



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO**

**FACULTAD DE QUÍMICA**

**UNIÓN DE ACERO AISI 1018 MEDIANTE SOLDADURA POR FRICCIÓN**

**TESIS**

**QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE  
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO**

**PRESENTA:**

**IVIS ALAM CANO LÓPEZ**



**Ciudad Universitaria, Ciudad de México, 2022**



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:** Sergio García Galán  
**VOCAL:** Osvaldo Flores Cedillo  
**SECRETARIO:** Juan Carlos Contreras Guzmán  
**1er. SUPLENTE:** Diego Enrique González González  
**2° SUPLENTE:** Tania Georgina Núñez Velázquez

**SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:**

**FACULTAD DE QUÍMICA UNAM, EDIFICIO D; INSTITUTO DE CIENCIAS FÍSICAS, UAEM.**

**ASESOR DEL TEMA:**

**DR. OSVALDO FLORES CEDILLO**

**SUSTENTANTE (S):**

**IVIS ALAM CANO LÓPEZ**

## Resumen

La soldadura es uno de los procesos metalúrgicos más frecuente en la manufactura de uniones de metales y aleaciones. Este proceso de manufactura es muy importante, ya que permite producir componentes para las industrias: eléctrica, química, petroquímica, automotriz, de alimentos, de la construcción, etc. Este proceso metalúrgico consiste en la unión de los componentes de forma permanente mediante la fusión o presión de uno o ambos componentes.

La clasificación de los diferentes tipos de soldadura depende del proceso de unión utilizado. Esta clasificación se divide en dos grandes grupos: soldadura por fusión y soldadura en estado sólido (por presión). Los procesos de soldadura más tradicionales son los de fusión, donde generalmente se requiere un material de aporte o “relleno” que beneficia la coalescencia de los componentes que se desean unir.

Como una alternativa, dentro de las soldaduras en estado sólido, se ha desarrollado la soldadura por fricción, este proceso consiste en la unión de un componente fijo a un componente rotatorio. Cuando las superficies se ponen en contacto, se genera calor debido a la fricción entre estas, generando el suficiente calor para alcanzar la temperatura de fusión parcial del metal y al aplicar presión permite unir las superficies para obtener la unión del material deseado.

El acero es el material metálico más utilizado actualmente en el mundo y está asociado comúnmente a procesos de unión por soldadura, aun cuando no todos los aceros son soldables. Las primeras uniones elaboradas por el método de soldadura por fricción fueron desarrolladas para metales con bajo punto de fusión ( $T_{fus} < 700$  °C) y mayor ductilidad que los aceros, posteriormente, se incluyeron materiales con mayor  $T_{fus}$  como materia prima para la fabricación de uniones por este método de soldadura, entre ellos, los aceros.

El presente trabajo, es un estudio acerca de los beneficios que puede ofrecer la soldadura por fricción rotatoria en comparación de otros métodos tradicionales, junto con sus limitantes. El trabajo experimental analiza el comportamiento

mecánico y la caracterización microestructural que presenta una soldadura por fricción de un acero AISI 1018 en forma de barra redonda. También se explora la unión entre aceros diferentes (AISI 1018 y AISI 1045).

El estudio de las propiedades mecánicas se realiza mediante el ensayo de tensión, perfil de dureza y fractografía. La caracterización microestructural se realiza mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido. Los parámetros que son evaluados en el presente estudio son: el tipo de acero, la temperatura de interfase y las revoluciones por minuto (RPM) que se usan para elaboración de las soldaduras por fricción.

## Índice

Resumen.....	3
CAPITULO I: Objetivos, hipótesis y justificación.....	8
Objetivo general.....	8
Objetivos específicos.....	8
Hipótesis.....	8
Justificación.....	9
CAPÍTULO II: Marco teórico.....	11
Procesos de manufactura.....	11
Unión.....	11
Soldadura.....	12
Breve historia de la soldadura.....	12
Definición y clasificaciones de la soldadura.....	12
Desventajas generales de la soldadura.....	14
Soldadura por fricción.....	15
Definición de la soldadura por fricción.....	15
Generalidades de la soldadura por fricción.....	15
Variantes en la soldadura por fricción.....	17
Soldadura por fricción rotatoria.....	18
Breve historia y definición de la soldadura por fricción rotatoria.....	18
Fases de la soldadura por fricción rotatoria.....	18
Parámetros, ventajas y desventajas de la soldadura por fricción rotatoria.....	20
Clasificación de aceros.....	22
Propiedades generales del acero AISI - SAE 1018.....	24
Soldadura por fricción rotatoria en aceros.....	25
Deformación severa y superplasticidad.....	27
Transporte de energía térmica y transporte de masa.....	29
CAPÍTULO III: Desarrollo experimental.....	33
Dimensiones de los componentes.....	33
Obtención de probetas por soldadura de fricción rotatoria.....	33
Preparación metalográfica.....	35

Ensayo de microdureza .....	37
Caracterización microestructural en MEB. ....	37
Ensayo de tensión .....	38
Obtención de probetas para análisis de temperatura en interfase.....	38
CAPÍTULO IV: Resultados y análisis de resultados .....	41
Ensayo de dureza .....	41
Evaluación microestructural (MEB).....	62
Ensayo de tensión .....	81
Curvas de calentamiento .....	89
Fractografía .....	104
CAPÍTULO V: Conclusiones .....	111

## **Agradecimientos:**

Hay muchas personas con las cuales estoy y estaré agradecido toda la vida, por el momento, me limitaré a mencionar las que me acompañaron en esta etapa llamada “UNAM”.

En primer lugar, a quienes fueron responsables de que este trabajo tomara forma: mi asesor de tesis Dr. Osvaldo Flores, el equipo de trabajo del Instituto de Ciencias Físicas en Cuernavaca (UAEM) y la profesora M en C. Itzel Reyes.

A quienes me hicieron amar la Química y la metalurgia: profesora Juana Silvia (Preparatoria 3), Dra. Kira Padilla, M. en C. Gabriela Flores, profesora Claudia Flores y el profesor Guillermo Salas.

A quienes apoyaron económicamente: programa de becas alimenticias, beca de titulación y al equipo del “Salón Los Arcos”.

A quienes me apoyaron y criaron de la mejor manera posible desde que llegué a este mundo: mi abuela, mi papá, mi mamá y tíos. Especialmente a mi tía Reme y mi tío Tona, en la etapa final fueron quienes más me impulsaron, junto con mi hermano, quien es mi inspiración cuando ya no queda ninguna motivación.

A quienes hicieron este camino de la forma más épica posible: team mejores amigas (Melany y Jas), team prepa 3 (Diego, Chávez, Andrés, Gabo, Reinhard, Amé, Kathy), team Zumpi (Chino, Mich, Quechol, Luna, Christopher), team área 1 (Dani, Odín, Aldo, Jess Peque), team Leviatán (Fer, Pollo, Santi y Pechan), team primeros semestres (Maggie, Jess, Kat, Emma, Iván, Yayo, Echanove), team ciegos (Fercho, Sesandary, Luis) y por último pero no menos importante, team fierros (Yarim, Lazo, Kique, Pabalo, Joaquín, Alan, Colegio, Karen, Any).

A quienes siempre me quisieron tal como soy, quienes me apoyaron incondicionalmente, quienes nunca se apartaron por más sombrío que fuera el escenario: mi abuelito Apolonio, Ari y Mika, aunque por distintos motivos ya no son parte de mi día a día, les estoy infinitamente agradecido por tanto cariño, cada día procuro ser mejor para que se sigan sintiéndose orgullosos de mí, estén donde estén.

Y finalmente a la UNAM, quien no solo me dio una excelente educación, me dio una familia, las mejores experiencias de la vida y, a pesar de que saldré de ella como estudiante, esta siempre permanecerá en mi corazón. Fue un honor pertenecer a ti. ¡Millones de gracias!

## **CAPITULO I: Objetivos, hipótesis y justificación.**

### **Objetivo general**

Determinar las condiciones óptimas (RPM y temperatura de interfase) en la unión de un Acero 1018 por el método de soldadura por fricción, con base en parámetros microestructurales, mecánicos y térmicos.

### **Objetivos específicos**

- ❖ Caracterizar la microestructura de la soldadura por medio de un microscopio electrónico de barrido (MEB/SEM).
- ❖ Medir la resistencia a la penetración de las zonas dentro de la soldadura realizando un perfil de durezas, usando la escala de micro dureza Vickers (HV).
- ❖ Determinar la temperatura de la interfase durante la fase de fricción y una temperatura ideal para ejercer la fase de forja.
- ❖ Determinar la resistencia a la tensión de la soldadura en las probetas fabricadas, realizando un ensayo de tensión y obteniendo curvas esfuerzo – deformación.

### **Hipótesis**

Las revoluciones por minuto impuestas como condiciones de operación, durante el proceso de soldadura, generan un ascenso de la temperatura en la interfase. Ambas condiciones inducen cambios microestructurales y, consecuentemente, cambios en las propiedades mecánicas de la unión en barras redondas de acero AISI 1018.

Con la evaluación de parámetros microestructurales, mecánicos y térmicos se determinan las de condiciones óptimas en la operación, que deben dar como resultado, la generación de una soldadura que cumpla con las propiedades mecánicas que se requiera en la pieza.

## **Justificación**

Los procesos tradicionales de soldadura (oxiacetileno, aluminotérmica, arco eléctrico, MIG y TIG) presentan ciertas desventajas, pues son capaces de generar problemas en el material, como lo son: la generación de esfuerzos residuales, cambio en las propiedades químicas, mecánicas y metalúrgicas, una baja confiabilidad en el punto soldado, desperdicio de metal, defectos como “salpicaduras” en el material y pobre acabado del material.

En cuanto al aspecto económico, la mayoría de estos procesos requieren instalaciones adecuadas o de alta tecnología (láser, haz de electrones), por lo tanto, hay un gasto operacional asociado.

Es importante hacer énfasis en los riesgos a la salud que pueden generar los procesos tradicionales de soldadura, casi todos estos procesos generan gases, calor superior a la temperatura corporal humana (arriba de 100 °C), ruido, luz visible intensa, radiaciones ultravioletas y radiaciones infrarrojas. Estas condiciones de trabajo pueden generar un daño a la salud de los operadores a corto o largo plazo, ocasionando problemas respiratorios y gastrointestinales, lesiones musculoesqueléticas, visuales y auditivas, así como quemaduras y deshidratación.

La soldadura por fricción ofrece la disminución o desaparición de los problemas que se tienen con la soldadura tradicional. Entre algunas de las mejoras que ofrece este proceso se encuentran: una mínima atención en la limpieza de la superficie a unir, a largo plazo no es dañino ni peligroso para la integridad del operador, disminuye la presencia de defectos típicos de la soldadura por fusión, usa metales con propiedades diferentes o altos puntos de fusión y el proceso es de bajo costo.

La cantidad de información sobre la soldadura por fricción en aceros es escasa si se compara con la cantidad de información del mismo proceso en aleaciones base Aluminio. Si se observan las características que poseen los aceros junto con los beneficios que ofrece la soldadura por fricción, es necesario tener una mayor cantidad de estudios sobre la soldadura por fricción en aceros, ya que puede facilitarse el proceso en este tipo de aleación.

Debido a la compatibilidad del proceso con las propiedades del acero y al vasto repertorio de piezas que se fabrican y que se pueden fabricar, se decide realizar un estudio más profundo, a través del análisis microestructural y mecánico, con el fin de encontrar condiciones óptimas en las RPM y temperatura de interfase para la unión de componentes por esta variante de la soldadura y comparar sus beneficios con otros métodos más tradicionales de soldadura.

## **CAPÍTULO II: Marco teórico**

### **Procesos de manufactura**

Los procesos de manufactura permiten modificar las materias primas con el objetivo de obtener un material con una utilidad específica; puede ser desde una prenda para mantenernos calientes hasta los dispositivos que controlan la dirección de un jet. Para obtener cada uno de estos productos, las materias primas deben ser sometidas a un proceso de manufactura, muchas veces de tipo avanzado.

La manufactura permite crear productos ingenieriles usando materiales con diferentes propiedades (físicas, químicas y mecánicas) y una gran variedad de geometrías. El proceso de manufactura seleccionado se rige por la complejidad de la geometría, las propiedades de la o las materias primas, el número de piezas a producir y la rentabilidad económica. En la metalurgia, y generalmente en materiales, existen cuatro tipos de procesos de manufactura: la fundición, el conformado, el maquinado y la unión<sup>1</sup>.

### **Unión**

La fabricación de productos ingenieriles muchas veces requiere la unión de diferentes componentes o partes. Los procesos de unión se pueden clasificar en tres métodos: unión química, unión adhesiva y soldadura. Cada método de unión ofrece diferentes características respecto a la capacidad de carga, confiabilidad, compatibilidad entre el mismo material o diferentes, uso en diferentes ambientes y el costo de producción.

Para la aplicación de un método de unión, se deben considerar los siguientes aspectos<sup>2</sup>:

- El uso de la unión: temporal o permanente.
- Compatibilidad del material o de los materiales al ser unidos.
- Propiedades físicas, químicas y mecánicas de los materiales a unir.
- Prestaciones del material en condiciones de un medio ambiente especial: temperatura, humedad, presión, altura, corrosión.

- Naturaleza y tipo de esfuerzo respecto a la carga mecánica: compresión, tensión, cortante.
- Preparación superficial de los componentes a unir.
- Mantenimiento o reparaciones que puede requerir la unión.
- Rentabilidad del proceso de unión.

## **Soldadura**

### **Breve historia de la soldadura**

Históricamente, la soldadura surgió junto con la edad de Bronce y de Hierro en las zonas geográficas de Europa y Oriente Medio. Se tienen registros del uso de soldadura desde hace 5000 años, incluso este método de unión se menciona en la Biblia (Isaías 41:7). Las primeras representaciones o métodos de producción de la soldadura vinieron con la unión por medio de la forja, las uniones que conectaban los acueductos en la antigua Roma usaban una aleación de Pb-Sn<sup>3</sup>, posteriormente, el uso de la fragua en la Edad Media permitió un avance en la fabricación de productos unidos por soldadura.

Con la invención del arco eléctrico en el Siglo XIX, la soldadura vivió un gran proceso de evolución que continuó perfeccionándose durante la primer y segunda guerra mundial, donde la industria militar requería muchos productos con este método de producción para la unión de componentes, como en barcos, trenes, aviones y tanques.

A mediados del Siglo XX, la soldadura diversificó sus métodos de producción, variando las fuentes de energía para realizar el proceso de fusión, los materiales de relleno para producir la unión (material de aporte), el tipo de materiales que se podían unir y la complejidad de la geometría de los componentes<sup>4</sup>.

### **Definición y clasificaciones de la soldadura**

La soldadura es esencial para los procesos de manufactura y es el proceso de unión más usado. Su uso primario es en metales y aleaciones, produce componentes

manufacturados para la industria eléctrica, petroquímica, de fertilizantes, automotriz, aeroespacial, de alimentos, estructural y más.

El proceso consiste en la unión de dos o más componentes de forma permanente, esto se logra mediante el contacto entre las superficies a unir y la aplicación de calor y/o presión simultánea<sup>5</sup>. La soldadura se divide en dos grandes clasificaciones: soldadura en estado sólido (por presión) y soldadura por fusión.

El proceso de soldadura en estado sólido o soldadura por presión, consiste en el contacto de dos áreas de los componentes que se desean unir, se unen debido a la aplicación de presión o una combinación de calor y presión. Las áreas en contacto, en caso de utilizar calor para la unión, la temperatura de las superficies a unir pueden o no puede elevarse hasta la temperatura de fusión del metal o aleación base. Es importante recalcar que no se usa ningún material de relleno.

En el proceso de soldadura por fusión, el metal base se somete a la aplicación de calor, las áreas que se van a unir llegan hasta un estado parcial de fusión y se unen sin necesidad de aplicar presión. Dependiendo del proceso de soldadura por fusión, se suele usar un material de relleno para facilitar la unión entre los componentes a unir, este material suele tener un punto de fusión más bajo que el punto de fusión del metal o los metales a unir (metal base). Este material de relleno, o también conocido como “material de aporte”, llega a un estado de fusión, humedece las superficies del metal o aleación base y crea un efecto de capilaridad, reteniéndose entre las superficies de los componentes a unir para crear zonas de recristalización en la unión mientras el material de relleno se solidifica<sup>6</sup>.

En la Figura 2.1 se muestra la clasificación de los métodos de unión de metales y aleaciones por soldadura.

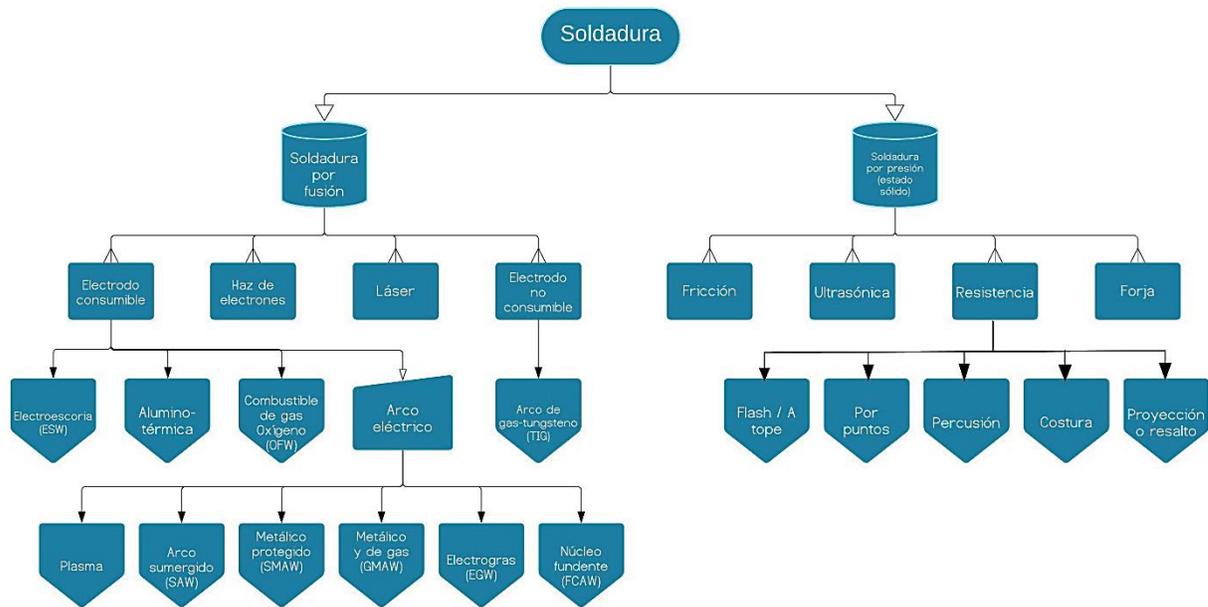


Figura 2.1 Clasificación de los métodos de soldadura<sup>6,7</sup>.

