, etc. Sobre todo, porque para obtener la pieza terminada se debe tratar térmicamente para asegurar la microestructura y la resistencia mecánica requerida, centrándose en la zona de unión metálica; de esta manera se puede lograr un equilibrio entre costos y beneficios en cada caso.

CAPÍTULO II: ESTADO DEL ARTE

2.1 Una revisión de la soldadura por fricción de materiales similares y disimiles.

La utilización de la soldadura por fricción (Friction Welding, FW) permite la unión de materiales similares y disimiles. Los beneficios principales del uso de este tipo de uniones son la mejora de propiedades mecánicas como la fatiga y la tracción en las piezas finales soldadas, la no aplicación de materiales de aporte. La poca contaminación al medio ambiente, así como el bajo coste de trabajo; Estas ventajas han llamado la atención de diferentes industrias y fabricantes, pero principalmente a las industrias automovilísticas [5].

Las estructuras soldadas por esta técnica se utilizan para brindar un rendimiento, una resistencia, un diseño y una relación entre resistencia-bajo peso superiores a otros materiales unidos por técnicas no son óptimas para la soldadura de materiales disimiles, además de necesitar material de aporte.

La soldadura por fricción rotativa es una técnica de unión en estado sólido, en el que el calor necesario para llegar a temperaturas por debajo del punto de fusión de los materiales a unir se alcanza por la fricción entre ellos. En el momento en que se alcanza la fuerza de cizallamiento, comienza la deformación plástica y la calidad de la soldadura empieza a tomar forma. Existen dos tipos de soldadura por fricción rotativa: de accionamiento directo y por fricción de inercia [5].

Las investigaciones de Kimura y col. [6] declararon que la gran resistencia a la tracción que caracteriza la unión de cobre y acero inoxidable se debe al tipo de unión mediante soldadura por fricción. Se estudiaron diferentes parámetros de soldadura por fricción para las conocer las propiedades mecánicas que adquirirían estas uniones, especialmente de la resistencia a la tracción. Se encontró que se obtenía una temperatura máxima a presiones de fricción de 90 MPa y una temperatura mínima a presiones de fricción de 30 MPa, estas en la unión soldada, sin embargo, la parte central de la interfaz de la unión no se soldó correctamente cuando se aplicó la máxima presión de fricción, es decir, que el metal base de cobre se soldó correctamente al acero inoxidable mediante la condición de presión de fricción baja de 30 MPa.

Khadeer y col. [5] estudiaron la evaluación completa de la soldadura por fricción de tubos de acero al carbono y de acero de baja aleación. A modo de comparación realizaron estudios a diferentes condiciones del material, aplicando al material los métodos de temple y revenido tanto en el material de llegada que se iba a soldar como en las uniones soldadas del material y también se aplicó un recocido para la disminución de tensiones en el metal soldado. Las piezas fueron caracterizadas mediante MEB (Microscopía Electrónica de Barrido) y mediante MO (Microscopía Óptica), obteniendo como resultado en el acero de baja aleación una

microestructura con granos recristalizado. Sin embargo, en la zona de unión entre los dos metales base diferentes no se reveló correctamente la microestructura obtenida. Como parte final del estudio, concluyeron que el valor máximo de dureza se consiguió en las piezas en condiciones de templado en comparación con las piezas de llegada.

Xu y col. [8] investigaron la soldadura por fricción disímil entre un acero de medio carbono y un acero de baja aleación de alta resistencia. Sus estudios se enfocaron en analizar las características mecánicas de las uniones soldadas en consecuencia con la velocidad de giro (rpm), cuando aumentaban las revoluciones por minuto (rpm), también aumentaba la resistencia a la tracción durante el proceso. Debido a que las velocidades máximas de giro oscilaron entre 2200-2800 rpm, las probetas alcanzaron uniones deficientes en la región de la zona afectada por el calor. La mejor resistencia mecánica y mayor dureza se obtuvo en las soldaduras que su velocidad de giro fue de 2200 rpm en comparación con otros parámetros.

Kumar y col. [9] enfocaron su investigación en la caracterización de la soldadura por fricción rotativa de acero inoxidable SS304. Estos estudios se realizaron a partir de los parámetros más significativos al unir dos materiales por fricción rotativa, estos parámetros incluyen la velocidad de giro constante de 1100 rpm, carga de calentamiento y carga de forja, calentamiento y tiempo de forja. Se obtuvieron diferentes resultados, por ejemplo, que la resistencia de la soldadura mejoró con un máximo de carga de calentamiento y forja. Asimismo, la resistencia y dureza máximas de la unión se alcanzaron con una carga de foja de 143 MPa y un tiempo de forja de 4 segundos. Finalmente, en la región soldada se produjo un tipo de grano burdo.

Vyas y col. [10] investigaron las uniones soldadas por fricción de materiales disimiles de tuberías SS 304L y AA6063. Las uniones soldadas se caracterizaron mediante microscopio electrónico de barrido (MEB), microscopio óptico (MO), prueba de fugas, prueba de presión, prueba térmica, prueba de dureza, espectroscopia DRX, cartografía XR elemental y prueba de tracción. La resistencia máxima de la unión soldada es un 72% superior a la del metal base. Las desviaciones de la microestructura se midieron significativamente del metal base (AA 6063) hasta cerca de las uniones combinadas de SS 304L y AA 6063.

Anandaraj y col. [11] estudiaron la soldadura por fricción entre el acero SS410 y la aleación Inconel 718, enfocándose principalmente en sus características mecánicas. En los presentes estudios, los parámetros que fueron óptimos para el proceso de soldadura por fricción son a 1300 rpm de velocidad de giro, 220 MPa de presión de forja y fricción, 8 segundos de tiempo de forja y 10 segundos de tiempo de fricción. Como parte de

los resultados se obtuvo que la resistencia a la fractura de la unión soldada fue de 652 MPa. Además, se estudió la microdureza en distintas regiones de las probetas soldadas, en particular los valores más bajos alcanzados se dieron en la zona de afectada termo-mecánicamente - ZATM (Thermo-mecanical Affected Zone, TMAZ).

Como se puede observar, se han publicado pocos artículos e investigaciones en el área de la soldadura por fricción rotativa, tanto para materiales similares como disimiles [5]. Es más, ni se habla sobre algo más específico como lo es la soldadura por fricción rotativa de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS). Es por esto que el presente estudio se enfoca en el estudio de la unión por fricción rotativa de estos aceros, pues al igual que esta técnica de unión de materiales, los AHSS son una nueva brecha de investigación dentro de la industria automotriz por sus altas propiedades en la relación resistencia mecánica-peso. Logrando este tipo de unión en estos aceros la industria automotriz podría obtener hallazgos sobresalientes y obtenerse buenos beneficios, pues los automóviles pueden tener una alta resistencia, con un bajo peso, una alta producción a bajos costos y además, su relación con las producciones de CO₂ pueden disminuirse significativamente.

2.2 La investigación de la soldadura por fricción rotativa.

La soldadura por fricción rotativa mediante compresión axial es una unión de fricción cónica, por lo tanto, el ángulo del cono también es uno de los parámetros de soldadura importantes. Además, se debe prestar atención a lo siguiente: durante la secuencia de soldadura, la superficie de fricción de las piezas cilíndricas se mueve bajo presión axial. Cuando finaliza la soldadura, siempre hay algunas secciones de metal a baja temperatura que entran en la zona soldada, lo que provoca que algunas partes de la unión no se unan. Esto significa que es imposible que la soldadura por fricción por compresión axial alcance 100% de la unión, lo que debe tomarse en cuenta a la hora de calcular la dureza de la zona soldada [12].

Una manera de calcular el momento de la soldadura por fricción axial (tomando en cuenta probetas con forma cilíndrica), es de acuerdo con la **ecuación 2.1**:

$$M_z = \frac{2}{3} P_z \mu R \dots \dots \dots \text{(ec. 2.1)}$$

Donde:

P_z = presión axial del cilindro [N].

R =radio del cilindro [mm].

M =coeficiente de fricción.

El ángulo de empuje de la pinza de la máquina de soldadura por fricción convencional suele ser de $P_z = 7.5^\circ$.

2.3 Microestructura y propiedades mecánicas de uniones soldadas por fricción rotativa entre acero de baja aleación de alta resistencia y acero de medio carbono.

Xu y col. [8] orientaron su estudio en la unión por soldadura por fricción rotativa de un acero al carbono 1045 y un acero de alta resistencia de baja aleación (HSLA) 30CrMnSiNi2A. enfocándose principalmente en los efectos que tienen la velocidad de giro en la microestructura y, por ende, en las propiedades mecánicas de la unión. Los aceros HSLA son conocidos dentro de la industria aérea y militar debido a sus excelentes propiedades estructurales, como lo son una alta resistencia a la tensión, excelente resistencia a la fatiga y gran plasticidad y tenacidad. Por otro lado, los aceros al carbono se caracterizan por ser fáciles de mecanizar, por lo que son relativamente baratos y típicamente usados para la fabricación de ejes y engranes.

Con la unión de estos dos aceros, se permitiría obtener las magníficas propiedades de ambos en una sola pieza, Sin embargo, es difícil lograr una unión sólida entre aceros distintos debido a sus diferentes valores de conductividad térmica y composiciones químicas [8].

Durante la soldadura por fricción, en la mayoría de los casos, las altas temperaturas y los largos tiempos de soldado, inevitablemente, forman zonas afectadas térmicamente (ZAT) y zonas de descarburización, las cuales afectan las propiedades mecánicas de las piezas soldadas [8]. En los estudios de Singh y col. [13], se obtuvieron como resultado, dentro de la unión metálica disímil de dos aceros, carburos que abrieron paso a la descarburación y granos gruesos en la ZAT. Además, los estudios de Oyyaravelu y col. [14] permitieron establecer que la soldadura símil por rayo láser del acero HSLA SA516 da lugar a precipitados finos de carburo en la unión soldada que son iniciadores de grietas, lo que conduce a la formación de microcavidades.

Para lograr una unión completa entre un acero HSLA y un acero al carbono, es imprescindible evitar la formación de una capa descarburada y de carburos en el lado del acero al carbono durante procesos de soldadura largos. Aplicar tiempos de soldadura cortos y aportes de calor relativamente bajos ayuda a disminuir la zona reblandecida cerca de la unión soldada. Por lo tanto, la soldadura por fricción es una técnica de soldadura en estado sólido que evita los defectos asociados con los procesos de soldadura por fusión y se ha utilizado con éxito para unir aceros similares o disímiles, ya que, además, se caracteriza por una alta eficiencia, un corto tiempo de soldadura y un menor aporte de calor que la soldadura por fusión, de acuerdo a lo reportado por Xiong y col. [15].

Así mismo, Jeong y Cho [16] investigaron los parámetros óptimos de SFI mediante simulaciones, y evaluaron las propiedades mecánicas del acero HSLA SFCMV1 bajo diferentes condiciones de tratamiento térmico. Switzner y col. [17] estudiaron Soldaduras por fricción inercial (SFI) disímiles de acero inoxidable 304 L y acero 1018 y aclararon los efectos de la microestructura y las propiedades mecánicas considerando un nuevo revestimiento resistente a la corrosión.

El acero 42CrMo de ultra alta resistencia se unió con éxito a un K418 utilizando soldadura por fricción rotativa en el estudio por Ding y col. [18], donde la difusión elemental dio lugar a la formación de compuestos intermetálicos en la interfaz de la soldadura, mientras que los carburos frágiles aparecieron en la interfaz de la soldadura, provocando grietas. Senkov y col. [19] explicaron las relaciones entre la eficiencia de SFI y sus parámetros de proceso. Específicamente, la eficiencia disminuyó con el aumento de la fuerza de compresión axial (P), el aumento de la energía total de soldadura (E0) y la disminución del momento de inercia del volante (I).

La **Figura 2.1** muestra el montaje experimental para la soldadura SFI [8]. En primer lugar, la varilla de acero 30CrMnSiNi2A se colocó en el mandril giratorio, mientras que la varilla de acero al carbono 1045 se sujetó en la mordaza estacionaria conectada a un cilindro hidráulico. El volante giratorio fue impulsado por el motor hasta la velocidad predeterminada, luego se separó del motor del mandril automáticamente. Mientras tanto, el acero al carbono 1045 avanzaba axialmente hasta entrar en contacto con la pieza de acero 30CrMnSiNi2A a alta velocidad de rotación. Cuando la velocidad de rotación del volante disminuía hasta la velocidad de forja, el cilindro hidráulico aplicaba la presión de forja preestablecida hasta que finalizaba el procedimiento de soldadura manteniendo la presión durante otros 15 s. Para todas las pruebas, los experimentos utilizaron un momento de inercia de 0.527 kgm^2 , una fuerza axial de 32 kN y una fuerza de forja de 50,6 kN. Se investigaron cuatro velocidades de rotación iniciales diferentes de 1000, 1600, 2200 y 2800 rpm.

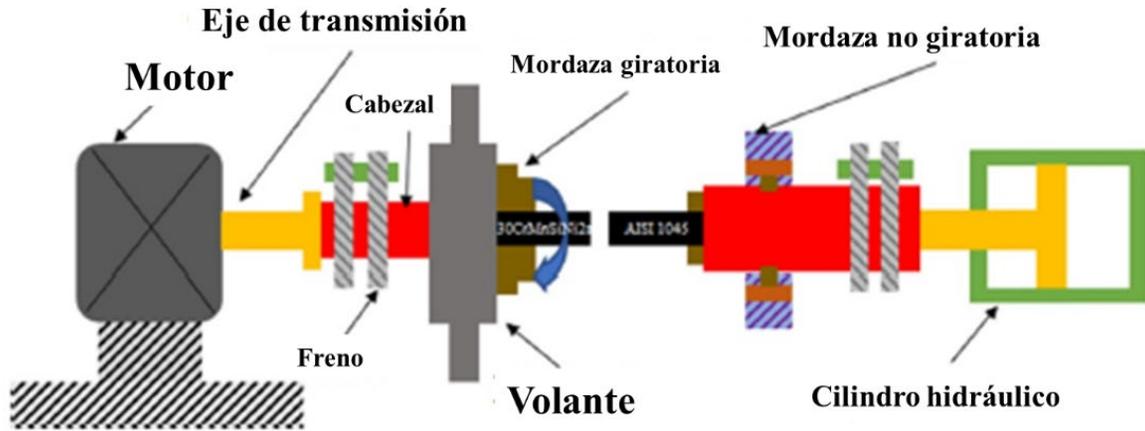


Figura 2.1. Esquema de la máquina SFI y posición de la muestra [8].

Tras finalizar la soldadura, llegaron a la conclusión que, con el aumento de la velocidad de rotación, se obtuvieron rizos o capas de flujo termoplástico más grandes de los aceros, lo que dio lugar a la forma asimétrica observada alrededor de la interfaz. En comparación con el acero al carbono 1045, la resistencia a la deformación del acero 30CrMnSiNi2A aumenta tras la disolución de los elementos de aleación en austenita, lo que dificulta la deformación plástica. Esto explica por qué el tamaño de la rebaba formada en el lado del acero HSLA era claramente menor que en el lado del acero al carbono 1045, como se muestra en la siguiente **Figura 2.2.**

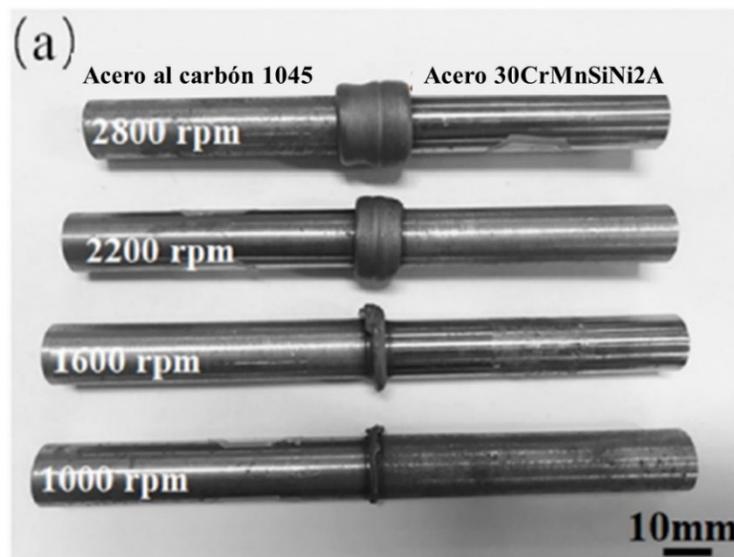


Figura 2.2. Características macroscópicas de las probetas soldadas preparadas a cuatro velocidades de rotación: aspecto general de la unión [8].

En la **Figura 2.3** se presenta una curva teórica de temperatura contra tiempo para diferentes regiones a lo largo de la dirección rotativa de la varilla de acero al carbono 1045. La temperatura aumenta gradualmente desde el centro de la soldadura hacia el borde, donde la temperatura de la zona periférica puede superar A_{c3} . Esta temperatura puede alcanzar la temperatura de austenización durante el proceso. Como puede verse en el diagrama de fases binario Fe-Fe₃C del acero al carbono 1045 (mostrado como recuadro en la **Figura 2.3**), pueden formarse perlita y ferrita proeutectoide en la ZATM durante el proceso de enfriamiento.

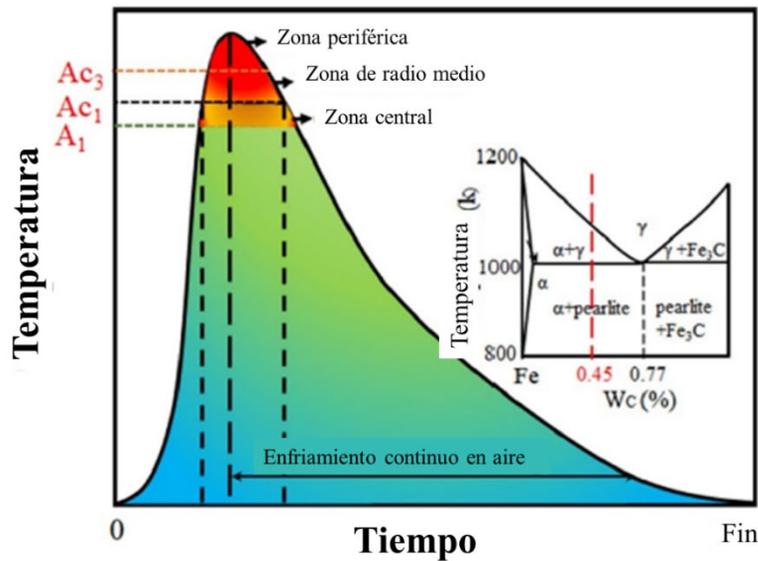


Figura 2.3. Curva teórica de temperatura frente a tiempo de la interfaz de soldadura final de la unión. Las temperaturas en el centro eran $\sim A_1$, zona de radio medio era $A_{c1} - A_{c3}$, y la zona periférica era $> A_{c3}$ [8].

La **Figura 2.4 (a-c)** muestra la microestructura del acero al carbono a lo largo de la dirección de la sección transversal. La ferrita se deformó de forma evidente en la zona de super deformación (SDZ) en comparación con el metal base (MB) (**Figura 2.4 (c)**). Se produjo una fuerte deformación plástica en la SDZ que alineó la ferrita perpendicularmente al cordón de soldadura, de forma similar a las fibras sometidas a presión por fricción. La anchura de la SDZ a lo largo de la dirección rotativa del acero al carbono 1045 aumentó gradualmente debido a la mayor deformación plástica. Teniendo en cuenta la temperatura relativamente baja y la rápida disipación del calor en la ZAT, se observó un mayor volumen de precipitados de ferrita proeutectoide en la ZAT que en la MB del acero al carbono 1045, también aparece la franja de ferrita proeutectoide, como se muestra en la **Figura 2.4 (b)**.

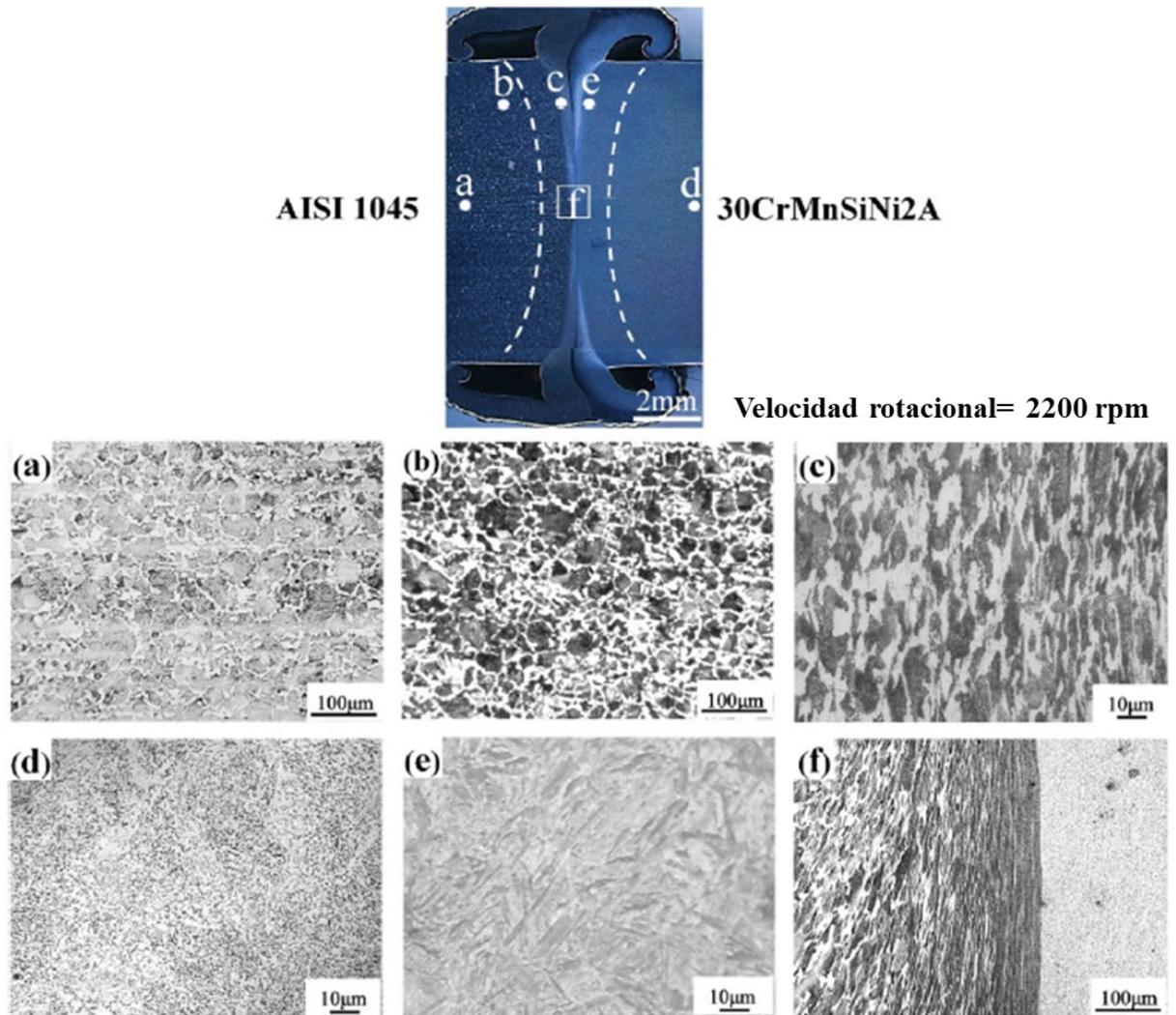


Figura 2.4. (a-f) Microestructuras obtenidas en MEB en diferentes zonas de la unión SFI, como se define en la imagen superior obtenida por MO: (a) 1045 MB, (b) 1045 ZAT, (c) 1045 ZATM, (d) 30CrMnSiNi2A MB, (e) 30CrMnSiNi2A ZATM, (f) interfaz de soldadura [8].

Las variaciones en la microestructura a lo largo de la dirección rotativa del lado de acero 30CrMnSiNi2A de la unión se muestran en la **Figura 5(d-f)**. También se observó deformación plástica en el lado del acero HSLA, con partículas de cementita alineadas en la matriz de ferrita alargada a lo largo de la interfaz de soldadura (**Figura 5(f)**). Como resultado de la combinación de la mayor temperatura (superior a A_{c3}) y la rápida velocidad de enfriamiento en la zona periférica, la austenita se transformó en martensita (**Figura 5(e)**). Durante el proceso de fricción, la temperatura máxima seguía siendo lo suficientemente alta como para recristalizar el acero 30CrMnSiNi2A. Por lo tanto, se observó un refinamiento de grano significativo de la ferrita en la zona de difusión de composición química (ZDC).

Mediante MEB observaron claramente distintas microestructuras en las regiones de ZATM a MB en la periferia del acero HSLA, como se muestra en la **Figura 2.5**. Las **Figura 2.5 (a)** y **2.5 (b)** muestran microestructuras características que sugieren que la temperatura máxima en el cordón de soldadura superó la A_{c3} . La microestructura se austenitizó completamente y se transformó en martensita de listón tras el enfriamiento. Además, en la ZATM se formaron pequeñas franjas como martensita, lo que indica que la temperatura se situó probablemente entre A_{c1} y A_{c3} debido a la distancia del cordón de soldadura. La temperatura relativamente baja en esta región significa que la martensita no tuvo tiempo suficiente para crecer, como se muestra en la **Figura 2.5 (c)**. La ferrita recrystalizada y la cementita se pueden ver en la **Figura 2.5 (d)**, mientras que no se observaron morfologías claras de martensita; la ferrita se sometió primero a un proceso de deformación plástica y luego una recrystalización dinámica parcial. Por lo tanto, se dedujo que la temperatura en esta región estaba entre la temperatura de recrystalización del acero 30CrMnSiNi2A y A_{c1} . En la **Figura 2.5 (e)** se observó ferrita deformada en la zona afectada mecánicamente (ZAM). La variación microestructural en la ZAM dependía principalmente de la presión de fricción, más que de la temperatura; esto indica que la temperatura estaba por debajo de la temperatura de recrystalización dinámica. Sin embargo, en el lado del acero HSLA no se observó una ZAT evidente, ya que no se produjo una acumulación y crecimiento evidentes de cementita en comparación con el MB.

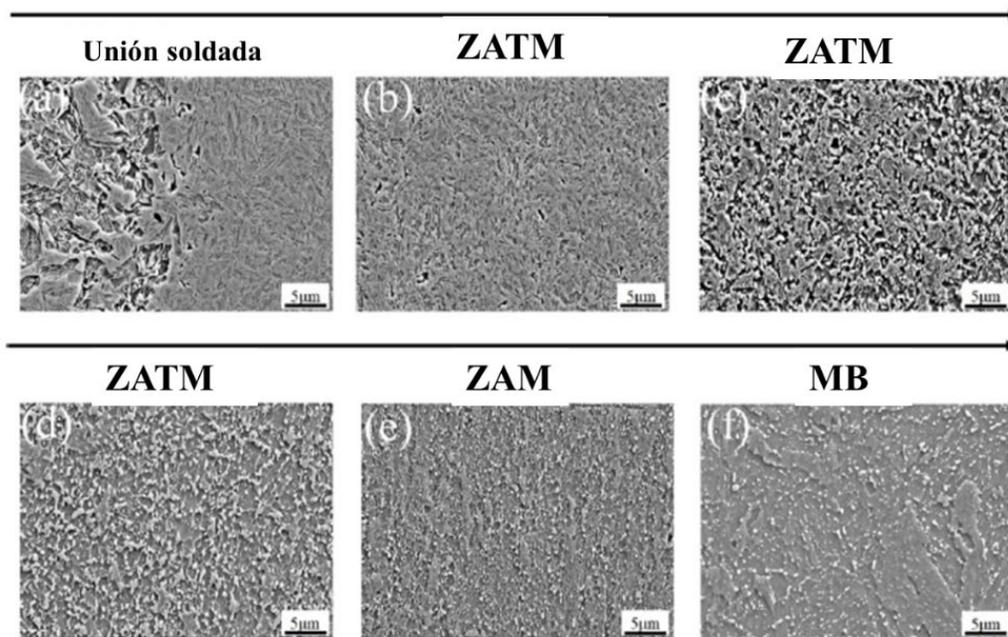


Figura 2.5. Micrografías MEB de acero 30CrMnSiNi2A: (a) cordón de soldadura, (b-d) ZATM, (e) ZAM, y (f) MB [8].

2.4 Análisis del proceso de soldadura por fricción inercial (rotativa) y evaluación de las propiedades mecánicas del eje del rotor de gran tamaño del turbocompresor marino.

La soldadura por fricción tiene una buena calidad y eficiencia de soldadura, así como un control más fácil de los parámetros de soldadura que otros tipos de soldadura. Singh y col. [13] estudiaron el análisis mediante un método de diferencias finitas y el experimento de soldaduras disimilares de Cu y Fe. Así, ellos determinaron los parámetros óptimos del proceso de soldadura mediante el uso de simulaciones de elementos finitos para la fabricación de grandes ejes de rotor [13]. La **Figura 2.6** muestra el esquema de los parámetros de proceso para la soldadura por fricción rotativa (inercial). La soldadura por inercia depende de diversos parámetros del proceso, como la fuerza aplicada, la energía del volante, la temperatura de la interfaz, la cantidad de recalado, etc.

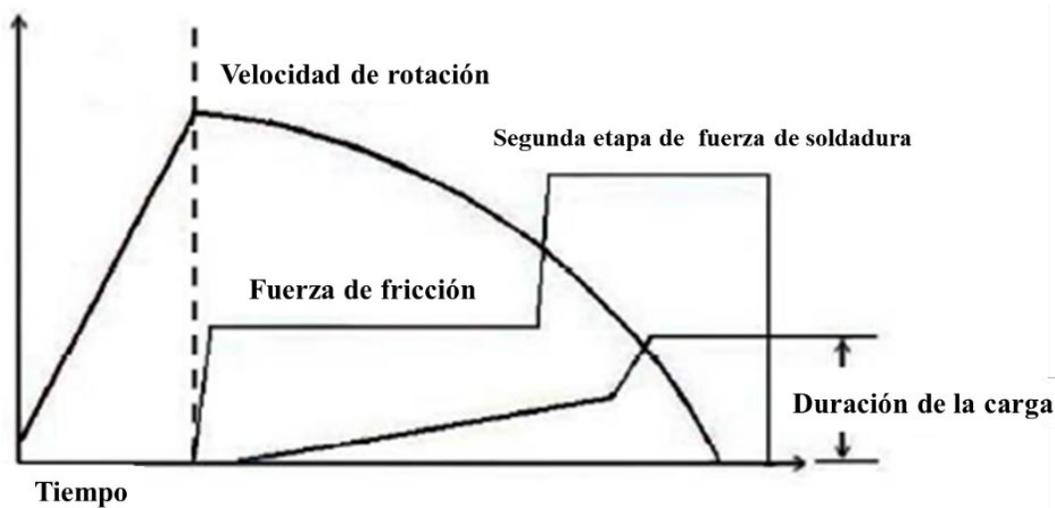


Figura 2.6. Esquema de los parámetros de procesamiento para la soldadura por fricción inercial [13].

Por lo tanto, la energía del volante de inercia puede expresarse como se muestra en la **ecuación 2.2**:

$$E = \frac{I\omega^2}{2} = \frac{mr^2\omega^2}{2} \dots\dots\dots (ec. 2.2)$$

Donde:

E= energía del volante de inercia.

I= momento de inercia del volante de inercia.

m= masa del disco y del volante de inercia.

r= radio de rotación del volante de inercia.

ω = velocidad angular del volante de inercia.

La **Figura 2.7** muestra el esquema de la simulación por elementos finitos (EF) del proceso de soldadura por fricción inercial. Una de las piezas de trabajo se hace girar mediante un volante de inercia y la otra se mantiene inmóvil bajo una fuerza aplicada. El calor se genera en la superficie de contacto de dos materiales a través de la fricción de contacto y estos dos materiales se vuelven blandos y se deforman. El volante de inercia se detiene al decaer la energía de inercia y aumentar la fuerza de recalco para generar una soldadura sólida.

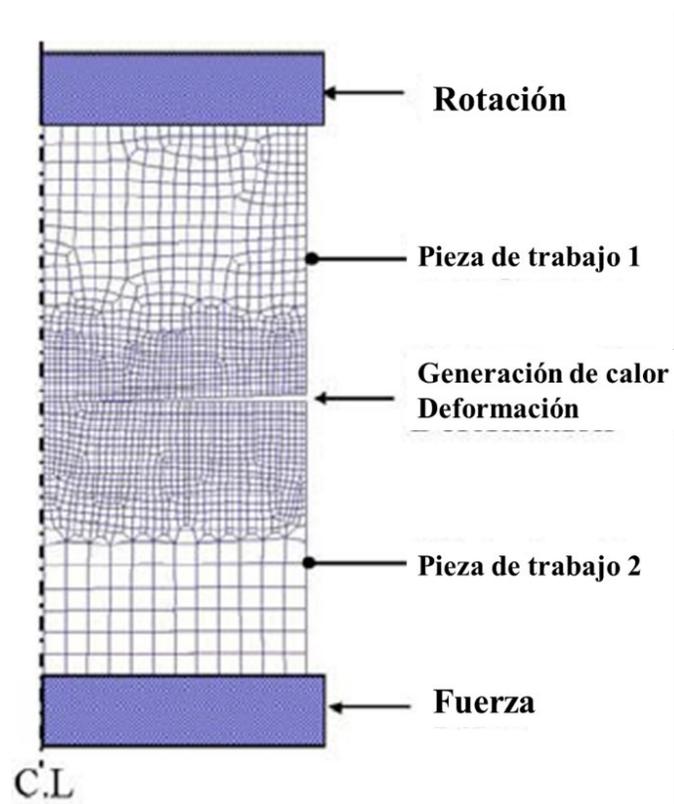


Figura 2.7. Esquema del análisis del proceso de soldadura por fricción inercial [13].

La simulación por elementos finitos se realizó con el código comercial DEFORM-2D, que puede resolver problemas termo-visco-plásticos axisimétricos. El material base utilizado en el estudio fue SFCMV10 de barra redonda forjada de 140 mm de diámetro. Las propiedades mecánicas y metalúrgicas de las uniones soldadas se evaluaron mediante ensayos de microestructura, tracción, dureza y fatiga. Mediante un microscopio óptico, se observó la microestructura en la sección transversal de la unión soldada.

La **Figura 2.8** muestra los resultados de la simulación EF. La **Figura 2.8 (a)** muestra la forma de la deformación y la distribución de la temperatura después del paso de la fricción y la **Figura 2.8 (b)** muestra la forma de la deformación y la distribución de la temperatura después del recalco. En este caso, el grosor del rizo es de 24

mm, por lo que la energía del volante disminuye al aumentar la longitud del recalado. Esto se debe a que la energía del volante se convierte en calor de fricción de contacto y energía de deformación. La longitud de recalado aumenta al aumentar la energía del volante y la fuerza de recalado. La deformación y la generación uniforme de calor de la superficie de contacto no pueden obtenerse cuando se aplica una fuerza de fricción menor.

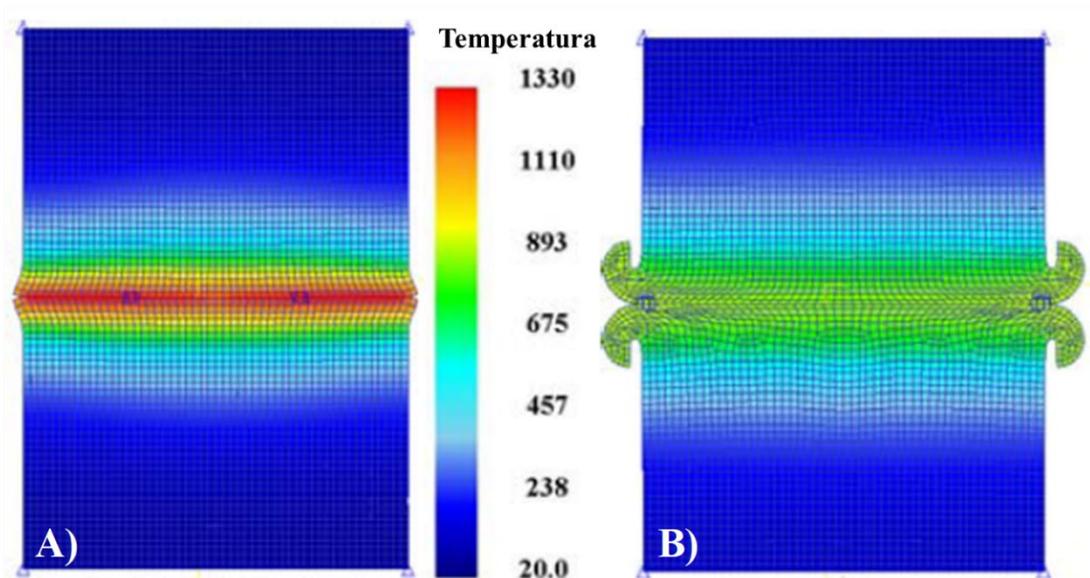


Figura 2.8. Resultados de simulación FE de formas deformadas y distribuciones de temperatura: a) Fase de fricción y b) Proceso de la fase de recalado [13].

En la **Figura 2.9** se muestran las macroestructuras de la sección transversal de la unión soldada. La zona afectada por el calor (ZAT) se ha observado con una longitud de 24 mm en el caso del tratamiento térmico de alivio de tensiones (S.R) como se observa en la **Figura 2.9 (a)**. Sin embargo, la zona afectada por el calor se ha observado con una longitud de 3 mm en el caso del tratamiento térmico (Q-T) que se muestra en la **Figura 2.9 (b)**. El enfriamiento se refiere al proceso en el que el metal se enfría rápidamente para formar la austenización o el tratamiento de la solución.

Por lo tanto, la microestructura en la ZAT ha sido transformada por el tratamiento térmico de enfriamiento rápido. La **Figura 2.10** muestra las microestructuras en el centro de la unión soldada y la ZAT después del S.R. La microestructura en el centro muestra martensita templada, porque el metal se enfría rápidamente para formar la austenización. La microestructura en la ZAT muestra perlita gruesa debido al enfriamiento lento y al

tratamiento térmico S.R. La **Figura 2.11** muestra las microestructuras de la fase de martensita revenida en el centro de la unión soldada y la ZAT después del tratamiento térmico Q-T.

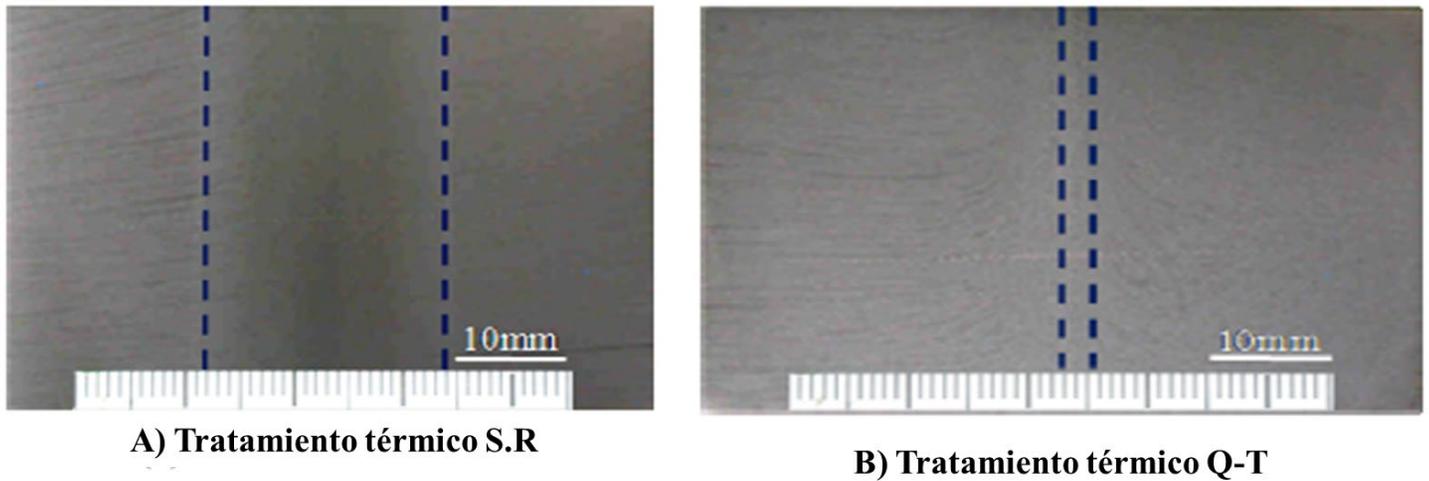


Figura 2.9. Macroestructuras de uniones soldadas [13].

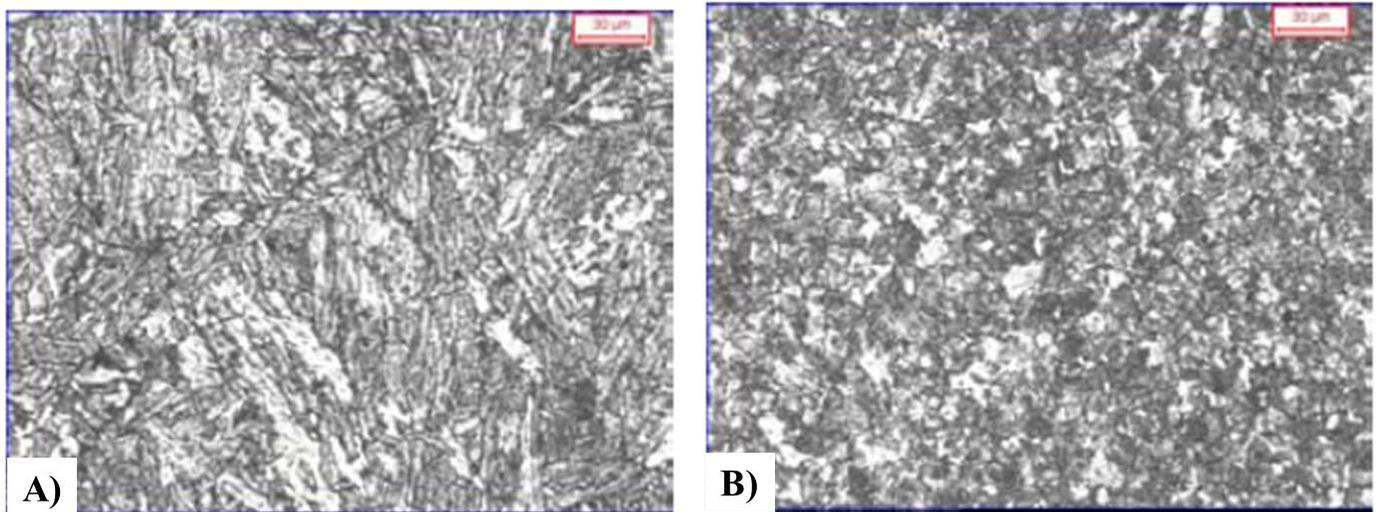


Figura 2.10. Microestructuras del tratamiento térmico S.R.: A) En el centro de la unión soldada y B) ZAT (a 10 mm del centro de la unión soldada) [13].

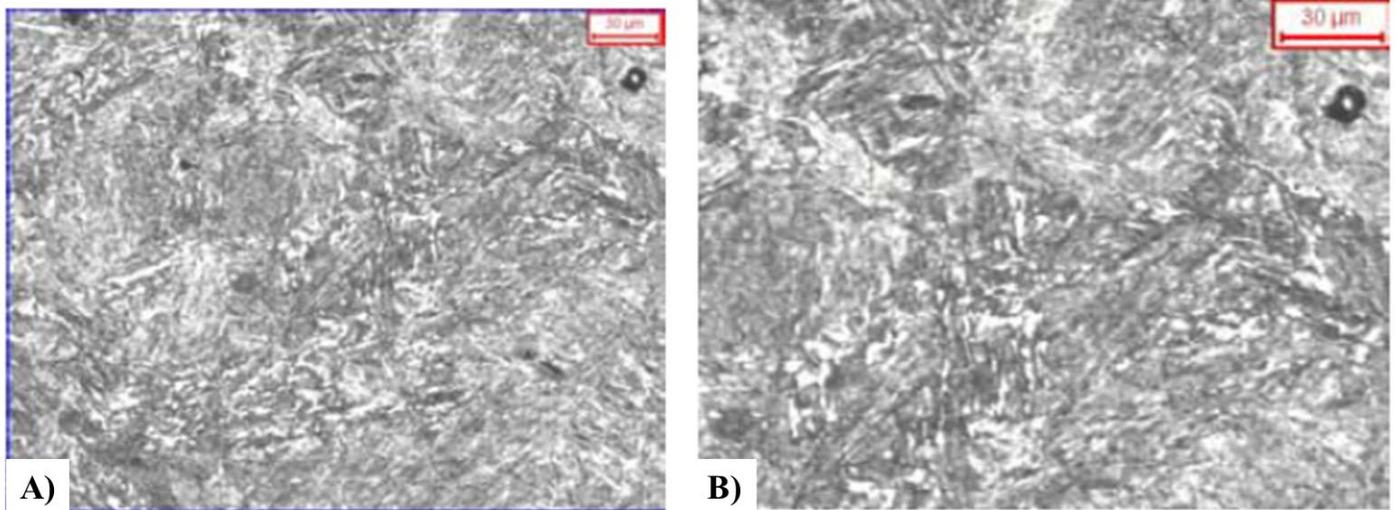


Figura 2.11. Microestructuras del tratamiento térmico Q-T.: A) En el centro de la unión soldada y B) ZAT (a 10 mm del centro de la unión soldada) [13].

2.5 Unión por soldadura de fricción rotativa por inercia de metales distintos de gran tamaño H90 Latón/Acero D60L.

Con el desarrollo de la industria moderna, cada vez se aceptan más algunas uniones soldadas de metales disímiles. La aleación de cobre tiene una buena conductividad, mientras que el acero tiene un precio más menor con una alta resistencia, por lo que los productos con las estructuras híbridas de aleaciones de cobre y acero son de alto interés [20].

Al realizar una soldadura disímil de estos materiales, se tiene que saber que puede haber beneficios y desventajas, por ejemplo, es necesario utilizar fuentes de calor de alta potencia y aplicar un tratamiento térmico previo y posterior a la soldadura de las uniones por fusión de latón=acero. Por otro lado, las uniones de metales distintos pueden presentar algunos defectos de soldadura, como inclusión, agrietamiento en caliente y porosidad, así como granos gruesos en la zona afectada por el calor (ZAT), que merman las propiedades mecánicas de las uniones [21].

Luo y col. [20] comenzaron su estudio con la motivación de que hoy en día no hay suficiente investigación sobre el gran beneficio de las estructuras unidas mediante soldadura por fricción rotativa, por lo que, hacer un mayor estudio sobre el mecanismo de la soldadura por fricción rotativa, incluyendo el estudio de las estructuras y propiedades de las uniones, tiene una importancia vital para ampliar el uso de este tipo de soldadura. En este

estudio, Luo y col. [20] utilizó la máquina especial de soldadura por fricción CT-130 para lograr la unión de una estructura de tubería-anillo con un gran tamaño (156 mm) de tubería de acero H90 a un anillo de latón-D60 en soldadura por fricción rotativa. La unión de soldadura por fricción rotativa por inercia se utilizó como objeto de investigación, y las conexiones internas entre las estructuras, la difusión de elementos, y microdureza de la unión. Los materiales utilizados en este estudio son latón H90 en la condición de estirado en frío y acero de alto carbono D60 en la condición de temple y revenido. El diámetro exterior del anillo de latón es de 166 mm, el grosor de pared de 5 mm y la anchura de 50 mm. D60 es un tubo con un diámetro exterior de 156 mm y una pared de 7 mm como se muestra en le **Figura 2.12**.

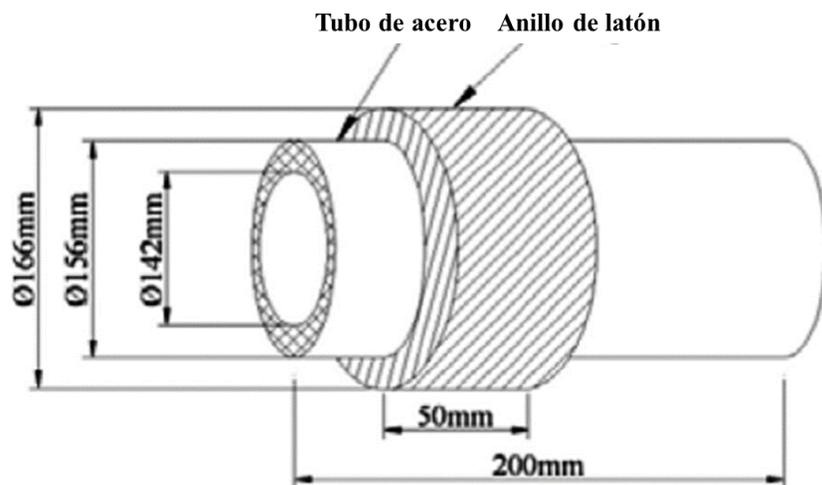


Figura 2.12. Diagrama esquemático de la estructura de montaje de latón H90 anillo-tubo de acero D60 [20].

La **Figura 2.13** muestra que la soldadura por fricción rotativa de metal disímil latón-acero de gran tamaño se consigue con éxito, sin que se formen algunos defectos de soldadura como inclusiones y porosidad.



Figura 2.13. Imagen macroscópica de la unión disímil de latón-acero en soldadura radial por fricción [20].

La **Figura 2.14** muestra las microestructuras ópticas de la unión soldada. Hay cinco zonas características en las que se puede dividir, las cuales son: el metal base del acero, la zona afectada termomecánicamente (ZATM) en el lado del acero, la zona de unión de latón-acero, la zona de grano refinado en el lado del latón y el metal base del latón H90. La **Figura 2.14 (a)** muestra que hay una zona distinta inmediata a la interfaz de fricción en el lado del acero, que es diferente de las microestructuras en el metal base del acero, que se vio afectada por el calor y la fuerza mecánica en el proceso de soldadura por fricción rotativa, por lo que puede denominarse también ZATM. La **Figura 2.14 (b)** revela la aparición de perlitas globulares y de ferrita en el metal base del acero. Pero la microestructura en ZATM no está clara a partir de la fotografía óptica mostrada en la **Figura 2.14 (c)**. Por otro lado, la **Figura 2.14 (d)** muestra una zona de grano refinado en el lado del latón, lo que implica que se ha producido una deformación plástica severa adyacente a la interfaz de soldadura en el lado del latón durante el proceso de soldadura. Dado que la cantidad de zinc en el metal base del H90 es relativamente baja, se funde con el cobre y forma la típica fase única (α -Cu), y no se produce transición de fase tras la deformación plástica en el lado del latón. No hay zona de grano refinado adyacente a la interfaz de soldadura en el lado del acero, y no aparece ZATM en el lado del latón. Esto se debe principalmente a la diferencia de propiedades termofísicas entre H90 y D60, como el punto de fusión, la conductividad térmica, el coeficiente de expansión y el índice de contracción. Tanto la ZATM en el lado del acero como la zona de grano refinado en el lado del latón se encuentran en la zona próxima a la soldadura.

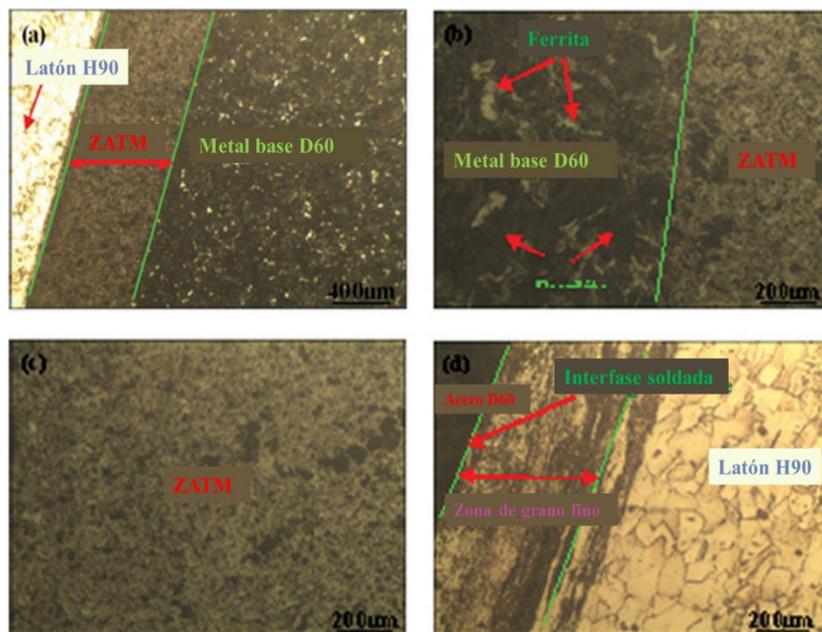


Figura 2.14. Microestructuras ópticas de la unión de soldadura por fricción radial de H90-D60: a) Unión de soldadura, b) Interfaz del metal base de acero y ZATM, c) ZATM, y d) Zona de grano refinado.

La **Figura 2.15 (a)** muestra que se produjo una deformación plástica severa y se formó una zona de grano refinado con una anchura de 100 mm en el lado del latón adyacente a la interfaz de soldadura. Sin embargo, casi no se produjo deformación plástica en el lado del acero. Esto puede deberse a que el latón H90 tiene una mejor capacidad de deformación plástica que el acero D60 [22-24]. El acero al carbono es una red bcc con una energía de falla de apilamiento de 200 mJ/m², mientras que el latón es una red fcc con una energía de falla de apilamiento de 78 mJ/m² [25].

La capacidad de deformación plástica depende de la energía de falla de apilamiento de los materiales. Como parámetro físico, la energía de falla de apilamiento afecta a las estructuras de dislocación de los materiales, cuanto menor es la energía de falla de apilamiento, menor es la capacidad de deformación plástica de los materiales. La capacidad de deformación plástica de los materiales es mejor. Es fácil para el material con menor energía de falla de apilamiento obtener algunos granos refinados [26]. Por lo tanto, en el proceso de soldadura de H90-D60, la deformación plástica se produce principalmente en el latón con menor energía de falla de apilamiento y, a continuación, se forma la zona de grano refinado.

En la **Figura 2.15 (b)** tomada por MEB se puede observar claramente la microestructura en ZATM, se encontró bainita superior y martensita, esto por el contenido de carbono es alto, además de que el D60 tiene una baja conductividad térmica. En el proceso de soldadura por fricción radial, la ZATM se calienta rápidamente a una temperatura elevada y luego se enfría rápidamente, lo que conduce a la formación de bainita superior y martensita en la ZATM. Distintos reportes indican que en la unión de la soldadura por fricción se puede formar bainita y martensita, además de una pequeña cantidad de ferrita y cementita [22, 27, 28].

Se puede observar en la **Figura 2.15 (c)** que se forma una zona de grano refinado en el lado del latón, y puede que nos muestra la deformación plástica y producción de calor que tiene lugar en la interfaz de soldadura. Resultados obtenidos de un sistema de software de pruebas metalúrgicas determinaron que el diámetro medio de los granos de la matriz en el lado del latón es 84.6 μm y, por otro lado, el sistema de software no puede medir el tamaño del grano en la zona de grano fino debido a que los granos están rotos, y los límites de estos están desordenados. Pero a partir de la **Figura 2.15 (c)**, podemos encontrar que el diámetro de los granos es inferior a 10 mm en la zona de grano refinado refinado.

El diagrama de fases binario Fe-Cu que se muestra en la **Figura 2.16** indica que algunas transformaciones de fases ocurren alrededor de los 1000 K. Pero sabiendo que los factores más importantes para las

transformaciones de fases en estado sólido son el tiempo y el contenido de elementos. En el proceso de soldadura por fricción, el tiempo de soldadura que utilizó Luo y col. [20] fue de 0.8 segundos, dando como resultado del barrido de líneas del espectro que la densidad y la distancia de Fe-Cu difundidos entre sí en la zona próxima a la soldadura es muy pequeña. Ambos factores son desfavorables para que se produzca la transformación de fase en estado sólido en la soldadura por fricción de latón-acero.

Además, en la microestructura de la zona próxima a la soldadura en la unión de soldadura, no se encontraron compuestos intermetálicos. Por lo tanto, Luo y col. [20] llegaron a la conclusión de que no se forman compuestos intermetálicos en la zona próxima a la soldadura.

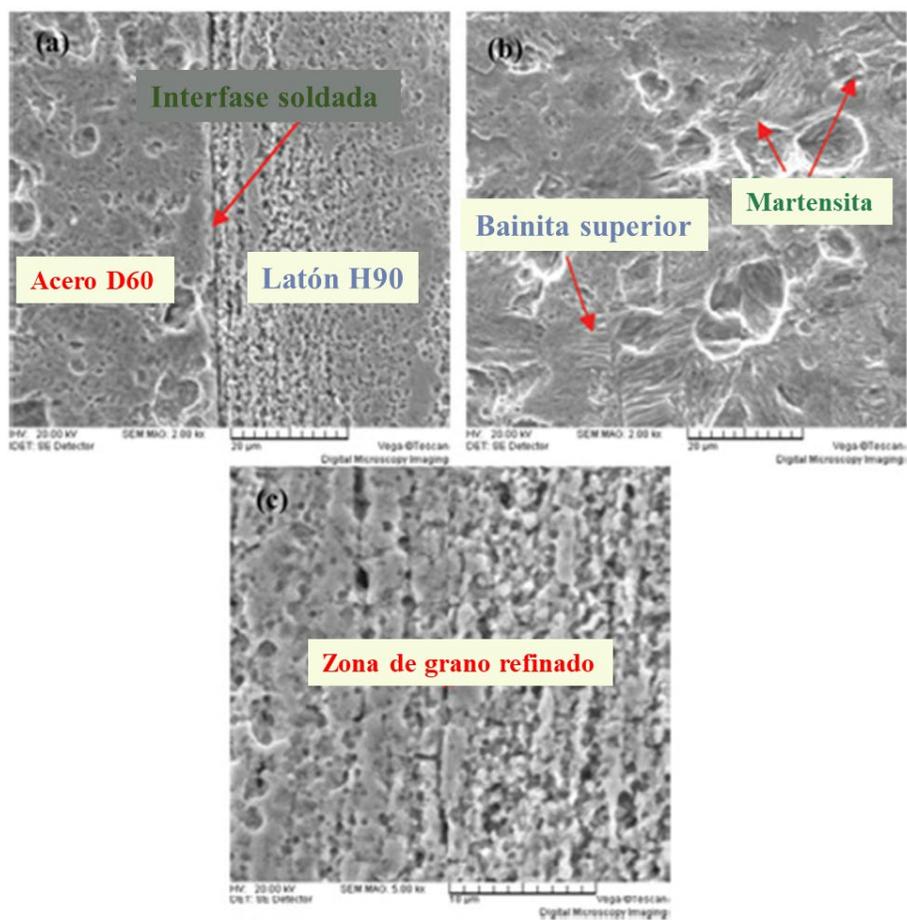


Figura 2.15. Microestructura de la zona próxima a la soldadura en la junta de soldadura: A) la interfaz de soldadura, B) ZATM, y C) zona de grano refinado [20].

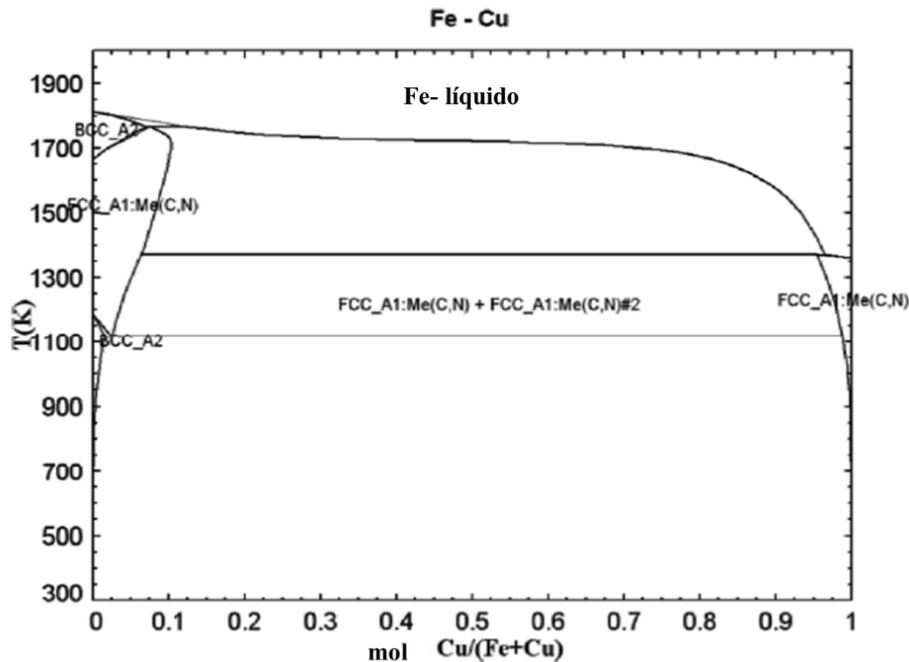


Figura 2.16. Diagrama de fase binaria de Fe-Cu [20].

En la **Figura 2.17** se muestra la curva de microdureza que obtuvieron, la cual se dividieron en 4 regiones características: I) Metal base del Latón, II) Zona de grano refinado, III) ZATM y IV) Metal base del acero. Podemos observar que la dureza promedio del metal base del latón es la más baja, con 70 HV, y la de 90 HV corresponde a la zona de grano refinado.

La mayor dureza se encuentra en ZATM con unos 500 HV, mientras que la dureza promedio del metal base de acero es de 295 HV. Se observa que la dureza media de la zona de grano refinado y de la ZATM es mayor que las correspondientes matrices del latón y del acero, respectivamente.

La dureza media de la zona de grano refinado es superior a la del metal base del latón en unos 20 HV. Según el análisis de microestructura realizado por Luo y col. [20], el diámetro del grano de la zona de grano refinado es mucho menor que el del metal base de latón. Según la ecuación de Hall-Petch, a medida que disminuye el tamaño de los granos, aumenta la resistencia del material, por lo tanto, la dureza en la zona de grano refinado es mayor que la del metal base de latón. Por otro lado, la dureza de la ZATM es mucho mayor que la del metal base del acero, lo que puede atribuirse a la bainita superior y a la martensita formada en la ZATM (mostrada en la **Figura 2.15**), pero no tiene nada que ver con los compuestos intermetálicos, ya que en la ZATM no se forma ningún compuesto intermetálico.

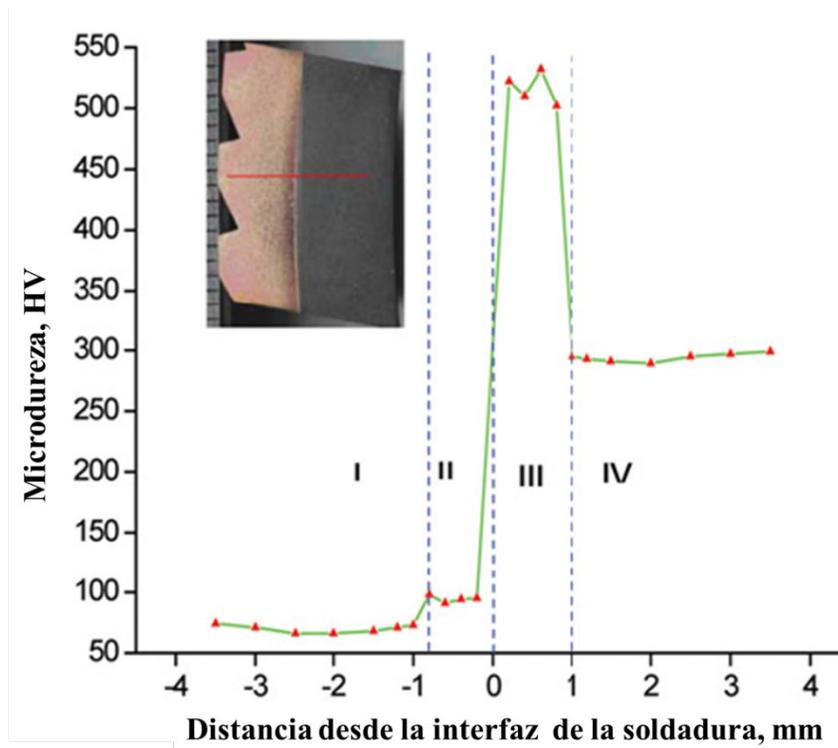


Figura 2.17. Perfil de microdureza de la unión cobre-acero en soldadura radial soldadura por fricción [20].

2.6 Un nuevo método de soldadura por fricción-difusión entre la aleación TiAl y la aleación de alta temperatura GH3039.

Du y col. [29] propusieron un nuevo método de soldadura por fricción-difusión, con el fin de mejorar las propiedades de las uniones soldadas por fricción entre la aleación TiAl y la aleación de alta temperatura GH3039, La soldadura por fricción de TiAl con GH3039 se logró bajo presiones de fricción y forja más bajas, y las uniones soldadas por fricción generadas se soldaron después por difusión. Las microestructuras interfaciales, las fases intermedias y la morfología de fractura de las uniones soldadas por fricción y por difusión se investigaron mediante microscopía electrónica de barrido (MEB), espectroscopía de energía dispersiva (EDS), microanálisis por sonda electrónica (EPMA) y difracción de rayos X (XRD).

Las aleaciones basadas en TiAl, son prometedores materiales estructurales de alta temperatura que se han utilizado ampliamente en componentes de motores aeronáuticos debido a sus excelentes características, como baja densidad, alta resistencia específica, resistencia favorable a la oxidación y propiedades mecánicas a alta temperatura [30-32]. La soldadura por fricción-difusión implica dos métodos de soldadura diferentes que se utilizan en un mismo proceso. En primer lugar, la soldadura por fricción de TiAl a GH3039 se logró bajo presiones de fricción y forja bajas para producir deformación por fricción y evitar daños en el sustrato de TiAl.

Sin embargo, la unión metalúrgica de la junta era insuficiente, seguido de este primer paso, la unión soldada por fricción generada se soldó por difusión utilizando presión y alta temperatura para regular su microestructura inestable y mejorar la resistencia de la unión.

El TiAl de este estudio era una aleación de colada fabricada mediante la técnica de fusión por levitación de inducción en vacío. El tratamiento térmico correspondiente se realizó mediante prensado isostático en caliente (a 1250 °C durante 2 h) y recocido al vacío (a 950 °C durante 2 h). La GH3039 era una superaleación monofásica (austenita) fabricada mediante fortalecimiento por solución sólida a 1080 °C.

El diámetro y la longitud de las dos muestras eran de 25 y 60 mm, respectivamente. Antes de la soldadura, se pulieron las superficies de contacto con papel SiC y se limpiaron con acetona. La soldadura por fricción se realizó con una máquina de soldadura por fricción de accionamiento continuo (C500, 500 kN y 2000 rpm de capacidad) equipada con un sistema de control de bucle cerrado. La soldadura por difusión se ejecutó utilizando una máquina de soldadura por difusión en vacío (FJK-2, temperatura máxima de calentamiento de 1350 °C y carga máxima de 100 kN) con calentamiento por radiación.

En primer lugar, mediante la autolimpieza y la deformación plástica local grave de la interfaz de fricción, las superficies frescas de ambos materiales se unieron firmemente bajo presiones de fricción y forja más bajas a fin de llevar a cabo la soldadura por fricción de TiAl a GH3039. Durante la soldadura por fricción, la presión de fricción y la presión de forja se mantuvieron a 500 y 560 MPa, respectivamente.

El tiempo de fricción y el tiempo de frenado se fijaron en 10 y 0.3 s, respectivamente, y, la longitud de quemado se mantuvo en 1.1 mm. Tras la soldadura por fricción, las probetas se sometieron a un tratamiento térmico a 560 °C durante 45 minutos y, a continuación, se enfriaron al aire hasta alcanzar la temperatura ambiente. Posteriormente, las uniones soldadas por fricción generadas se soldaron por difusión y se ajustó la microestructura de la interfaz de soldadura por fricción aprovechando la presión y la alta temperatura producidas en el proceso de soldadura por difusión, en la **Figura 2.18** se muestra un diagrama esquemático de la soldadura por fricción-difusión.