### Desventajas generales de la soldadura

El calentamiento y enfriamiento en el proceso de soldadura (especialmente los de soldadura por fusión) que experimenta el metal base marca diferencia en ciertos aspectos respecto a otras técnicas de manufactura<sup>1</sup>:

- Se generan esfuerzos residuales en los componentes que afectan la resistencia ante tensión y fatiga.
- Se genera una fusión parcial en componentes de simple geometría.
- Durante el proceso, la temperatura del metal base varía en función al tiempo afectando la recristalización granular.
- Las propiedades químicas, mecánicas y metalúrgicas de la soldadura generalmente son anisotrópicas.
- La confiabilidad en el punto soldado es pobre.
- Existe un desperdicio de material.
- La exactitud, precisión y acabado dimensional no son los ideales.
- Para juntas críticas, las soldaduras necesitan un post tratamiento, ya sea térmico o de mecanizado.

- En aceros, son más severos los problemas de fragilización en condiciones de baja temperatura.

## **Soldadura por fricción**

### **Definición de la soldadura por fricción**

La soldadura por fricción está dentro de la clasificación de soldadura en estado sólido o por presión y utiliza una combinación entre calor y presión. Este tipo de procedimiento genera la unión con un principio físico de coalescencia, que se produce por el frotamiento entre las superficies de los componentes con ayuda de un movimiento mecánico, esto genera una interfase entre las superficies que gradualmente elevan su temperatura y no requiere de otra fuente de calor. Es decir, aprovecha la fricción entre los componentes que se desean unir para generar calor.

Posteriormente, la interfase entre los dos componentes eleva su temperatura lo suficiente para generar una fusión parcial del material base, cuando esto sucede se detiene rápidamente el frotamiento mecánico y finalmente se unen por medio de la presión axial entre ambos componentes<sup>5</sup>.

### **Generalidades de la soldadura por fricción**

Este tipo de variante de soldadura en estado sólido, ofrece un proceso alternativo para los procesos de unión en piezas ingenieriles y con aplicaciones eléctricas, también es capaz de emplearse en la unión entre materiales ferrosos o no ferrosos, incluso con diferentes propiedades térmicas y mecánicas.

Probablemente la unión de materiales con características tan diferentes, sin detrimento en las propiedades mecánicas de la unión, es la mejor prestación de este proceso y esto se debe a la temperatura de fusión parcial de los materiales bases y al corto tiempo de soldado, ya que es un proceso de soldadura muy corto.

La soldadura por fricción tiene diferentes tipos de accionamiento durante el proceso, que se puede generalizar en dos procesos: accionamiento directo o continuo y accionamiento por inercia<sup>3</sup>.

El accionamiento continuo usa una velocidad de rotación constante y el uso de una fuerza axial, esta se aplica en dos niveles de carga. El accionamiento por inercia usa un volante donde se programa la velocidad deseada y la soldadura termina cuando el volante se detiene, ver Figura 2.2.

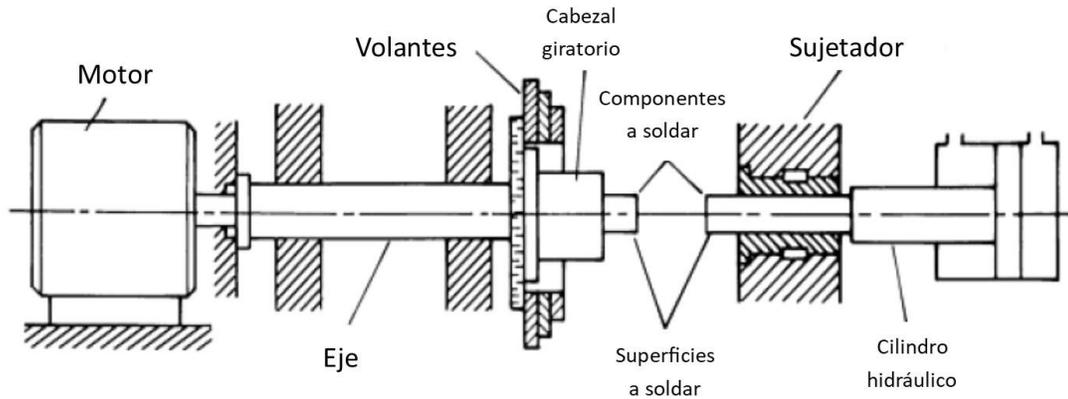


Figura 2.2 Esquema de máquina de accionamiento por inercia.

La gran diferencia es que en el accionamiento continuo se usa un embrague (*clutch*) y un freno para interrumpir la rotación del componente, mientras que en el accionamiento por inercia esto depende del volante rotatorio, ambas usan un eje axial, un cilindro hidráulico y un motor, ver Figura 2.3.

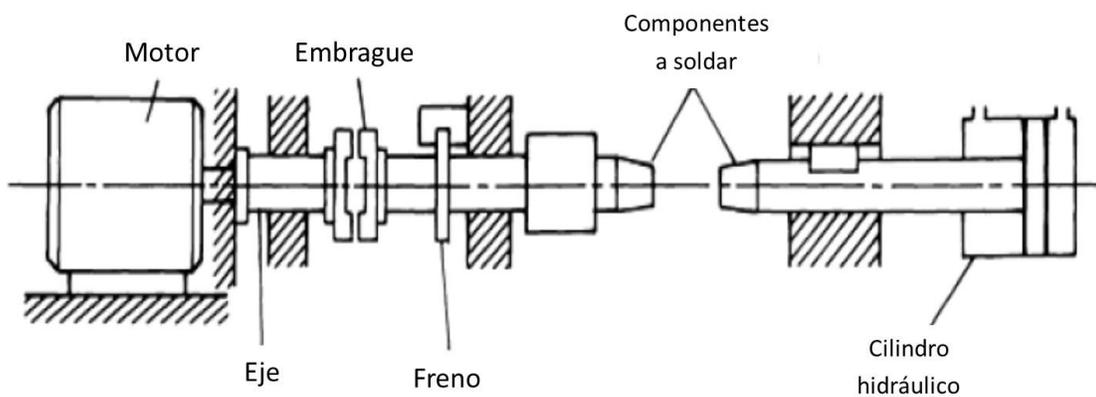


Figura 2.3 Esquema de máquina de accionamiento continuo.

## Variantes en la soldadura por fricción

Además del tipo de accionamiento, la soldadura por fricción también presenta variantes en función de cómo sea inducido el movimiento mecánico para generar la fricción o para generar la unión<sup>8,9</sup>.

Soldadura por fricción lineal: Se logra debido al movimiento lineal oscilatorio a través de la interfase de los componentes en distancias cortas. Este método se usa satisfactoriamente en la industria aeroespacial en componentes como cuchillas de turbinas de gas.

- a) Soldadura giratoria: Generalmente se usa en materiales termoplásticos donde, en las cercanías de la interfase, el material se ablanda y se dirige hacia afuera como resultado del giro y la presión. Una vez generada una capa homogénea del material ablandado en la interfase, se procede a aplicar una presión para unir los componentes.
- b) Soldadura por agitación: este proceso generalmente es empleado en la unión de placas o láminas. Las características y el modo de uso de la herramienta necesaria en este proceso es fundamental ya que no se debe consumir ni ablandar durante el proceso. La herramienta se encarga de presionar sobre la interfase de los componentes a soldar. Esta herramienta ablanda ambas superficies de los componentes alrededor de la interfase para inducir la unión. Sus condiciones son ideales para trabajar con aleaciones base Al.
- c) Soldadura por fricción inerte: La energía requerida para la soldadura se obtiene de la energía cinética almacenada en el volante o la máquina que se use para soldar. Uno de los componentes se sostiene estacionario mientras el otro se adjunta al volante rotatorio, la energía cinética del componente en el volante se convierte en calor por fricción cuando los componentes se ponen en contacto.
- d) Soldadura por fricción de pernos: En este proceso la alta velocidad del perno giratorio es presionada contra un sustrato estacionario y así el calor, debido a la fricción, ablanda la zona de contacto y genera la unión. Los componentes generados por este proceso se adecuan para aplicaciones no

convencionales, como soldaduras bajo agua, aunque tiene un alto costo y una limitación en su aplicabilidad.

- e) Superficie de fricción: Se usa un material de revestimiento en la interfase de los componentes a unir. El calor generado por fricción vuelve el material de revestimiento en una capa plástica que une los componentes cuando la soldadura se enfría. Las propiedades mecánicas pueden variar en comparación a las del metal base.
- f) Soldadura por fricción rotatoria: Consiste en la rotación de un componente al mismo tiempo que es presionado contra un componente estático para generar la unión. Es efectivo para la soldadura entre aceros o entre materiales diferentes.

## **Soldadura por fricción rotatoria**

### **Breve historia y definición de la soldadura por fricción rotatoria**

En el Siglo XX es cuando se inventa esta vertiente de la soldadura pero no es hasta los años 70's cuando se comienza a implementar formalmente en Europa y Estados Unidos, a pesar de que ya existía una patente en Estados Unidos (1891) y ya existían aplicaciones industriales en la desintegrada Unión Soviética (1957)<sup>10</sup>.

Básicamente, convierte directamente la energía mecánica del componente rotatorio en energía térmica para formar la unión sin otra fuente de calor, como se menciona anteriormente, este tipo de soldadura por fricción es muy adecuada para trabajar con aceros, especialmente para aceros al carbón<sup>8</sup>. Es el tipo de soldadura por fricción más usado debido a la sencillez de su proceso.

### **Fases de la soldadura por fricción rotatoria**

El proceso de soldadura por fricción rotativa se da en tres fases<sup>3,10</sup>:

- I. Fase de fricción inicial: El torno comienza a girar uno de los componentes y tiene un contacto ligero con el componente estático, ejerciendo una presión muy baja, eliminando posibles defectos o contaminación en las superficies de la pieza. El tiempo de contacto es menor a 3 segundos.

- II. Fase de fricción: Esta es la etapa que presenta una mayor cantidad de tiempo (aproximadamente 15 segundos en aceros), las superficies de ambos componentes están en total contacto, la rotación y fricción permanecen constantes y se aumenta la presión ejercida considerablemente respecto a la etapa anterior. Es en esta etapa cuando se genera la interfase entre los componentes y se eleva la temperatura.
- III. Fase de forja: Aquí termina el movimiento del componente rotatorio que se frena rápidamente, el tiempo de frenado es esencial en el proceso pues debe de ser lo más corto posible. Una vez que se llega a la temperatura de fusión parcial de las superficies, se aplica una presión al doble o triple de la presión ejercida en la etapa de fricción y comienza la difusión atómica en la interfase. El tiempo de duración de esta etapa es el menor y da término a la soldadura de la pieza. En la Figura 2.4 se muestran las etapas del proceso de unión por soldadura por fricción rotativa y en la Figura 2.5 se indica la evolución de la carga en las tres etapas de la unión por soldadura por fricción rotativa.

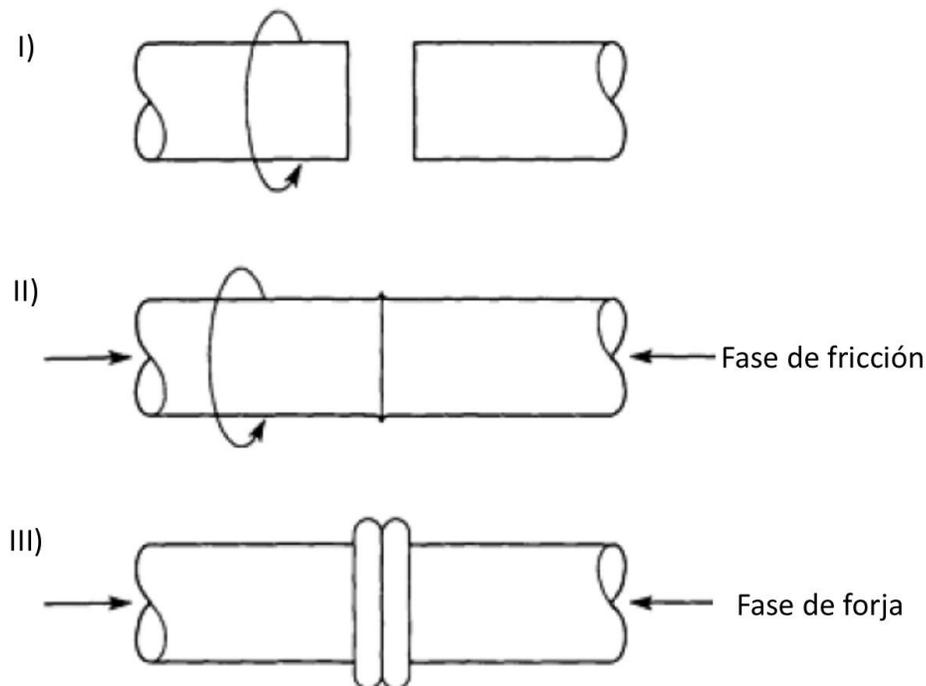


Figura 2.4 Fases del proceso de soldadura por fricción rotativa<sup>3</sup>.

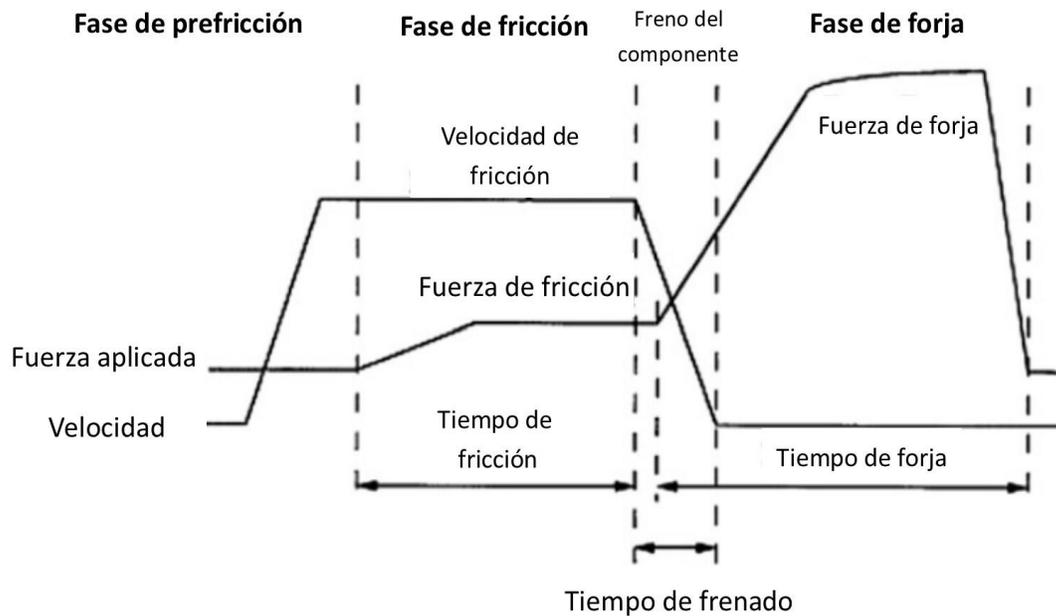


Figura 2.5 Esquema tiempo – carga en el proceso de soldadura por fricción rotativa<sup>8</sup>.

### Parámetros, ventajas y desventajas de la soldadura por fricción rotatoria

Existen 5 parámetros que son esenciales para obtener un producto de buena calidad con el método de soldadura por fricción rotativa<sup>9</sup>:

- Propiedades del material o materiales a unir.
- Estado de las superficies de contacto de los componentes (defectos o contaminación).
- Velocidad de rotación (rpm).
- Presión aplicada en etapas de fricción y forja.
- Temperatura de interfase.

Como se menciona anteriormente, la soldadura tiene ciertas desventajas en las propiedades que pueden obtener al final del proceso. Con la soldadura por fricción rotatoria, si bien no elimina todas las desventajas que se llega a tener en muchos métodos de soldadura, logra disminuir ciertos defectos en la obtención final de la pieza unida (desperdicio de material, fragilización, esfuerzos residuales, propiedades anisotrópicas).

A continuación se mencionan algunas ventajas y desventajas de este método de soldadura, respectivamente<sup>3</sup>:

- ✓ No necesita una atención tan estricta en la limpieza de la superficie.
  - ✓ Puede juntar materiales con propiedades mecánicas, químicas y metalúrgicas muy diferentes.
  - ✓ Ideal para unir materiales con alto punto de fusión.
  - ✓ No es dañino para la salud o pone en riesgo la integridad del operador.
  - ✓ Se reducen los defectos típicos de la soldadura (salpicaduras, desniveles en la junta, esfuerzos residuales).
  - ✓ Bajo costo del proceso (exceptuando el costo inicial).
- 
- ✗ El área de contacto debe de ser simétrica.
  - ✗ El componente debe tener una geometría apta para poder rotar.
  - ✗ Uso limitado para unir superficies planas y juntas a tope angulares.
  - ✗ Uno de los componentes debe ser apto para ser elásticamente deformable sobre las condiciones de soldadura dadas.
  - ✗ Alto costo inicial.

Después de conocer las desventajas de la soldadura por fricción rotativa, podemos observar que sus aplicaciones son limitadas, a pesar de esto, son bastantes las industrias que pueden usar piezas producidas por este método, como se mencionó anteriormente.

Entre algunas de las piezas finales que se pueden fabricar por este método, se encuentran: componentes de vehículos (engranes, válvulas de motor, componentes de la línea de transmisión, varillas de suspensión, amortiguadores), vástagos de pistones hidráulicos, rodillos guía, bujes, ejes y componentes similares, uniones Al-Cu para industria eléctrica, sistemas de impulso marinos, bombas de agua (domesticas o industriales), herramientas manuales, equipo deportivo<sup>11</sup>.

En general se sustituyen piezas fabricadas por colada o forja y se utilizan componentes, en su mayoría, con geometría cilíndrica (tubos, discos) y con uso menos común en barras y placas.

## Clasificación de aceros

Los aceros constituyen el uso más extenso de los materiales metalúrgicos, la principal razón es porque su manufactura en masa es de muy bajo costo y se obtienen especificaciones muy precisas en cuanto al material final. También tomando en cuenta el amplio rango de sus propiedades mecánicas, donde se somete a grandes esfuerzos sin llegar al punto de fractura (hasta 110 MPa)<sup>12</sup>.

La clasificación de los aceros es muy amplia y se toman en cuenta aspectos como:

- Composición química.
- Métodos de manufactura.
- Método de acabado.
- Forma o geometría del producto.
- Prevención de oxidación.
- Microestructura.
- Tratamiento térmico.
- Propiedades mecánicas (Esfuerzo de cedencia, módulo de elasticidad, UTS, etc.).
- Calidad del producto.

La clasificación de aceros más utilizada es la desarrollada por la *American Iron and Steel Institute* (AISI) y la *Society of Automotive Engineers* (SAE). Esta consiste en una clasificación dada por cuatro dígitos basándose en la composición química del acero. Los primeros dos dígitos especifican el/o los elementos aleantes principales, en caso de no tener un elemento aleante presente, únicamente se escribe un "10". Los últimos dos dígitos especifican el contenido de C nominal presente en el acero en centésimas de por ciento<sup>13</sup>.

Una generalidad en la clasificación de aceros respecto a su composición química se obtiene al dividirlos por su contenido de C (bajo Carbono, medio Carbono o alto Carbono) en peso. Esta clasificación es muy general pero útil para poder conocer un acero:

- **Bajo Carbono:** se considera un contenido de C entre 0.08% hasta 0.25%, son los aceros más blandos y dúctiles, fácilmente deformables. Se pueden endurecer superficialmente aplicando un tratamiento de carburización y son los aceros que mejor se prestan para aplicar un proceso de soldadura.
- **Medio Carbono:** contienen de 0.25% a 0.60% de C, son tratados térmicamente para mejorar sus propiedades mecánicas. Son más resistentes a esfuerzos que los aceros de bajo C pero menos dúctiles, por lo que se emplean en componentes que requieren una alta resistencia mecánica y al desgaste, requieren un mayor cuidado al soldarse (precalentamiento o postcalentamiento).
- **Alto Carbono:** su contenido de C se encuentra en un rango de 0.60% a 1.4%, son los aceros más resistentes ante esfuerzos, pero son los menos dúctiles y tienden a fragilizarse. A este tipo de aceros se añaden elementos aleantes para incrementar su dureza y generalmente se usan como aceros de herramienta debido a la su capacidad de formación de carburos. Son aceros difíciles de soldar ya que tienen una alta susceptibilidad a agrietarse<sup>14</sup>.

En la Figura 2.6 se muestra el efecto del contenido de carbono en la soldabilidad de los aceros.

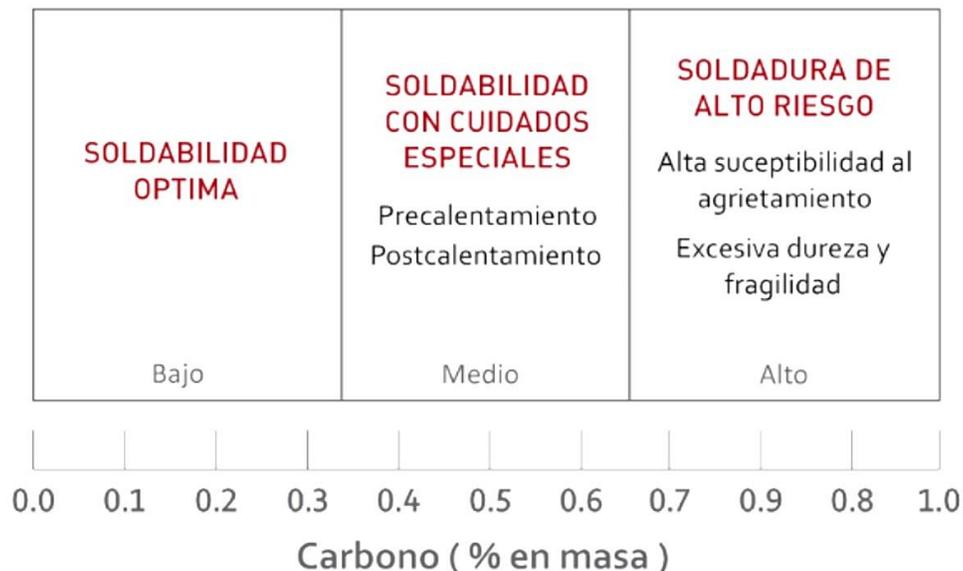


Figura 2.6 Efecto del contenido de C en la soldabilidad de los aceros<sup>14</sup>.

Un análisis más detallado de las características de soldabilidad se muestra en el diagrama de Graville, mostrado en la Figura 2.7<sup>15,16</sup>.

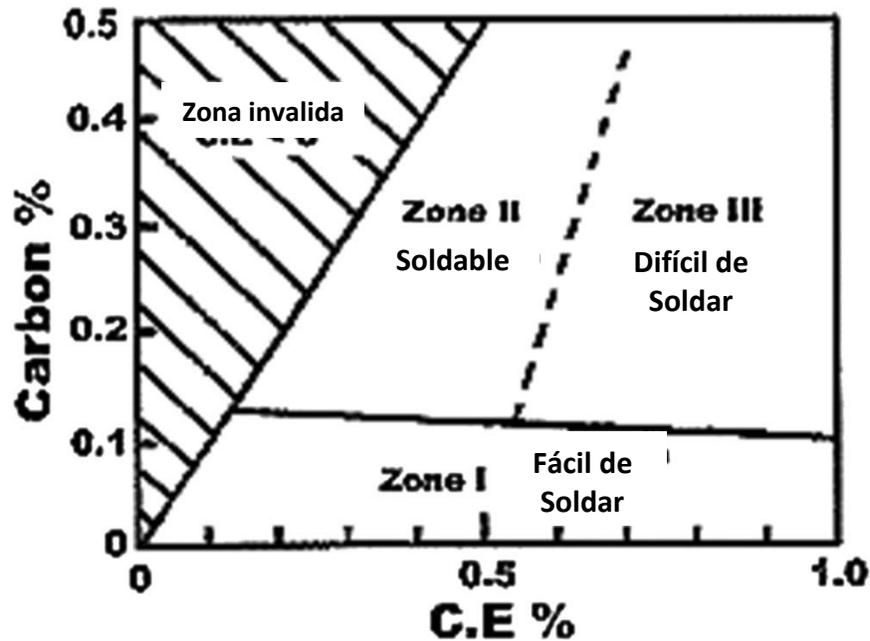


Figura 2.7 Diagrama de Graville, mostrando las tres regiones de soldabilidad en los aceros.

### Propiedades generales del acero AISI - SAE 1018

El acero clasificación AISI – SAE 1018 es denominado como un acero de bajo/medio Carbono, se utiliza generalmente en piezas como pines, cuñas, remaches, rodillos, piñones, pasadores, tornillos y aplicaciones que requieran una laminación. Entre las prestaciones del material se encuentran<sup>17</sup>:

- Una mejor maquinabilidad en comparación con otros aceros con grados menores de C.
- Presenta condiciones de calibrado (acabado en frío).
- Alta tenacidad.
- Menor resistencia mecánica en comparación de aceros con mayor grado de C.

- Adecuado para fabricar componentes de maquinaria.
- Se utiliza para procesos de remachado y extrusión.
- Facilidad para soldarlo.

Las propiedades mecánicas del material son las siguientes<sup>17</sup>:

- Dureza Brinell y Rockwell = 126 HB, 71 HRb, 30 – 40 HRC.
- Esfuerzo de fluencia = 370 MPa.
- Esfuerzo máximo = 441 MPa.
- Elongación máxima = 15% (en 50 mm).
- Reducción de área = 40%.
- Módulo de Young = 205 GPa.
- Maquinabilidad = 76% (AISI 1212 = 100%).

Los elementos aleantes que posee este acero se presentan a continuación en la Tabla 2.1<sup>12</sup>.

Tabla 2.1 Composición química del acero AISI - SAE 1018.

<i>Número AISI-SAE</i>	<i>%C</i>	<i>%Mn</i>	<i>%P máx.</i>	<i>%S máx.</i>
<i>1018</i>	0.14 – 0.20	0.60 – 0.90	0.040	0.050

### **Soldadura por fricción rotatoria en aceros**

Anteriormente ya se ha hablado de las prestaciones que ofrece el método de soldadura por fricción rotatoria, debido a estas y a la ausencia de estas características en otros métodos de soldadura, es un proceso ideal para la unión de aceros o aleaciones ferrosas entre sí mismas o con un material disímil.

La soldadura por fricción inicialmente fue hecha para metales relativamente suaves (dúctiles), como el Pb, Zn, Mg, y aleaciones base Al. Con el paso del tiempo se ha demostrado la factibilidad para poder trabajar con aceros, desde bajo C aleado con Cr hasta alto contenido de C<sup>18</sup>.

En estudios previos<sup>19-21</sup> se ha concluido que, en aceros, la resistencia a la tensión de la unión incrementa gradualmente conforme incrementa el valor de los siguientes parámetros: velocidad de rotación, presión de la forja y contenido de C. Estos dos últimos parámetros son quien mayor influencia tiene sobre la dureza en la obtención de la soldadura final.

En aceros al bajo C (0.2% a 0.6% C en peso) no tienen un cambio significativo en la dureza, si se busca incrementar el valor de la dureza en la unión, requiere un aumento en la presión aplicada al momento de la forja.

Se ha demostrado que, en aceros, la calidad de la soldadura se ve influenciada por parámetros como la resistencia de la unión y la dureza de la zona afectada por el calor (HAZ, por las siglas en inglés de *heat affected zone*)<sup>22</sup>.

En la unión de materiales disímiles con soldadura por fricción rotatoria, se pueden tener complicaciones debido a la diferencia entre los puntos de fusión y la dureza de cada componente, además, se pueden tener presencia de compuestos intermetálicos que fragilicen el material u obtener bajos puntos de fusión eutécticos en la interfase (en uniones de Aceros – Al, la presencia de compuestos intermetalicos es un problema severo).

Otras características de unión en materiales disímiles, es que la resistencia de la unión puede ser la misma que se obtiene en métodos de soldadura por fusión (menor al 75% del material menos duro), también, es más común que al aparecer una fractura, esta aparezca en el componente con el metal base más suave, en el área de la interfase, en la zona HAZ o en los límites de grano de los compuestos intermetalicos<sup>7</sup>.

Para la unión de materiales similares con soldadura por fricción rotatoria, la resistencia de la unión suele ser la misma e incluso mayor que la del metal base. En aceros de alto C o materiales que presenten transformación de fase o crecimiento considerable del grano a altas temperaturas, el tiempo en la fase de fricción es indispensable para obtener una buena unión.

En caso de presentarse una falla en el material, usualmente aparece en la zona HAZ o alguna zona termo-mecánicamente tratada, dependiendo del material. Las fallas en materiales similares se presentan por una mala selección de parámetros de soldadura o una falta de generación de calor<sup>7,22</sup>.

### **Deformación severa y superplasticidad**

En los últimos años se han desarrollado materiales que obtengan una microestructura con granos con tamaño nanométrico y morfología ultra fina, por medio de otros métodos no convencionales de deformación mecánica. La deformación plástica severa (SDP) logra esta microestructura a través de procesos como molienda mecánica, presión en canal angular constante, torsión a alta presión, unión por laminación acumulada y extrusión – compresión<sup>23</sup>.

Se busca el refinamiento en los granos debido a que ofrece a las aleaciones o metales desempeños únicos respecto a sus características mecánicas, como la combinación de una alta resistencia junto con una alta ductilidad, mejora la resistencia a la fatiga y tenacidad de fractura. Se denomina como “materiales de grano ultra fino” (UFG ultra – *fine grain*) a aquellos materiales que presenten este tipo de morfología.

Las aleaciones o metales con deformación plástica severa presentan comportamiento superplástico, especialmente en temperaturas relativamente bajas y altas velocidades de deformación<sup>24</sup>.

Cada material tiene un cierto porcentaje de elongación durante el proceso de conformado, un material presenta la superplasticidad cuando logra una elongación mucho mayor al de su nivel convencional. En el caso de las aleaciones base Al, se puede alcanzar hasta diez veces mayor el nivel de elongación convencional.

En los llamados “procesos de conformado avanzados” se presenta el fenómeno de superplasticidad y entre ellos se incluyen el conformado electromagnético, hidroconformado, conformado por calentamiento, conformado por envejecimiento y el conformado superplástico.

Otros procesos como el conformado al vacío, termo-conformado, *deep drawing*, unión por difusión (DB) o conformado superplástico (SPF), también han reportado el fenómeno de superplasticidad para materiales laminados

Como se menciona anteriormente, durante la superplasticidad existe una deformación severa que afecta a la microestructura y las condiciones de deformación, tales como:

- Superplasticidad del grano.
- Transformación superplástica.
- Esfuerzos internos superplásticos.

Los requerimientos básicos para obtener un grano con superplasticidad son:

- ✓ Tamaño de grano fino (igual o menor al orden de  $10\ \mu\text{m}$ ).
- ✓ Alta temperatura de conformado (aproximadamente la mitad del punto de fusión del metal o aleación).
- ✓ Bajo rango de deformación (entre  $10^{-3}$  a  $10^{-4}\ \text{s}^{-1}$ ).

Además de los procesos mencionados anteriormente donde se llega a presentar el fenómeno de superplasticidad, también se encuentra en la soldadura por fricción. La superdeformación plástica aparece en la fase de fricción, en el momento en que el componente rotativo se pone en contacto con el componente estático y la fricción incrementa la temperatura de la interfase.

El material que se encuentra en la zona de la interfase logra una superplasticidad, debido a que se ha encontrado que el efecto termo mecánico que se produce en el proceso de soldadura por fricción permite la refinación del grano, logrando tamaños de grano del orden de  $0.5$  a  $0.8\ \mu\text{m}$ , un porcentaje de elongación alto y un rango de deformación del orden de  $10^{-2}\ \text{s}^{-1}$ , sin embargo, no se aprecia una microestructura típica de un proceso de superplasticidad<sup>25</sup>.

## **Transporte de energía térmica y transporte de masa**

Como se enfatiza anteriormente, la soldadura de materiales sólidos se puede obtener gracias al aporte de energía térmica, ya sea en forma de un material fundido de relleno o por el frotamiento y presión de la interfase entre dos componentes sólidos, este segundo caso de estudio se presenta en la soldadura por fricción.

Durante la solidificación del metal líquido, el movimiento rápido de los átomos en desorden comienzan a tener un arreglo definido en formas cristalinas, esto conforme el flujo de calor comience a disiparse del metal base. Durante el enfriamiento, el metal líquido pierde energía en forma de calor latente, esto causa un descenso en la temperatura y, sucesivamente, decrece el promedio de distancia inter atómica entre los átomos que están en movimiento y los que están desordenados.

Dependiendo del material, la cantidad de calor que se genera afecta las propiedades mecánicas, así como la microestructura de los materiales soldados en las cercanías de la interfase. Es por ello que el análisis térmico de la soldadura por fricción es muy importante, el estudio de la temperatura resultante que se produce alrededor de la interfase de la soldadura, ayuda a determinar los efectos que una alta temperatura tenga sobre la microestructura y la calidad de la soldadura. Así, se puede estimar una temperatura ideal para obtener la microestructura que cumpla con las prestaciones que se desean en la soldadura.

En la soldadura por fricción, el flujo de calor se da por conducción, la generación de calor es directamente proporcional a la fuerza friccional y a la velocidad rotatoria, tomando en cuenta también el coeficiente de fricción que posea el material a unir. El cálculo de la distribución de temperatura se determina y estudia dependiendo de las características particulares de cada caso. Para todas se toma en cuenta el flujo de calor, la temperatura inicial del material, las propiedades termofísicas del material (capacidad calorífica, densidad), la geometría, las dimensiones y el tiempo sometido a la etapa de fricción.

A partir de esto se pueden obtener perfiles de temperatura partiendo de la interfase, estimando las temperaturas y las distancias donde afecta el calor, así determinando el HAZ de la soldadura<sup>8</sup>.

Las transformaciones estado sólido en los procesos de soldadura se presentan en un estado de no equilibrio, en aceros difieren a las que se pueden presenciar durante la fundición, procesos termo mecánicos o tratamientos térmicos. Debido a la diferencia en los ciclos térmicos durante el proceso de la soldadura, no se pueden usar los diagramas convencionales CCT (*continuous cooling transformation*), ver Figura 2.8.

Algunos aspectos relevantes dentro del ciclo térmico y la segregación en la soldadura que deben ser considerados, ya que afectan la cinética de transformación en el enfriamiento<sup>3</sup>, son:

- Los picos de temperatura en el HAZ pueden llegar a ser mucho mayor que la temperatura  $AC_3$  (temperatura en la cual se completa la transformación de Ferrita en Austenita durante el calentamiento)<sup>26</sup>.
- El gradiente de temperatura en el HAZ es muy precipitada (es poco constante respecto al tiempo), esto complica el estudio de transformaciones in situ durante la soldadura.
- Durante la solidificación, aleantes e impurezas se tienden a segregar en zonas interdendríticas o intergranulares bajo condiciones de rápido enfriamiento.
- La recolección de oxígeno puede generar inclusiones de óxidos en la soldadura ya solidificada, subsecuentemente afectan en la cinética de las transformaciones en estado sólido.
- La solidificación de la soldadura puede enfatizar contracciones y condiciones anisotérmicas, esto provoca deformaciones y esfuerzos mecánicos internos en el material.