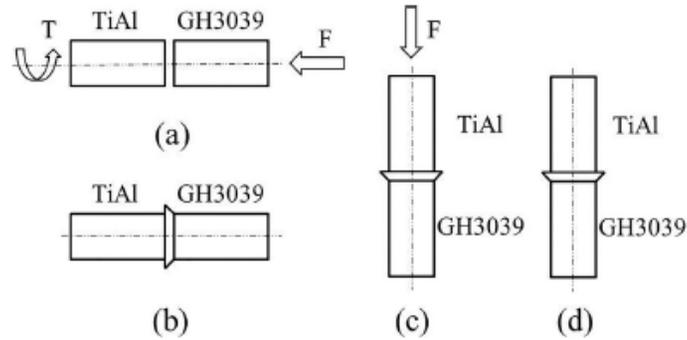


Figura 2.18. Diagrama esquemático de la soldadura por fricción-difusión: A) durante la soldadura por fricción; B) después de la soldadura por fricción; C) durante la soldadura por difusión; y D) después de la soldadura por difusión [29].

La **Figura 2.19** se muestra una macrografía de la unión soldada por fricción entre TiAl y GH3039, en la cual puede observarse que sólo se formó rizo en el lado del GH3039, mientras que la aleación TiAl se deformó ligeramente debido a su mayor resistencia a altas temperaturas [33,34]. Por lo tanto, a medida que la temperatura de fricción aumentaba hasta la fase termoplástica del GH3039, el TiAl con microestructura de en condición de colada, que no era propenso a la deformación plástica, podía mantener una alta resistencia [35, 36]. La deformación plástica en el lado GH3039 se produjo continuamente bajo la acción de la presión de fricción, y finalmente se generaba un rizo unilateral tras el recalado. Durante la soldadura por difusión, la deformación plástica se produjo de nuevo bajo la tasa de 0 a 5.8 %, pero el macrograma de la unión soldada por fricción-difusión permaneció casi sin cambios en relación con el de la unión soldada por fricción.

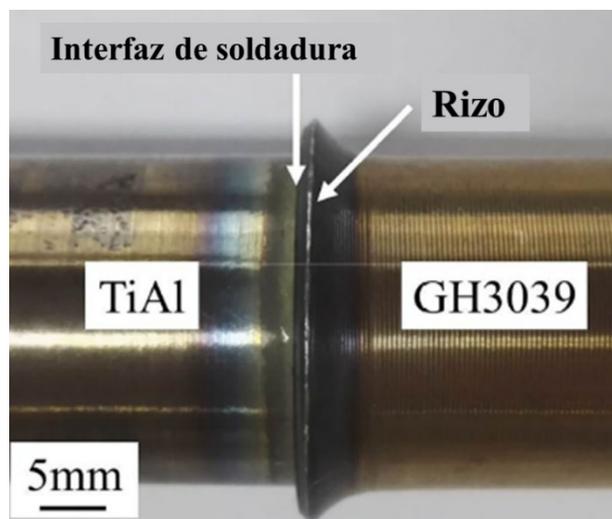


Figura 2.19. Macrografía de la unión soldada por fricción [29].

La resistencia a la tracción de la unión soldada por fricción alcanzó los 236 MPa. La **Figura 2.20** muestra que la resistencia a la tracción de la unión soldada por fricción podría aumentarse con una presión de soldadura por difusión adecuada, mientras que la resistencia de la unión disminuiría drásticamente con presiones de soldadura por difusión bajas o altas. Tras la soldadura por difusión a 950 °C bajo 40 MPa durante 60 minutos, la resistencia de la unión alcanzó los 314 MPa.

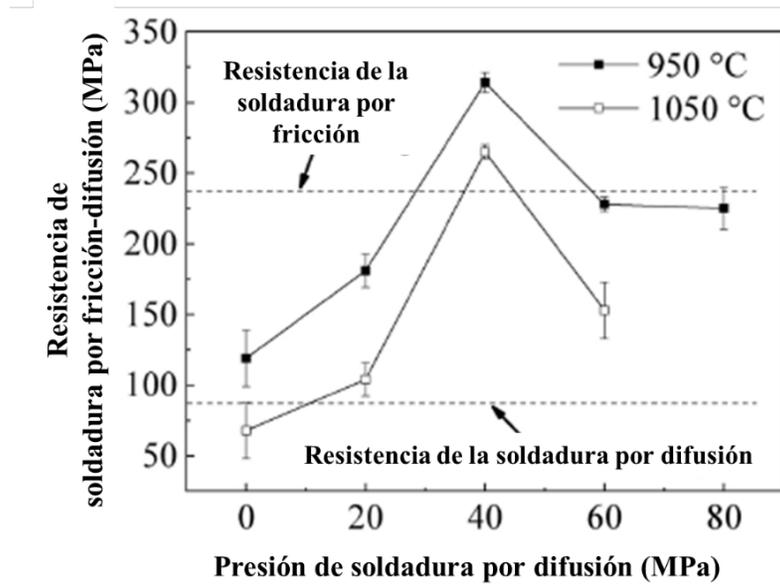


Figura 2.20. Relación entre la resistencia a la tracción de la unión soldada por difusión de fricción y la presión de soldadura por difusión [29].

Tras la soldadura por fricción, se formaron cinco zonas de reacción consecutivas (I, II, III, IV y V) en la interfaz, así mismo compuestas por cinco fases intermedias (A, B, C, D y E) que se denominan colectivamente zona de fase intermedia (ver **Figura 2.21**). Las zonas de reacción I y IV están compuestas ambas por dos fases intermedias, además, la zona de fase intermedia y las zonas de difusión de elementos que son adyacentes a los metales base TiAl y GH3039 se definen como zona de soldadura.

Para identificar cada fase compuesta en las zonas de reacción, primero se analizaron todas las fases intermedias existentes mediante DRX y, a continuación, se identificó cada fase intermedia específica mediante el espectrómetro de dispersión por longitud de onda (WDS) de EPMA.

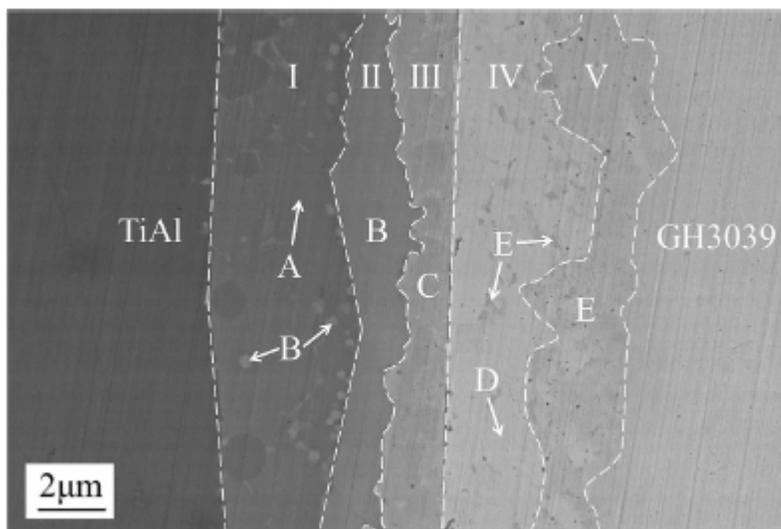


Figura 2.21. Microestructura interfacial de la unión soldada por fricción [29].

En la **Figura 2.22** se pueden observar los resultados de los patrones de DRX de las uniones soldadas por fricción. Se puede observar que las zonas de reacción están compuestas por cinco fases intermedias: Ti_3Al , Al_3NiTi_2 , $AlNi_2Ti$, $Ni_3(Al, Ti)$ y (Ni, Cr) ss (ss representa solución sólida). Los picos de difracción de los sustratos TiAl y GH3039 en las uniones también pueden visualizarse debido a la penetración profunda de los rayos X.

En referencia al diagrama de fases de la aleación binaria Ti-Al [37], es bien sabido que la relación atómica Ti/Al en Ti_3Al oscila entre 1,5:1 y 3,2:1 y, en consecuencia, la fase A (ver **Figura 2. 21 y 2.22**) de color negro claro es Ti_3Al . Por su parte, Al_3NiTi_2 tiene un rango más rico en contenido de elementos, en el que se encuentra el componente de elementos de la fase gris oscura, B. La relación atómica Al/Ni/Ti en la fase gris C es de aproximadamente 1:2:1, lo que concuerda bien con la de $AlNi_2Ti$. La fase blanquecina D es $Ni_3(Al, Ti)$, que contiene principalmente Ni, así como una pequeña porción de Ti y Al disueltos en estado sólido. La fase gris claro E está compuesta principalmente de Ni y Cr, es decir, (Ni, Cr) ss. Además, la aleación GH3039 contenía muchos tipos de oligoelementos que penetraron en la zona de soldadura mediante incrustación mecánica, disolución y difusión. Por lo tanto, cierta cantidad de oligoelementos como V, Fe, Mo y Nb raramente se disuelven en las fases intermedias en la zona de soldadura.

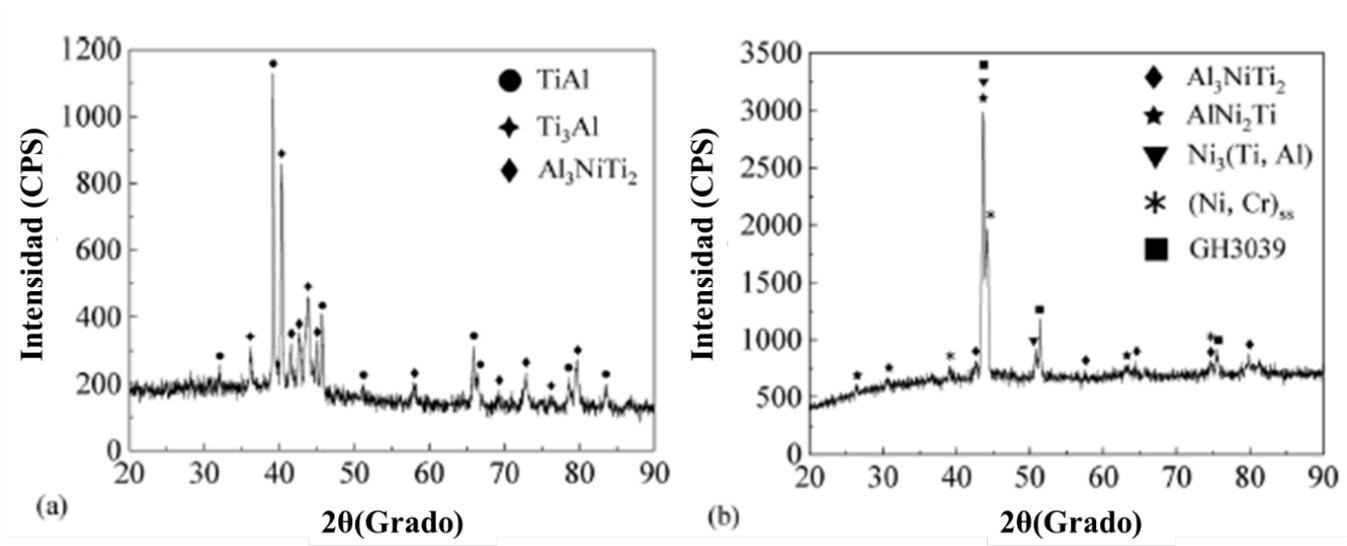


Figura 2.22. Patrones XRD de fracturas en la unión soldada por fricción: a) en el lado TiAl; y b) en el lado GH3039 [29].

Con el fin de confirmar la variación y distribución de los elementos en la unión soldada por fricción, Du y col. [29] realizaron un escaneo lineal y cartográfico de EPMA en la interfaz de la soldadura, mostrando en las **Figuras 2.23** y **2.24** los resultados obtenidos, se realizó el escaneo desde el lado izquierdo del sustrato TiAl hasta el lado derecho del sustrato GH3039 en dirección longitudinal. El alcance del barrido abarcó la zona de fase intermedia cuya anchura es de unos 12 μm. Debido a que los elementos son dispares en niveles de actividad y difusión, se generaron diversas fases intermedias cuando la concentración del elemento alcanzó un determinado valor crítico durante la soldadura por fricción. Para el Ti, su contenido en la capa I aumentó ligeramente en comparación con el del sustrato TiAl, que luego disminuyó gradualmente capa a capa hasta una cierta cantidad restante en la capa V. Esto demuestra que la fase intermedia Ti₃Al (fase A) se formó en la capa I, y el Ti se difundió a través de la zona de fase intermedia, por lo cual pudo encontrarse en toda la zona de soldadura bajo diferentes concentraciones. En cuanto al aluminio, su contenido disminuyó significativamente antes de difundirse en la capa I y mantuvo un nivel estable en las capas I y II, donde se formó Al₃NiTi₂ (fase B). Aunque el contenido era bajo cuando el Al se difundió en las capas IV y V, siguió atravesando la zona de fase intermedia y posteriormente cubrió toda la zona de soldadura. Por otro lado, el Ni, mantuvo su contenido a un nivel relativamente alto y estable en la capa IV, donde se produjo Ni₃(Al, Ti) (fase D). El Ni fluctuó en la capa V debido a la existencia de regiones ricas en Cr donde se formó (Ni, Cr) ss (fase E). Además, el contenido de Ni se redujo drásticamente tras difundirse (desde el sustrato GH3039) en la capa II y disminuyó lentamente hasta cero en la capa I, lo que indica que su difusión finalmente se quedó en la zona de la fase intermedia. En

el caso del Cr, su contenido comenzó a reducirse notablemente antes de que se difundiera (desde el sustrato GH3039) en la capa V, y sólo la mitad de la cantidad original en el sustrato GH3039 llegó a la capa V. El contenido desigual en la capa V se debió a la presencia de regiones ricas en Ni. Además, tras pasar por la capa V, el contenido de Cr disminuyó continuamente hasta difundirse en $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ (fase D) en la capa IV. Pero su contenido aumentó cuando difundió en AlNi_2Ti (fase C) en la capa III, y finalmente disminuyó a cero en la capa I. La razón principal de este fenómeno es que el Cr y AlNi_2Ti tienen estructuras cúbicas centradas en el cuerpo, mientras que $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ tiene una estructura cúbica centrada en la cara. En consecuencia, la solubilidad del Cr en la fase AlNi_2Ti era mayor que en la fase $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$. En resumen, las distancias de difusión de los átomos de Ti y Al eran mayores que las de los átomos de Ni y Cr, lo que explica por qué el Ti y el Al se distribuían difusamente por toda la zona de soldadura, mientras que el Ni y el Cr sólo se difundían en la zona de fase intermedia y estaban ausentes en la capa I.

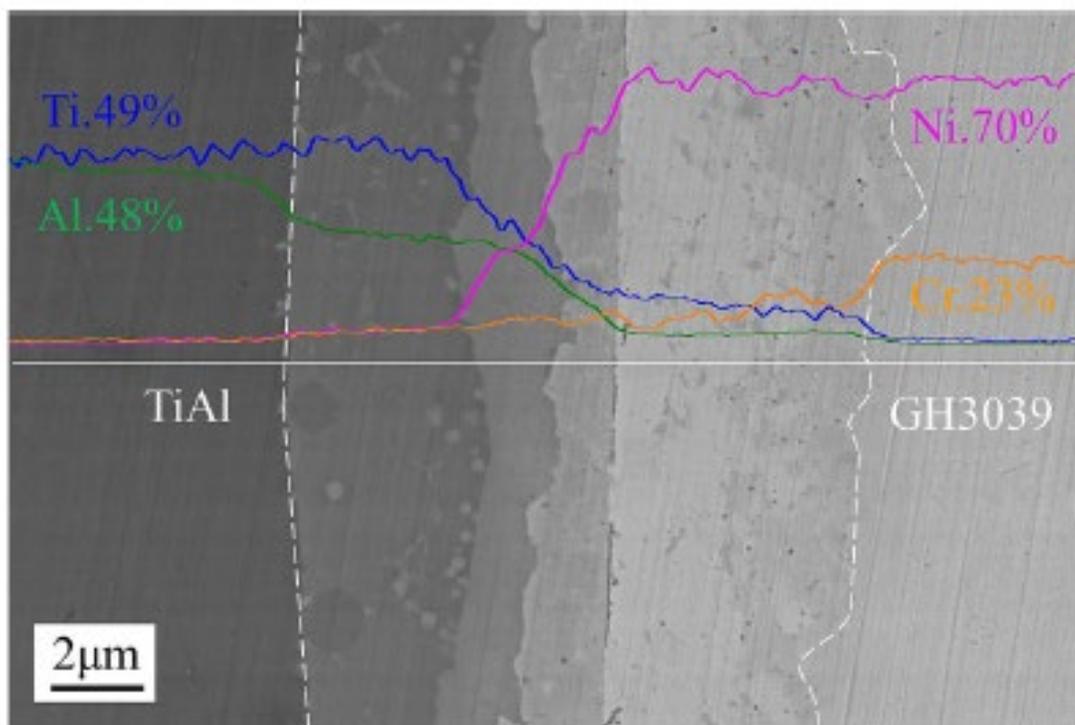


Figura 2.23. Escaneado lineal EPMA a través de la interfaz de la junta soldada por fricción [29].

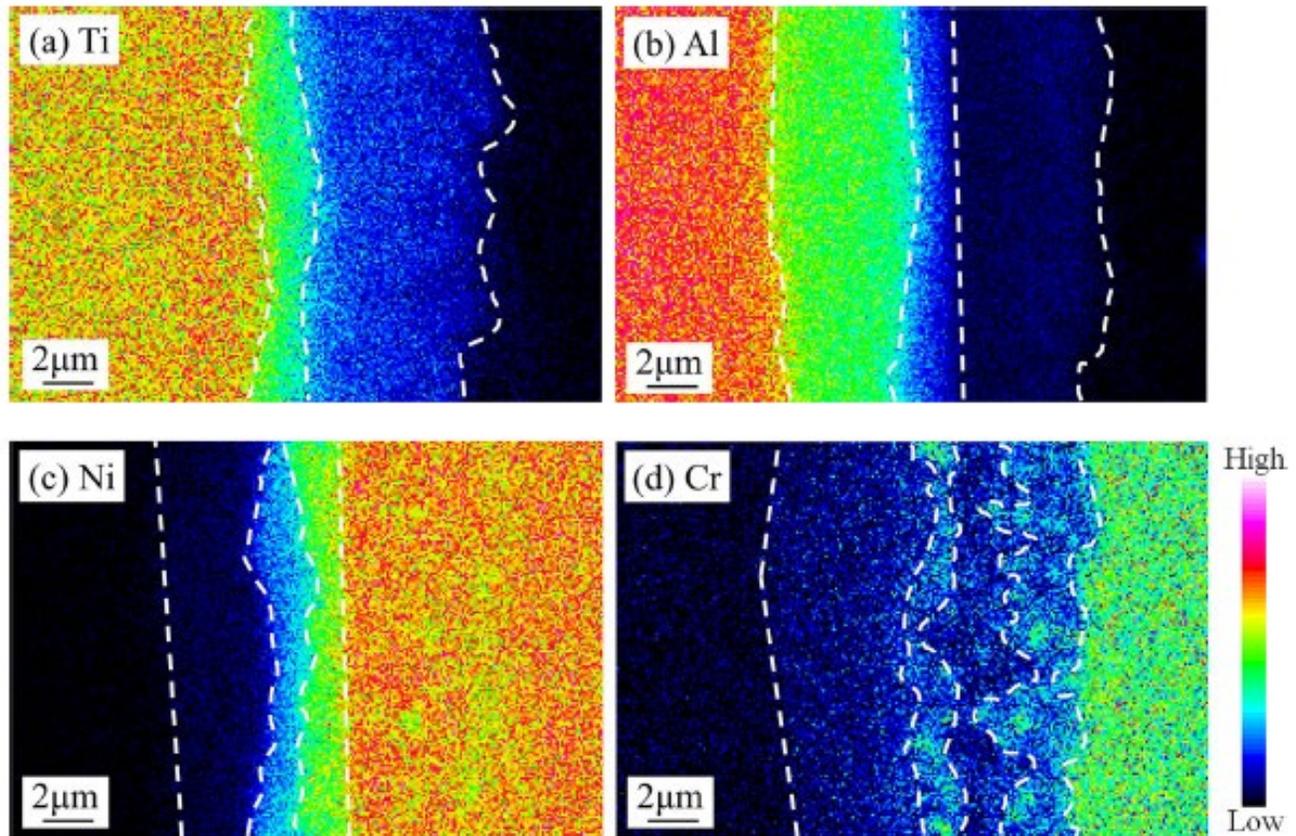


Figura 2.24. Escaneado de mapa EPMA a través de la interfaz de la junta soldada por fricción [29].

2.7 Investigación sobre uniones disimilares de acero inoxidable austenítico AISI 304 y acero de baja aleación AISI 4140 mediante soldadura por arco de gas tungsteno, haz de electrones y fricción.

Arivazhagan y col. [38] presentan las investigaciones realizadas para el estudio de la microestructura y las propiedades mecánicas de las uniones de acero inoxidable AISI 304 y acero de baja aleación AISI 4140 mediante soldadura por arco de tungsteno con gas (GTAW), soldadura por haz de electrones (EBW) y soldadura por fricción (SFR). Para cada una de las soldaduras, se realizó un análisis detallado de la composición de fases, las características de la microestructura y las propiedades mecánicas. Los resultados del análisis muestran que la unión realizada mediante SFR tiene una resistencia a la tracción de 494 MPa. A partir de los fractogramas, se pudo observar la ductilidad de las soldaduras.

El acero inoxidable austenítico (AISI 304) y el acero de baja aleación (AISI 4140) poseen una buena combinación de propiedades mecánicas, conformabilidad, soldabilidad y resistencia al agrietamiento por corrosión bajo tensión y otras formas de corrosión [39,40]. Debido a estas particularidades a temperaturas moderadamente altas, la unión de estos metales se utiliza en la industria de generación de energía [41]. El

problema de la soldadura de metales distintos realizada entre acero de baja aleación y acero inoxidable austenítico con un metal de aportación de acero inoxidable austenítico es la formación de carburos debido al mayor contenido de carbono del acero de baja aleación que el del acero inoxidable austenítico [42].

Como la resistencia de las soldaduras disimilares es generalmente inferior, la mayoría de los fallos en servicio se producen en la región de la soldadura [43], principalmente en la zona afectada por el calor o en la zona de soldadura [44-46]. Las uniones similares y disimilares en las que intervienen aceros austeníticos son susceptibles a la propagación inesperada de fases.

Como resultado de ello, en la interfaz de soldadura se producen una serie de cambios metalúrgicos negativos, como la fase delta ferrita, la corrosión de los límites de grano y la fase sigma. Por lo tanto, es necesario aumentar la velocidad de soldadura para evitar estos efectos. La microsegregación que se produce en las zonas de fusión de soldadura de metales distintos conduce a que las regiones interdendríticas se enriquecen en Fe, Cr y C. Esta segregación dentro de la estructura dendrítica provoca el deterioro de las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión de las uniones [47, 48]. Se ha observado que la soldadura por fricción de AISI 4140 y AISI 304 reduce la gravedad de la segregación asociada a la solidificación y reduce la fracción de volumen de las fases no deseadas [49].

N. Arivazhagan y col. [38] realizaron experimentos utilizando una máquina de soldadura convencional DCEN GTAW, una máquina de soldadura por haz de electrones de bajo kV (TECHMETA) y una máquina de soldadura por fricción de accionamiento continuo de 150 KN de capacidad (ETA Pvt, Ltd). Los metales de base empleados en este estudio son el acero inoxidable AISI 304 y el acero de baja aleación AISI 4140. Las probetas soldadas por SFR se cortaron con la forma del cilindro de diámetro y longitud 25 mm y 55 mm respectivamente.

La macroestructura de las cuatro juntas se muestra en la **Figura 2.25** y **2.26**. Por otro lado, en el análisis DRX de las uniones se muestra en la Figura 28. La investigación de los resultados de la DRX muestra picos de alta intensidad de FeNi y Ni₃C para una longitud de quemado de 5 mm antes de ensayar las probetas en ambiente corrosivo. Del mismo modo, a una longitud de quemado de 7 mm, se indicaron muchos intermetálicos (FeNi, Cr-Ni-Mo y CrNiFe) y carburos (Ni₃C, Cr-Si-C, etc.).

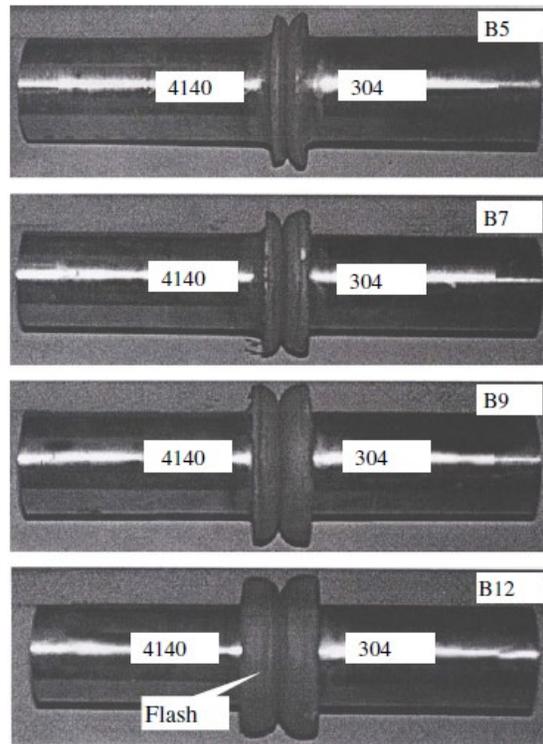


Figura 2.25. Muestras soldadas por fricción (longitud de quemado B5, B7, B9 y B12) [38].

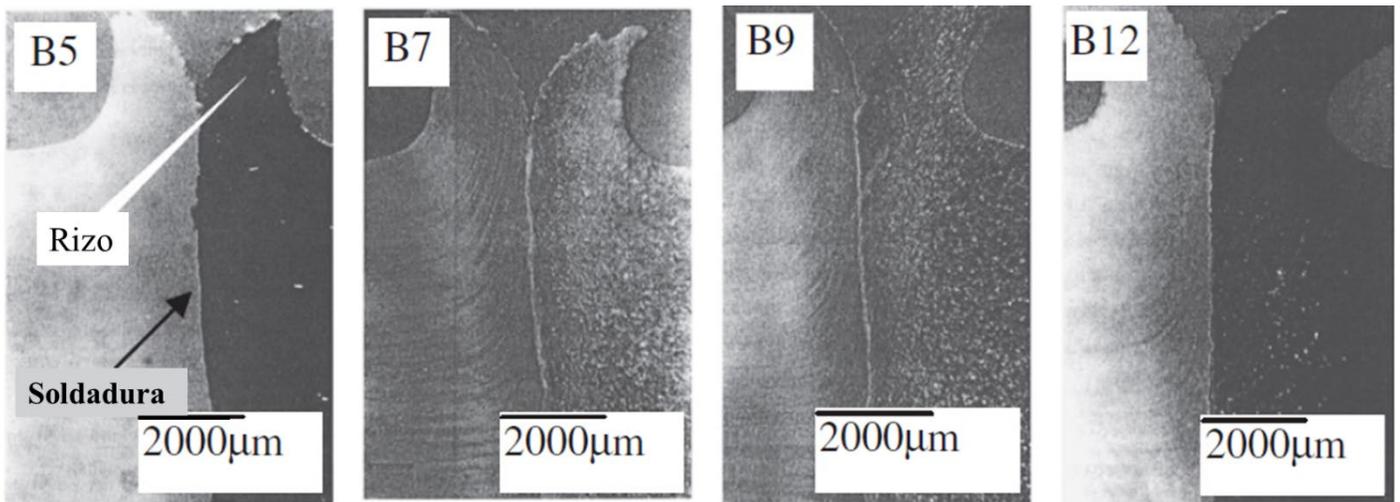


Figura 2.26. Efecto de la longitud de quemado en la formación de rizos (el material de la izquierda de las macrografías es acero inoxidable AISI 304): B5, B7, B9 y B12 [38].

Los resultados del mapeo elemental EPMA se muestran en las **Figuras 2.27 y 2.28**. De estas figuras se observa que el cromo y el níquel se difunden hacia el acero de baja aleación desde el acero inoxidable y que el hierro se difunde desde el acero de baja aleación hacia el acero inoxidable. El grado de difusión es mayor en el caso

de las soldaduras de 12 mm de longitud. En las soldaduras de 12 mm de longitud se desarrolla una región de soldadura distinta con enriquecimiento de Cr, Ni y Fe. Se han observado tendencias similares en las soldaduras EBW y GTA. Las microestructuras del AISI 4140 se encuentran adyacentes a la interfaz de soldadura SFR y se observaron características martensíticas más gruesas. Además, se observan extensos crecimientos de grano con límites de grano bien desarrollados adyacentes a la interfaz de soldadura y cerca de esta región se observó una precipitación predominante (ver **Figura 2.29**). Pueden observarse también bandas de deformación prominentes en el lado del acero inoxidable AISI 304 adyacente a la interfaz.

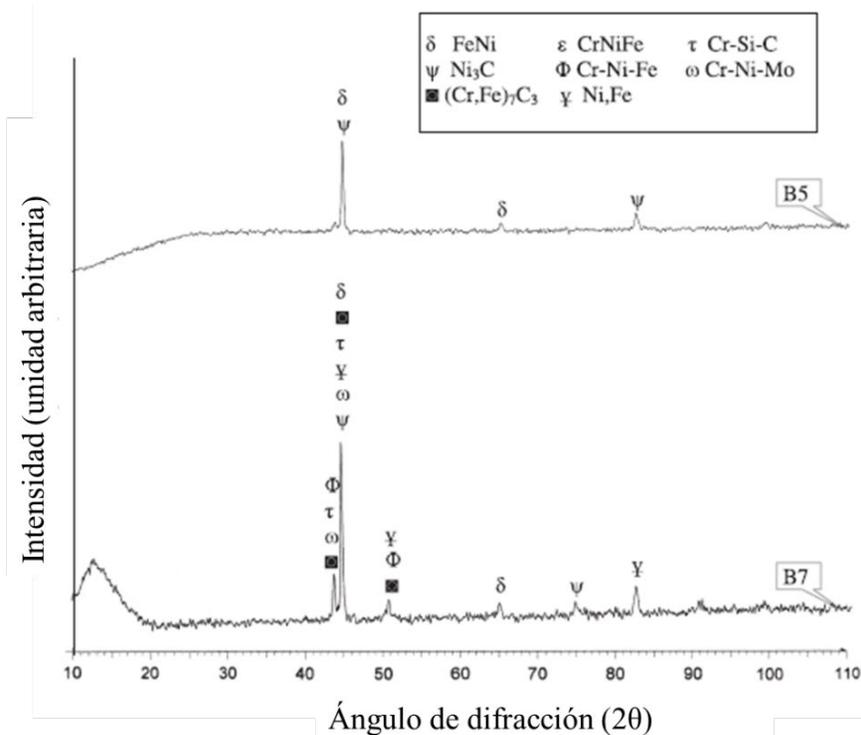


Figura 2.27. Diagramas de difracción de rayos X de la soldadura por fricción en estado soldado, longitud de quemado B5 y B7 [38].

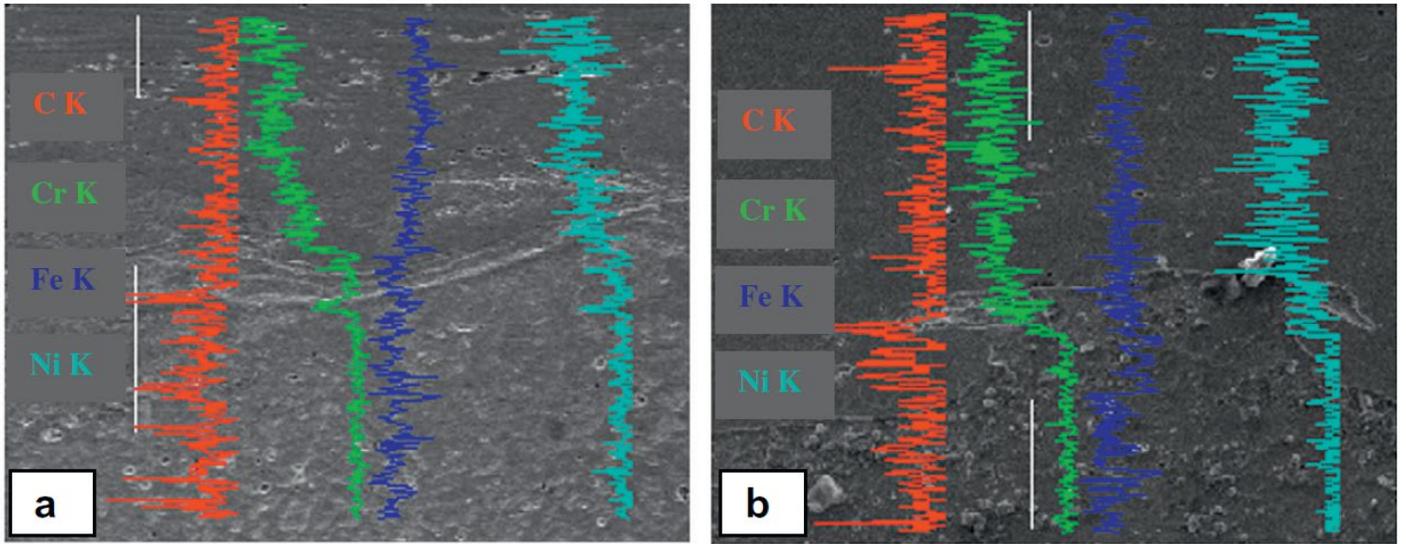


Figura 2.28. Distribución elemental a través del centro de soldadura en 4140-304: A) SFR-B5, B) SFR-B-12 [38].

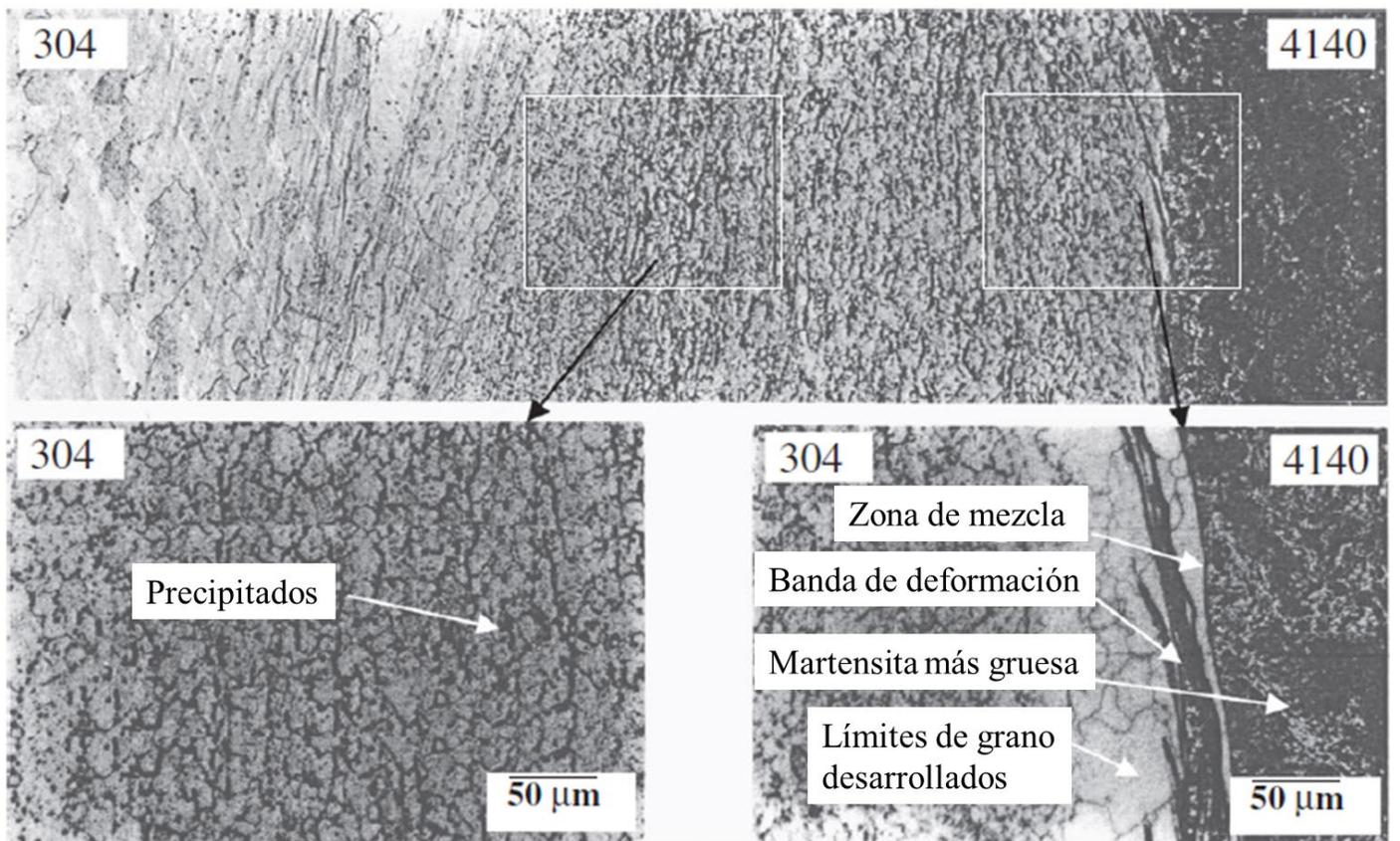


Figura 2.29. Microestructuras en diferentes regiones de AISI 304 en la longitud de quemado 12 [38].

Así, Arivazhagan y col. [38] reportaron que la resistencia a la tracción de la SFR fue de 494 MPa. El análisis de microdureza se llevó a cabo a lo largo de la unión soldada en dirección axial utilizando un microdurómetro digital Vickers (ver **Figura 2.30**), al observar los resultados podemos notar que el pico de dureza de la soldadura SFR aumenta con el incremento de la longitud de quemado, mientras que los valores de dureza del acero de baja aleación adyacente disminuyen con el incremento de la longitud de quemado. Cabe señalar que con el aumento de la longitud de quemado aparece una región blanda en el acero inoxidable adyacente a la interfaz. En general, se dice que la anchura de la región endurecida disminuye con el aumento de la longitud de quemado. La formación de la región blanda en el lado del acero de baja aleación puede atribuirse a la decarburación, mientras que en el acero inoxidable se debe al reblandecimiento del material. Esto se produce por la acumulación de calor, ya que la conductividad térmica del material es relativamente menor. La reducción de la anchura de las zonas duras se atribuye a que la pérdida de material en forma de rebaba ha aumentado con la longitud de quemado. El estudio muestra que la dureza general, así como la dureza de la zona blanda en el lado del acero de baja aleación de la interfaz se produce principalmente debido al aumento de la dureza en la interfaz. Este comportamiento puede atribuirse a la migración de carbono desde el lado del acero de baja aleación hacia el lado del acero inoxidable [38].

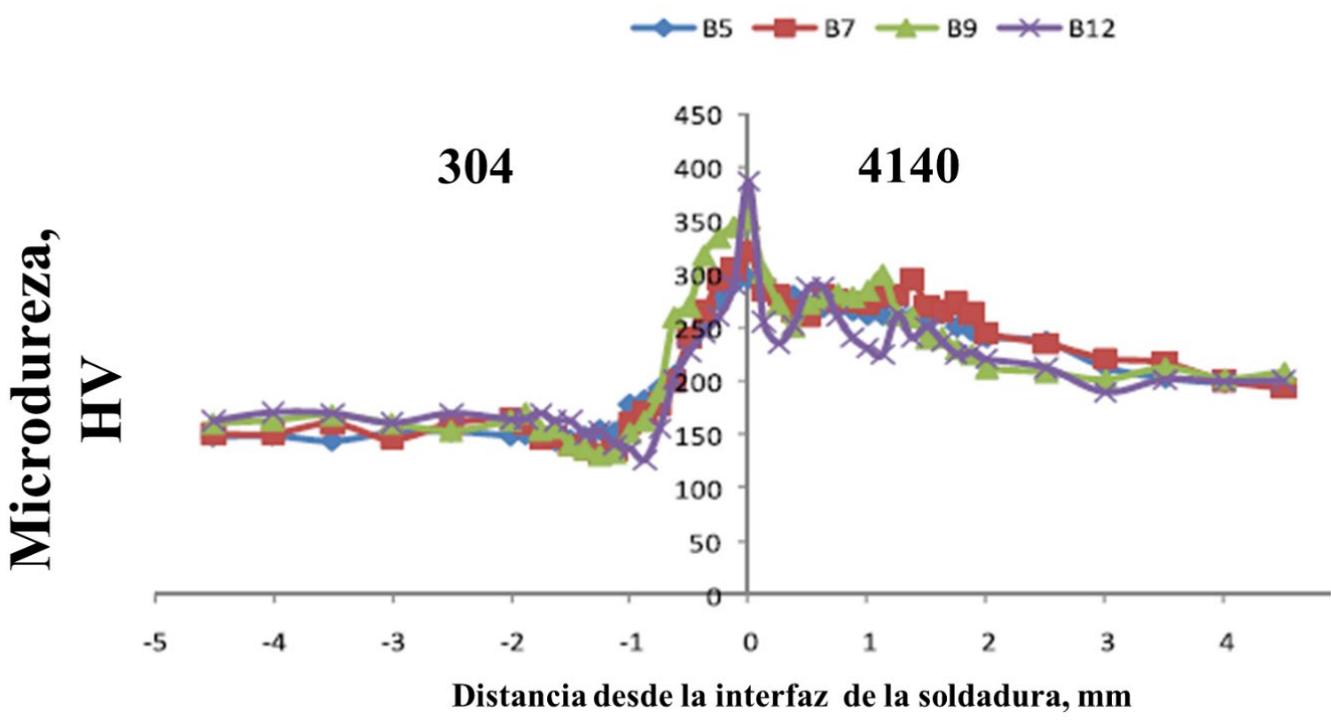


Figura 2.30. Efecto de la longitud de quemado (B 5, B7, B9 y B12) en la distribución de la dureza en la soldadura. Soldadura [38].

2.8 Propiedades mecánicas a tracción y mecanismos de endurecimiento de un acero TWIP a altas velocidades de deformación: relación de Hall-Petch.

De Las Cuevas y col. [50] estudiaron la influencia de la velocidad de deformación y tamaño de grano en las propiedades mecánicas de un acero TWIP austenítico de composición 22% Mn y 0.6% C (% en masa), pues en los últimos años uno de los principales objetivos de la industria automotriz ha sido reducir las cantidades de emisión de gases contaminantes a la atmosfera, para lo cual es requerido disminuir el peso de los vehículos.

Una de las propuestas para lograr la reducción del peso de los automóviles es implementar aceros de nuevas calidades que permitan tener una alta resistencia mecánica y una menor densidad. Los aceros de alta resistencia mecánica se dieron a conocer por el desarrollo de diferentes clasificaciones de aceros aleados y microaleados. Aunque las ventajas parecieran ser muchas, al tener aceros con mayor resistencia mecánica como consecuencia disminuía, así como su capacidad de conformado, así como la soldabilidad de estos aceros con otros impedían su uso en muchos componentes de la carrocería.

En 1883, Hadfield [51] descubre los aceros de ultra alta resistencia y excelente ductilidad, se trata de aceros austeníticos con alto contenido de Mn. Karaman y col. [52] realizaron estudios sobre el comportamiento mecánico de estos aceros austeníticos, mostrando que su microestructura característica se macla como respuesta de una deformación plástica. Análogamente esto ocurría cuando este acero se aleaba con Al y Si. Grässel y col. [53] (1997) y Grässel y col. [54] (2000) observaron que el maclaje mecánico comenzaba a ser un mecanismo de deformación dominante cuando el contenido en Mn era de aproximadamente de 25%, el de Al superaba el 3%, el Si estaba entre 2 y 3% y el acero tenía bajo contenido en C. Se obtuvieron para estas composiciones extraordinarias propiedades mecánicas: límite elástico de 600 MPa, resistencia a la tracción 1100 MPa y una elongación cercana al 80% [50].

La importancia del comportamiento de los aceros TWIP está en la interacción del micromaclaje mecánico con el deslizamiento de dislocaciones. Las maclas de deformación en los aceros TWIP (ver **Figura 2.31**) y otras aleaciones con estructura cristalina cúbica centrada en las caras (FCC), poseen una forma bandeada de espesor casi constante sub-micrométrico o nanométrico. Nuclean en los límites de grano o juntas de macla previas y crecen atravesando los granos austeníticos hasta que son interrumpidas por otras juntas de alto ángulo (límite de grano u otra banda de macla) u otro tipo de obstáculos como precipitados o inclusiones. La proliferación de las maclas mecánicas determina la subdivisión progresiva de los granos austeníticos originales en finos dominios delimitados por juntas de maclas (que son juntas de fuerte desorientación, 60°), dando lugar a un

proceso físico de endurecimiento por deformación que constituye un mecanismo de endurecimiento dinámico de HallPetch (Morris, 2010) [50].

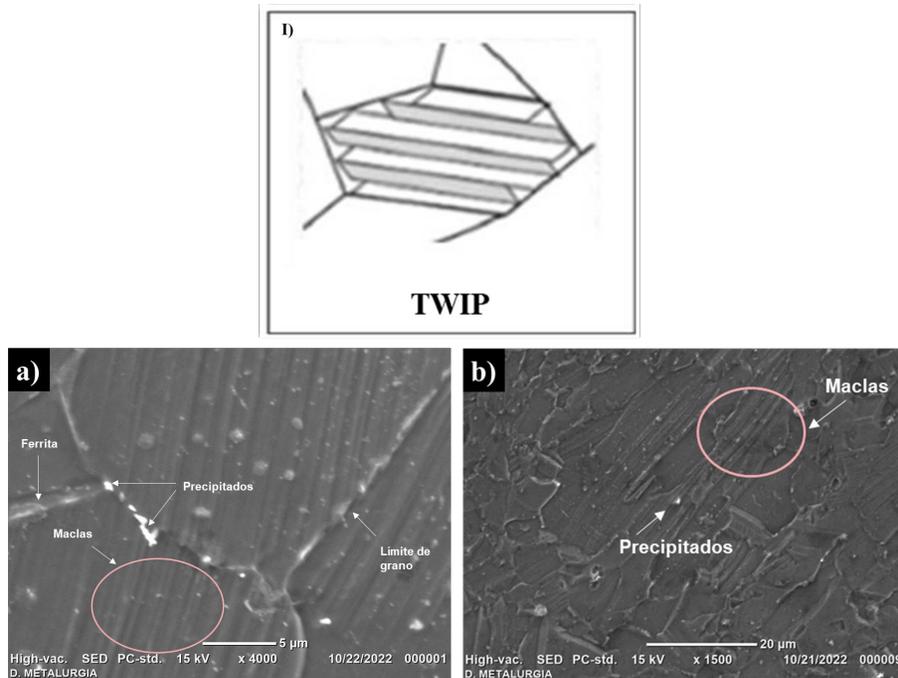


Figura 2.31. I) Microestructura esquemática de un acero TWIP, Micrografía de un acero TWIP: a) Sin boro y b) Con 470 ppm de boro. (Información sin publicar, Salas-Reyes, UNAM).

2.9 Aceros avanzados de alta resistencia para la industria automotriz.

Los aceros de fase compleja (CP-B3) pertenecen a un grupo de aceros con una resistencia última a la tracción muy elevada, de 800 MPa o incluso superior. La composición química de los aceros CP-B3, y también su microestructura, es muy similar a la de los aceros TRIP (a plasticidad inducida por la transformación), es decir, transformación inducida por deformación o tensión de la austenita retenida presente en la microestructura en una cantidad suficiente, pero, además, contienen algunas cantidades de Nb, Ti y/o V para provocar el efecto de refuerzo por precipitación [55].

Usualmente los aceros CP-B3 no tienen austenita retenida en la microestructura, pero contienen más fases duras como martensita y bainita. La microestructura de los aceros CP-B3 se compone de una ferrita muy fina con una elevada fracción volumétrica de fase dura. Para las estructuras conformadas en frío, se puede diseñar un acero de triple fase que contenga ferrita, bainita y martensita, que obviamente son más difíciles de producir. Sus propiedades mecánicas se caracterizan por un límite elástico continuo y un elevado alargamiento uniforme

[55]. Los aceros CP-B3 con matriz bainítica tienen una conformabilidad superior porque la diferencia entre la dureza de la bainita y la martensita es relativamente pequeña. En los aceros CP-B3 bainíticos la ferrita poligonal se sustituye por ferrita bainítica. La ferrita bainítica está reforzada por una alta densidad de dislocaciones, es decir, $> 10^{12}/\text{cm}^2$, y por una fina dispersión de segunda fase de martensita y carbonitruros o carburos [55].

La microestructura CP-B3 bainítica presenta un mejor endurecimiento por deformación y capacidad de deformación que la microestructura totalmente bainítica. Se trata de una microestructura de resistencia graduada en la que las fases de martensita y ferrita bainítica están separadas por una tercera fase de resistencia intermedia. Un ejemplo de microestructura de acero de fase compleja CP-B3 se muestra en la **Figura 2.32**.

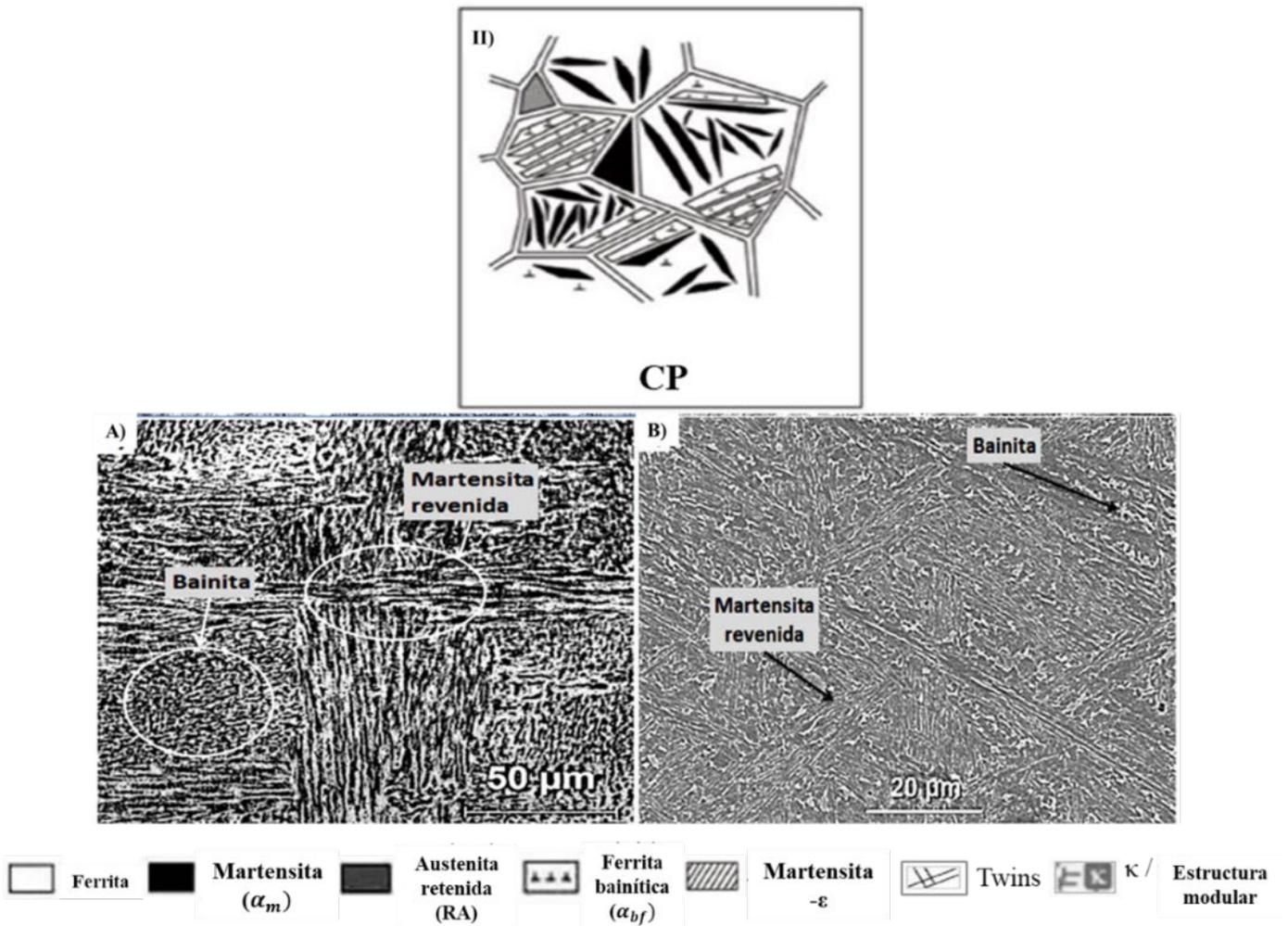


Figura 2.32. II) Microestructura esquemática de un acero CP-B3, Micrografía de un acero CP-B3: A) Imagen obtenida por MO y B) Imagen obtenida por MEB. (Aguilar-Vera, UNAM, 2019).

2.10 Visión general de los mecanismos que intervienen durante el proceso de enfriamiento y separación en los aceros.

En el trabajo de Santofimia y col. [56] se evalúan las investigaciones recientes sobre los mecanismos que controlan los cambios microestructurales durante la aplicación del proceso Q&P, lo que conduce a conceptos basados en la formación de fases para el diseño de aceros Q&P. Las nuevas estrategias para la creación de aceros avanzados de alta resistencia con propiedades mecánicas mejoradas de resistencia, tenacidad y ductilidad se basan en el desarrollo de microestructuras que contengan fases ultrafinas formadas en condiciones de desequilibrio como la martensita y la bainita refinada, ambas altamente dislocadas contribuyen a aumentar simultáneamente la resistencia y la tenacidad [57].

Uno de los procedimientos más innovadores para la formación de microestructuras que contengan martensita y austenita retenida es el proceso de temple y partición (Q&P). Este proceso comienza en una austenización parcial o total, siguiendo con un temple de la microestructura a una temperatura menor de inicio de formación de martensita (M_s) pero por encima de la temperatura de fin de la martensita (M_f) para poder formar una fracción controlada de martensita.

Posteriormente esta microestructura se somete a un tratamiento a la misma temperatura o más alta (temperatura de partición) para lograr la difusión de carbono de la martensita supersaturada de carbono a la austenita vecina. Finalmente, el material se temple a temperatura ambiente y la austenita enriquecida con carbono permanece metaestable a temperatura ambiente, mientras que el resto se transforma en martensita (**ver Figura 2.33**) [56].

Dependiendo de la composición del acero y de los tratamientos térmicos particulares, la formación de bainita, ferrita y carburos durante el proceso Q&P puede superponerse con la partición del carbono de la martensita a la austenita, reduciendo la eficacia de este tratamiento térmico que conduce a las microestructuras deseadas. Un conocimiento teórico adecuado de los mecanismos que ocurren durante el proceso Q&P conduciría a un buen control de estos fenómenos de superposiciones que no favorecen a la obtención de las microestructuras deseadas [56].

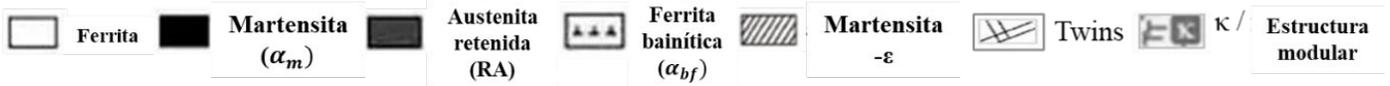
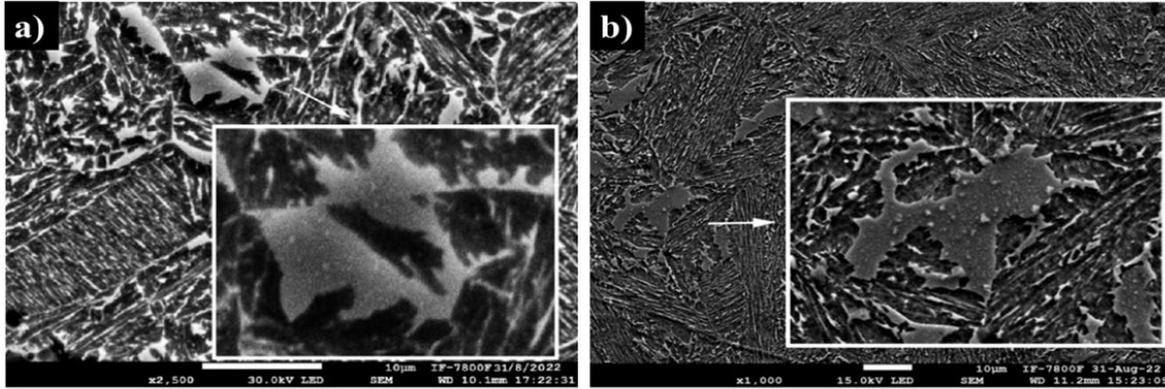
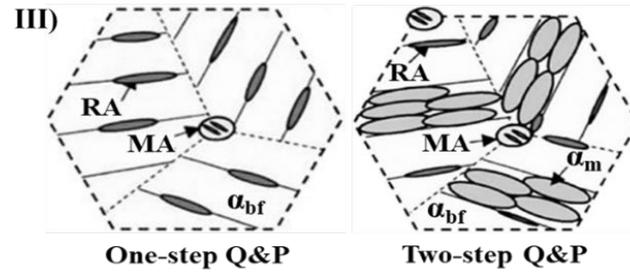


Figura 2.33. III) Microestructura esquemática de un acero Q&P, Micrografía de un acero Q&P obtenidas por MEB a: A) 2500X y B) 1000X [56].

CAPÍTULO III: PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En la **Figura 3.1** se presenta el diagrama de flujo del desarrollo experimental que se implementó en el presente trabajo de investigación.



Figura 3.1. Diagrama de flujo del desarrollo experimental.

3.1 Obtención y acondicionamiento de probetas.

Los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) fueron fabricados por el equipo de trabajo del Dr. Enrique Salas Reyes. Desde la obtención de los lingotes, hasta el mecanizado térmico que requiere cada tipo de acero de alta resistencia para cumplir con las características microestructurales de cada uno de ellos. Obteniendo así probetas cilíndricas de aproximadamente 8 cm de largo y 1.3 cm de diámetro.

Los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) fueron fabricados por el equipo de trabajo. La composición química experimental de estos aceros se obtuvo con ayuda del equipo de trabajo en el CINVESTAV-Unidad Saltillo. Así, los aceros avanzados de alta resistencia TWIP y CP experimentales con y sin B presentan la composición química indicada en la **Tabla 3.1** y **3.2**, respectivamente.

Tabla 3.1. Composición Química Obtenida de aceros avanzados de alta resistencia TWIP microaleados con boro.

| TWIP | Mn | C | Al | Si | Cr | Ni | Mo | Cu | Ti | B | S | N | Fe |
|-------|--------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|------|
| TW-B0 | 27.260 | 0.090 | 3.000 | 1.920 | 1.730 | 0.850 | 0.290 | 0.200 | 0.030 | - | 0.020 | 0.012 | Bal. |
| TW-B1 | 27.360 | 0.090 | 3.000 | 1.920 | 1.730 | 0.850 | 0.290 | 0.200 | 0.030 | 0.018 | 0.020 | 0.012 | Bal. |

Tabla 3.2. Composición química obtenida de aceros avanzados de alta resistencia CP-B3 microaleados con boro.

| CP | Mn | C | Al | Si | Cr | Ni | Mo | Cu | Ti | B | S | P | Nb | V | Fe |
|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|------|
| CP-B1 | 1.930 | 0.143 | 0.011 | 0.583 | 0.446 | 0.118 | 0.397 | 0.064 | 0.017 | 0.002 | 0.028 | 0.020 | 0.144 | 0.010 | Bal. |
| CP-B3 | 1.940 | 0.160 | 0.010 | 0.591 | 0.449 | 0.120 | 0.397 | 0.067 | 0.014 | 0.006 | 0.029 | 0.023 | 0.156 | 0.010 | Bal. |

3.2 Proceso de conformado por unión mediante soldadura por fricción rotativa.

Para la realización de la soldadura por fricción rotativa se utilizaron aceros avanzados de alta resistencia de primera, segunda y tercera generación. La primera soldadura, entre aceros disimiles de primera y segunda generación respectivamente fue entre aceros: de fase compleja (CP-B3) y plasticidad inducida por maclaje (TW-B1) y la segunda soldadura, igualmente entre aceros disimiles, de segunda y tercera generación respectivamente fue entre aceros: de plasticidad inducida por maclaje (TW-B0) y de temple y partición (Q&P-B1).

El proceso de conformado por unión mediante soldadura por fricción rotativa se llevó a cabo con ayuda del Ing. Rodrigo Díaz, directamente en su taller de mecanizado. Se trabajo bajo las mejores condiciones posibles, utilizando un torno revolver de forma UROLA 25, a 850 rpm, con tipo de carga manual que se muestra en la **Figura 3.2.**



Figura 3.2. Torno revolver de forma UROLA 25 utilizado para la unión por fricción rotativa.

Ya que el tipo de carga fue manual, la fuerza necesaria para la unión de los materiales se aplicó conforme la intuición indicara fuera lo óptimo y conforme el color de los materiales al friccionar revelaran temperaturas por debajo del punto de fusión de los materiales, como se muestra en la siguiente **Figura 3.3**, se piensa que se llegó aproximadamente de 800-1000 °C.



Figura 3.3. Proceso experimental de soldadura por fricción rotativa.

Para finalizar, una vez que los materiales resultaran soldados, inmediatamente se enfriaron con agua para mantener el tamaño de grano formado en la interfase y alrededores por el proceso termo-mecánico de soldadura por fricción rotativa.

3.3 Corte y encastrado de probetas soldadas por SFR.

Los cortes de las probetas de los diferentes aceros AHSS unidos mediante condiciones disímiles se realizaron con una cortadora de disco abrasivo en su sección transversal a una longitud apropiada para posteriormente ser encastrados en resina (ver **Figura 3.4**), con el fin de tener probetas de un tamaño adecuado para su estudio metalúrgico.

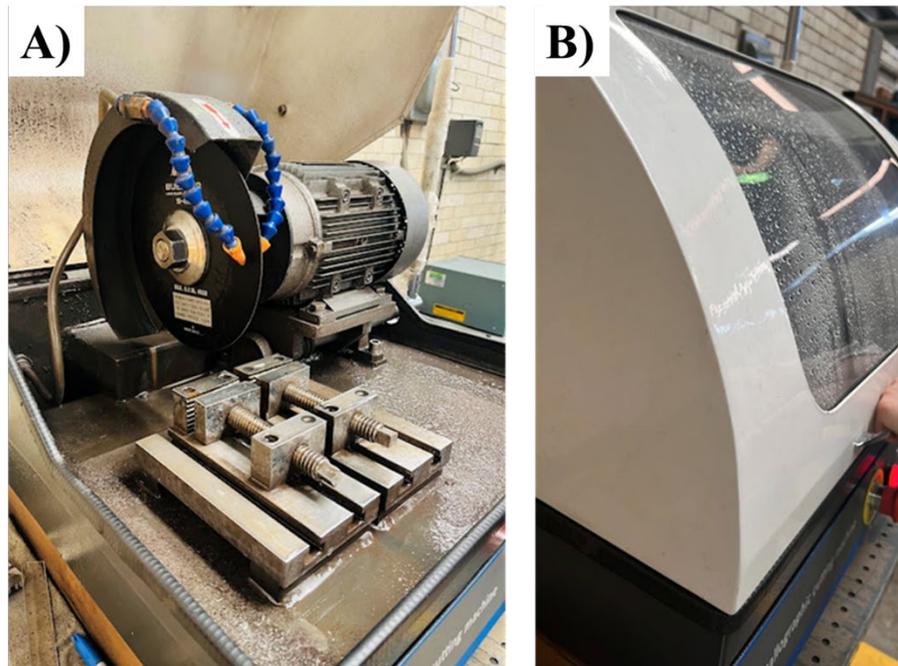


Figura 3.4. Cortadora de disco utilizada para generar piezas a estudiar: A) Abierta y B) Cerrada.

Debido a que las zonas de interés para el presente estudio de las probetas soldadas se encuentran, principalmente, longitudinalmente, se hizo un encastrado longitudinal con resina (ver **Figura 3.5**), con el fin de que la sujeción en la cortadora sea el óptimo para obtener un segundo corte lo más simétrico posible, lo anterior para poder estudiar la soldadura y las zonas afectadas termomecánicamente y térmicamente. Finalmente, se obtuvieron 4 probetas con corte en su sección longitudinal.

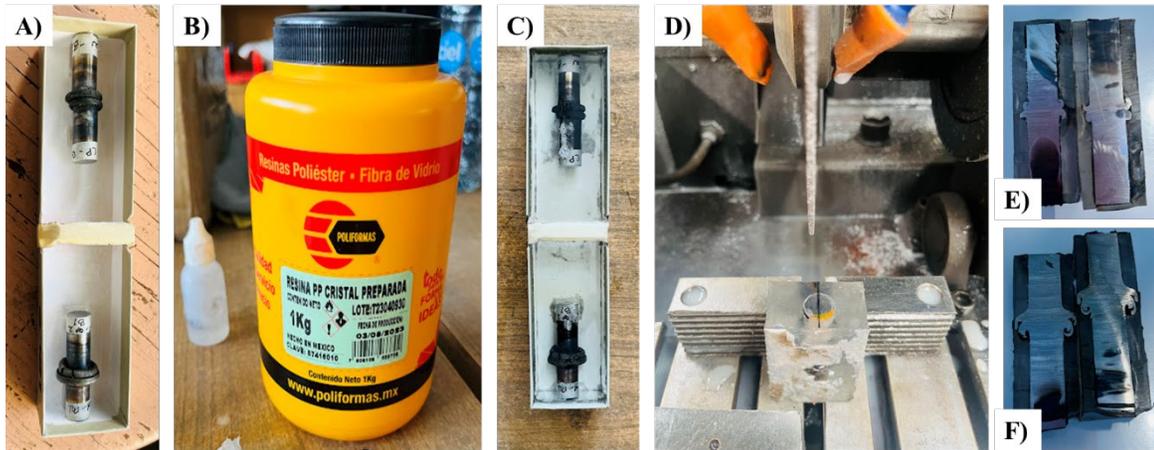


Figura 3.5. Procedimiento de encastado y corte de probetas soldadas por fricción rotativa: A) Montaje de probetas en recipiente de papel, B) Resina epóxica utilizada, C) Probetas encastadas en resina, D) Corte de probetas encastadas y D y E) Probetas soldadas encastadas y cortadas longitudinalmente.

3.4 Preparación metalográfica.

La caracterización metalográfica comenzó con el desbaste de las piezas con lijas de agua de grano 80, 120, 220, 240, 320, 400, 600, 800, 1000, 1500 y 2000 (ver **Figura 3.6**). Terminando el proceso de desbaste, se hizo un lavado ultrasónico en 50% alcohol y 50% acetona a 45 °C por un tiempo de 15 minutos a cada pieza. Posteriormente, se procedió a hacer el pulido grueso con el uso de paños y pasta diamante, de 9, 3 y 1 μm , durante 15 minutos cada pieza en cada paño hasta lograr que todas las rayas de desbaste hayan desaparecido y tener el llamado efecto espejo. Finalmente, se realizó un pulido fino con ayuda de un paño y suspensión diamante de 0.1 μm durante 5 minutos. Finalizado el proceso de pulido, se realizó nuevamente una limpieza en ultrasónico con 50% alcohol y 50% acetona durante 15 minutos a 45 °C.