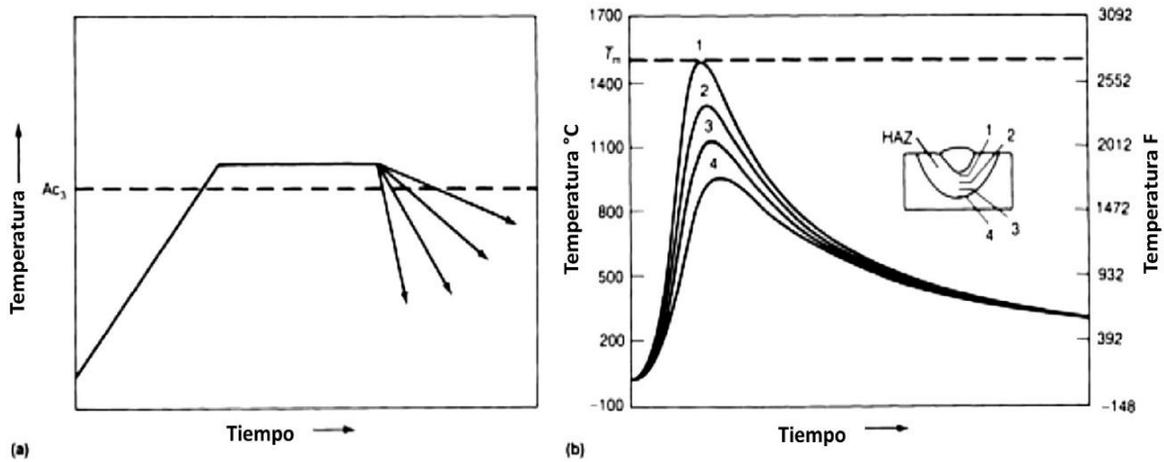


Figura 2.8 (a) Ciclo térmico usado para crear los diagramas convencionales CCT.  
 (b) Ciclos térmicos en soldadura.

Los altos picos de temperatura en el HAZ adyacentes a la zona de fusión parcial causan engrosamiento de los granos de Austenita y estos provocan un incremento de la templabilidad en esta región comparada con otras, ver Figura 2.9. Debido al pequeño volumen de las subzonas creadas dentro del HAZ, es difícil estudiar el comportamiento de las transformaciones en regiones individuales, es más convencional obtener la información sobre la microestructura y cambios de propiedades en el HAZ por una simulación de soldadura.

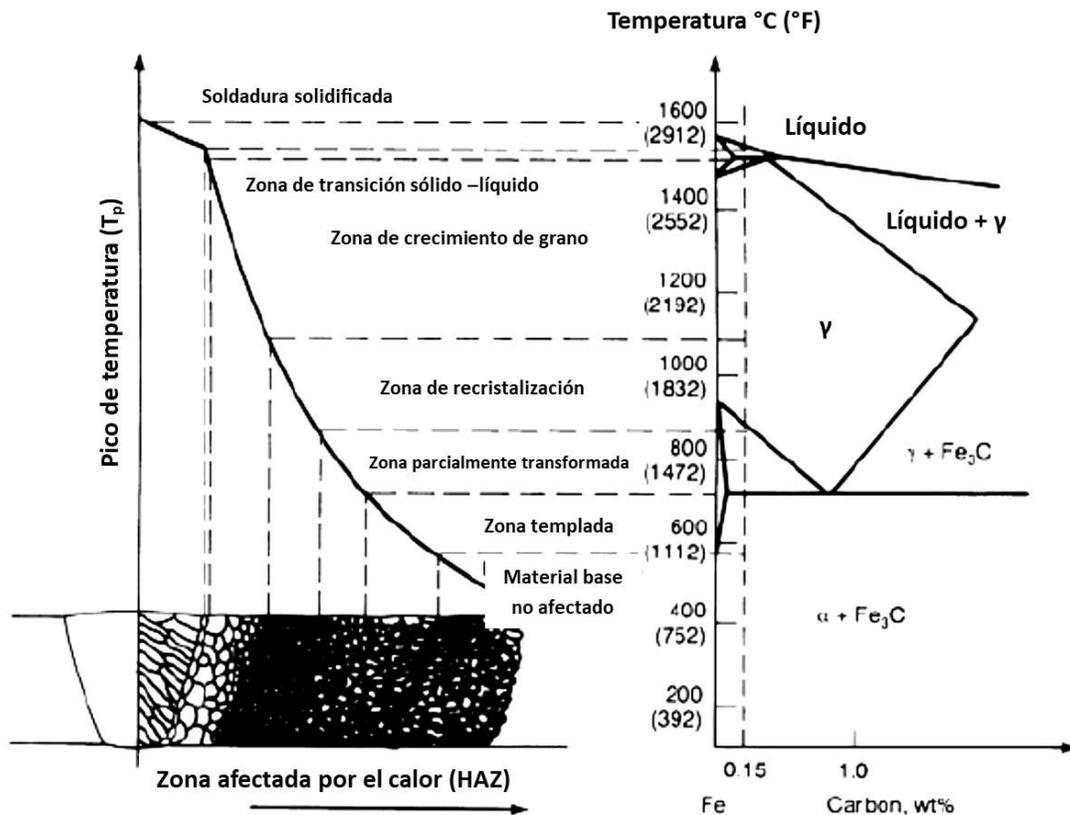


Figura 2.9 Vista esquemática de las subzonas que se pueden crear en la zona afectada por el calor (HAZ) para un acero con 0.15% C<sup>3</sup>.

Cabe mencionar que tanto la Figura 2.8 como la Figura 2.9, son diagramas representativos en procesos de soldadura en un solo paso (*single-pass weld*), que implican un material de aporte. Se toman estos ejemplos como fundamento para estimar la microestructura y el pico de temperatura que pueda presentarse en nuestros componentes unidos en soldadura por fricción. Por otro lado, también nos ayudan en la prevención de aspectos no favorables que puedan presentarse debido al ciclo térmico y la segregación en la soldadura.

### **CAPÍTULO III: Desarrollo experimental**

En este capítulo se describe el procedimiento experimental de esta tesis, incluyendo las condiciones de operación para la fabricación de las probetas, los ensayos que se realizaron en ellas, así como la preparación metalográfica y las condiciones para obtener la microestructura.

#### **Dimensiones de los componentes**

La geometría seleccionada para los componentes que se unieron por soldadura por fricción poseen una geometría cilíndrica, comercialmente conocidas como “barras redondas sólidas”. El acero seleccionado para este estudio fue el acero AISI/SAE 1018 principalmente y el acero AISI/SAE 1045. Todas las probetas empleadas son de diámetro constante de 9.5 mm (3/8”). El largo de las muestras es variable, aproximadamente 7 cm de largo en el componente fijo y aproximadamente 3.5 cm de largo el componente rotatorio. Esta restricción fue impuesta debido a que en pruebas preliminares se encontró que la longitud de 7 cm del componente rotatorio el torno generaba vibración excesiva por lo que la unión por soldadura por fricción no se obtenía de manera adecuada.

#### **Obtención de probetas por soldadura de fricción rotatoria**

Las uniones por soldadura por fricción se realizaron en un torno EMW modelo CS 6250B/1000, el accionamiento del torno es de tipo inercial. La variable de operación fue la velocidad rotatoria medida en revoluciones por minuto (RPM). Se cortaron y maquinaron las probetas en pares por cada valor de RPM. Se prepararon pares de probetas por triplicado, un par se utilizó para análisis metalográfico y los otros dos pares para los ensayos de tensión.

En la Tabla 3.1 se muestra el tipo de unión realizada de las probetas soldadas y la velocidad empleada. En la Figura 3.1 se muestran las uniones realizadas de acuerdo con la Tabla 3.1. Se elaboraron un par de probetas mixtas, es decir, con un componente fabricado de acero AISI/SAE 1018 y el segundo componente fabricado de acero AISI/SAE 1045.

Tabla 3.1 Numeración de probetas en función de las RPM y tipo de unión realizada.

<b>#Probeta</b>	<b>RPM</b>	<b>Acero</b>	<b>Uso</b>
1	630	1018	Metalografía/Dureza
2	800	1018	Metalografía/Dureza
3	800	1018-1045	Metalografía/Dureza
4	1000	1018	Metalografía/Dureza
5	1250	1018	Metalografía/Dureza
6	630	1018	Tensión
7	800	1018	Tensión
8	800	1018-1045	Tensión
9	1000	1018	Tensión
10	1250	1018	Tensión



Figura 3.1 Estado de soldaduras posterior a su fabricación.

### **Preparación metalográfica**

Se realizaron los cortes necesarios a las probetas soldadas con ayuda de una segueta para obtener la sección transversal de la unión por soldadura por fricción, pausando por momentos el corte para evitar un calentamiento que provoque alguna transformación de fase. A partir de la interfase generada por el proceso de soldadura se midió 1 cm a cada lado y se realizaron los cortes finales para disminuir la longitud de las probetas. Posteriormente se hizo un corte transversal para dejar expuesta la zona interna de la soldadura.

Los cortes longitudinales se realizaron con el fin de facilitar los análisis de dureza y microestructural, ya que con la longitud original era muy difícil montar las probetas en los porta muestras del microscopio y del durómetro. El corte longitudinal da prioridad al análisis en las zonas internas afectadas por el flujo de calor, exponiendo

la microestructura interna y generando una superficie plana, adecuada para el ensayo de dureza.

El desbaste se realizó con lijas de SiC, empleando secuencialmente lijas del número 80, 120, 240, 360, 600 y 1000, girando las piezas 90° entre el paso de cada lija y con un flujo de agua continuo.

Después del desbaste, se pulieron las piezas con ayuda de un paño grueso y generando una pasta preparada con  $\text{Al}_2\text{O}_3$  de 1 micra como agente abrasivo y agua. El pulido final a espejo se realizó con un paño de pelo corto con  $\text{Al}_2\text{O}_3$  de 0.3 micras como agente abrasivo y agua. Finalmente se realizó una limpieza ultrasónica con las piezas sumergidas en Etanol absoluto, la duración de la limpieza fue de 10 minutos por cada pieza.

Una vez pulidas, limpias y secas las piezas, ver Figura 3.2, se realizó el ataque químico usando Nital 3 como reactivo de ataque. Las superficies planas internas se sumergieron durante 8 segundos, cabe mencionar que las piezas deben estar ligeramente sobreatacadas para tener una mejor visión de su microestructura en el MEB. Finalmente las piezas se secaron con aire caliente a presión y se conservaron en una cámara al vacío para evitar su oxidación.

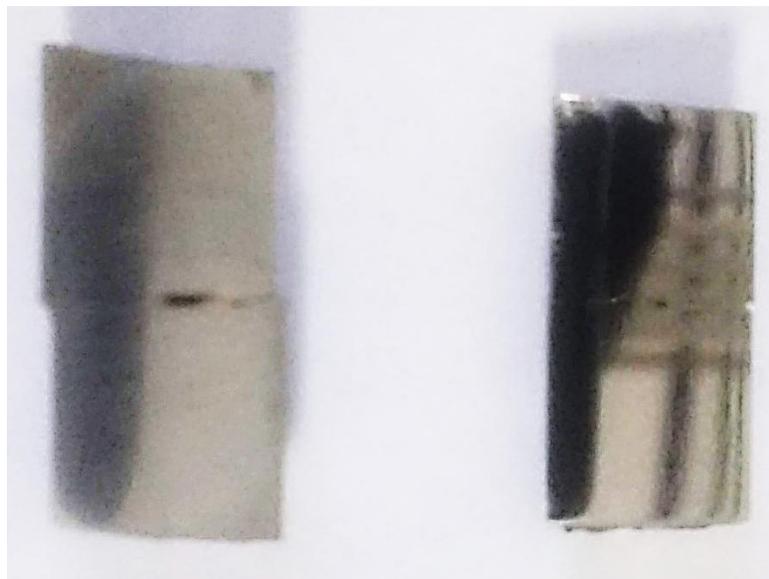


Figura 3.2 Sección transversal de las piezas soldadas por fricción después de los cortes longitudinales y transversales. Pieza desbastada (izquierda) y pieza pulida a espejo (derecha).

## **Ensayo de microdureza**

Antes de realizar este ensayo, se realizó una curva de calibración (Carga vs Dureza) para determinar la carga ideal para este tipo de material. La curva de calibración se realizó con tres indentaciones por cada carga, el valor promedio se calcula de estas tres indentaciones, el tiempo de prueba es de 25 segundos, dejando un espacio mínimo de 2 veces el tamaño de la indentación. La probeta 1 fue la empleada para obtener esta curva de calibración y se realizó en un área donde la microestructura original estuviera presente, es decir, donde no hubo cambios microestructurales asociados al flujo de calor establecido por el proceso de soldadura por fricción.

Una vez obtenida la curva de calibración, se realizaron los perfiles de durezas en un durómetro con auto estabilizador, usando escala Vickers (HV) en condiciones de carga de 0.3 kgf durante un tiempo de 25 segundos.

En cada probeta se realizaron 13 indentaciones, dejando un espacio entre cada marca de aproximadamente el doble de la marca anterior, teniendo una dirección en diagonal respecto a la interfase de la soldadura. Solo se realizó un perfil de durezas en cada probeta ya que se considera que ambos lados son homogéneos en el caso de la unión del acero AISI/SAE 1018, excepto en la soldadura de unión mixta 1018-1045, en esta probeta se realizaron los perfiles en cada lado debido a que se unen distintos grados de acero.

Se tomaron fotografías de cada perfil en un microscopio óptico metalográfico Olympus PMG 3 empleando el lente objetivo de 5x.

## **Caracterización microestructural en MEB.**

La caracterización microestructural se realizó en un microscopio electrónico de barrido (MEB) JEOL JSM 5900LV. Este análisis se realizó en las probetas pulidas y atacadas. Los parámetros de operación del MEB empleados fueron los siguientes:

- Diferencia de potencial = 15 kV.
- *Spotsize* = 16.

- *Work distance* = 17 mm.
- Electrones secundarios (*SEI* por sus siglas en inglés).

Se tomaron micrografías a diferentes aumentos, dando prioridad a las zonas afectadas por el flujo de calor: interfase, zona de transición y HAZ, con el fin de poder comparar la microestructura entre estas zonas y con la microestructura inicial.

### **Ensayo de tensión**

El ensayo de tensión se realizó en las probetas completas basados en la norma ASTM E8. El ensayo se llevó a cabo con un equipo universal para ensayos mecánicos Instron modelo 4206 a una velocidad de cabezal de 0.5 mm/min. El extensómetro empleado tiene capacidad de medir hasta 100% de deformación con una zona de deformación (*strain gauge*) de 25 mm, no se realizó ningún mecanizado a las probetas, es decir, no hubo modificaciones respecto a las dimensiones de las soldaduras, se colocaron para el ensayo de tensión tal y como se fabricaron (ver Figura 3.1).

### **Obtención de probetas para análisis de temperatura en interfase**

Se elaboraron cuatro probetas (A, B, C y D) a 1000 RPM, cada una procurando tener una distinta temperatura de interfase. La estimación de la temperatura en la interfase se obtuvo gracias a un termopar conectado a un multímetro con capacidad de adquisición de datos en tiempo real, el termopar fue puesto en contacto manualmente a la superficie donde se encontraba la interfase y arrojaba la lectura de la temperatura (ver figura 3.3).

Se hizo una grabación durante la fabricación de la unión para poder registrar los datos de la temperatura y el tiempo que se tenía en la interfase de la soldadura. Una vez registrados los datos se construyeron curvas de calentamiento para cada probeta.



Figura 3.3 Imagen sustraída de una de las grabaciones donde se muestra la colocación del termopar para la determinación de las curvas de calentamiento.

Las curvas construidas se refinaron con ayuda de una guía de temperatura mostrada en la Figura 3.4, ya que la temperatura en los últimos momentos de la fase de fricción se elevó súbitamente y se complicó el registro con el termopar y el multímetro.

Posteriormente las probetas fueron cortadas de manera similar a las anteriores; separando la zona afectada por el calor disminuyendo la longitud de la probeta y haciendo un corte transversal en esta zona de interés (Figura 3.5). Después del corte se prepararon exactamente de la misma manera que indica el apartado “Preparación metalográfica”. Después de la preparación metalográfica, se llevaron a observar al MEB, en las siguientes condiciones:

- Diferencia de potencial: 15 kV.
- *Work distance*: 10 mm.
- *Spotsize*: 42.
- Electrones secundarios.



Figura 3.4 Relación entre la temperatura y el color en la zona de forja para Aceros<sup>27</sup>.



Figura 3.5 Probetas destinadas al análisis de temperatura en interfase: A, B, C y D (orden de arriba hacia abajo, respectivamente) después del corte transversal.

## CAPÍTULO IV: Resultados y análisis de resultados

### Ensayo de dureza

Como se menciona anteriormente en el desarrollo experimental, se realiza una curva de calibración con el propósito de averiguar la carga ideal para el ensayo en el Acero 1018.

Tratándose de un ensayo microscópico, al penetrar el indentador en la superficie puede encontrarse con una o más fases, esto representa un cambio significativo en el resultado del valor de dureza. En el Acero es con la Ferrita y la Perlita, la estructura perlítica posee una mayor dureza que la ferrítica, si un indentador toca únicamente un grano de Ferrita o únicamente un grano de Perlita el resultado del número de dureza varía, igualmente si el indentador toma un área mixta donde estas dos microestructuras se encuentren. Es por ello que se realiza una curva de calibración, tomando diferentes marcas para crear un promedio por cada carga (Tabla 4.1.1).

Tabla 4.1.1 Dureza Vickers promedio asociada a cada carga para la construcción de la curva de calibración.