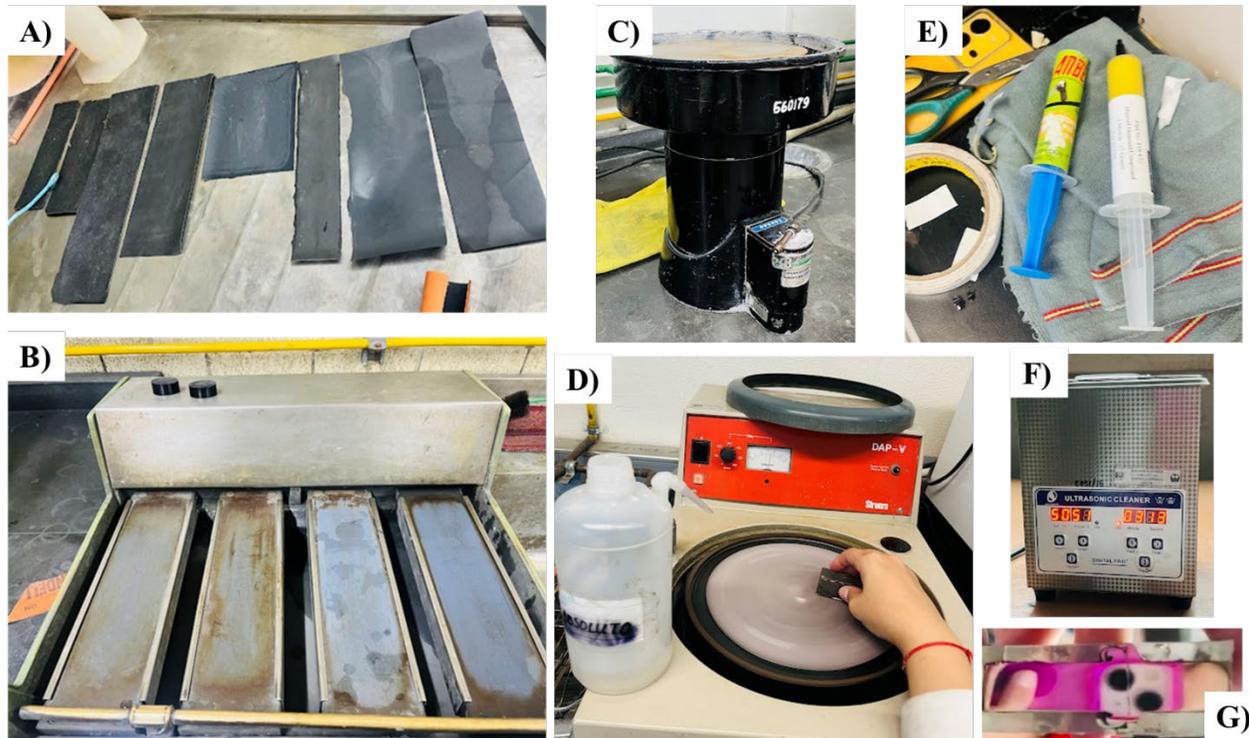


Figura 3.6. Secuencia llevada a cabo de desbaste y pulido de las piezas soldadas por fricción rotativa: A) Lijas de agua utilizadas para desbaste, B) Desbastadora de 4 bandas manual, C) Pulidora utilizada D) Proceso de pulido, E) Pastas diamante utilizadas, F) Limpiador ultrasónico utilizado para la limpieza de las probetas y G) Probeta pulida a efecto espejo.

Al ser probetas soldadas de aceros disimiles, la técnica para revelar la microestructura de las piezas fue un gran reto, pues los tiempos de ataque no son iguales para los materiales de una misma probeta, por lo que se utilizaron diferentes técnicas, obteniendo así resultados óptimos para la correcta caracterización de cada uno de los materiales soldados (ver **Figura 3.7**).

Para el primer ataque, de ambas probetas, se preparó una disolución de ácido nítrico al 10 %. Una vez secas y limpias las piezas, se procedió a comenzar el ataque por inmersión de las probetas completas a temperatura ambiente durante 60 segundos para lograr un completo ataque de los aceros. Al finalizar se tomaron fotos con microscopio óptico a 5X, 10X, 20X y 50X y se prepararon nuevamente las probetas, haciendo un pulido fino de 1 y 0.1 μm , respectivamente, hasta retirar por completo el ataque.

Para el segundo ataque, de ambas probetas, nuevamente se preparó una disolución de ácido nítrico al 10 %. Una vez secas y limpias las piezas, se procedió a comenzar el ataque por inmersión de las probetas completas

a temperatura ambiente durante 4 segundos para lograr un completo ataque de los aceros CP-B3 y Q&P-B1 de sus respectivas probetas, para completar el ataque de los aceros TWIP se utilizó un algodón impregnado de la disolución de ácido nítrico al 10% y se puso en contacto específicamente con el acero TWIP por aproximadamente 60 segundos. Al finalizar se tomaron fotos con microscopio óptico a 5X, 10X, 20X y 50X y se prepararon nuevamente las probetas, haciendo un pulido fino de 1 y 0.1 μm hasta retirar por completo el ataque.

Para un tercer ataque, de ambas probetas, se preparó una disolución conocida como LePera, se prepara a partir de dos soluciones, la primera solución de ácido pícrico ($\text{C}_6\text{H}_3\text{N}_3\text{O}_7$) en una concentración al 4% peso/volumen en alcohol absoluto. La segunda solución es metabisulfito de sodio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$) en una concentración al 1% peso/volumen en agua [11]. Para el ataque se calentaron ambas soluciones a aproximadamente 60 °C antes de combinarse, se atacaron las probetas por inmersión durante aproximadamente 40 segundos. Al finalizar se tomaron fotos con microscopio óptico a 5X, 10X, 20X y 50X y se prepararon nuevamente las probetas, haciendo un pulido fino de 1 y 0.1 μm hasta retirar por completo el ataque.

Para un cuarto y último ataque, de ambas probetas, se preparó nuevamente una disolución de ácido nítrico al 10%. Una vez secas y limpias las piezas, se procedió a comenzar el ataque por inmersión de las probetas completas a temperatura ambiente durante 8 segundos para lograr un completo ataque de los aceros. Al finalizar se obtuvieron imágenes con microscopio electrónico de barrido (MEB).

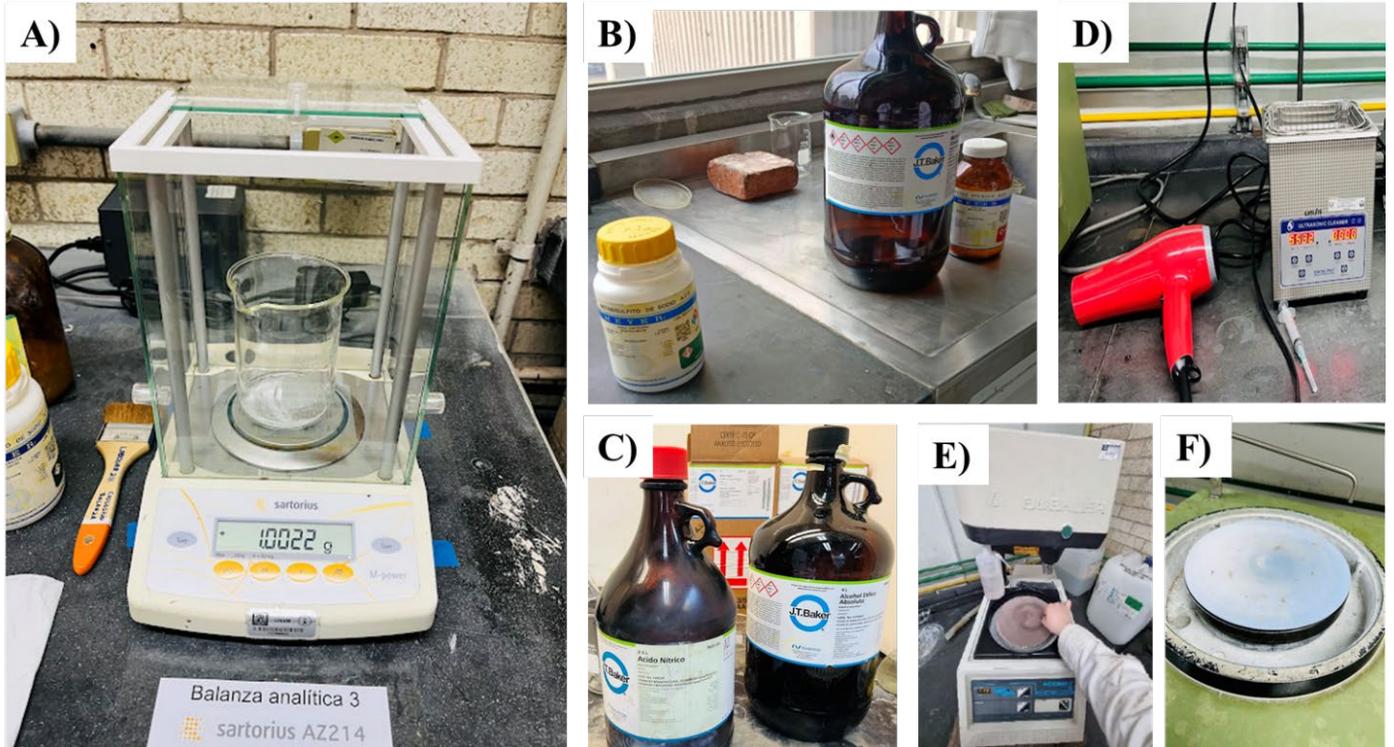


Figura 3.7. Material utilizado para los diferentes ataques de las piezas soldadas por fricción rotativa: A) Balanza analítica, B) Reactivos utilizados para la elaboración de reactivo LePera, C) Reactivos utilizados para la elaboración de reactivo Nital, D) Limpiador ultrasónico y secadora utilizados para la limpieza de las probetas y E y D) proceso de pulido con paño grueso y fino.

3.5 Caracterización microestructural mediante microscopía óptica de la unión de probetas.

La caracterización microestructural se realizó en la sección longitudinal interna de las probetas. Para la obtención de las micrografías de la microestructura de cada una de las probetas se utilizó el microscopio óptico AmScope que se muestra en la **Figura 3.8**, las fotografías se tomaron con el programa AmScope a aumentos de 5X, 10X, 20X y 50X.



Figura 3.8. Microscopio Óptico con software AmScope.

3.6 Caracterización microestructural y análisis químico mediante microscopía electrónica de barrido de la unión de probetas.

Posterior a la caracterización por microscopía óptica, se procedió a realizar el análisis de la unión soldada mediante microscopía electrónica de barrido (MEB), con la intención de determinar los componentes microestructurales y la naturaleza química de las partículas y precipitados alojados en la unión soldada, así como para la posible identificación de la difusión de los elementos de los aceros unidos. Para esto, se utilizó el equipo JEOL JSM-5900LV de la USAI-FQ-UNAM que se muestra en la **Figura 3.9**.



Figura 3.9. Microscopio electrónico de barrido utilizado: A) JEOL JMS-5900LV (USAI-FQ-UNAM).

3.7 Metodología de caracterización mecánica mediante ensayo de microdureza.

Para la caracterización mecánica se realizaron ensayos de microestructura con la toma de microdureza, con el equipo que se muestra en la **Figura 3.10**. Se obtuvieron resultados de escala $HV_{0.5}$, y se hizo el ensayo por duplicado en cada probeta, tomando en total 81 huellas por ensayo, 40 huellas partiendo de la interfase del material soldado hacia el material A y 40 huellas partiendo de la interfase soldada hacia el material B, además de dos huellas más alrededor de la interfase, como se indica en el esquema de la **Figura 3.11**.

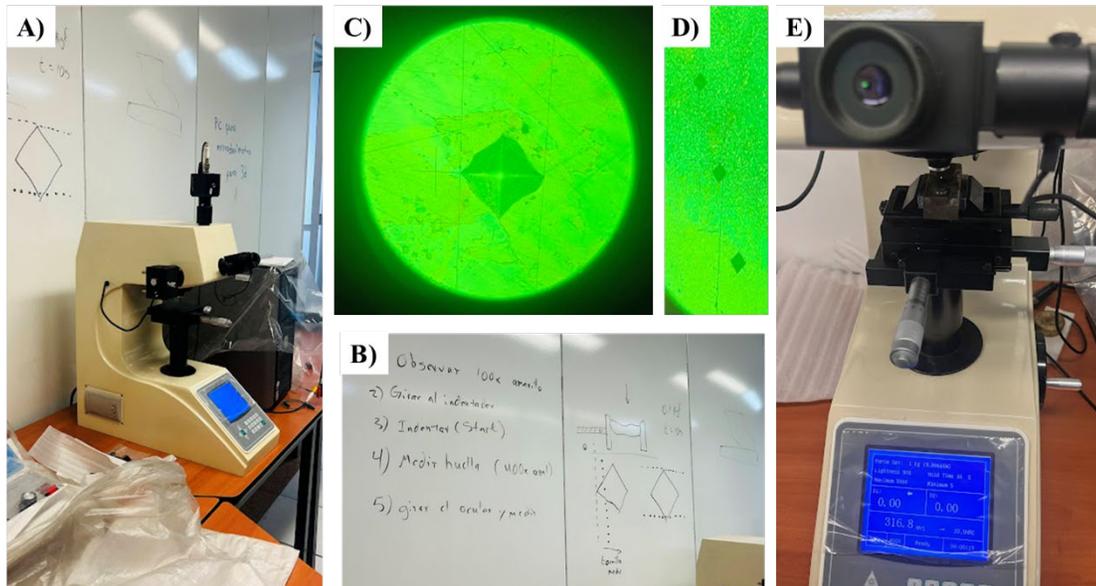


Figura 3.10. Equipo utilizado para la toma de microdureza de probetas soldadas por fricción rotativa: A) Microdurómetro, B) Procedimiento a seguir para la toma de microdureza, C) Micro-huella del indente sobre la muestra, D) Micro-huellas del indente a lo largo de la muestra y E) Microdurómetro vista frontal.

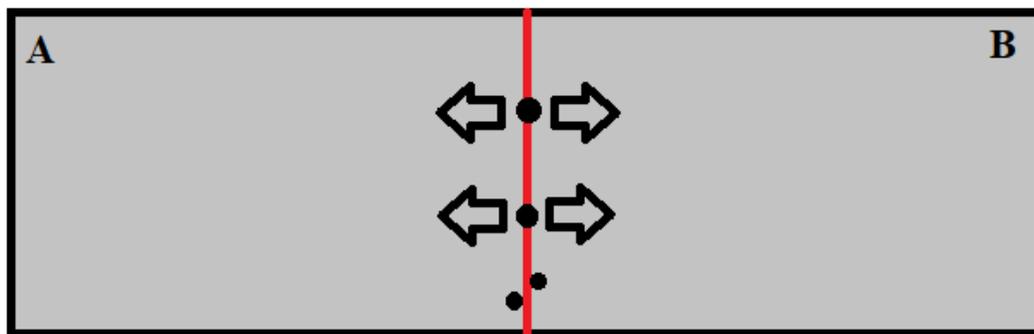


Figura 3.11. Esquema de tomas de microdureza en probetas soldadas por fricción rotativa.

3.9 Comportamiento frente a la corrosión en unión soldada.

El comportamiento frente a la corrosión de las uniones soldadas de acero disimiles se evaluó mediante la técnica de polarización potenciodinámica utilizando un potenciostato Autolab PGSTAT 205. Los ensayos electroquímicos se realizaron utilizando una celda electroquímica de microgotas fabricada en laboratorio y llena de una solución de NaCl al 3.5% con aireación natural. La disposición de los electrodos consta de un

electrodo de referencia de Ag/AgCl, un hilo de platino como contraelectrodo y la superficie metálica como electrodo de trabajo.

El diseño de la célula electroquímica de microgotas permite medir la respuesta de una superficie confinada (aproximadamente 1100 μm de diámetro). Además, la muestra puede posicionarse en XYZ para permitir el barrido de la superficie metálica. Para la caracterización de las muestras, se siguió el siguiente procedimiento: la célula de microgotas se posicionó cerca de la superficie metálica mojando la superficie en un área confinada (≈ 550 μm de diámetro) y, tras un tiempo de estabilización, se obtuvo la curva potenciodinámica. Posteriormente, la célula de microgotas se desplazó en el eje Z para separar completamente el electrolito de la superficie, seguido de un desplazamiento de 1500 μm en el eje X para medir una nueva superficie pulida. Las curvas potenciodinámicas se obtuvieron a 1 mV/s tras un tiempo de estabilización de 15 minutos. El esquema en la **Figura 3.12**, muestra la disposición utilizada para la caracterización electroquímica de las muestras.

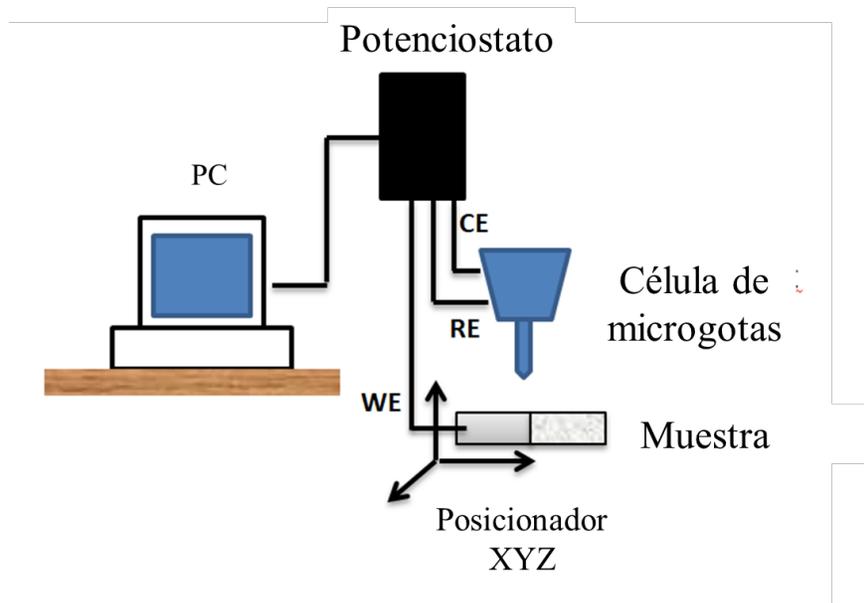


Figura 3.12. Ilustración esquemática del equipo utilizado para obtener las curvas de polarización potenciodinámica en las muestras soldadas por fricción.

CAPÍTULO IV: PRESENTACIÓN Y ANÁLISIS DE RESULTADOS

4.1 Resultado de la soldadura por fricción rotativa.

Se obtuvieron dos probetas soldadas de aproximadamente 16 cm de largo y 1.3 cm de diámetro, como su apariencia macroscópica se muestra en la **Figura 4.1**. La primera soldadura entre aceros disimiles de primera y segunda generación: de fase compleja (CP-B3) y plasticidad inducida por maclaje (TW-B1) y la segunda soldadura, igualmente entre aceros disimiles, de segunda y tercera generación: plasticidad inducida por maclaje (TW-B0) y de temple y partición (Q&P-B1).

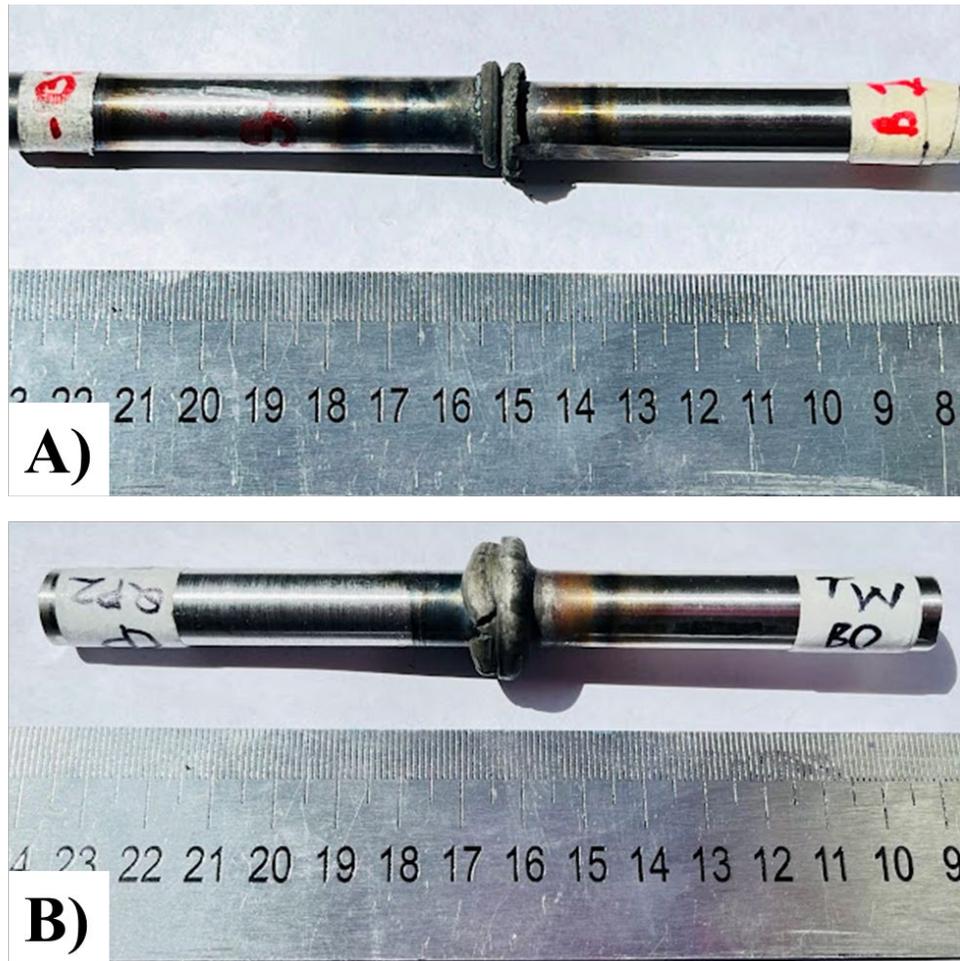


Figura 4.1. Soldadura entre aceros: A) de fase compleja (CP-B3) y plasticidad inducida por maclaje (TW-B1) y B) de plasticidad inducida por maclaje (TW-B0) y de temple y partición (Q&P-B1).

4.2 Resultados de la caracterización microestructural por MO.

En la **Figura 4.2** (A-D) se observa la unión soldada por fricción rotativa de aceros TW-B0 y Q&P-B1 atacado con reactivo LePera, de dos diferentes zonas soldadas, observadas por microscopía óptica. Las zonas más

oscurecidas corresponden al acero Q&P-B1, mientras que las zonas más claras corresponden al TW-B0, la línea intermedia, señalada con la flecha rosa, corresponde a la interfaz soldada.

Se observa que el acero TW-B0 sufrió una deformación y refinamiento de grano, la zona de refinamiento de grano se puede notar en la zona señalada por la flecha azul, mientras que el acero Q&P-B1 mantuvo e incluso incrementó su tamaño y forma de grano, esto pudiera deberse a que el acero Q&P-B1 tiene una mayor dureza experimentalmente (ya que teóricamente el TWIP tiene las mejores propiedades de resistencia), por lo cual el acero Q&P-B1 no sufrió deformación, sin embargo, se observa una microestructura intergranular alargada que se puede observar en el recuadro verde, que pudiera tratarse de martensita, lo cual pudiera indicar el efecto termomecánico que sufrió el material tras la soldadura. Por otro lado, señalado en el recuadro rojo, se muestran unas líneas alargadas junto a la interfaz soldada, las cuales pudieran ser bandas de deformación.

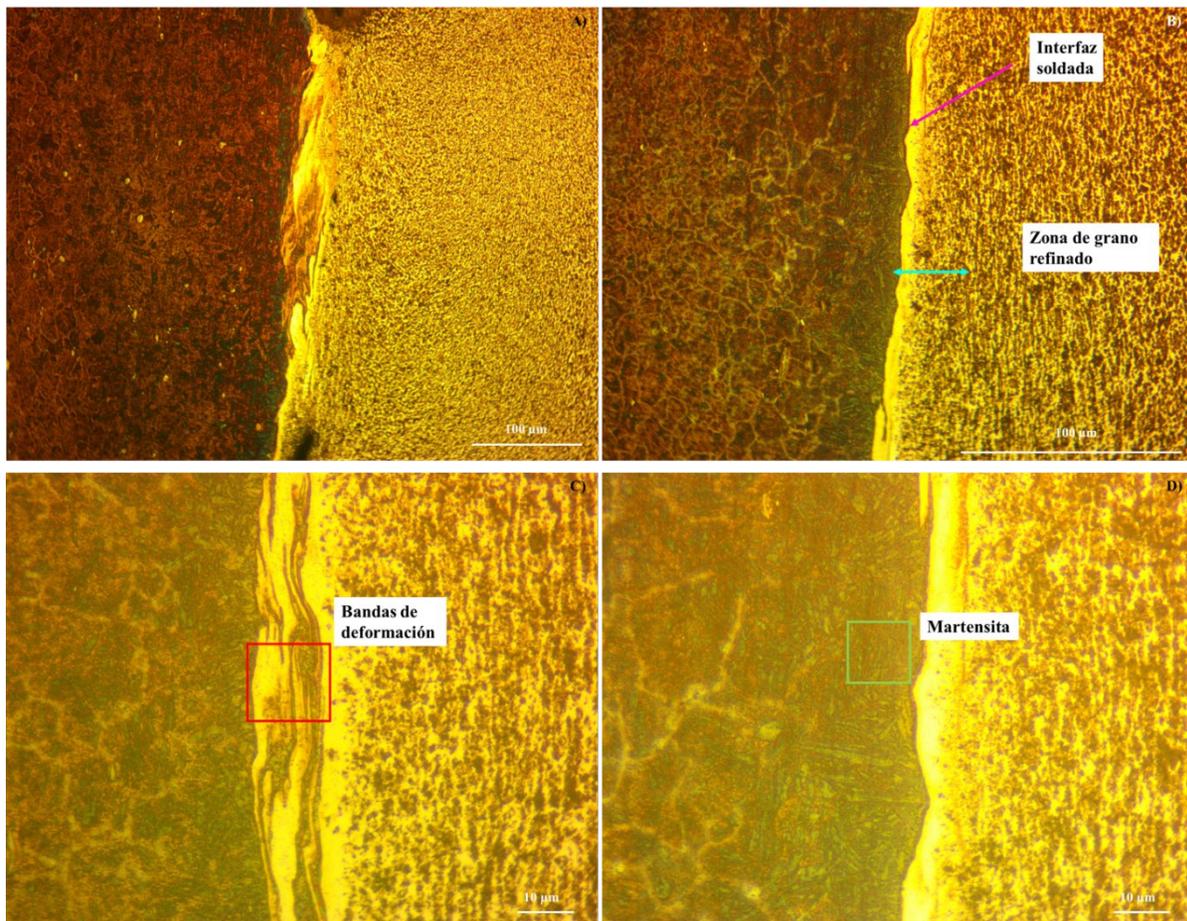


Figura 4.2. Interfase de diferentes zonas de soldadura por fricción rotativa de aceros TW-B0 – Q&P-B1 atacados con reactivo LePera a: A) 10X, B) 20X, C) 50X y D) 50X. (Izquierda Q&P-B1, derecha TW-B1).

En la **Figura 4.3 (A-D)** se muestra la unión soldada por fricción rotativa de aceros TW-B0 y Q&P-B1 atacado con reactivo Nital al 10%, a diferentes aumentos, observada por microscopía óptica. Las zonas más oscuras corresponden al acero Q&P-B1, mientras que las zonas más claras corresponden al TW-B0, la línea intermedia, señalada con la flecha rosa, corresponde a la interfaz soldada. Con el ataque de las piezas con este reactivo se pueden observar algunas cosas interesantes, como, por ejemplo, las zonas afectadas termomecánicamente (ZATM) y las zonas afectadas térmicamente (ZAT), señaladas con las flechas azul para el conjunto de ZATM y ZAT; y verde claro para ZATM y verde oscuro para ZAT, respectivamente. Además, podemos observar en la **Figura 4.3 (C) y (D)** la zona de grano refinado del lado del acero TW-B0, del lado del acero Q&P-B1, al contrario de lo analizado de la Figura anterior (**Figura 4.2**), se puede observar claramente señalado con un cuadro rojo y flecha purpura, que el acero Q&P-B1 sí sufrió una deformación de grano, aunque esta parece ser mínima en comparación con la deformación que sufrió el acero TW-B0.

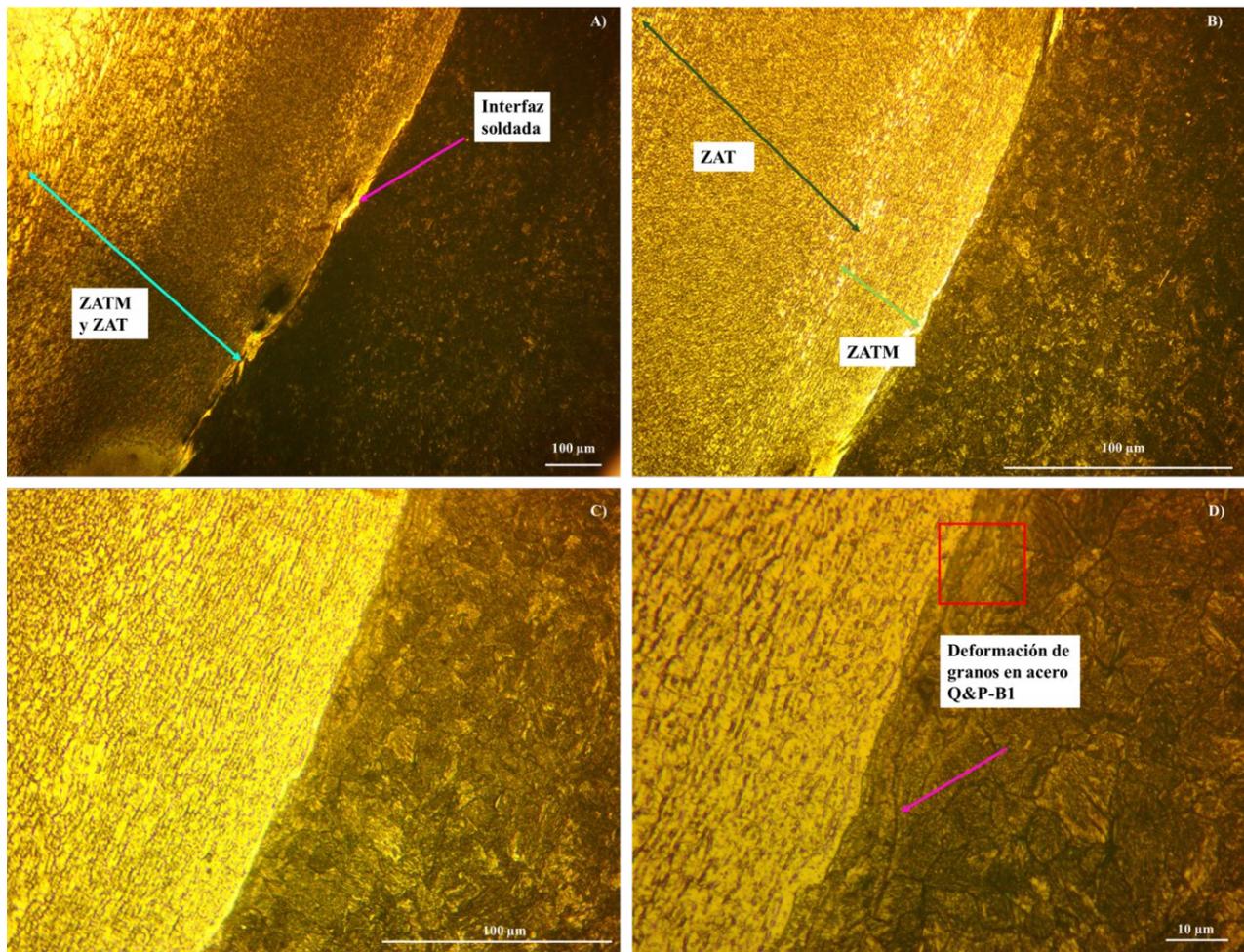


Figura 4.3. Interfase de soldadura por fricción rotativa de aceros TW-B0 – Q&P-B1 atacados con reactivo Nital al 10% a: A)5X, B)10X, C) 20X y D) 50X. (Izquierda TW-B0, derecha Q&P-B1).

En las **Figuras 4.4** y **4.5** se muestra el efecto de la soldadura por fricción rotativa de los aceros TW-B0 y Q&P-B1 en la distribución y tamaño de grano, respectivamente. En ambas figuras, la interfaz soldada se señala con una línea roja. Se puede apreciar que el TW-B0 se comporta de manera esperada, de acuerdo con las investigaciones de Singh y col. [13] y su simulación por elemento finito EF, en donde la pieza que, durante la soldadura por fricción rotativa, se encuentra girando, sufre una mayor deformación a lo largo de su área longitudinal. En la **Figura 4.4** se puede apreciar claramente las zonas de refinamiento de grano, las ZATM y las ZAT.

Por el contrario de lo esperado, en la **Figura 4.5**, se puede apreciar que el acero Q&P-B1, adyacente a la interfaz soldada, se obtuvo un crecimiento del tamaño grano con límites de grano desarrollados, el tamaño de grano fue disminuyendo al alejarse de las ZATM y ZAT. Lo anterior puede atribuirse a la acumulación de calor durante la SFR, así mismo a su conductividad térmica, la cual puede ser menor al acero TW-B0.

En la **Figura 4.6 (A-B)** se observan las microestructuras de los aceros Q&P-B1 y TW-B0 respectivamente, que corresponden a la zona más alejada de la interfaz, las cuales no sufrieron ningún tipo de deformación y/o transformación, por lo cual se considera como el metal base (MB) de las probetas soldadas. Se aprecia que el tamaño de grano del acero Q&P-B1 es mucho menor en relación con el tamaño de grano que se muestra en el TW-B0, por lo cual se pudiera esperar una resistencia mecánica (dureza) mayor en el acero Q&P-B1, que en el TW-B0. Por otro lado, el metal base TW-B0 presenta diferentes tipos de precipitados, impurezas o posibles inclusiones intra e intergranulares, la mayoría de estas últimas, los cuales pueden producir fragilización del acero y reducir su ductilidad. También el acero TW-B0 presenta las clásicas maclas, características de esta clasificación de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS).