Carga (kgf)	HV
0.01	159
0.025	251
0.05	257
0.1	272
0.2	271
0.3	281
0.5	292
1	312

Las curvas de calibración son herramientas gráficas que nos permiten observar el comportamiento de una función, en este caso, del valor de dureza en función de la carga. Cuando se construye la curva de calibración se busca el comportamiento

lineal de la función, en este caso, la curva de calibración mostrada en la Figura 4.1.1, comienza a tener un comportamiento lineal a partir de la carga de 0.1 kgf.

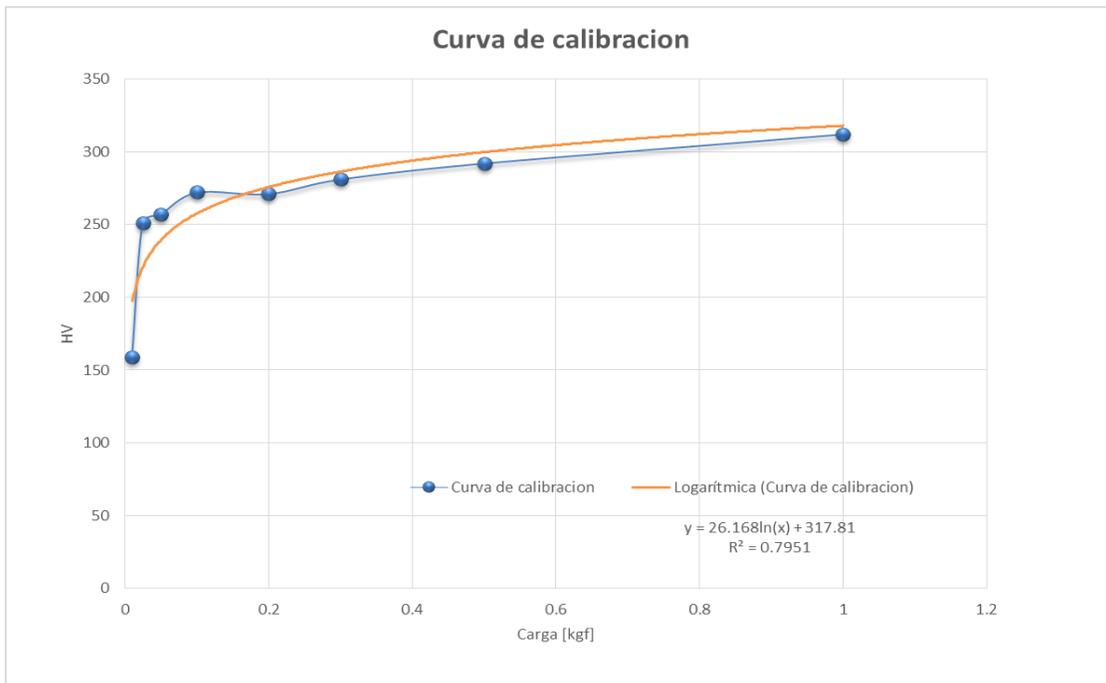


Figura 4.1.1 Curva de calibración para toma de microdureza correspondiente al Acero 1018.

En materiales monofásicos (solo un microconstituyente) entre menor sea la carga mayor será el valor de la dureza debido a la relación carga – huella, por lo cual, cuando se aplica una carga pequeña sobre la superficie, este se puede interpretar como un material con alta dureza cuando este no lo es. El comportamiento de la curva en la Figura 4.1.1 es típico en un material bifásico (dos microconstituyentes, Ferrita y Perlita) teniendo una menor proporción en la fase más dura (Perlita).

La razón por la cual la curva de calibración tiene valores bajos de dureza en las cargas más bajas es debido a la matriz ferrítica, esta matriz ofrece una alta probabilidad de tener un microconstituyente suave (baja dureza) en el área que abarca la huella del indentador.

Se elige la carga de 0.3 kgf ya que existe una pequeña variación en el comportamiento lineal correspondiente en la carga de 0.2 kgf y no se toma una carga mayor (0.5 kgf o 1 kgf) ya que se trata de un Acero bajo Carbono, es decir,

en la gama de los aceros es uno de los más dúctiles y la carga seleccionada es adecuada para analizar la dureza en este grado de Acero. La técnica que se usa para medir la distancia de los perfiles se presenta en la Figura 4.1.2.

Como generalidades en los perfiles de dureza obtenidos, sustentadas por los datos presentados en la Tabla 4.1.2 y la Figura 4.1.3, se puede comentar que la distancia donde se alcanza una estabilidad en el valor de dureza está entre los 1500 a 1800  $\mu\text{m}$  (1.5 a 1.8 mm) a excepción del perfil correspondiente a la Probeta 3 (1045), cuyos valores de dureza fueron los menos variables.

A partir de la longitud de 1 mm después de la interfase, las probetas muestran una menor variación en los cambios de la dureza, es decir, que la dureza del material se mantiene constante, siendo más específicos, entre valores de 200 a 240 HV0.3.

Los valores más altos de dureza para todas las probetas se encuentran en los primeros 300  $\mu\text{m}$  a partir de la interfase, excepto para el perfil de la Probeta 3 (1045) quien incrementa sus valores de dureza conforme aumenta la distancia.

Para obtener el número de dureza Vickers, se debe medir la diagonal que se marca sobre la superficie del material (huella del indentador) y se realiza la conversión, con la tabla que se presenta en la Tabla 4.1.3

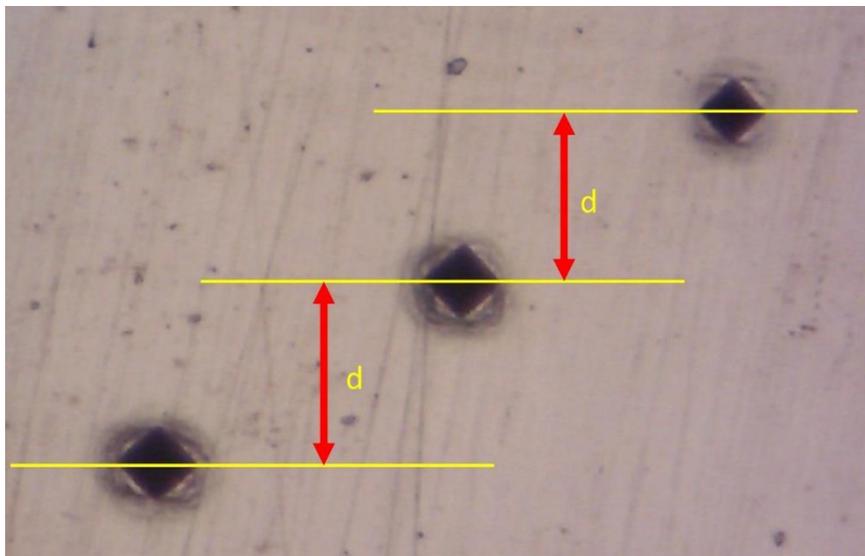


Figura 4.1.2 Técnica de medición de la distancia entre indentaciones, medidas a partir de la interfase.

Tabla 4.1.2 Datos obtenidos del perfil de dureza y distancia de la huella del indentador, a partir de la interfase en cada probeta.

Probeta 1			Probeta 2			Probeta 3 (1018)			Probeta 3 (1045)			Probeta 4			Probeta 5		
Diagonal [μm]	HV núm.	Distancia [μm]	Diagonal [μm]	HV núm.	Distancia [μm]	Diagonal [μm]	HV núm.	Distancia [μm]	Diagonal [μm]	HV núm.	Distancia [μm]	Diagonal [μm]	HV núm.	Distancia [μm]	Diagonal [μm]	HV núm.	Distancia [μm]
48	241	0	50.5	218	0	50.5	218	0	50.5	218	0	45.5	269	0	44	287	0
48	241	55.5	49	232	143.5	51	214	158	51	214	171	50.5	218	107	44.5	281	110
53.5	194	118.5	54.5	187	281	47.5	247	304	52.5	202	339.5	49	232	220.5	50	222	224
59.5	157	239.5	54.5	187	422	52	206	438	51	214	526.5	51.5	210	349.5	51.5	210	349.5
55	184	428.5	53.5	194	569	54	191	582.5	49	232	692.5	52.5	202	481	51.5	210	479
55	184	518	52.5	202	718	54	191	728	50	222	859.5	51	214	626	55	184	622.5
54	191	607.5	52	206	861.5	53	198	883.5	49	232	1016	50.5	218	767	54	191	766
49.5	227	718.5	50	222	1001.5	50.5	218	1035.5	50	222	1201	49.5	227	930.5	53.5	194	921
48.5	236	859.5	51	214	1132.5	50	222	1185	48	241	1363	49.5	227	1059	52.5	202	1066
50	222	1005	49	232	1276.5	49	232	1327	48	241	1522	49.5	227	1187.5	49.5	227	1219.5
50.5	218	1148.5	49.5	227	1422	49	232	1467	50	222	1737.5	49	232	1324	50.5	218	1364.5
51.5	210	1295.5	49.5	227	1553	49.5	227	1619.5	50.5	218	1902	49.5	227	1458	49	232	1509.5
49.5	227	1457.5	50	222	1681.5	49.5	227	1761	50	222	2066.5	49	232	1593	49.5	227	1653.5

Tabla 4.1.3 Conversión Diagonal a Número de dureza Vickers<sup>28</sup>.

Load 300 gf (0.3 kgf)

Diagonal (μm)	Vickers Hardness Number									
	0.0	0.1	0.2	0.3	0.4	0.5	0.6	0.7	0.8	0.9
39	366	364	362	360	358	356	355	353	351	349
40	348	346	344	342	341	339	337	335	334	332
41	331	329	328	326	325	323	321	320	318	317
42	315	314	312	311	309	308	306	305	304	302
43	301	299	298	297	295	294	293	291	290	289
44	287	286	285	283	282	281	280	278	277	276
45	275	273	272	271	270	269	267	266	265	264
46	263	262	261	259	258	257	256	255	254	253
47	252	251	250	249	248	247	245	244	243	242
48	241	240	239	238	237	236	235	235	234	233
49	232	231	230	229	228	227	226	225	224	223
50	222	222	221	220	219	218	217	216	216	215
51	214	213	212	211	211	210	209	208	207	206
52	206	205	204	203	203	202	201	200	200	199
53	198	197	197	196	195	194	194	193	192	191
54	191	190	189	189	188	187	187	186	185	185
55	184	183	183	182	181	181	180	179	179	178
56	177	177	176	175	175	174	174	173	172	172
57	171	171	170	169	169	168	168	167	166	166
58	165	165	164	164	163	163	162	161	161	160
59	160	159	159	158	158	157	157	156	156	155

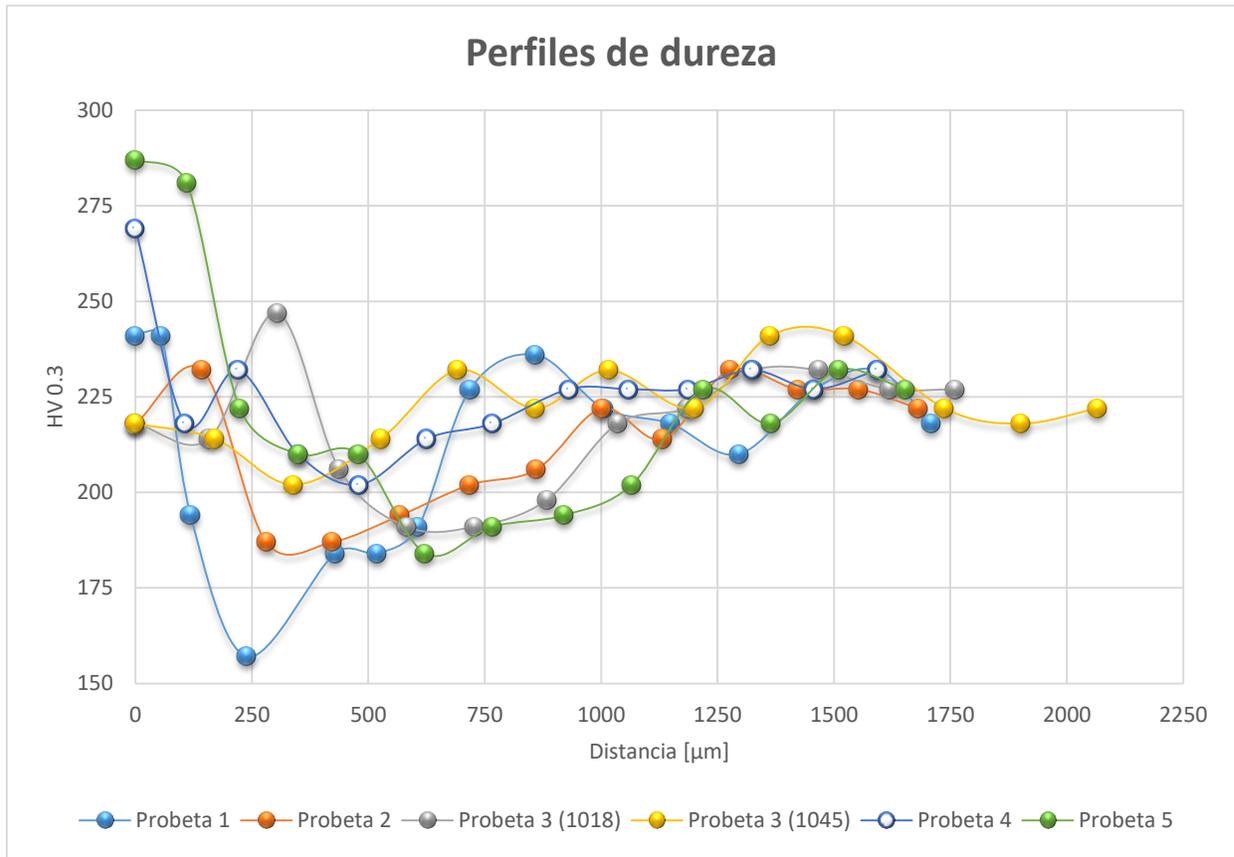


Figura 4.1.3 Perfil de dureza de cada probeta.

A continuación se presentan y analizan los perfiles de dureza correspondientes a cada probeta, comparando la dureza de las huellas con micrografías tomadas sin ataque químico y con ataque químico, es decir, en unas revelando su microestructura y en otras no.

Recordando lo visto anteriormente en el marco teórico, referente a las subzonas que puede crear el HAZ y la zona de fusión, el estudio de estas es muy complicado y difícil de identificar, debido al volumen tan pequeño donde este se ubican, además del tiempo tan corto en duración que genera el pico térmico con mayor temperatura.

La vista esquemática que se presenta en la Figura 1.9, muestra posibles microestructuras asociadas a una temperatura. Recordar que en la soldadura por fricción rotatoria, la interfase llega a una temperatura de fusión parcial, es decir, no supera esta y el tiempo que se mantiene esta temperatura es muy corto. Por otro

lado, en esta tesis no se realiza un temple del material, sin embargo, hay zonas que se vuelven susceptibles a este procedimiento.

Para la Probeta 1, los dos primeros valores de dureza tomados son los más altos (241 HV0.3), es decir, donde la capacidad de penetración es menor debido a que se encuentran en una zona donde los granos están recristalizados y su tamaño es menor (zona de fusión). Se puede distinguir ya que la marca o huella que deja el indentador tiene una menor área sobre la superficie a comparación del resto de las huellas en el perfil de dureza, en la Figura 4.1.4 se puede apreciar esto claramente, la huella encerrada en el círculo rojo tiene una menor superficie que las demás huellas.



Figura 4.1.4 Perfil de microdureza partiendo de la interfase (derecha a izquierda), en la Probeta 1. Con ataque (izquierda), sin ataque (derecha) a 5x.

La huella que obtuvo la menor dureza fue la cuarta (157 HV0.3, señalada con un círculo rojo), antes de esta el valor de la dureza comienza a disminuir y posterior a esta comienza a aumentar hasta mantenerse en un rango de valores sin tanta variación (210 a 236 HV0.3). Esto se puede observar en la Figura 4.1.5, donde la microestructura se ve homogénea.

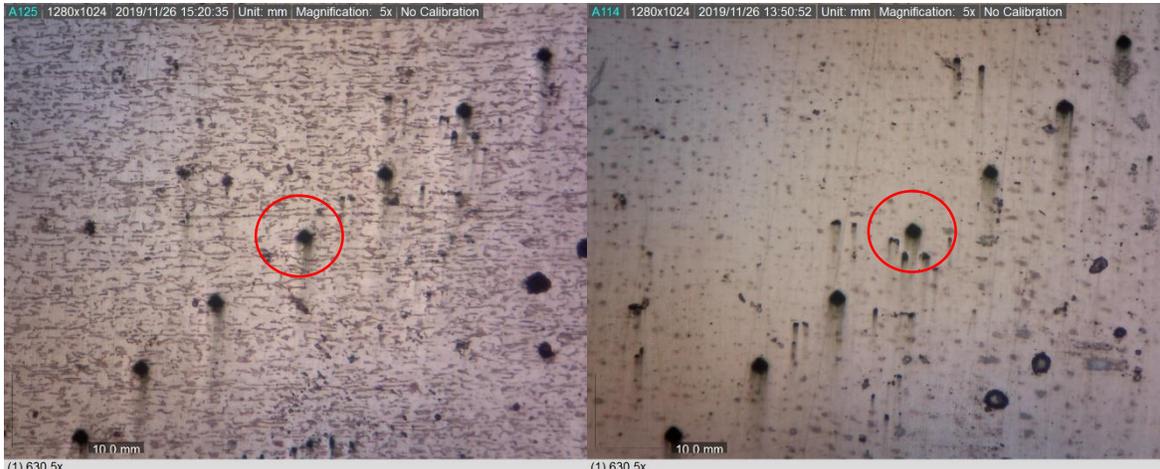


Figura 4.1.5 Continuación del perfil de microdureza en la Probeta 1. Con ataque (izquierda), sin ataque (derecha) a 5x.

Teniendo esto en cuenta, los granos de las primeras dos huellas (Figura 4.1.4 - esquina superior derecha) parecen tener un menor tamaño en comparación de los demás granos (Figura 4.1.4 y 4.1.5), esto implica que la dureza es mayor, puesto que los granos están más compactos y es necesaria una mayor aplicación de carga para penetrar en su superficie. Estas huellas se ubican en la zona de fusión, debido al tamaño de grano más pequeño se puede hablar de una recristalización o transformación parcial de la microestructura del Acero en los granos de esa zona.

Correspondiente a la longitud de las subzonas, como se muestra en la Figura 4.1.6, en los primeros 0.1 mm se presenta la zona de fusión. Los siguientes 0.6 mm corresponden al HAZ que es donde se obtienen los menores valores de dureza, esto se puede atribuir a un crecimiento de grano. Después de los 0.7 mm a partir de la interfase, la microestructura original se mantiene casi sin cambio.

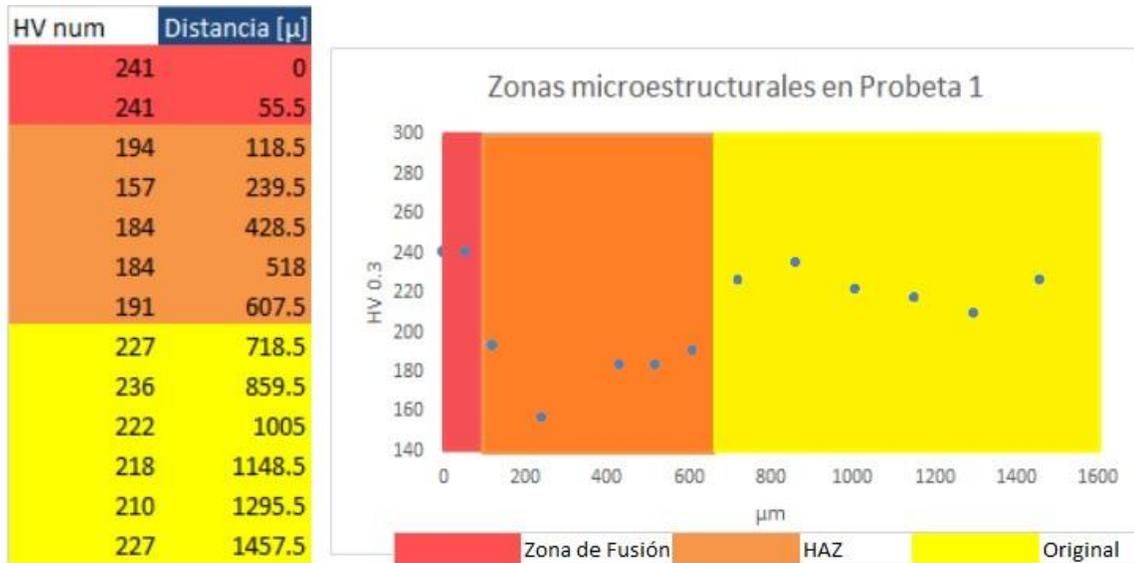


Figura 4.1.6. Longitud de zonas microestructurales en Probeta 1.

En la Probeta 2, las primeras dos huellas, con valores de 218 y 232 HV0.3, indican una dureza muy similar a la dureza promedio que se presenta en la microestructura sin modificar, esta es la probeta que obtuvo los menores valores de dureza en sus dos huellas iniciales (a excepción de la Probeta 3 (1018)).

En la Figura 4.1.7, la huella encerrada en rojo, muestra a su alrededor una gran cantidad de Ferrita, similar a la de las marcas en la Figura 4.1.8, es por ello que pudo obtener un valor de dureza similar al que se obtiene de la microestructura sin modificar. Sin embargo, en la segunda huella esto no se observa tan claramente como en la primera.

Esta probeta, al momento del someterse al ensayo de dureza, fue la probeta que mayor nivel de oxidación tuvo, especialmente en la interfase, ya que guardó humedad en las cavidades que se generaron en esa zona, lo cual provocó que esta probeta se volviera a desbastar con una lija 1000 y se volviera a pulir.

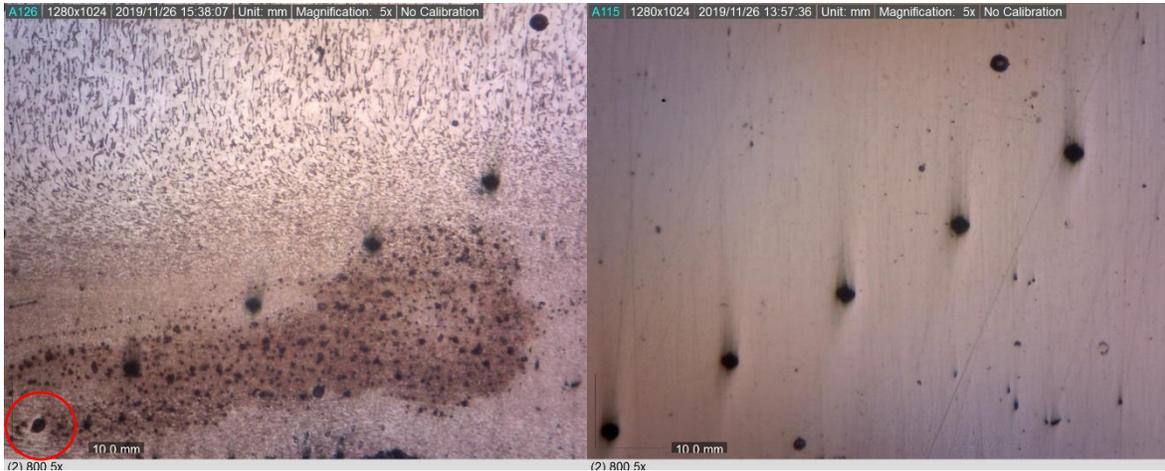


Figura 4.1.7 Perfil de microdureza partiendo de la interfase (abajo a arriba), en la Probeta 2. Con ataque (izquierda), sin ataque (derecha) a 5x.

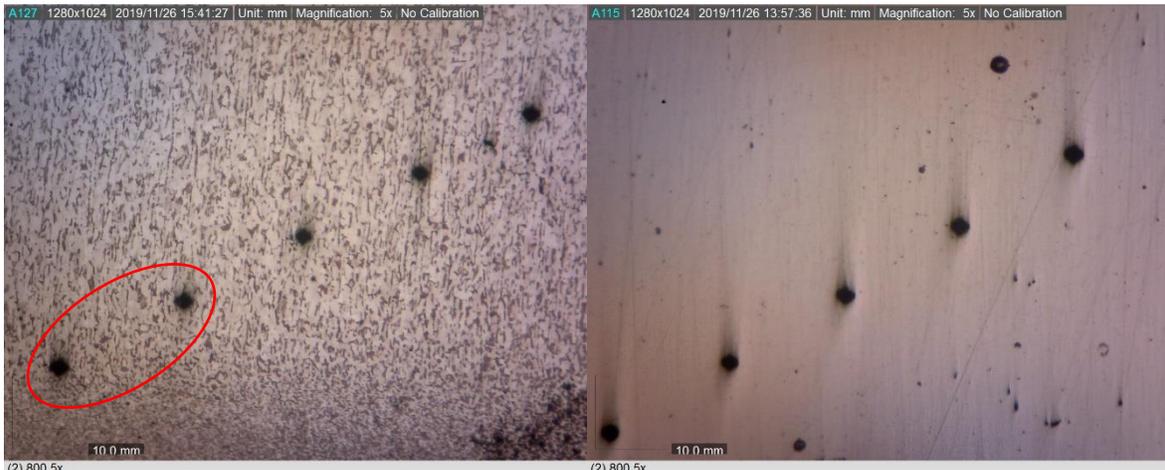


Figura 4.1.8 Continuación del perfil de microdureza en la Probeta 2. Con ataque (izquierda), sin ataque (derecha) a 5x.

Una explicación a la disminución de la dureza y la aparición de cavidades, y consecuentemente óxidos, está relacionada con la preparación superficial de los componentes. Como se menciona anteriormente, esta probeta fue la que mayor oxidación presentó de todas. Antes de realizar la unión, las superficies de los componentes pudieron haber contenido partículas de óxido de Hierro, normal en aceros de este grado. Durante la fase de fricción no alcanzó una suficiente temperatura para que en la zona de fusión se generara la recristalización. Las partículas de óxido (que tienen un mayor punto de fusión que el Acero) que se

encontraban en las superficies, quedaron remanentes y pudieron haber absorbido el calor generado que necesitaban los granos del Acero para recristalizar. Un fenómeno homólogo se puede encontrar en los pistones fabricados con material compuesto Al - SiC<sub>p</sub><sup>29</sup>, donde el refuerzo (partículas de SiC) permite una temperatura mayor de trabajo, ya que absorbe el calor generado debido a la fricción del pistón y evita que la matriz (aleación base Al) pierda propiedades mecánicas o simplemente la geometría del pistón cambie debido a la expansión térmica del metal.

Después de las primeras dos huellas, el valor de la dureza disminuye, la menor dureza de la Probeta 2 (187 HV0.3) se obtiene en la tercer y cuarta huella del perfil de durezas. A partir de estas el valor de la dureza comienza a aumentar hasta mantenerse en un rango de 214 a 232 HV0.3, similar al rango de la Probeta 1 (210 a 236 HV0.3), donde su dureza comenzó a ser constante.

En la Figura 4.1.8, las dos huellas encerradas en rojo obtienen valores de 202 y 206 HV0.3, justo antes de que se mantenga la dureza constante, este cambio se puede apreciar desde la microestructura en la micrografía, ya que se observan granos ligeramente más finos que en el resto de la imagen.

La longitud de la zona de fusión (Figura 4.1.9) se presenta en los primeros 0.2 mm a partir de la interfase, mientras que el HAZ se presenta en los siguientes 0.7 mm. Después de los 0.9 mm a partir de la interfase, la dureza se mantiene constante y esto indica que la microestructura ya no presenta cambios notables.

La Probeta 2 tuvo un incremento de 0.1 mm en la longitud correspondiente al HAZ en comparación de la Probeta 1, los valores de dureza en esta zona fueron ligeramente mayores en comparación a los presentados igualmente en esta zona por la Probeta 1 (Probeta 1: 194 HV0.3 máximo y 157 HV0.3 mínimo; Probeta 2: 206 HV0.3 máximo y 187 HV0.3 mínimo).

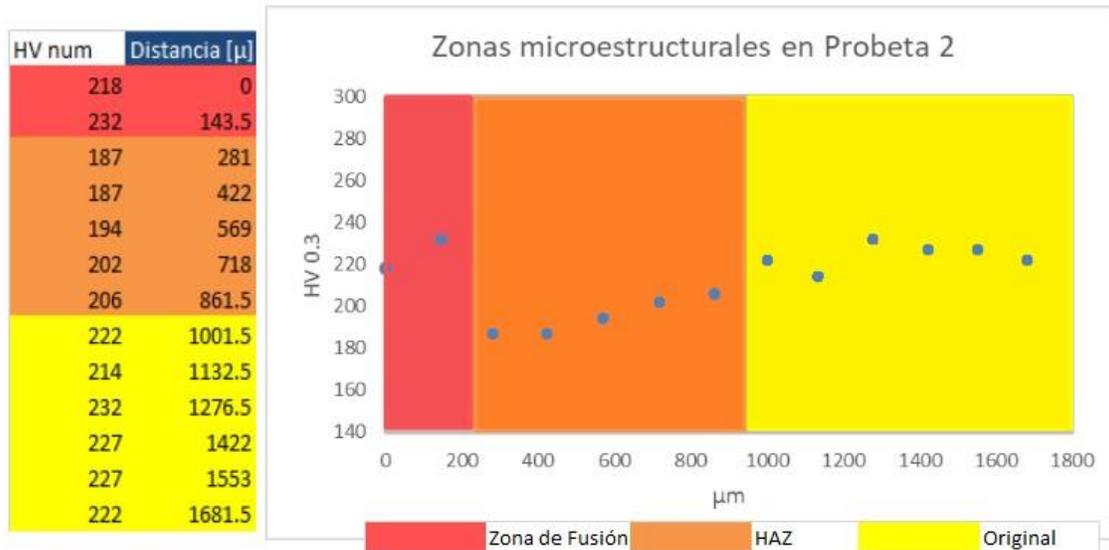


Figura 4.1.9. Longitud de zonas microestructurales en Probeta 2.

En la Figura 4.1.10 se muestra la interfase generada por la unión por soldadura por fricción de un acero 1018 y acero 1045. Se puede observar en el perfil izquierdo que existe una recristalización de los granos del material. Los granos disminuyen su tamaño y esto se refleja en los valores de dureza, ya que durante las primeras tres tomas de dureza, estas presentan valores arriba de los 200 HV0.3, especialmente la tercer huella (encerrada en un círculo rojo) la cual presenta una dureza de 274 HV0.3. Por lo tanto, la zona de fusión, donde hubo recristalización, se puede delimitar en estas tres primeras marcas (debido a sus valores de dureza y el tamaño de sus granos) con una longitud de 0.3 mm. A partir de la cuarta huella (encerrada en un círculo azul) se observa un cambio de tamaño en la microestructura, esta se vuelve más grande y, consecuentemente, la dureza disminuye en las siguientes marcas del perfil.

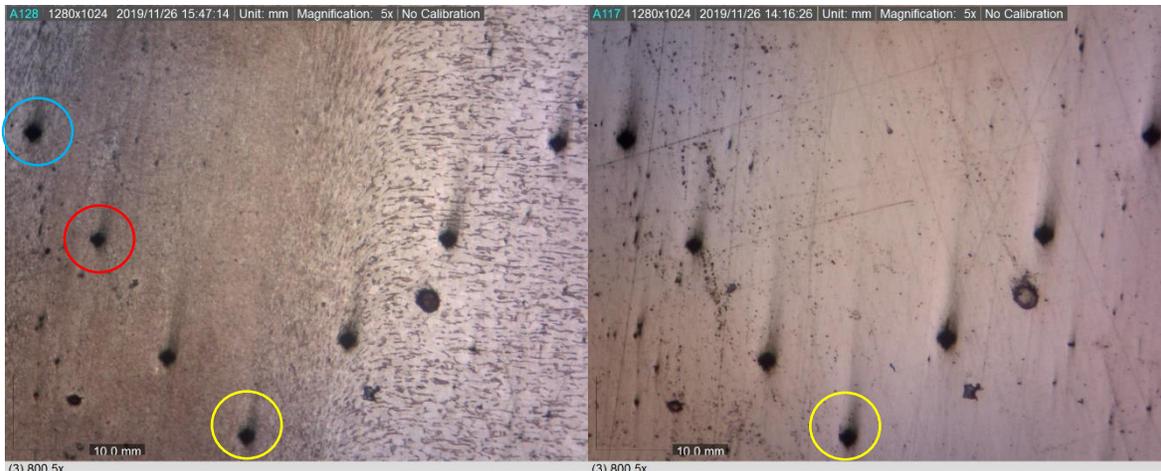


Figura 4.1.10 Perfiles de microdureza en la interfase de la Probeta 3, Acero 1018 (perfil izquierdo) y Acero 1045 (perfil derecho). Con ataque (izquierda), sin ataque (derecha) a 5x.

Tomando como referencia la interfase entre ambos componentes, se toma la primer indentación dejando una huella en la posición media inferior de la micrografía, a partir de esta huella (señalada en el círculo amarillo) se va a dividir el perfil de durezas como “derecho” e “izquierdo” para determinar a qué clase de acero pertenece cada componente. La solución para definir cuál perfil corresponde a cada grado de acero teniendo una gran certeza, es observando y comparando las microestructuras, en zonas que no sufren modificaciones debido al flujo de calor. Las micrografías presentadas en la Figura 4.1.10, 4.1.11 y 4.1.12 están, relativamente, a bajos aumentos. En estos aumentos tan bajos es poco perceptible un cambio en los microconstituyentes que puedan revelar esta información, ya que, las microestructuras de la Figura 4.1.11 y Figura 4.1.12 son muy similares, sin embargo, los datos obtenidos acerca de la dureza pueden contribuir para hacer esta distinción.

En la Figura 4.1.11 se aprecia el aumento en la microestructura, las durezas correspondientes a esta imagen mantienen un rango de 191 a 198 HV0.3. La disminución en la dureza se presenta debido al crecimiento de grano, lo cual permite delimitar el HAZ, que presenta una distancia de 0.6 mm.

A partir de los 0.9 mm las durezas mantienen valores constantes en un rango de 218 a 232 HV0.3, similares a los valores de dureza en las Probetas 1 y 2 cuando se llega a la zona que ya no es afectada por el flujo de calor. La distancia en la Probeta 3 donde se mantiene remanente la microestructura inicial del Acero (0.9 mm a partir de la interfase), comienza a la misma distancia que en la Probeta 2.

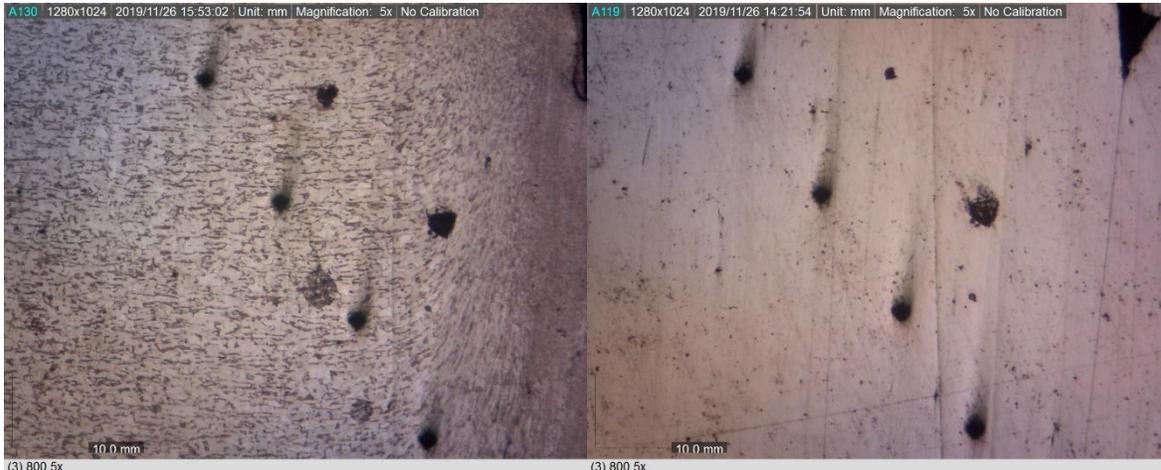


Figura 4.1.11 Perfil de microdureza correspondiente al Acero 1018 en Probeta 3.  
Con ataque (izquierda), sin ataque (derecha) a 5x.