En la **Figura 4.7** se muestra una parte del rizo como consecuencia natural de la soldadura por fricción rotativa de los aceros TW-B0 y Q&P-B1, se observa, señalada con la flecha rosa, la interfaz soldada y, adyacente, se muestra una gran separación u orificio encuadrado en un rectángulo rojo. Recordemos que la soldadura no se realizó en las condiciones óptimas y que la aplicación de las fuerzas axiales fue meramente humana, así como el equipo utilizado no es el ideal para la realización de este tipo de soldadura. Por lo cual, la justificación de este defecto se atribuye al error humano y falta de condiciones ideales. Como observamos (señalado con la flecha rosa), sí hubo una unión en los materiales, sin embargo, esta se separó justo en medio de lo que parece ser la ZATM.

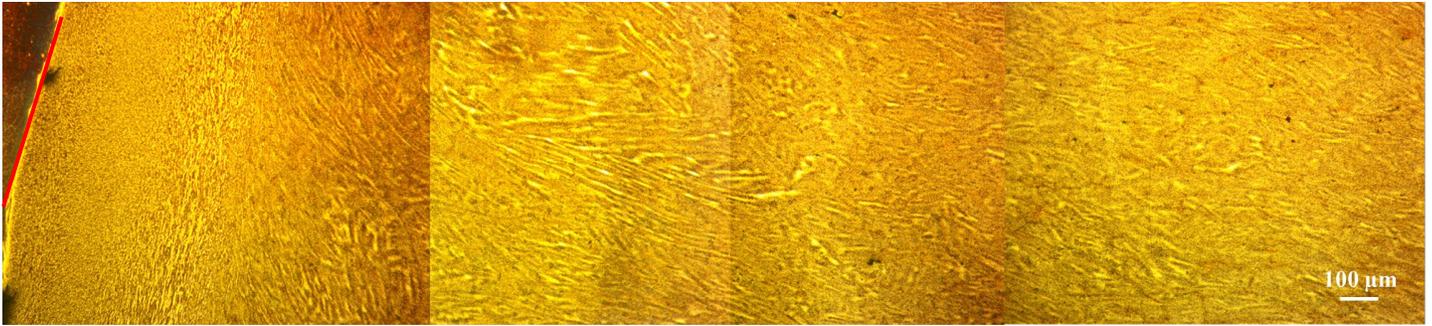


Figura 4.4. Efecto en la distribución y tamaño de grano de la soldadura por fricción rotativa de los aceros TW-B0 – Q&P-B1. (TW-B0)

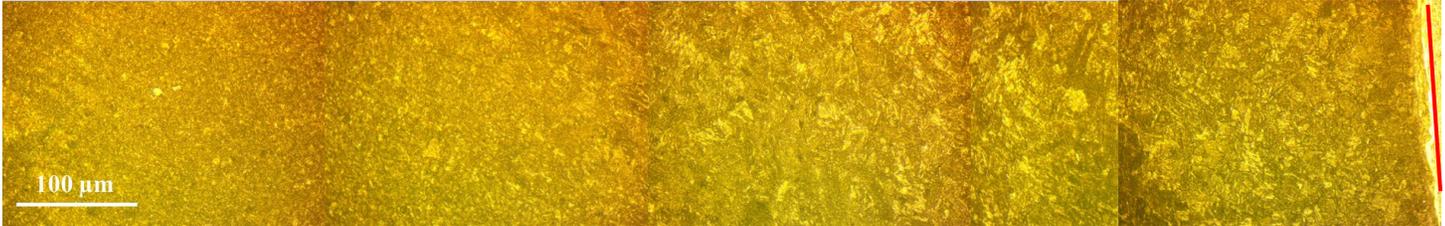


Figura 4.5. Efecto en la distribución y tamaño de grano de la soldadura por fricción rotativa de los aceros TW-B0 – Q&P-B1. (Q&P-B1)

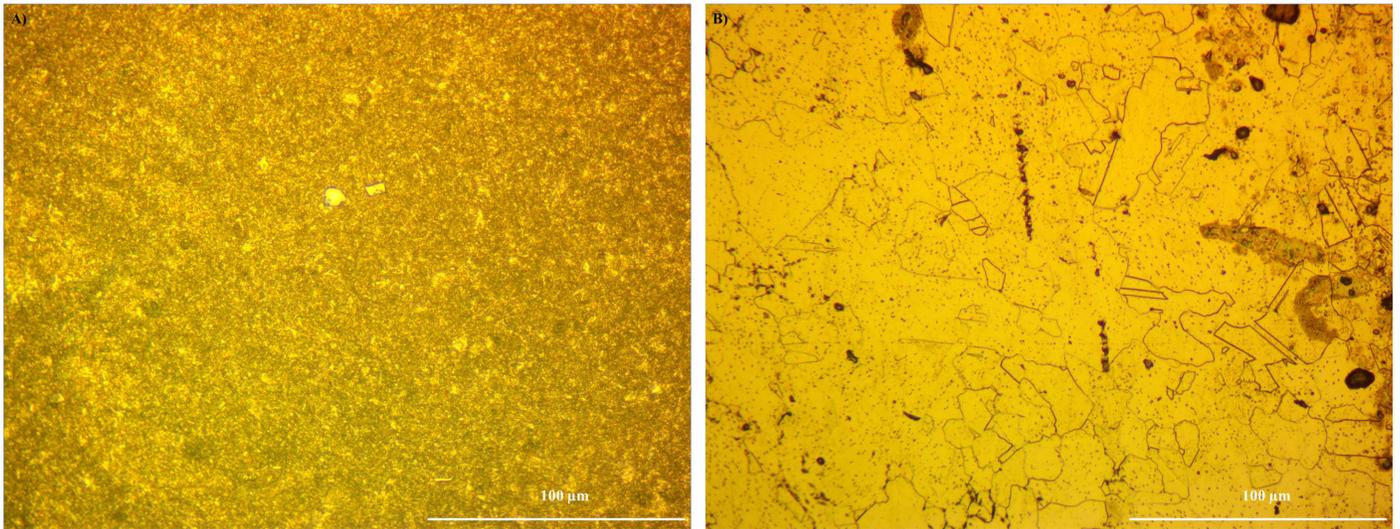


Figura 4.6. Metal base (MB) de soldadura por fricción rotativa a 20X de: A) Q&P-B1 y B) TW-B0.

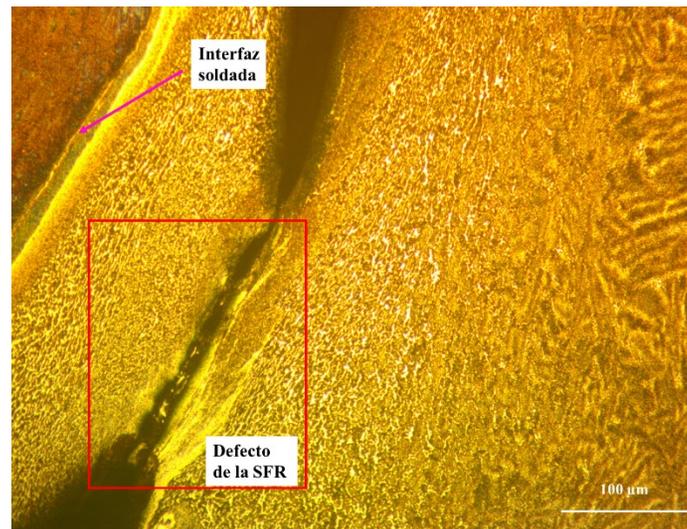


Figura 4.7. Soldadura cerca del rizo en TW-B0 -Q&P-B1. (Izquierda TW-B0 y derecha Q&P-B1).

En las **Figuras 4.8** se muestra el efecto de la soldadura por fricción rotativa de los aceros TW-B1 y CP-B3 en la distribución y tamaño de grano. La interfaz soldada se muestra como una zona oscura en medio de ambos aceros soldados (señalada con una flecha rosa). Así como la soldadura entre los aceros TW-B0 y Q&P-B1, la soldadura de los aceros TW-B1 y CP-B3, el TW-B1 se comporta de manera esperada, de acuerdo con las investigaciones de Singh y col. [13] y su simulación por elemento finito EF, en donde la pieza que, durante la soldadura por fricción rotativa, se encuentra girando, sufre una mayor deformación a lo largo de su área longitudinal.

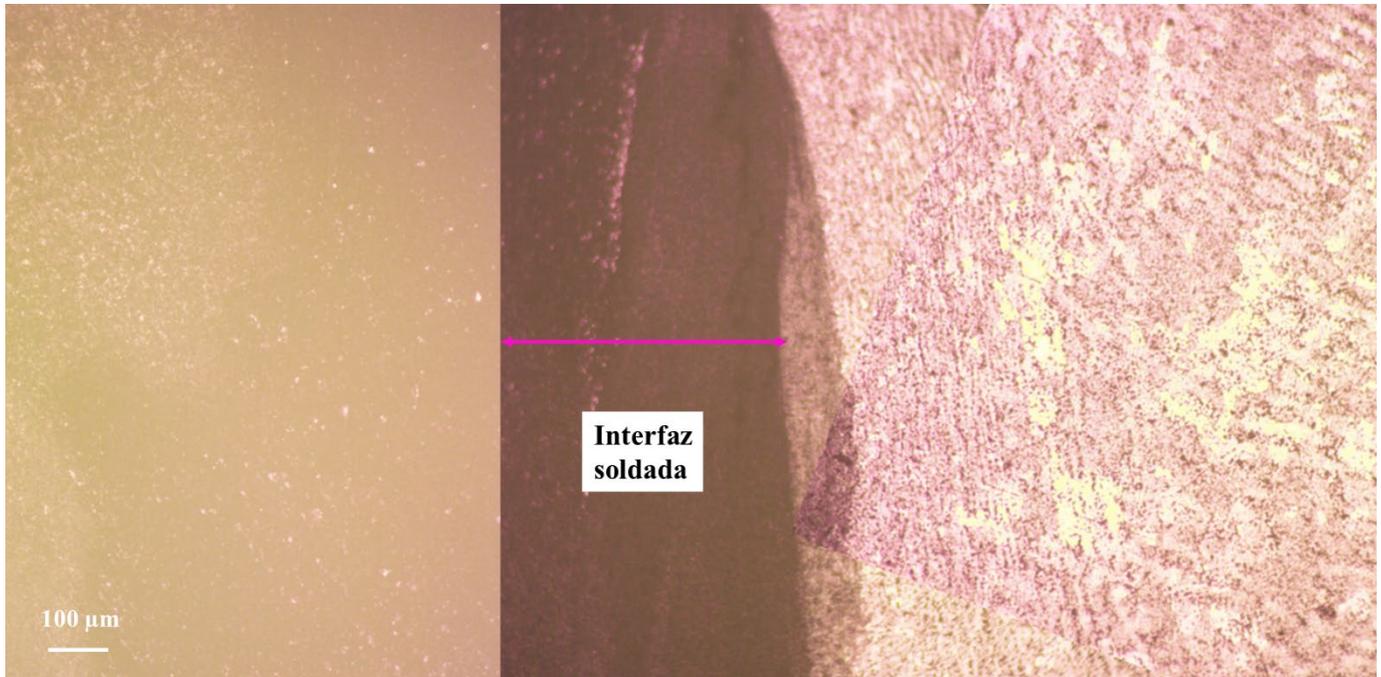


Figura 4.8. Efecto en la distribución y tamaño de grano de la soldadura por fricción rotativa de los aceros TW-CP-B3. (Izquierda CP-B3 y derecha TW).

En las **Figuras 4.9 (I-II), 4.10 (A-F) y 4.11 (A-F)** se muestra la unión soldada por fricción rotativa de aceros TW-B1 y CP-B3 de diferentes zonas soldadas, observadas por microscopía óptica. Las zonas medianamente oscuras corresponden al acero CP-B3, mientras que las zonas más claras corresponden al TW-B1 y la zona de la interfaz soldada o zona de mezcla se muestra con el color más oscuro. La **Figura 4.9 (I-II)** muestra la misma zona soldada pero atacada con diferentes reactivos, lo cual nos ayuda a dejar ver diferentes cosas.

Al realizar el ataque con el reactivo Nital, nos proporciona información principalmente sobre la microestructura del acero TW-B1, sin embargo, tanto la interfaz como el acero CP-B3 no se benefician con este tipo de ataque, pues se muestran demasiado oscuras y la información obtenida es pobre debido al sobreataque que sufre la muestra. Por otro lado, el ataque con el reactivo LePera no proporciona mucha información microestructuralmente hablando, sin embargo, delimita mucho más visiblemente la zona de mezcla en la unión soldada CP-B3 — TW-B1.

Las **Figuras 4.10 (A-F) y 57 (A-F)** muestran diferentes zonas de la interfaz soldada señaladas en las **Figuras 4.9 (I-II)** respectivamente, se puede observar que el tamaño de grano es extremadamente pequeño en esta zona (zona de grano refinado), lo cual es lo esperado en este tipo de soldadura e indica que la resistencia mecánica

(dureza) será mucho mayor. Por otro lado, el ataque con reactivo LePera delimita perfectamente esta zona, mostrando que, en comparación con la SFR de aceros Q&P-B1 – TW-B0, en la SFR de los aceros CP-B3 – TW-B1, la interfaz soldada comprende un área mucho mayor y con un tamaño de grano mucho más fino.

Lamentablemente los ataques con reactivos LePera y Nital no fueron totalmente satisfactorios para poder obtener una buena imagen microestructural de las zonas de grano refinado y/o de las ZATM y ZAT por medio de microscopía óptica, debido al tamaño de grano extremadamente fino.

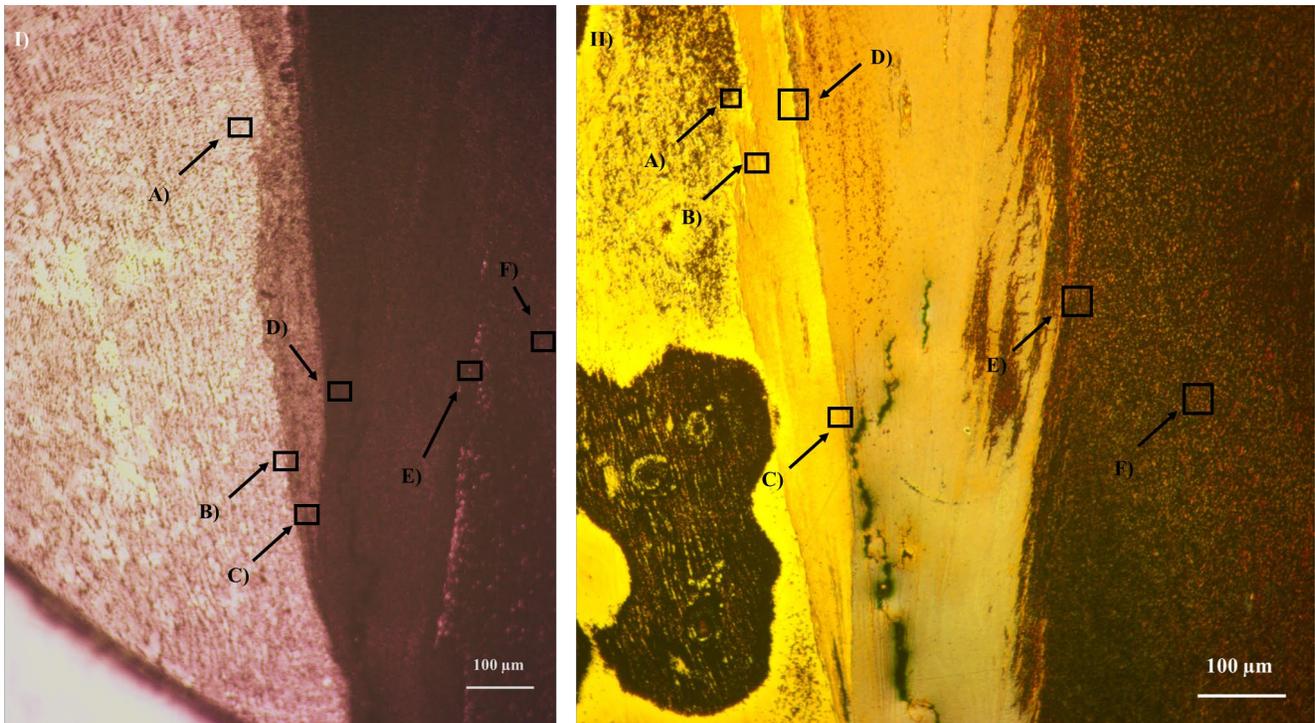


Figura 4.9. Interfase de soldadura por fricción rotativa de aceros TW-B1 - CP-B3 atacado con: I) Nital al 10% y II) Reactivo LePera. (Izquierda TW-B1 y derecha CP-B3).

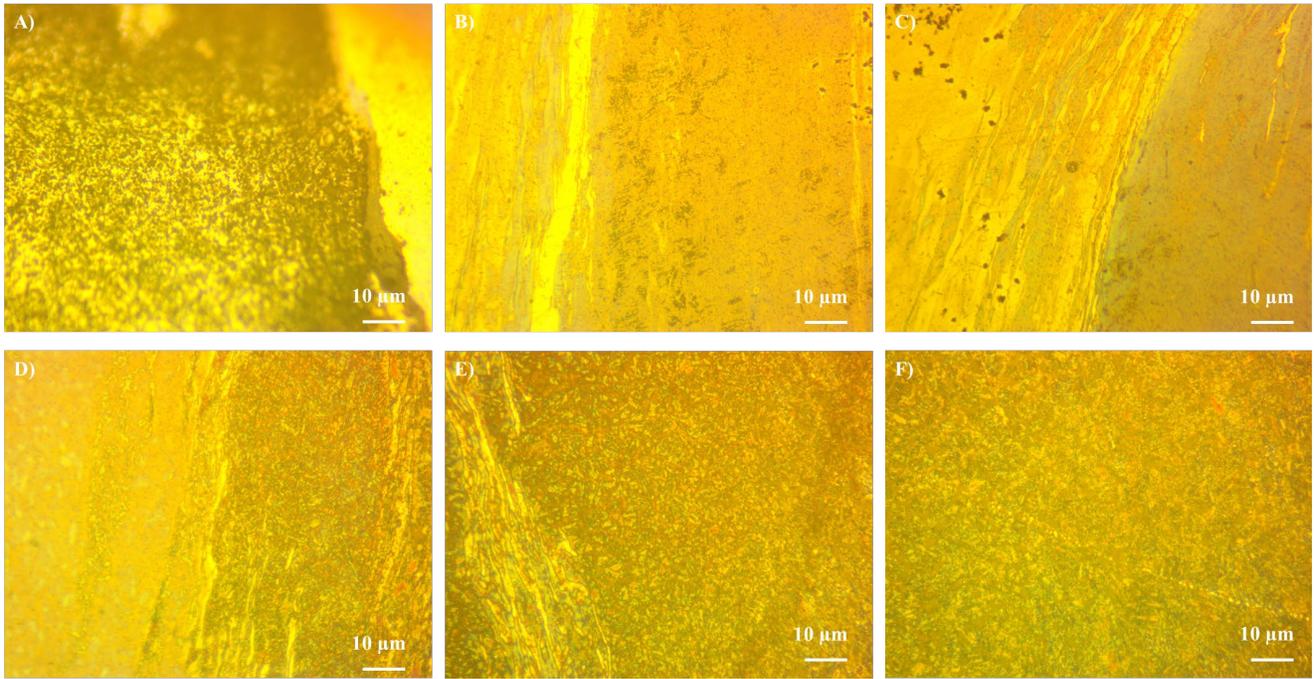


Figura 4.10. Microestructuras de diferentes zonas de la soldadura por fricción rotativa de aceros TW-B1 - CP-B3 atacado con reactivo LePera.

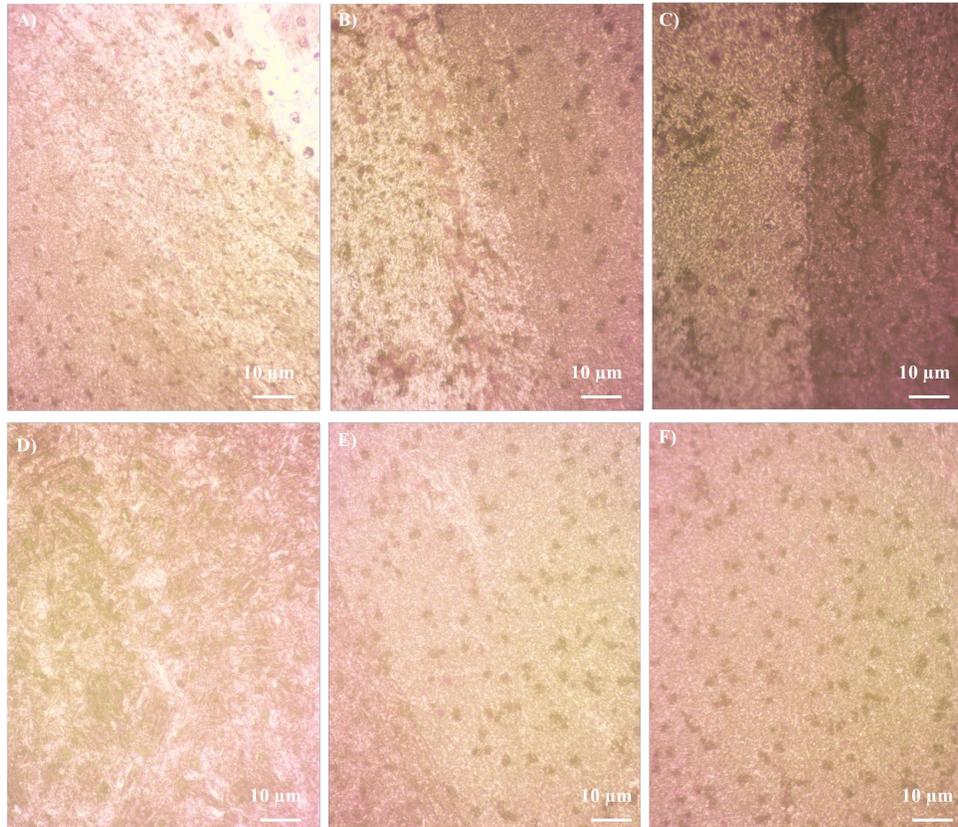


Figura 4.11. Microestructuras de diferentes zonas de la soldadura por fricción rotativa de aceros TW-B1 - CP-B3 atacado con Nital al 10%.

La **Figura 4.12 (A-B)** muestra las microestructuras de los aceros TW-B1 y CP-B3 respectivamente, que corresponden a la zona más alejada de la interfaz, las cuales no sufrieron ningún tipo de deformación y/o transformación, por lo cual se considera como el metal base (MB) de las probetas soldadas. Se aprecia que el tamaño de grano del acero CP-B3 es mucho menor en relación con el tamaño de grano que se muestra en el TW-B1, por lo cual se pudiera esperar una resistencia mecánica (dureza) mayor en el acero CP-B3, que en el TW-B1. Por otro lado, el metal base de ambos aceros, presentan diferentes tipos de precipitados, impurezas o posibles inclusiones intra e intergranulares, la mayoría de estas últimas, los cuales pueden producir fragilización del acero y reducir su ductilidad. El acero TW-B1 presenta en su microestructura maclas, características de esta clasificación de aceros avanzados de alta resistencia (TWIP).

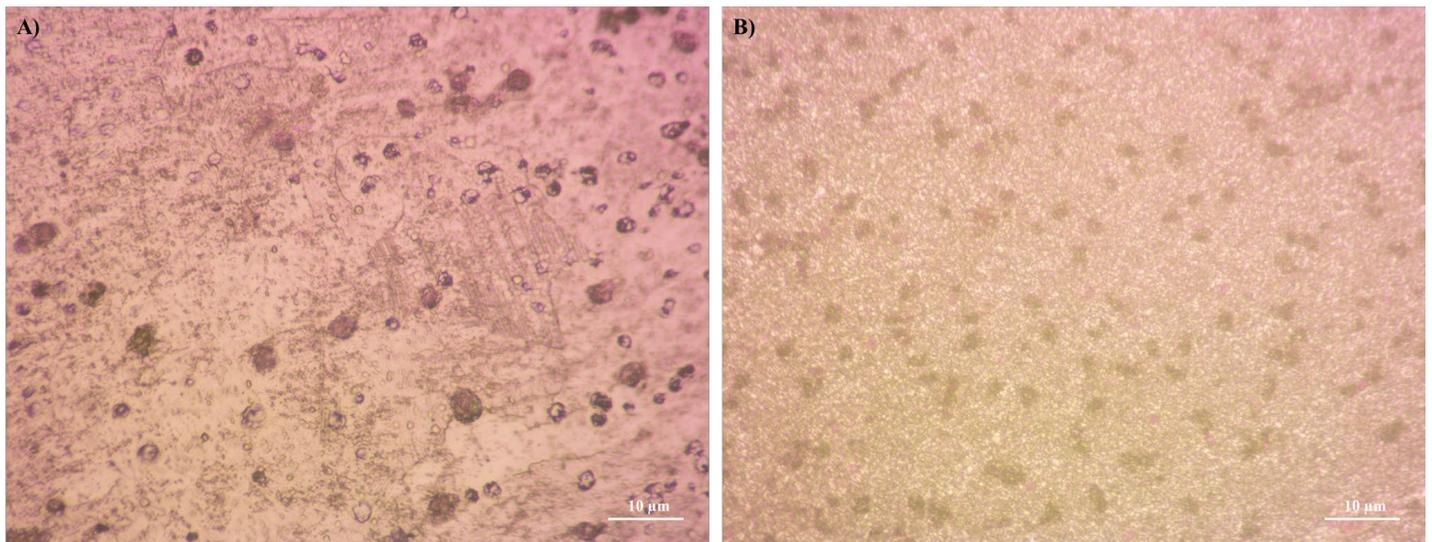


Figura 4.12. Metal base (MB) de soldadura por fricción rotativa a 50X: A) TW-B1 y B) CP-B3.

4.3 Resultados de la caracterización microestructural y análisis químico mediante microscopía electrónica de barrido (MEB) de la unión de probetas.

En la **Figura 4.13 (A-E)** se muestran imágenes obtenidas por microscopio electrónico de barrido (MEB) de diferentes zonas y a diferentes aumentos de la interfaz soldada de los aceros TW-B0 y Q&P-B1. En las cuales se puede observar claramente la interfaz soldada, donde se delimita perfectamente la diferencia microestructuras entre los aceros.

Conforme se muestran las imágenes de mayor aumento (**Figura 4.13 (C-E)**) se puede apreciar de una mejor manera que, a lo largo de toda la interfaz soldada, específicamente del lado del TW-B0, se produjeron un gran

número de poros. Y que, al contrario de lo que se pensó que era la zona de grano refinado, el acero TW-B0 presenta límites de granos desarrollados, seguido de la ZATM en donde se observa el grano mucho más refinado y deformado. Debido a esto, sería natural que la resistencia (dureza) más alta no sea en la interfaz, sino en la zona de grano refinado. Por otro lado, el acero Q&P-B1 muestra también límites de grano desarrollados en el límite de la interfaz soldada, las **Figuras 4.13 (C-E)** muestran que la microestructura del acero Q&P-B1 presenta mayormente granos desarrollados martensíticos con algunos granos de ferrita y en menor cantidad, bainita.

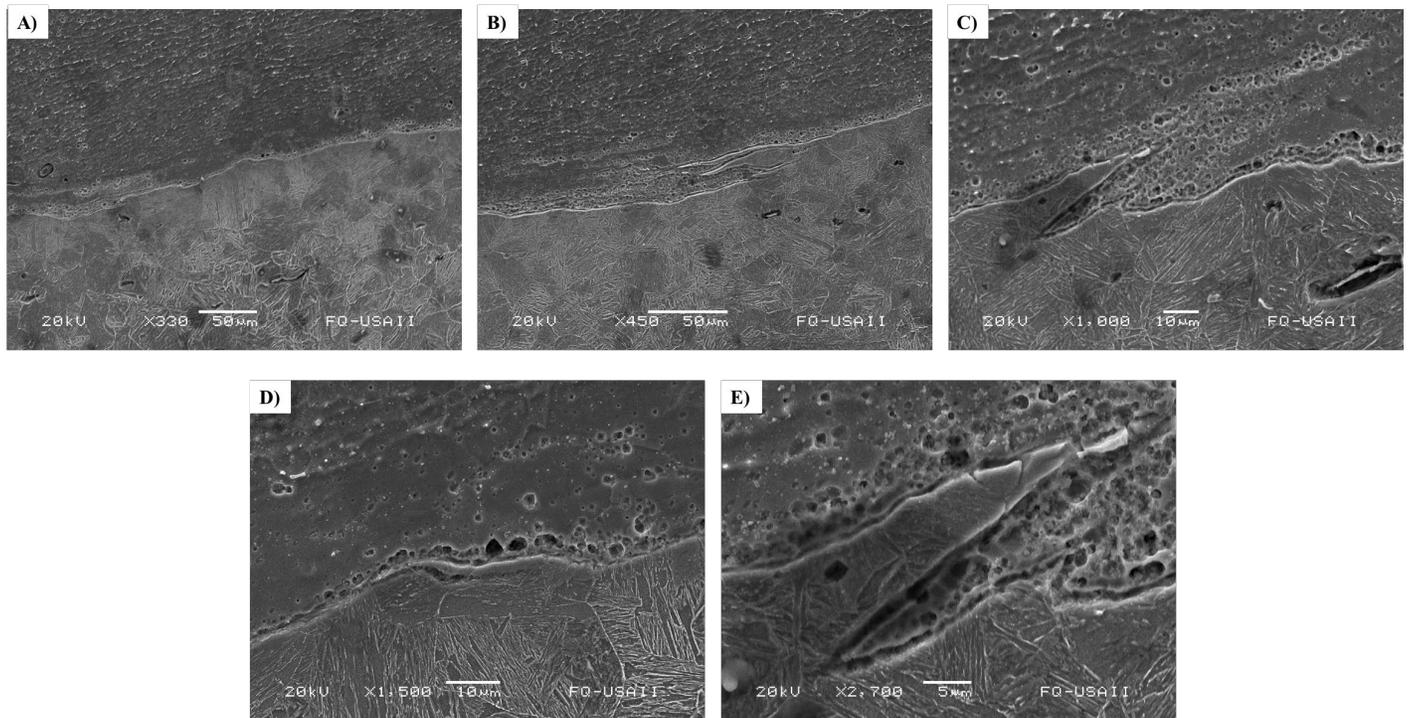


Figura 4.13. Imágenes obtenidas en MEB de la interfaz soldada de aceros TW-B0 - Q&P-B1 a aumentos: A) 330X, B) 450X, C) 1000X, D) 1500X y E) 2700X.

En la **Figura 4.14 (A-F)** se muestran imágenes obtenidas por microscopio electrónico de barrido (MEB) de diferentes zonas y a diferentes aumentos de la interfaz soldada de los aceros TW-B1 y CP-B3. En las cuales no se puede identificar un “límite” entre los aceros soldados, en su lugar se observa una zona de mezcla, en donde a mayores aumentos se puede decir que, se trata también de la zona de grano refinado (ver **Figuras 4.14 (A-C)**) con pequeños poros e inclusiones. Al analizar detenidamente la **Figura 4.14 (A)**, podemos dividir la zona de mezcla en tres áreas, superior e inferior (ligeramente más oscuras) y central (el área más clara).

En la **Figura 4.14 (B)** que es el área central de la zona de mezcla, en donde se puede apreciar la deformación alargada de algunos granos, por lo que esta es una ZATM. Por otro lado, la **Figura 4.14 (C)** y **Figura 4.14 (D)** corresponden a las áreas superior e inferior, respectivamente, en las cuales observamos una gran cantidad de porosidad, inclusiones y/o impurezas; se muestra una microestructura que parece tener martensita y bainita en menor cantidad. Por otro lado, la **Figura 4.14 (E)** y la **Figura 4.14 (F)** muestran imágenes obtenidas por microscopía electrónica de barrido (MEB) del metal base de las muestras soldadas CP-B3 y TW-B1. La **Figura 4.14 (E)** muestra el metal base del acero CP-B3, la cual es una microestructura típica de un acero de fase compleja (CP), donde podemos ver martensita y bainita con algunas inclusiones y/o impurezas. La **Figura 4.14 (F)** muestra el metal base del acero TW-B1, la cual presenta granos ferríticos con precipitados intergranulares.

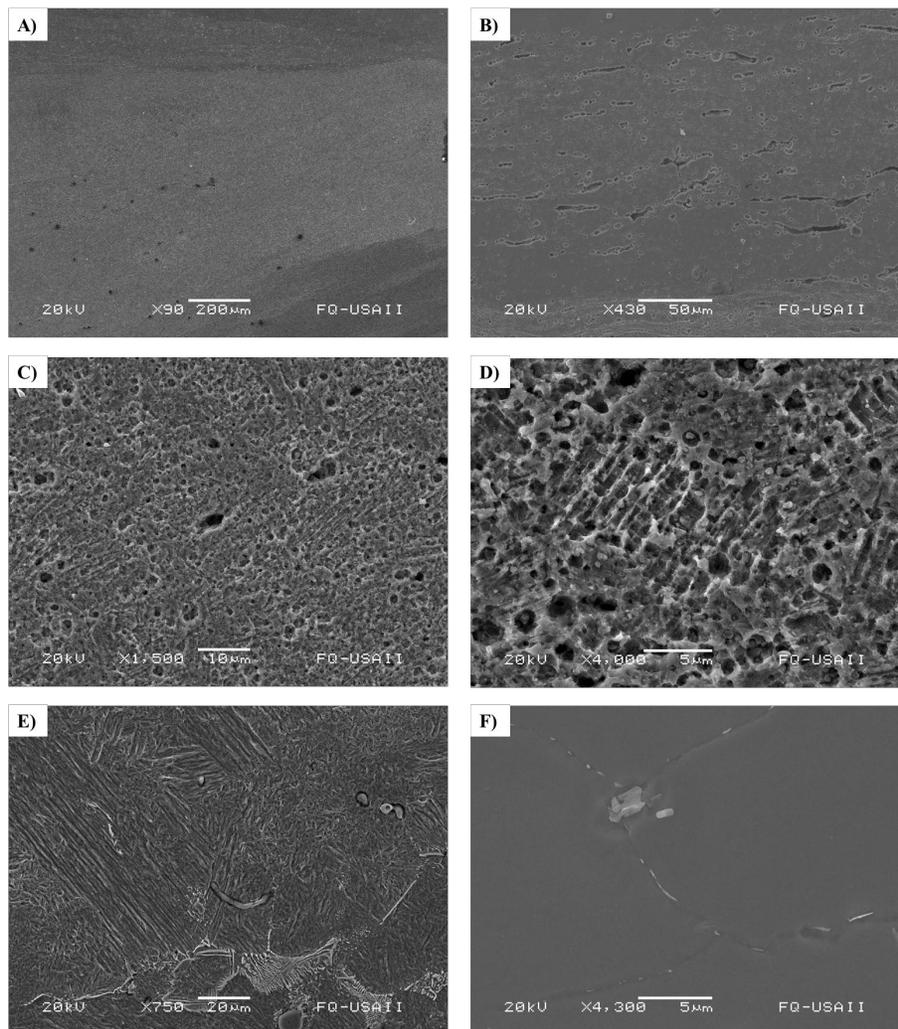


Figura 4.14. Imágenes obtenidas en MEB de la interfaz soldada de aceros TW-B1 - CP-B3 a aumentos: A) 90X, B) 430X y C) 1500X; Imágenes obtenidas en MEB de las zonas afectadas termomecánicamente: E) Lado CP-B3 a 750X y F) Lado TW-B1 a 4300X.