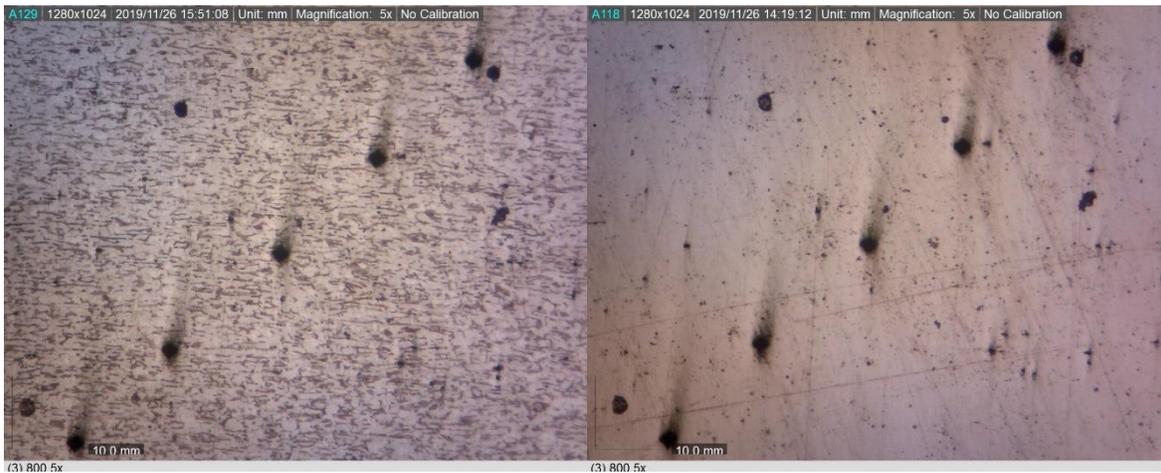


Figura 4.1.12 Perfil de microdureza correspondiente al Acero 1045 en Probeta 3.  
Con ataque (izquierda), sin ataque (derecha) a 5x.

El Acero 1045 tiene un contenido de C de 0.43 a 0.5 (%wt), esto es mayor comparado con el contenido de C que contiene el Acero 1018 (0.14 a 0.20 %wt). Esto indica que, teóricamente, el Acero 1045 tiene una mayor resistencia mecánica aunque una menor soldabilidad, debido a que contiene mayor porcentaje del elemento aleante.

La soldabilidad metalúrgica está relacionada con la capacidad del material de no presentar transformaciones en los microconstituyentes que puedan generar variaciones no favorables en las propiedades fisicoquímicas y mecánicas iniciales del material, por ejemplo, en Aceros aleados con Cr estos pierden su resistencia ante la corrosión al ser soldados.

Con base en los datos de la Figura 4.1.13, se observa que el perfil derecho, realizado en la Probeta 3, no cambia mucho sus valores de dureza. Obteniendo el rango de valores de dureza de este perfil 241 a 202 HV0.3, cuando el rango del perfil izquierdo obtiene valores de 247 a 191 HV0.3. El perfil con menor variación en su dureza (derecho) corresponde al Acero 1045, como se menciona en el párrafo anterior, al ser un Acero medio Carbono es menos soldable en comparación con el Acero 1018, que es un Acero bajo Carbono.

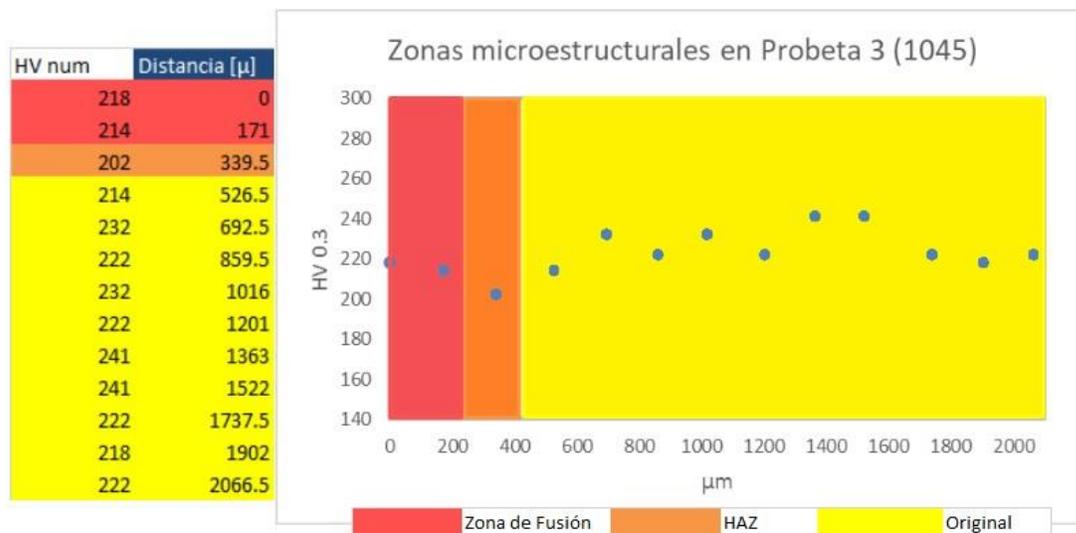


Figura 4.1.13. Longitud de zonas microestructurales en Probeta 3 (1045).

La falta de soldabilidad presentada en el Acero 1045, se puede deber, además de su naturaleza de Acero medianamente soldable, a que durante la fase de fricción no se generó suficiente calor para lograr difusión en los átomos y su microestructura no lograra una recristalización en la zona de fusión y se mantuviera su microestructura inicial (Figura 4.1.10 y 4.1.12), teniendo como consecuencia un cambio imperceptible en la dureza.

Otra característica a favor en esta distinción se encuentra en los valores del perfil izquierdo, en las demás probetas se observan valores de dureza relativamente baja, correspondientes a la zona HAZ, entre los 202 hasta los 157 HV0.3. El perfil derecho, tiene como dureza mínima 202 HV0.3 en una sola huella (tercera) mientras que el perfil izquierdo tiene como dureza mínima 191 HV0.3 en dos huellas (quinto y sexto valor, ver Figura 4.1.14).

Lo cual indica que el perfil derecho tiene una mayor dureza que el perfil izquierdo, por lo tanto, el perfil derecho corresponde al Acero 1045. El Acero 1045 al tener un mayor contenido de C (aleante), genera una mayor distorsión en su red cristalina y, por lo tanto, una mayor dureza, ya que se necesita mayor empleo de energía para penetrar en esa red.

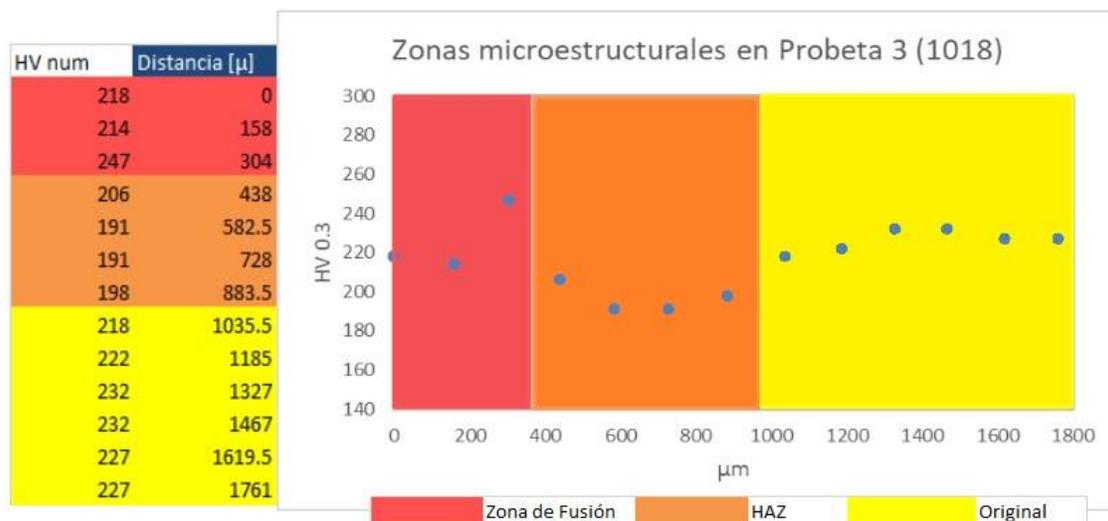


Figura 4.1.14. Longitud de zonas microestructurales en Probeta 3 (1018).

La marca en la interfase perteneciente a la Probeta 4, es decir la primera huella, tiene el mayor de los valores en todo el perfil de dureza (269 HV0.3), esto debido a que la ubicación de esta marca se encuentra en una zona con granos muy pequeños. En la Figura 4.1.15 se observa que, además de la primer huella, las siguientes dos huella también se encuentran en una zona con microestructura de menor tamaño, comparada con la microestructura que se encuentra en la Figura 4.1.16, aunque esto no se refleja tanto en el valor de su dureza (218 y 232 HV0.3), ya que sus valores son casi iguales a los presentados en el resto del perfil de dureza.



Figura 4.1.15. Perfil de microdureza partiendo de la interfase (arriba a abajo), en la Probeta 4. Con ataque (izquierda), sin ataque (derecha) a 5x.

Posteriormente, existe una disminución de la dureza, aunque no muy significativa, que se encuentra en un rango de 202 a 218 HV0.3. Se observa en la Figura 4.1.15 y 4.1.16 un crecimiento en el tamaño de grano respecto al que se presenta en la interfase o zona de fusión, esto explica la disminución en la dureza. Esta disminución en la dureza se presenta hasta los 0.8 mm a partir de la interfase, después de esta distancia la dureza aumenta y se mantiene en valores de 227 a 232 HV0.3.

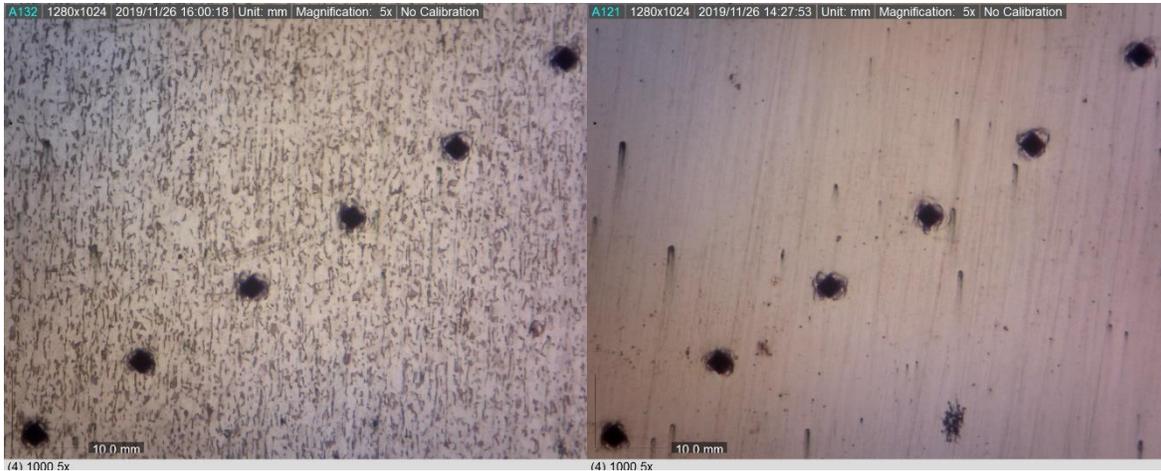


Figura 4.1.16 Continuación del perfil de microdureza en la Probeta 4. Con ataque (izquierda), sin ataque (derecha) a 5x.

La distancia que corresponde a la zona de fusión, donde hubo recristalización de los granos y valores de dureza más altos, es de 0.25 mm a partir de la interfase. A pesar de que solo un valor (el tomado en la interfase) es muy alto en comparación de los demás valores de dureza. Comparando con las demás probetas, también obtienen valores de 218 a 232 HV0.3 en la zona de fusión. El HAZ abarca una distancia de 0.55 mm, similar al de la Probeta 1 (0.6 mm). Finalmente después de los 0.8 mm a partir de la interfase, la dureza se mantiene constante, terminando así zonas afectadas por el flujo de calor.

Sin embargo, en la Probeta 4 no hubo tantas variaciones en los valores del perfil de dureza, o al menos no tan notable como en otras probetas. En el HAZ no se obtuvieron valores tan bajos de dureza como los encontrados en esta misma zona de otras probetas, cuantitativamente, no obtuvo valores de dureza menores a 202 HV0.3 (ver Figura 4.1.17).

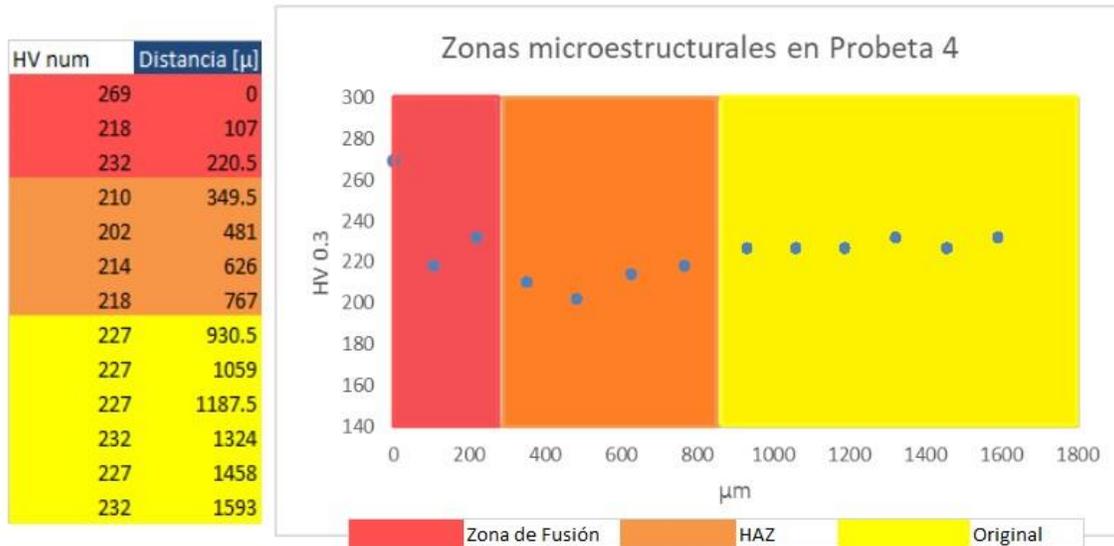


Figura 4.1.17. Longitud de zonas microestructurales en Probeta 4.

Las primeras dos huellas del perfil (encerradas con un círculo rojo en la Figura 4.1.18) son quienes poseen la mayor de las durezas, no solo de la Probeta 5, también del resto de las probetas con un valor de 287 y 281 HV0.3 respectivamente. La siguiente huella disminuye su dureza pero también es relativamente alta (222 HV0.3). En la Figura 4.1.13 se puede observar que estas tres primeras huellas del perfil de dureza, se encuentran sobre microestructura con tamaño pequeño y es por esto que obtienen mayor dureza.

Después de las primeras tres huellas la dureza disminuye ligeramente en las siguientes dos huellas 210 HV0.3. Esto concuerda con la microestructura presentada en la Figura 4.1.18, ya que realmente no se aprecia un gran cambio a lo largo del perfil de dureza.

Es a partir de la sexta marca donde la dureza tiene un cambio significativo en su dureza, ya que en las siguientes tres huellas la dureza disminuye con valores de 184 a 194 HV0.3, debido al cambio en el tamaño de grano que se puede apreciar en la Figura 4.1.19. Posteriormente la dureza vuelve a aumentar para mantenerse en valores constantes de 232 a 218 HV0.3, que es el rango de valores de dureza presente de las demás probetas cuando se llega a la microestructura inicial.



Figura 4.1.18. Perfil de microdureza partiendo de la interfase (arriba a abajo), en la Probeta 5. Con ataque (izquierda), sin ataque (derecha) a 5x.



Figura 4.1.19 Continuación del perfil de microdureza en la Probeta 5. Con ataque (izquierda), sin ataque (derecha) a 5x.

La longitud de la zona de fusión correspondiente para la Probeta 5, como se muestra en la Figura 4.1.20, es de 0.5 mm a partir de la interfase, ya que después de esta distancia, se obtiene una disminución de 24 HV0.3. Cabe mencionar que la longitud de la zona de fusión en la Probeta 5 es la mayor que se ha presentado en todas las probetas. La distancia correspondiente al HAZ es de 0.6 mm, después de los 1.1 mm a partir de la interfase la microestructura ya no se ve afectada por el flujo de calor.

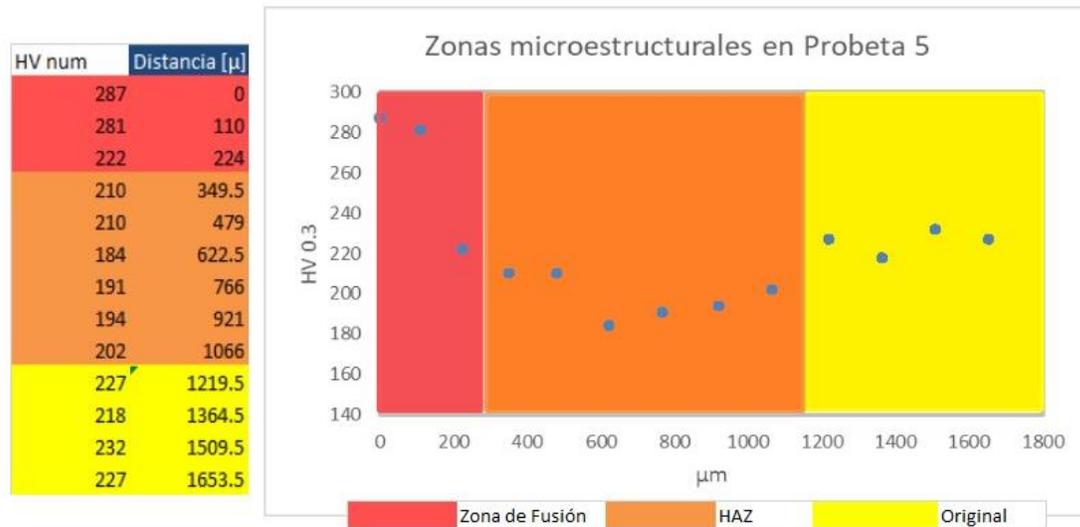


Figura 4.1.20. Longitud de zonas microestructurales en Probeta 5.