Se realizaron diferentes análisis químicos de mapeo y lineales por medio de EDS, con ayuda de un microscopio electrónico de barrido. El primer mapeo se muestra en la **Figura 4.15**, en la cual se muestra la interfaz soldada de los aceros TW-B0 y Q&P-B1, de la cual podemos afirmar que existió difusión de elementos en la soldadura. Se difundió el aluminio en poca proporción del acero TW-B0 al Q&P-B1, la difusión del Fe del Q&P-B1 al TW-B0 es bastante notoria. Por otro lado, los elementos con mayor difusión son el Si, Cr y C, lo podemos notar al tener una intensidad de colores homogéneos en las **Figuras 4.15 (V-VII)**, pues hay que recordar que la composición elemental de estos aceros no es igual. La difusión de elementos Si, Cr y C se muestra mejor en las **Figuras 4.16 (V-VI)**, pero, además se puede apreciar que la difusión del Mn y Al es muy poca del acero TW-B0 al Q&P-B1, pero nuevamente se confirma que la difusión de Fe del acero Q&P-B1 al TW-B0 es mínima.

Por otro lado, en la **Figura 4.17 (I-VI)** se realizó un análisis químico lineal, en el cual la línea a analizar barre la interfaz soldada de los aceros TW-B0 y Q&P-B1, obteniendo así espectros sobre la intensidad de elementos presentes a lo largo de esta línea analizada. En esta misma figura se puede observar que el C se concentra en mayor cantidad en la interfaz soldada, además se confirma que el Mn y el Aluminio presentan una difusión mínima, casi nula; el Cr y el Si difunden en cantidades bajas en la interfaz soldada del acero TW-B0 al Q&P-B1 y por último la distribución del Fe es acorde a la composición química de los aceros, sin embargo, en la interfaz soldada se concentra ligeramente, haciendo crecer su presencia en esta zona.

En las **Figuras 4.18 (I-VII)** se muestra el análisis químico por mapeo de la interfaz soldada de los aceros TW-B1 y CP-B3, en las cuales podemos ver de una manera mucho más clara la difusión de la mayoría de los elementos, como lo es el Fe, Mn, Al, Cr y C. Por otro lado, el Si difundió muy poco mostrándose en la **Figura 4.19 (I)** como puntos aleatorios en la muestra, y los puntos más intensos corresponden a lo que parecieran ser poros en la **Figura 4.19 (A)**, pero comparando las **Figuras 4.19 (A), 4.19 (I) y 4.19 (V)**, podemos saber que se trata de óxidos de silicio que se formaron en la interfaz soldada de los aceros TW-B1 y CP-B3. En la **Figura 4.20 (I-VIII)** se observa el análisis químico lineal realizado en la interfaz soldada de los aceros TW-B1 y CP-B3, se confirma que los puntos más oscuros se tratan de óxidos de silicio, y se confirma también la distribución homogénea del Al, Cr, Fe, C y además se suma el S, con una intensidad baja.

La **Figura 4.21 (I-II)** representa la zona de mezcla inferior del área soldada por SFR de los aceros TW-B1 y CP-B3, la cual presenta algunas inclusiones, que según las **Figuras 4.21 (II) y 4.21 (III)** corresponden a sulfuros de manganeso. Sin embargo, la distribución de elementos Fe, Si y C siguen siendo homogéneos. La

distribución de O corresponde a óxidos de Mn y de S. Por otro lado, la Figura 67 (I-VII) muestra el último análisis químico por mapeo del área central de la zona de mezcla de la interfaz soldada de aceros TW-B1 y CP-B3, en las cuales podemos observar de manera clara la mezcla y difusión, principalmente de Fe y Mn; recordemos que en los aceros TWIP el Mn tiene mucha mayor presencia que los aceros CP (ver **Tablas 3.1 y 3.2**).

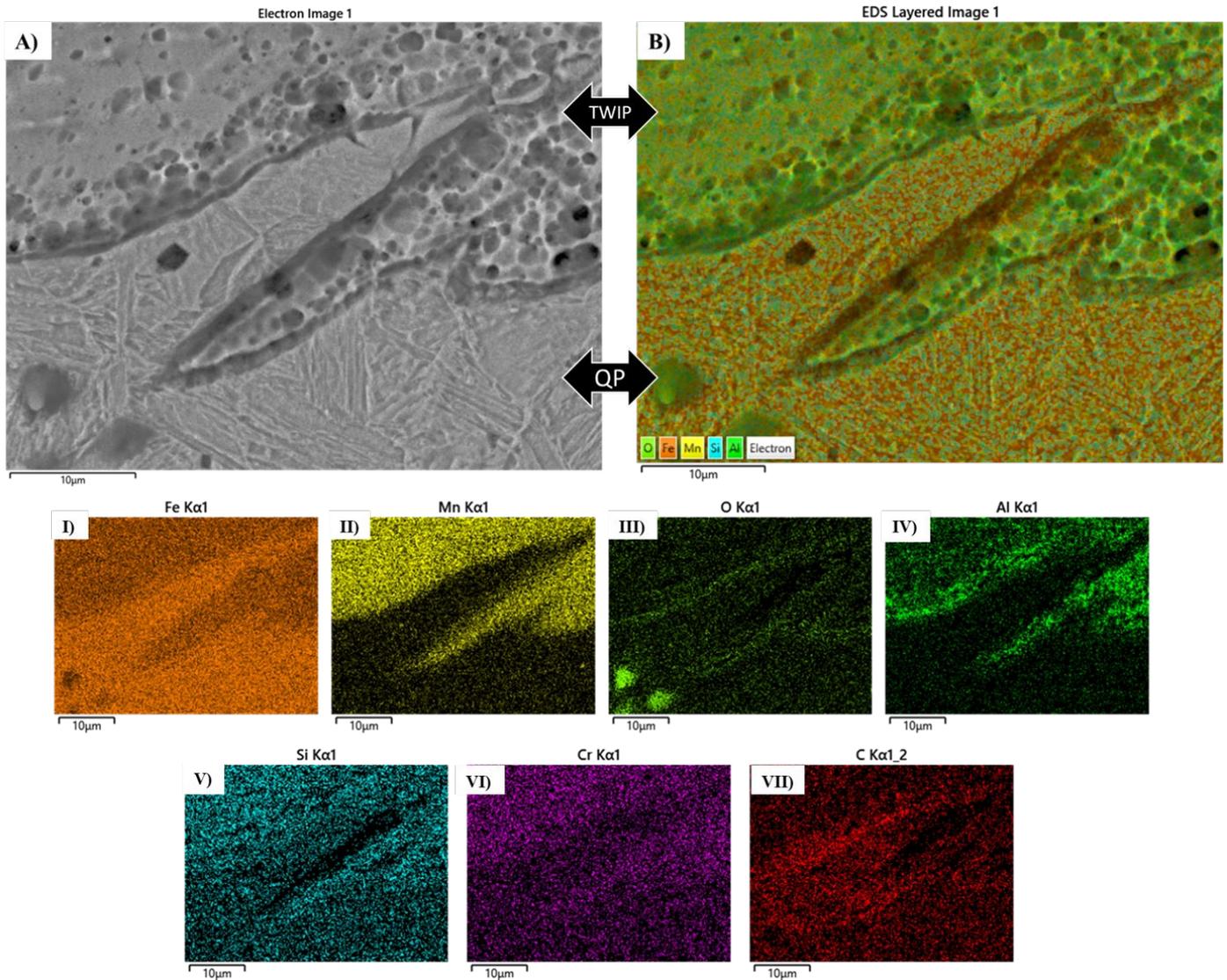


Figura 4.15. Análisis químico por mapeo de la interfaz de soldadura de acero TW-B0 - Q&P-B1 obtenido en MEB: A) Imagen obtenida con señal BSE, B) Distribución de elementos O, Fe, Mn, Si y Al presentes en la zona analizada; I) Distribución de Fe presente en la zona analizada, II) Distribución de Mn presente en la zona analizada, III) Distribución de O presente en la zona analizada, IV) Distribución de Al presente en la muestra, V) Distribución de Si presente en la zona analizada, VI) Distribución de Cr presente en la zona analizada y VII) Distribución de C presente en la zona analizada.

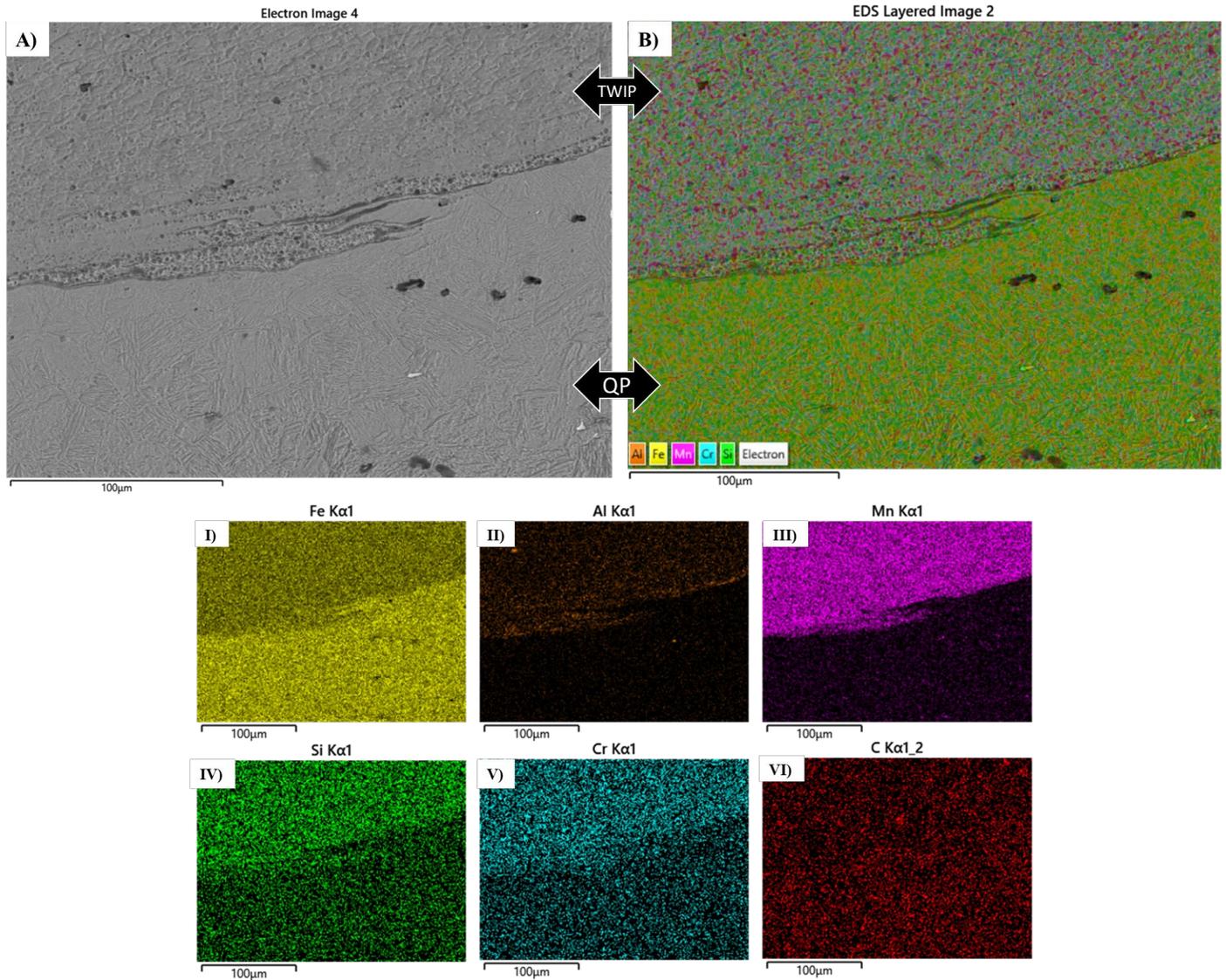


Figura 4.16. Análisis químico por mapeo de la interfaz de soldadura de acero TW-B0 - Q&P-B1 obtenido en MEB: A) Imagen obtenida con señal BSE, B) Distribución de elementos Al, Fe, Mn, Cr y Si presentes en la zona analizada; I) Distribución de Fe presente en la zona analizada, II) Distribución de Al presente en la zona analizada, III) Distribución de Mn presente en la zona analizada, IV) Distribución de Si presente en la muestra, V) Distribución de Cr presente en la zona analizada, VI) Distribución de C presente en la zona analizada y VII) Distribución de C presente en la zona analizada.

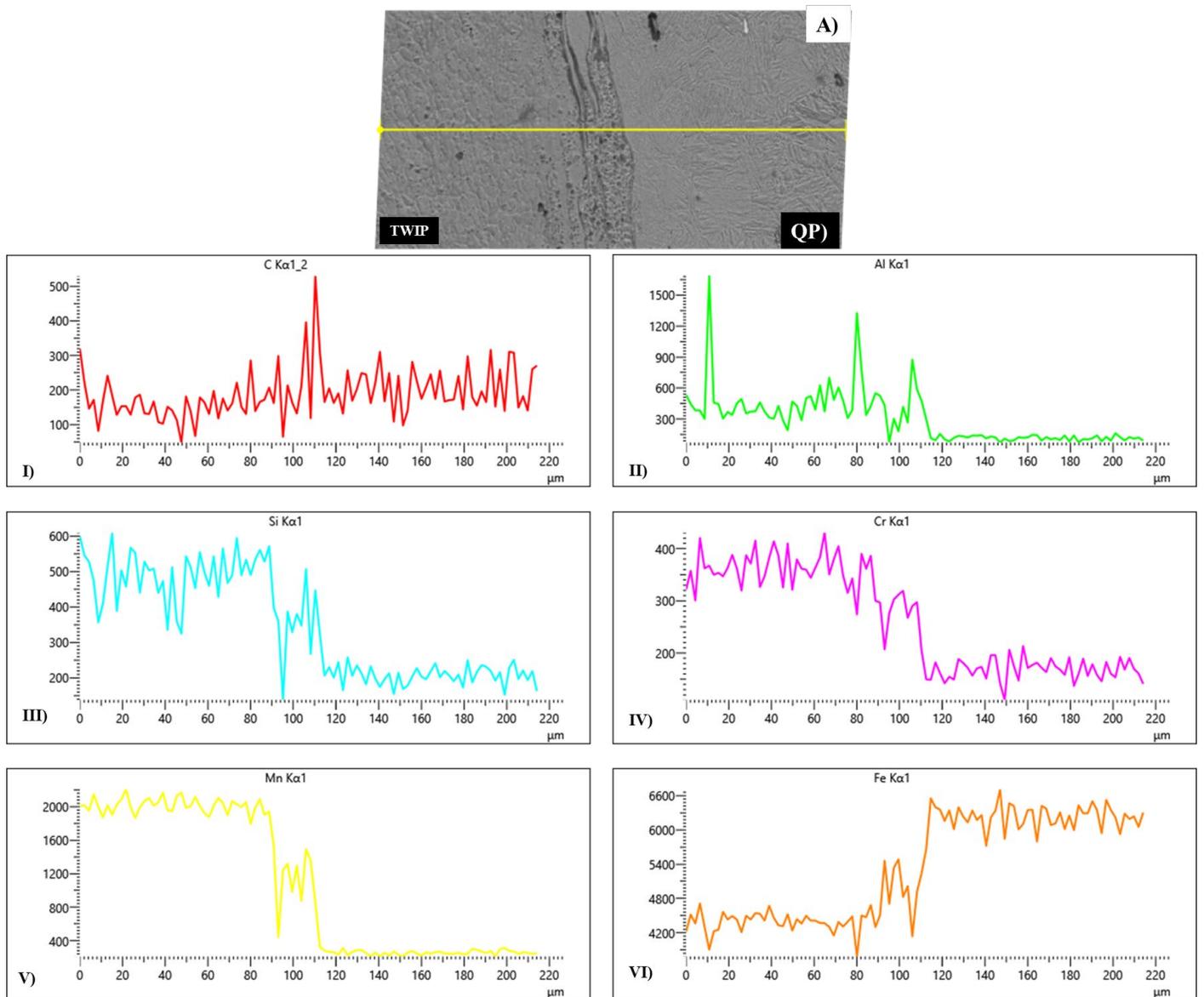


Figura 4.17. Análisis químico lineal de la interfaz de soldadura de acero TW-B0 - Q&P-B1 obtenido en MEB: A) Zona lineal que se analizó en la interfaz soldada, I) Distribución lineal de C presente en la zona analizada, II) Distribución lineal de Al presente en la zona analizada, III) Distribución lineal de Si presente en la zona analizada, IV) Distribución lineal de Cr presente en la muestra, V) Distribución lineal de Mn presente en la zona analizada y VI) Distribución lineal de Fe presente en la zona analizada.

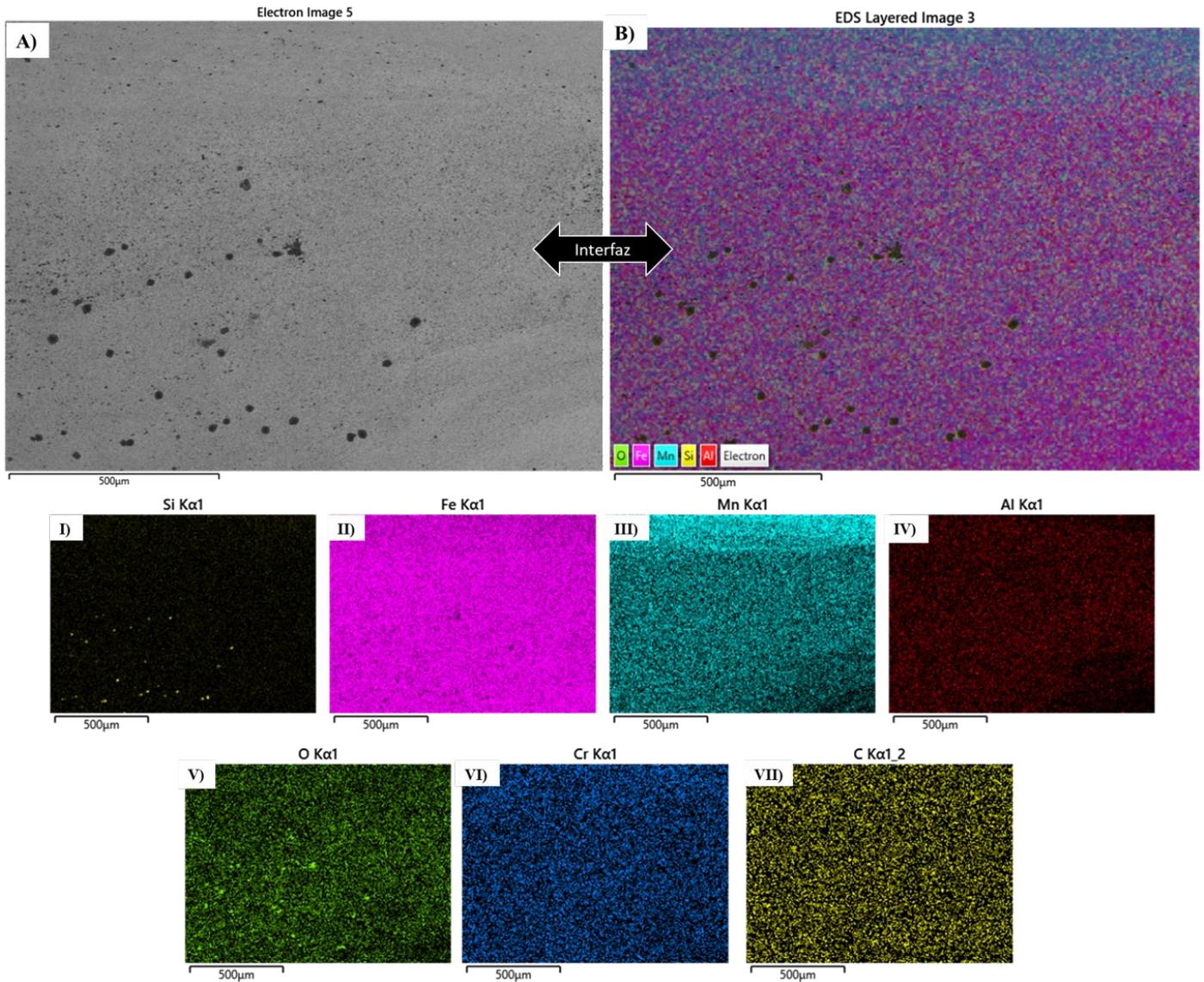


Figura 4.18. Análisis químico por mapeo de la interfaz de soldadura de acero TW-B1 - CP-B3 obtenido en MEB: A) Imagen obtenida con señal BSE, B) Distribución de elementos O, Fe, Mn, Si y Al presentes en la zona analizada; I) Distribución de Si presente en la zona analizada, II) Distribución de Fe presente en la zona analizada, III) Distribución de Mn presente en la zona analizada, IV) Distribución de Al presente en la muestra, V) Distribución de O presente en la zona analizada, VI) Distribución de Cr presente en la zona analizada y VII) Distribución de C presente en la zona analizada.

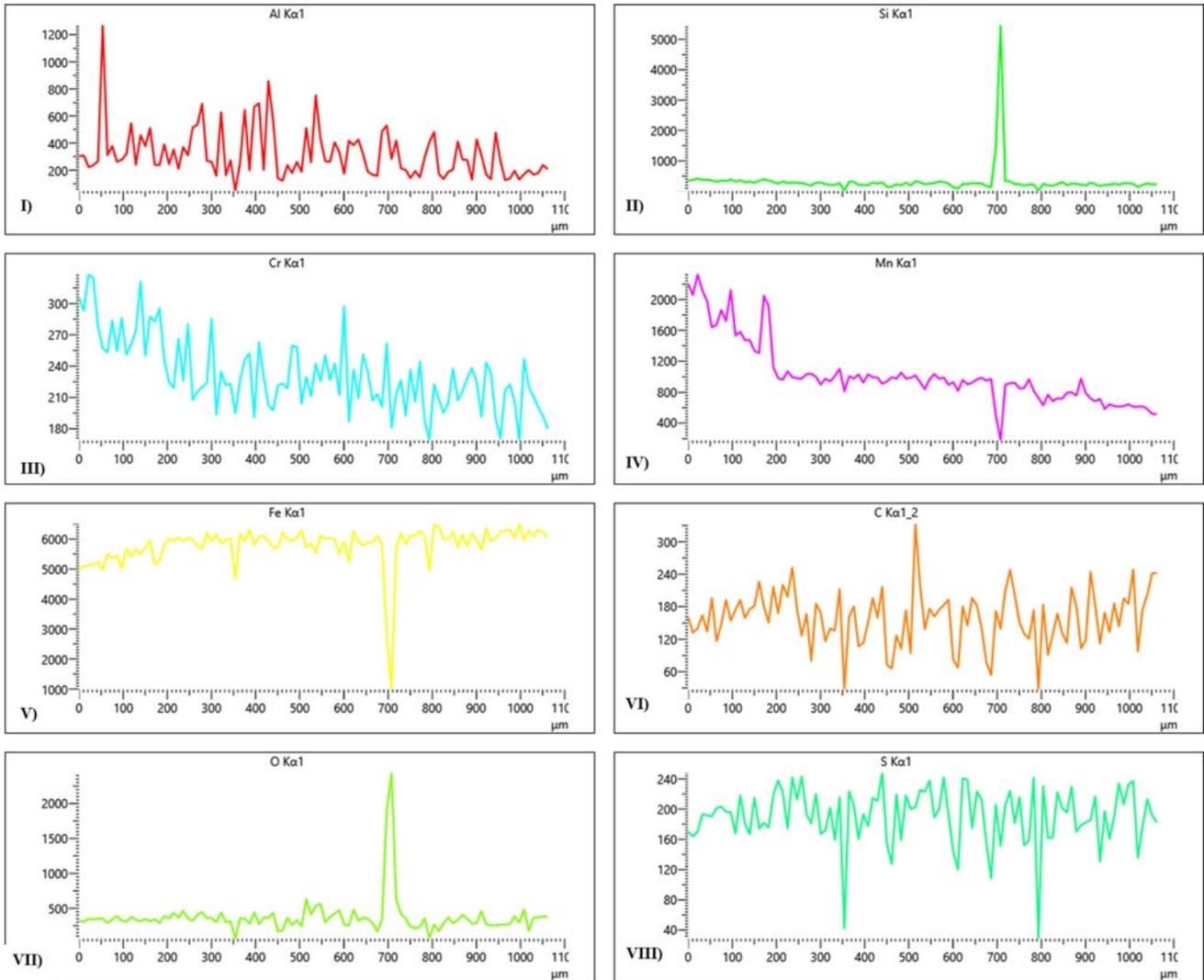
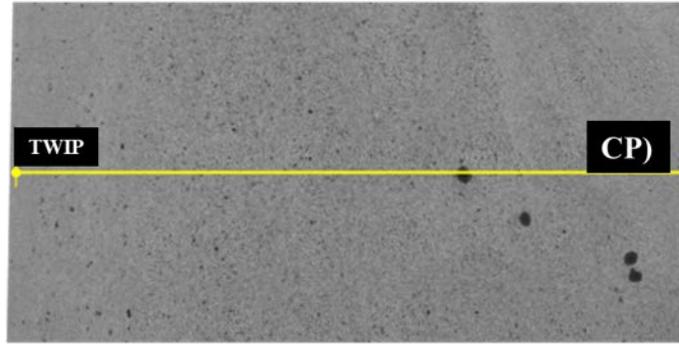


Figura 4.19. Análisis químico lineal de la interfaz de soldadura de acero TW-B1 - CP-B3 obtenido en MEB: A) Zona lineal que se analizó en la interfaz soldada, I) Distribución lineal de Al presente en la zona analizada, II) Distribución lineal de Si presente en la zona analizada, III) Distribución lineal de Cr presente en la zona analizada, IV) Distribución lineal de Mn presente en la muestra, V) Distribución lineal de Fe presente en la

zona analizada, VI) Distribución lineal de C presente en la zona analizada, VII) Distribución lineal de O presente en la zona analizada y VIII) Distribución lineal de S presente en la zona analizada.

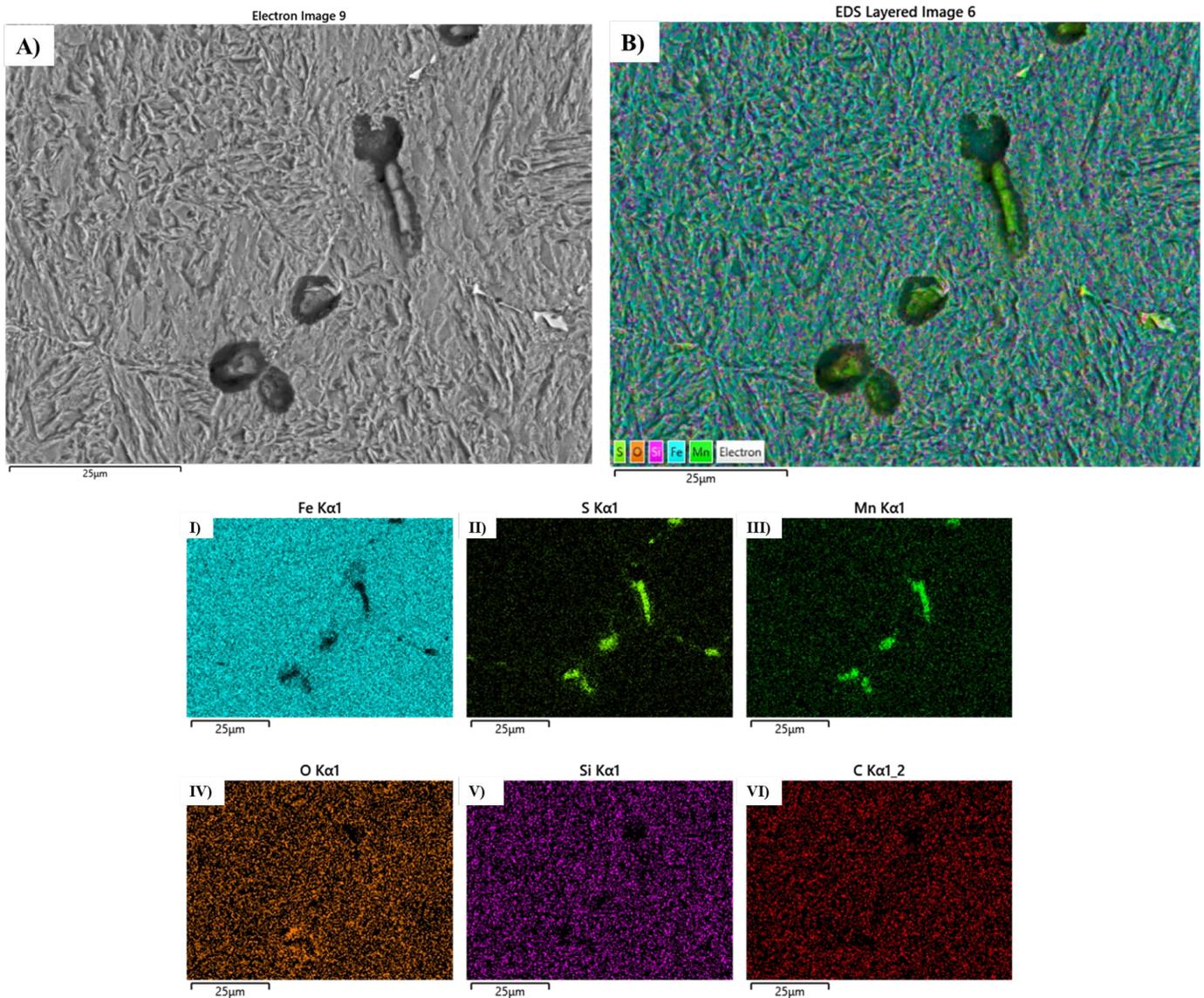


Figura 4.20. Análisis químico por mapeo de la interfaz de soldadura de acero TW-B1 - CP-B3 obtenido en MEB: A) Imagen obtenida con señal BSE, B) Distribución de elementos S, O, Si y Mn presentes en la zona analizada; I) Distribución de Fe presente en la zona analizada, II) Distribución de S presente en la zona analizada, III) Distribución de Mn presente en la zona analizada, IV) Distribución de O presente en la muestra, V) Distribución de Si presente en la zona analizada y VI) Distribución de C presente en la zona analizada.

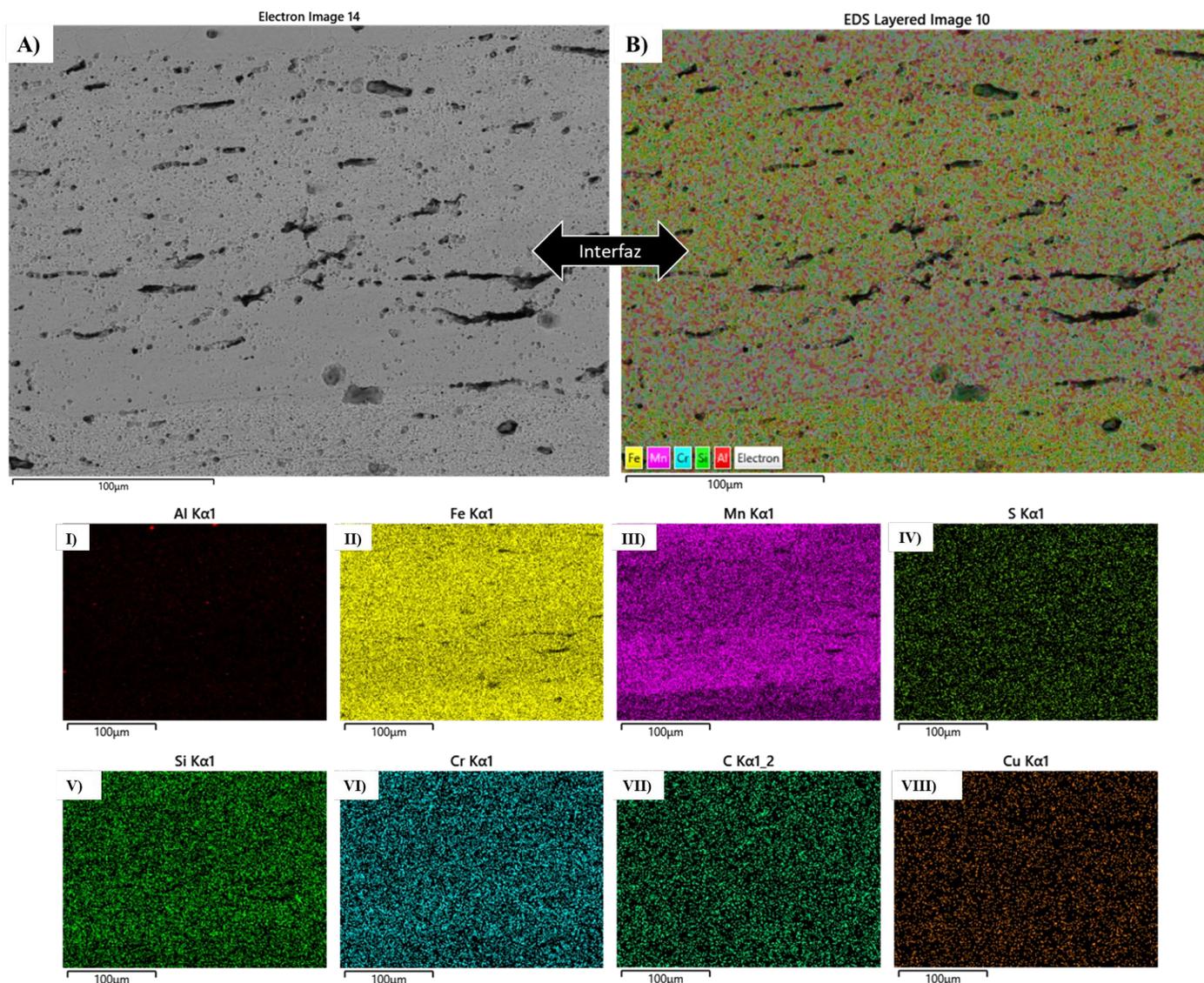


Figura 4.21. Análisis químico por mapeo de la interfaz de soldadura de acero TW-B1 - CP-B3 obtenido en MEB: A) Imagen obtenida con señal BSE, B) Distribución de elementos Fe, Mn, Cr, Si y Mn presentes en la zona analizada; I) Distribución de Al presente en la zona analizada, II) Distribución de Fe presente en la zona analizada, III) Distribución de Mn presente en la zona analizada, IV) Distribución de S presente en la muestra, V) Distribución de Si presente en la zona analizada, VI) Distribución de Cr presente en la zona analizada, VII) Distribución de C presente en la zona analizada y VIII) Distribución de Cu presente en la zona analizada.

4.4 Resultados del ensayo de microdureza.

Se muestra en las **Figuras 4.22** y **4.23** el efecto en la resistencia a lo largo del material de la deformación termomecánica que se aplicó al soldar por fricción rotativa. En ambos casos se puede observar, que al contrario de lo que describe la literatura sobre el deber ser de la resistencia mecánica de las diferentes generaciones de

los aceros avanzados de alta resistencia, los aceros TW-B1 Y TW-B0 tuvieron una menor resistencia mecánica en comparación con los aceros CP-B3 y Q&P-B1, respectivamente.

En el caso de la soldadura de aceros TW-B1 y CP-B3 (ver **Figura 4.22**), el perfil de dureza nos indica que, como se predijo antes, la zona de mezcla o interfase, que presenta un tamaño de grano extremadamente pequeño, es la zona con mayor resistencia mecánica. Por otro lado, se observa que la resistencia mecánica del acero CP-B3 es muy variable, pero tiende a aumentar conforme la distancia a la interfaz soldada es mayor y esto puede deberse a las ZATM y ZAT, pues como se observó en las imágenes obtenidas por MO y MEB, el tamaño de grano es más pequeño conforme se aleja de la interfaz soldada, además que las ZATM y ZAT contribuyeron al desarrollo de límite de grano cerca de la interfaz soldada. Observando el comportamiento del perfil de dureza del lado del acero TW-B1, se muestra que la resistencia se mantuvo constante y las resistencias más altas fueron cercanas a la interfaz soldada.

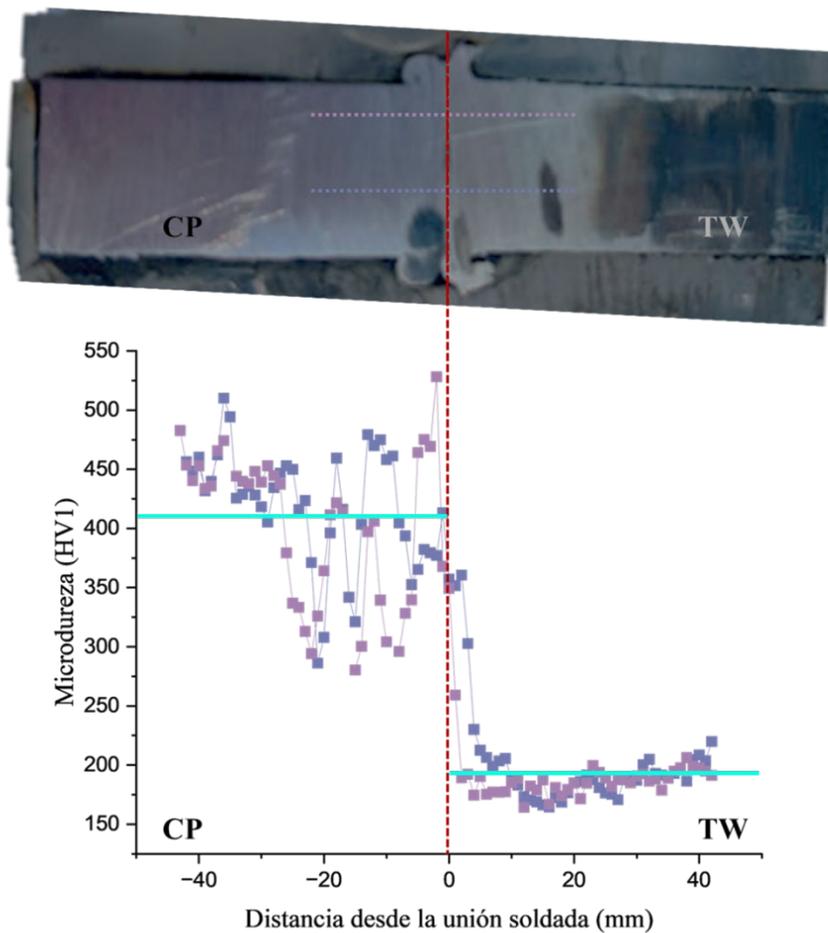


Figura 4.22. Perfil de durezas en función de la distancia desde la intercara de la soldadura CP-B3 – TW-B1.

La **Figura 4.23** muestra el perfil de dureza de la SFR de los aceros Q&P-B1 y TW-B0, el comportamiento es muy parecido al perfil de dureza de los aceros CP-B3 y TW-B1, sin embargo existen distintas diferencias, la principal es que, como era de esperarse por lo observado en MO y MEB, la resistencia mecánica más alta no se encontró en la interfaz soldada, sino en el acero Q&P-B1, debido a la alta porosidad que se encontró en la interfaz, además del desarrollo de límite de grano que hay en ambos aceros. Otra diferencia importante de mencionar es que, a diferencia de lo teóricamente esperado de acuerdo al diagrama de la banana (ver **Figura 1.1**), que es que el acero Q&P-B1 tenga mayor dureza que el acero CP, los valores más altos de resistencia fueron obtenidos del acero CP-B3, esto probablemente influenciado por la mayor presencia del microaleante B.

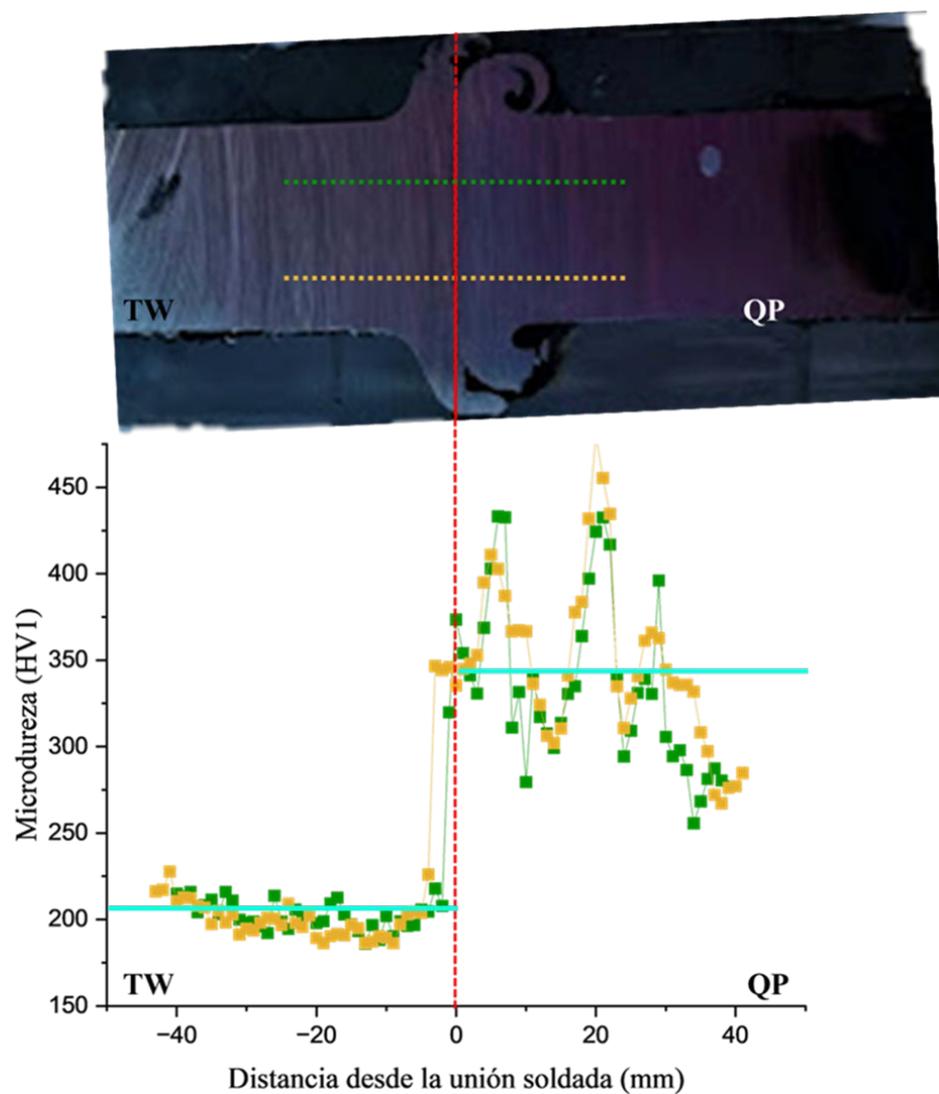


Figura 4.23. Perfil de durezas en función de la distancia desde la intercara de la soldadura TW-B0 - Q&P-B1.

4.5 Resultados del comportamiento frente a la corrosión en unión soldada.

La Figura 4.24 (a)-(c) muestra el esquema y las curvas de polarización de las uniones disimilares Q&P-CP y TWIP. Para ambas uniones soldadas, las curvas de polarización muestran un comportamiento similar entre cada punto de medida estando de acuerdo con el comportamiento de reducción catódica asociado a la reacción de reducción de oxígeno y la rama anódica asociada a la disolución del metal. Por el contrario, el acero TWIP muestra que el comportamiento electroquímico de las muestras varía con el punto de medida. Se observa que la curva del P0-TW presenta valores de E_{corr} catódico y valores de I_{corr} más elevados en comparación con los puntos de medida P2-TW y P15-TW. Este comportamiento indica que la susceptibilidad a la corrosión del acero TWIP aumenta en la región de soldadura y tiende a disminuir a medida que aumenta la longitud desde la interfaz de soldadura.

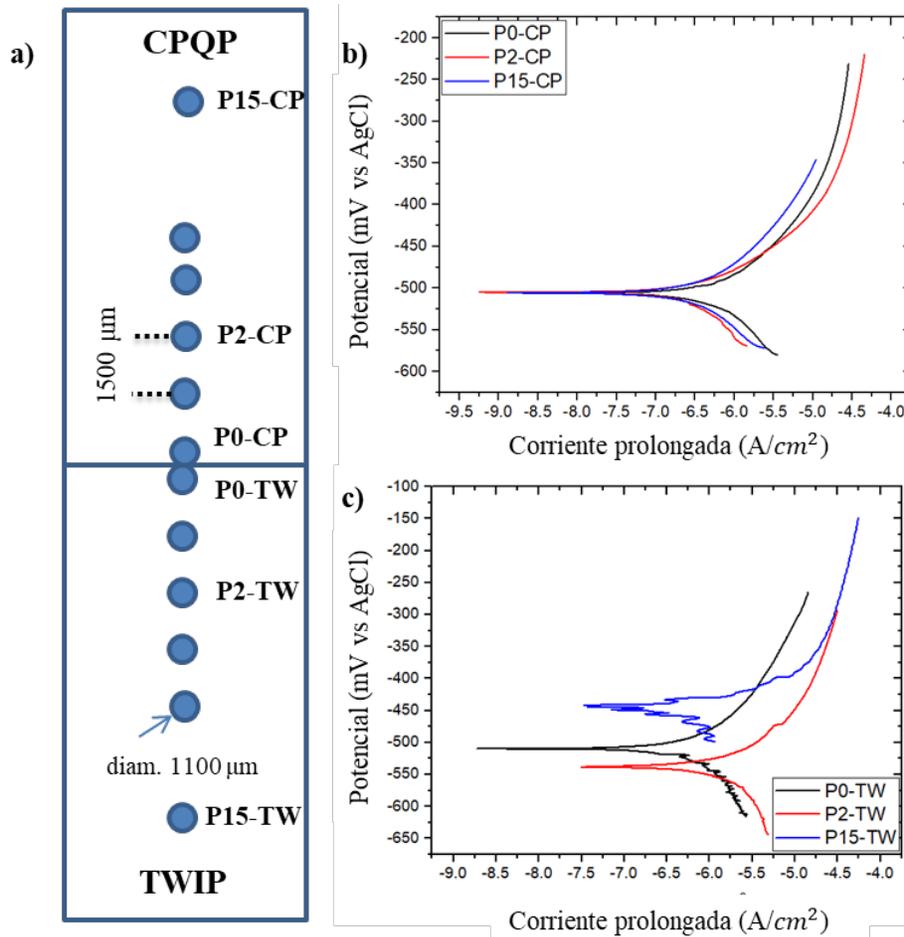


Figura 4.24. (a) Diagrama esquemático de los puntos de medición de las muestras de acero soldadas por fricción. Curvas de polarización del (b) acero CP-Q&P y (c) acero TWIP expuestos a una solución de NaCl al 3.5%.

Debido a la baja temperatura alcanzada en el proceso de soldadura por fricción rotativa, la distribución química no se ve afectada como en el caso de los procedimientos de soldadura por puntos [58]. Entonces, el cambio del comportamiento electroquímico se atribuye a la distorsión de la microestructura en el acero TWIP, como se muestra en la **Figura 4.4**, debido a la posible recristalización más que formación de maclas, de acuerdo a Torganchuk y col. [59] la densidad de maclas y planos de deslizamiento aumenta promoviendo una superficie más activa debido a la mayor cantidad de energía almacenada en la subestructura de grano que aumenta los efectos de corrosión galvánica en la microestructura.

CAPÍTULO V: CONCLUSIONES

5.1 Conclusiones.

Mediante caracterización metalográfica por microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB), además de caracterización mecánica de los aceros Q&P-B1 – TW-B0 y CP-B3 – TW-B1 unidos disímilmente por el método de soldadura por fricción rotativa (SFR), se concluye lo siguiente:

- 1) La caracterización metalográfica de los aceros soldados muestra que los aceros soldados de menor resistencia mecánica sufren una mayor deformación en su tamaño y forma de grano en las ZATM y ZAT. En este caso los aceros TW-B0 y TW-B1 sufrieron mayor deformación en su microestructura y se encontró en los respectivos perfiles de dureza que su resistencia es mucho menor que los aceros CP-B3 y Q&P-B1. Para la soldadura de aceros Q&P-B1 y TW-B0, el acero TW-B0 tiene aproximadamente 41 % menor resistencia mecánica en comparación al acero Q&P-B1. Para la soldadura de aceros CP-B3 y TW-B1, el acero CP-B3 tiene aproximadamente 52.8 % mayor resistencia mecánica que el acero TW-B1.
- 2) La caracterización metalográfica en la soldadura de aceros Q&P-B1 – TW-B0 muestra que, adyacente a la interfaz soldada, existe un desarrollo de grano que disminuye la resistencia mecánica y esto probablemente debido al alto tiempo de permanencia de la fricción durante la soldadura, si la fuerza axial y las revoluciones por minuto fueran controladas y aumentadas podría lograrse un menor tiempo de permanencia y evitar el desarrollo del límite de grano en la interfaz.
- 3) Los análisis químicos obtenidos por EDS en el MEB confirman la composición química de los aceros, pero muestran también la difusión de los elementos presentes de un acero a otro por medio de la interfaz soldada.
- 4) La corrosión de los aceros Q&P-CP se mantiene constante a lo largo de la superficie a partir de la interfaz soldada, con un E_{corr} de aproximadamente -500 [mv vs AgCl]. La corrosión del acero TWIP aumenta en la región de soldadura y tiende a disminuir a medida que aumenta la longitud desde la interfaz de soldadura, con un E_{corr} de aproximadamente -500 [mv vs AgCl] en la interfaz soldada y -450 [mv vs AgCl] en la zona más alejada de la interfaz. El cambio del comportamiento electroquímico se atribuye a la distorsión de la microestructura en el acero TWIP, debido a la posible recrystalización más que formación de maclas.

Referencias bibliográficas.

- [1] ASM International. (2023, June 15). ASM Handbook Volume 6: Welding, Brazing, and Soldering - ASM International. https://www.asminternational.org/asm-handbook-volume-6-welding-brazing-and-soldering/results/-/journal_content/56/06480G/PUBLICATION/
- [2] C.Mijangos, J.S.Moya, Nuevos Materiales En La Sociedades Del Siglo Xxi, Madrid, 2007, En: <https://Digital.Csic.Es/Bitstream/10261/3702/1/Nuevos%20materiales%20metalicos.Pdf>: Noviembre 2022.
- [3] M.Davenport, Surge El Acero Avanzado De Alta Resistencia De Tercera Generación, Detroit, 2017, En: <https://Www.Thefabricator.Com/Thefabricatorenespanol/Article/Stamping/Surge-El-Acero-Avanzado-De-Alta-Resistencia-De-Tercera-Generaci-N>: Noviembre De 2022.
- [4] Qu, H., Michal, G.M. & Heuer, A.H. A 3rd Generation Advanced High-Strength Steel (Ahss) Produced By Dual Stabilization Heat Treatment (Dsht). Metall Mater Trans A 44, 4450–4453 (2013). <https://doi.org/10.1007/S11661-013-1871-Z> : Noviembre 2022.
- [5] Sathishkumar, G., Sethuraman, P., Chanakyan, C., Sundaraselvan, S., Arockiam, A. J., Alagarsamy, S., Elmariung, A., Meignanamoorthy, M., Ravichandran, M., & Jayasathyakawin, S. (2021). Friction welding of similar and dissimilar materials: a review. Materials Today: Proceedings. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.03.089>
- [6] Kimura, M., Ohara, K., Kusaka, M., Kaizu, K., & Hayashida, K. (2020). Effects of tensile strength on friction welding condition and weld faying surface properties of friction welded joints between pure copper and austenitic stainless steel. Journal of advanced joining processes, 2, 100028. <https://doi.org/10.1016/j.jajp.2020.100028>
- [7] Abdul Khadeer, S. K., Ramesh Babu, P., Ravi Kumar, B., & Seshu Kumar, A. (2020). Evaluation of friction welded dissimilar pipe joints between AISI 4140 and ASTM A 106 grade B steels used in deep exploration drilling. Journal of Manufacturing Processes, 56, 197-205. doi:10.1016/j.jmapro.2020.04.078

- [8] Xuanxi Xu, Guoqiang You, Yuhan Ding, Xin Tong, Le Zai, Qing Liu, Microstructure and mechanical properties of inertia friction welded joints between high-strength low-alloy steel and medium carbon steel, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 286, 2020, 116811, ISSN 0924-0136, <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116811>.
- [9] Kumar, M., & Palani, P. K. (2021). Characterization Studies on weld strength of rotary friction welded austenitic stainless steel tubes. *Materials Today: Proceedings*, 41, 1024-1029. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.06.383>
- [10] Hardik D. Vyas, Kush P. Mehta, Vishvesh Badheka, Bharat Doshi, Processing and evaluation of dissimilar Al-SS friction welding of pipe configuration: Nondestructive inspection, properties, and microstructure, *Measurement*, Volume 167, 2021, 108305.
- [11] Anandaraj, J. A., Rajakumar, S., Balasubramanian, V., & Petley, V. (2021). Investigation on Mechanical and metallurgical properties of rotary friction welded IN718/SS410 dissimilar materials. *Materials Today: Proceedings*, 45, 962-966. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.03.040>
- [12] Xu, X., Wei, W., Yuan-Ze, X., & Aiming, D. (2005). The research of radial friction welding. *Welding in The World*, 49(1-2), 31-33. <https://doi.org/10.1007/bf03266461>
- [13] Singh, D. K., Sahoo, G., Basu, R., Sharma, V., & Mohtadi-Bonab, M. (2018). Investigation on the microstructure—mechanical property correlation in dissimilar steel welds of stainless steel SS 304 and medium carbon steel EN 8. *Journal of Manufacturing Processes*, 36, 281–292. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.10.018>
- [14] Oyyaravelu, R., Kuppan, P., & Natarajan, A. (2016). Metallurgical and mechanical properties of laser welded high strength low alloy steel. *Journal of Advanced Research*, 7(3), 463–472. <https://doi.org/10.1016/j.jare.2016.03.005>

- [15] Xiong, J., Li, J., Wei, Y., Zhang, F., & Huang, W. (2013). An analytical model of steady-state continuous drive friction welding. *Acta Materialia*, 61(5), 1662–1675. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.11.042>
- [16] Jeong, H., Cho, J., Oh, J. S., Kim, E., Choi, S., & Ha, M. (2010). Inertia friction welding process analysis and mechanical properties evaluation of large rotor shaft in marine turbo charger. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, 11(1), 83–88. <https://doi.org/10.1007/s12541-010-0010-7>
- [17] Switzner, N., Yu, Z., Eff, M., Lienert, T. J., & Fonseca, A. P. (2018). Microstructure and mechanical property variations within inertia friction-welded joints of stainless steel to steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 95(9–12), 4327–4340. <https://doi.org/10.1007/s00170-017-1568-3>
- [18] Ding, Y., You, G., Wen, H., Li, P., Tong, X., & Zhou, Y. (2019). Microstructure and mechanical properties of inertia friction welded joints between alloy steel 42CrMo and cast Ni-based superalloy K418. *Journal of Alloys and Compounds*, 803, 176–184. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.06.136>
- [19] Senkov, O., Mahaffey, D. W., & MEBiatin, S. L. (2017). Effect of process parameters on process efficiency and inertia friction welding behavior of the superalloys LSHR and Mar-M247. *Journal of Materials Processing Technology*, 250, 156–168. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.07.020>
- [20] Luo, J., Wang, X., Liu, D., Li, F., & Xiang, J. (2012). Inertia radial friction welding joint of large size H90 Brass/D60 steel dissimilar metals. *Materials and Manufacturing Processes*, 27(9), 930-935. <https://doi.org/10.1080/10426914.2011.610087>
- [21] Chandrasekhar, N.; Vasudevan, M. Intelligent modeling for optimization of A-TIG welding process. *Materials and Manufacturing Processes* 2010, 25 (11), 1341–1350.
- [22] Luo, J.; Zhao, G.J.; Wang, X.J.; Wu, W.; Xu, X.L. Effects of flywheel rotation speed on properties of 35CrMnSi=T3 inertial radial friction welding. *Journal of Chongqing University* 2010, 33 (9), 24–28.

- [23] Wang, G.J.; Ling, Z.M.; Kang, D.D. Investigation on heat input numerical models of radial friction welding. *Hot Working Technology* 2010, 39 (11), 158–159.
- [24] Wang, G.J.; Ling, Z.M.; Tian, X.H.; Qi, X.C.; Kang, D.D.; Yue, H. Three-dimensional finite element analysis of clampmodel for radial friction welding. *Hot Working Technology* 2010, 39 (11), 158–159.
- [25] Han, J.; Sheng, G.-m.; Hu, G.-x. Mechanism of grain refinement for TA17 near a Ti alloy by high energy shot peening. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals* 2008, 18 (5), 799–804.
- [26] Kong, T.F.; Chan, L.C.; Lee, T.C. Weld diffusion analysis of forming bimetallic components using statistical experimental methods. *Materials and Manufacturing Processes* 2009, 23 (2), 422–430.
- [27] Luo, J.; Sun, Y.; Liu, D.J.; Wu, W.; Xu, X.L. Characteristics of inertia radial friction welding joints of small size T3=35CrMnSi dissimilar metal materials. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals* 2010, 20 (7), 1309–1315.
- [28] Luo, J.; Ye, Y.H.; Xu, J.J.; Chen, S.M.; Wang, X.C.; Liu, K.W. A new mixed-integrated approach to control welded flashes forming process of damping tube-gland in continuous drive friction welding. *Materials and Design* 2009, 30 (2), 353–358.
- [29] Du, S., Wang, S., & Ke, D. (2020). A novel method of friction-diffusion welding between TIAL alloy and GH3039 high temperature alloy. *Journal of Manufacturing Processes*, 56, 688-696. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.05.046>
- [30] Du, Z., Zhang, K., Zhang, L., & Jiang, S. (2018). Microstructure and mechanical properties of vacuum diffusion bonding joints for Γ -TIAL based alloy. *Vacuum*, 150, 96-104. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2018.01.035>
- [31] Song, Y., Zhang, D., Zhang, T., & Liu, Y. (2019). A novel continuous and controllable method for fabrication of as-cast TIAL alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 789, 266-275. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.03.050>

- [32] Song, X., Si, X., Cao, J., Wang, Z., Zhao, H., & Feng, J. (2018). Microstructure and joining properties of high NB-containing TIAL alloy brazed joints. *Rare Metal Materials and Engineering*, 47(1), 52-58. [https://doi.org/10.1016/s1875-5372\(18\)30071-7](https://doi.org/10.1016/s1875-5372(18)30071-7)
- [33] Xi, C., Sun, D., Li, H., Meng, C., Wang, L., & Shen, C. (2019). Dissimilar joining of TIAL alloy and NI-based superalloy by laser welding technology using V/CU composite interlayer. *Optics and Laser Technology*, 111, 205-213. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2018.09.053>
- [34] Zhang, L., Chang, Q., Sun, Z., Xue, Q., & Feng, J. (2019). Effects of boron and silicon on microstructural evolution and mechanical properties of transient liquid phase bonded GH3039/ IC10 joints. *Journal of Manufacturing Processes*, 38, 167-173. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.01.016>
- [35] Dong, H., Yu, L., Deng, D., Zhou, W., & Chen, D. (2014). Direct friction welding of TIAL alloy to 42CRMO steel rods. *Materials and Manufacturing Processes*, 30(9), 1104-1108. <https://doi.org/10.1080/10426914.2014.973576>
- [36] Dong, H., Yu, L., Gao, H., Deng, D., Zhou, W., & Chen, D. (2014). Microstructure and mechanical properties of friction welds between TIAL alloy and 40CR steel rods. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 24(10), 3126-3133. [https://doi.org/10.1016/s1003-6326\(14\)63451-8](https://doi.org/10.1016/s1003-6326(14)63451-8)
- [37] Jung, I., Kim, M., Lee, J., Oh, M., & Wee, D. (1999). High temperature phase equilibria near TI–50 at% AL composition in TI–AL system studied by directional solidification. *Intermetallics*, 7(11), 1247-1253. [https://doi.org/10.1016/s0966-9795\(99\)00031-x](https://doi.org/10.1016/s0966-9795(99)00031-x)
- [38] Arivazhagan, N., Singh, S., Prakash, S., & Reddy, G. M. (2011). Investigation on AISI 304 austenitic stainless steel to AISI 4140 low alloy steel dissimilar joints by gas tungsten arc, electron beam and friction welding. *Materials in engineering*, 32(5), 3036-3050. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.01.037>
- [39] Nascimento, M. P., Souza, R. C., Pigatin, W. L., & Voorwald, H. J. C. (2001). Effects of surface treatments on the fatigue strength of AISI 4340 Aeronautical Steel. *International Journal of Fatigue*, 23(7), 607-618. [https://doi.org/10.1016/s0142-1123\(01\)00015-9](https://doi.org/10.1016/s0142-1123(01)00015-9)

- [40] Stainless Steel Applications – Aerospace. (2007). International Stainless Steel Forum Rue Colonel Bourg, 120 B-1140 Brussels Belgium., 1-2.
- [41] Shushan, S., Charles, E., & Congleton, J. (1996). The environment assisted cracking of diffusion bonded stainless to carbon steel joints in an aqueous chloride solution. *Corrosion Science*, 38(5), 673-686. [https://doi.org/10.1016/0010-938x\(96\)00158-8](https://doi.org/10.1016/0010-938x(96)00158-8)
- [42] Welding Handbook - 9 Edition, Volume 2: Welding Handbook: Publications: American Welding Society. (n.d.). <https://www.aws.org/publications/page/welding-handbook-9-edition-volume-2>
- [43] Arivazhagan, N., Singh, S., Prakash, S., & Reddy, G. M. (2006). High temperature corrosion studies on friction-welded dissimilar metals. *Materials Science And Engineering: B*, 132(1-2), 222-227. <https://doi.org/10.1016/j.mseb.2006.02.047>
- [44] Raman, R. S., & Muddle, B. C. (2002). High temperature oxidation in the context of life assessment and microstructural degradation of weldments of 2.25CR–1MO steel. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 79(8-10), 585-590. [https://doi.org/10.1016/s0308-0161\(02\)00093-5](https://doi.org/10.1016/s0308-0161(02)00093-5)
- [45] Singh, P. J., Guha, B., & Achar, D. R. G. (2003). Fatigue life prediction for stainless steel welded plate CCT geometry based on Lawrence's local-stress approach. *Engineering Failure Analysis*. [https://doi.org/10.1016/s1350-6307\(03\)00044-x](https://doi.org/10.1016/s1350-6307(03)00044-x)
- [46] Wahab, M. A., & Sakano, M. (2003). Corrosion and biaxial fatigue of welded structures. *Journal of Materials Processing Technology*, 143-144, 410-415. [https://doi.org/10.1016/s0924-0136\(03\)00412-6](https://doi.org/10.1016/s0924-0136(03)00412-6)
- [47] De Lima, A. S., Nascimento, A. M. D., De Abreu, H. F. G., & De Lima-Neto, P. (2004). Sensitization evaluation of the austenitic stainless steel AISI 304L, 316L, 321 and 347. *Journal of Materials Science*, 40(1), 139–144. <https://doi.org/10.1007/s10853-005-5699-9>
- [48] Muthupandi, V., Srinivasan, P. B., Seshadri, S., & Sundaresan, S. (2003). Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. *Materials Science and*

Engineering A-structural Materials Properties Microstructure and Processing, 358(1-2), 9-16.
[https://doi.org/10.1016/s0921-5093\(03\)00077-7](https://doi.org/10.1016/s0921-5093(03)00077-7)

[49] Hasçalik, A., Ünal, E., & Özdemir, N. (2006). Fatigue behaviour of AISI 304 steel to AISI 4340 steel welded by friction welding. *Journal of Materials Science*, 41(11), 3233-3239.
<https://doi.org/10.1007/s10853-005-5478-7>

[50] De Las Cuevas, F., Ferraiuolo, A., Karjalainen, L., & Sevillano, J. G. (2014). Propiedades mecánicas a tracción y mecanismos de endurecimiento de un acero TWIP a altas velocidades de deformación: relación de Hall-Petch. *Revista De Metalurgia*. <https://doi.org/10.3989/revmetalm.031>

[51] Hadfield, R.A. (1883). High manganese steel. British Patent, N° 200/1883.

[52] Karaman, I., Sehitoglu, H., Gall, K., Chumlyakov, Y.I., Mayer, H.J. (2000). Deformation of single crystal Hadfield steel by twinning and slip. *Acta Mater.* 48 (6), 1345–1359. [http:// dx.doi.org/10.1016/S1359-6454\(99\)00383-3](http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00383-3).

[53] Grässel, O., Frommeyer, G., Derder, D., Hofmann, H. (1997). Phase transformation and mechanical properties of FeMn-Si-Al TRIP-steels. *J. Phys. IV France* 7, C5.383–C5.388.
<http://dx.doi.org/10.1051/jp4:1997560>.

[54] Grässel, O., Krüger, L., Frommeyer, G., Meyer, L.W. (2000). High strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels developmentproperties-application. *Int. J. Plasticity*. 16 (10–11). 1391– 1409.
[http://dx.doi.org/10.1016/S0749-6419\(00\)00015-2](http://dx.doi.org/10.1016/S0749-6419(00)00015-2).

[55] Kuziak, R., Kawalla, R., & Waengler, S. (2007). Advanced high strength steels for automotive industry. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 8(2), 103–117. [https://doi.org/10.1016/s1644-9665\(12\)60197-6](https://doi.org/10.1016/s1644-9665(12)60197-6)

[56] Santofimia, M., Zhao, L., & Sietsma, J. (2011). Overview of Mechanisms Involved During the Quenching and Partitioning Process in Steels. *Metallurgical and Materials Transactions*, 42(12), 3620–3626.
<https://doi.org/10.1007/s11661-011-0706-z>

- [57] Microstructure and Texture in Steels. (n.d.). SpringerLink. <https://link.springer.com/book/10.1007/978-1-84882-454-6>
- [58] Kim, H. J., Fujii, H., & Lee, S. (2020). Corrosion Behavior and Microstructure of Stir Zone in Fe-30Mn-3Al-3Si Twinning-Induced Plasticity Steel after Friction Stir Welding. *Metals*, 10(11), 1557. <https://doi.org/10.3390/met10111557>
- [59] Torganchuk, V., Vysotskiy, I., Malopheyev, S., Mironov, S., & Kaibyshev, R. (2019). Microstructure evolution and strengthening mechanisms in friction-stir welded TWIP steel. *Materials Science and Engineering: A*, 746, 248-258. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.022>