En el capítulo del marco teórico, dentro de las características que se mencionan del Acero 1018, la dureza del material presenta un valor de 126 HB (escala Brinell) que equivale a 126 HV (escala Vickers), apoyándose en la Tabla 4.1.4.

Tabla 4.1.4. Equivalencias entre las escalas de dureza<sup>30</sup>.

Brinell Diámetro Huella	Brinell Dureza HB	Rockwell Dureza Ha	Rockwell Dureza HRb	Rockwell Dureza HRC	Vickers Dureza HV	Shore	Resistencia a la tracción Kg/mm <sup>2</sup>
4.00	229	61.0	99	21	229	35.0	77.9
4.05	223	60.5	98	20	223	34.0	75.8
4.10	217	-	97	18	217	33.0	73.8
4.15	212	-	96	17	212	32.5	72.1
4.20	207	-	96	16	207	32.0	70.4
4.25	202	-	95	15	202	31.2	68.7
4.30	197	-	94	14	197	30.2	67.0
4.35	192	-	93	13	192	29.5	65.3
4.40	187	-	92	11	187	29.0	63.6
4.45	183	-	91	10	183	28.5	62.2
4.50	179	-	90	9	179	28.0	60.9
4.55	174	-	89	7	174	27.5	59.2
4.60	170	-	88	6	170	26.5	57.8
4.65	166	-	87	4	166	25.5	56.3
4.70	163	-	86	3	163	25.0	55.4
4.75	159	-	85	1	159	24.5	54.0
4.80	156	-	84	0	156	24.0	53.0
4.85	153	-	82	-	153	23.0	52.0
4.90	149	-	81	--	149	23.0	50.7
4.95	146	-	80	--	146	22.0	49.6
5.00	143	-	79	-	143	22.0	48.6
5.05	140	-	78	-	140	21.0	47.6
5.10	137	-	77	-	137	21.0	46.6
5.15	134	-	76	-	134	21.0	45.6
5.20	131	-	74	-	131	20.0	44.5
5.25	128	-	73	-	128	20.0	43.5
5.30	126	-	72	-	126	-	42.8
5.35	124	-	71	-	124	-	42.2

Los valores obtenidos en los perfiles de dureza son más altos que los valores de dureza reportados para el Acero 1018, desde los 157 a 287 HV. Esto significa que hubo incremento en el valor de las durezas de las uniones, incrementando la resistencia mecánica del Acero en esas secciones.

Los valores finales de los perfiles de dureza cuando alcanzan valores constantes indican que ya no hay modificación estructural debido al flujo de calor, por lo tanto, se llega a la microestructura inicial de los componentes. Estos valores obtenidos en la posible microestructura inicial oscilan entre los 218 y 234 HV, es decir, siguen siendo más altos que el valor de dureza reportado en la literatura para el Acero 1018.

Esto tiene que ver con la fabricación, ya que las varillas de este tamaño disponibles comercialmente se fabrican por proceso de laminado en frío (*cold rolled*), el material de llegada sufre un conformado mecánico en frío que modifica la microestructura del material, los granos sufren un alargamiento y por lo tanto, el material modifica sus propiedades mecánicas. Debido a la morfología de los granos, estos sufren una compresión que junto con el alargamiento, provocan una mayor resistencia mecánica y un aumento en los valores de dureza.

## Evaluación microestructural (MEB)

En este apartado observamos la microestructura de las primeras cinco probetas, con la finalidad de relacionarlas con los resultados obtenidos en los perfiles de dureza y hacer una comparación entre las probetas. El microscopio electrónico de barrido (MEB) permite imágenes con mayores aumentos que un microscopio óptico, gracias a esto se pueden observar los microconstituyentes de manera más detallada, además de microcavidades y microfracturas.

Considerando el contenido de Carbono que presenta el Acero 1018, apoyado por el diagrama de fases Fe-C (Figura 4.2.1), únicamente se pueden encontrar los microconstituyentes Ferrita y Perlita. La variación en la microestructura de las zonas va a presentarse en la fluctuación, geometría y tamaño de los granos, además del contenido de Perlita estimado <20%.

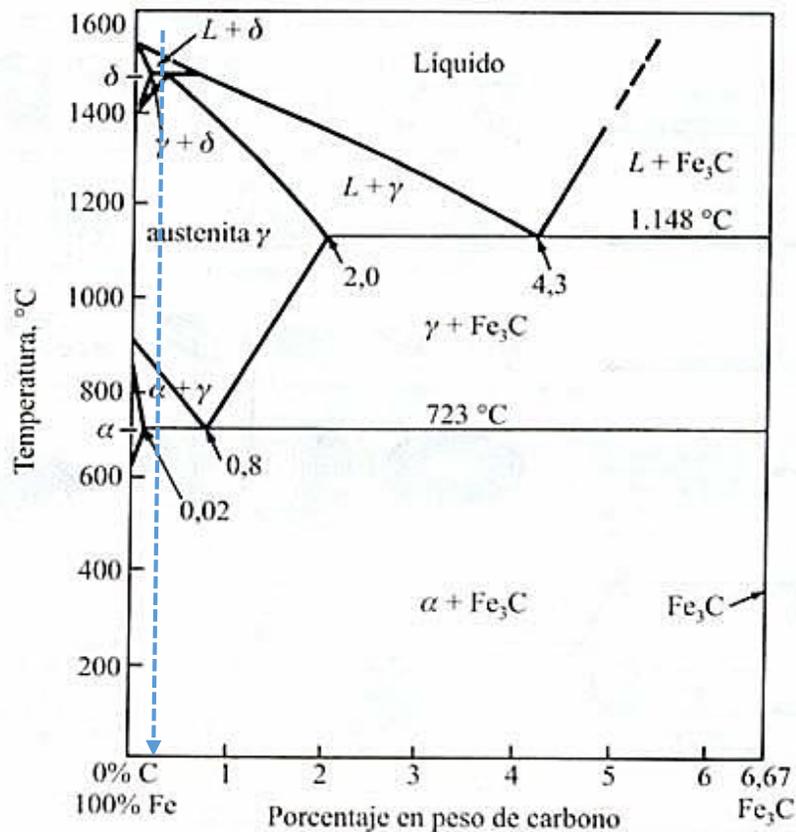


Figura 4.2.1 Diagrama de fases Fe-C señalando el contenido de Carbono correspondiente al Acero 1018 (línea azul punteada).

En la Figura 4.2.2 se tiene una zona de transición, la zona de la interfase es posible identificarla gracias a las pequeñas cavidades que se encuentran del lado izquierdo de la micrografía. Las cavidades se distinguen de algún tipo de inclusiones por su color, debido a que el MEB trabaja con un haz de electrones, si se tuviera algún tipo de inclusión se vería con un color más grisáceo y no totalmente oscuro, como sucede en las cavidades.

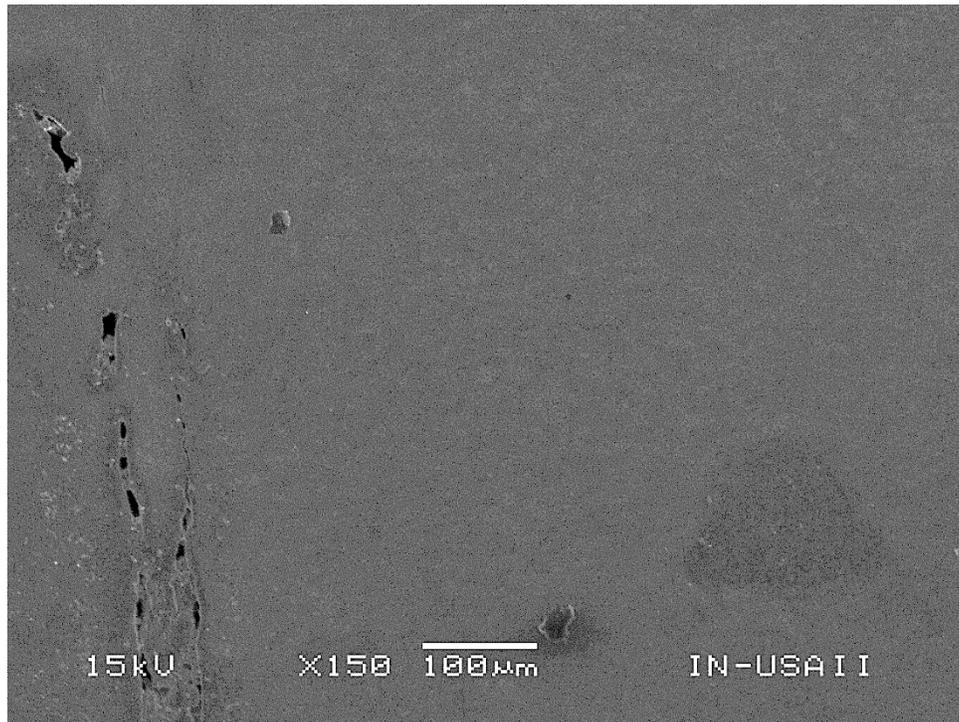


Figura 4.2.2 Probeta 1: Interfase – Zona de fusión (izquierda a derecha) a 150x.

Inmediatamente después de la interfase, hacia la derecha, se presenta una estructura muy fina, correspondiente a la zona de fusión. Debido a lo fino del grano y la falta de ataque químico en esta pieza, es difícil identificar las estructuras Perlíticas de esta zona, a pesar de esto hay puntos más claros que en el resto de la micrografía donde podría alojarse los granos de Perlita. Cabe aclarar que es posible identificar los microconstituyentes en las micrografías a partir de los 2000x, en aumentos más bajos solo es posible distinguir el tamaño de los granos.

Recordar que en las imágenes de electrones secundarios (*SEI*, por sus siglas en inglés) del MEB, el contraste es función de la intensidad de emisión de los electrones secundarios, las aristas presentan una mayor emisión de electrones secundarios, por lo tanto, se verán más “blancos” o “brillosos” estas regiones, características topográficas mostradas por la fase perlitica. La Ferrita presenta una superficie más plana, por lo que emite menos electrones secundarios apreciándose más oscura que la Perlita.

El tamaño de grano aumenta considerablemente en el HAZ, zona que comienza poco antes de la mitad de la micrografía de izquierda a derecha. En la Figura 4.2.3 se presenta la zona de transición a mayor amplificación. A diferencia de la Figura 4.2.2, la transición entre zonas se aprecia de mejor manera debido al incremento de los aumentos en esta micrografía.

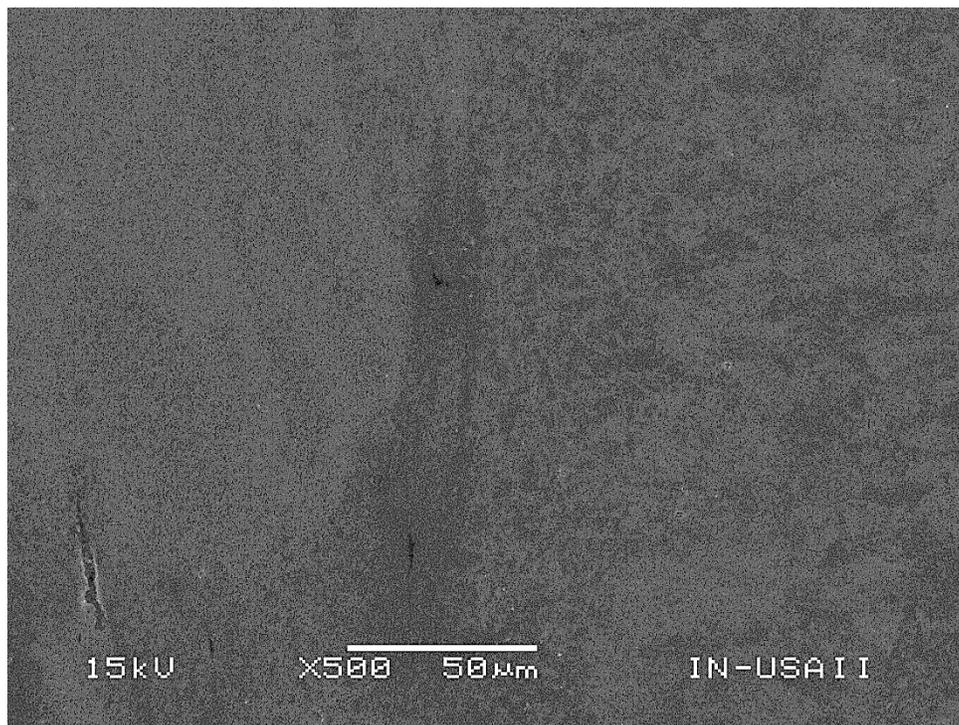


Figura 4.2.3 Probeta 1: Zona de interfase – fusión (izquierda) y zona HAZ (derecha) a 500x.

La parte izquierda de la micrografía muestra la zona de fusión, se identifica una estructura muy fina y, como se menciona anteriormente, la microestructura Perlítica es identificada por presentar un color más claro, aunque sigue existiendo predominancia de la estructura ferrítica (aproximadamente 80%). Relacionando la dureza presente en esta zona de la probeta, se atribuye exclusivamente al tamaño del grano este aumento en los valores de dureza, ya que no presenta gran contenido de granos de Perlita.

Justo en medio de la micrografía aparece un tipo de franja que limita a la zona de fusión y da paso al HAZ. En la parte derecha de la micrografía ya es más notorio el cambio en el tamaño de grano, el cual aumenta. Incluso pueden identificarse algunas estructuras laminares correspondientes a la Perlita. Aunque sigue siendo muy predominante la Ferrita, igual que en la zona de fusión.

La parte izquierda de la Figura 4.2.4 muestra un tamaño de grano más grande comparado con el de la parte izquierda, esto quiere decir que sí existe un crecimiento de grano en el HAZ. Los granos de la parte derecha, correspondiente a la microestructura inicial, al cambiar en el tamaño (disminuyendo), indican el término de la influencia del flujo de calor suministrado sobre la microestructura del acero.

Las colonias de Perlita es posible observarlas a pesar de que algunos se encuentran deformados, debido a su tonalidad definida anteriormente. Se encuentra la presencia de Perlita tanto en el HAZ como en la microestructura original.

Con el apoyo de la Figura 4.2.4 se valida la explicación de la disminución en los valores de dureza en el HAZ debido al crecimiento del grano.

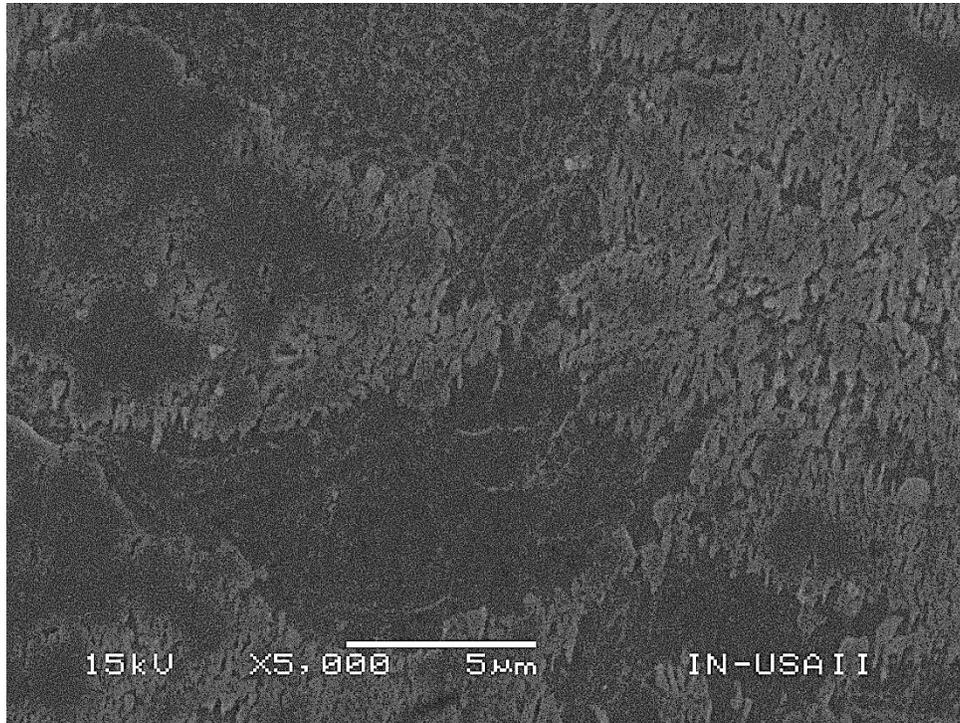


Figura 4.2.4 Probeta 1: HAZ (izquierda) y microestructura inicial (derecha) a 5000x.

Durante el proceso de soldadura en la fase de la fricción existe cierta deformación de los granos, al estar rotando uno de los componentes los granos adoptan cierta dirección, lo cual se ve como una fluctuación. Una analogía parecida es la lava cuando va avanzando y finalmente se solidifica, se puede observar la dirección que llevaba el flujo.

Esta fluctuación ocurre en la interfase o en zonas cercanas a ella, en la Figura 4.2.5 que muestra la interfase de la Probeta 2, no es notoria esta fluctuación, presenta una estructura fina y homogénea en toda la micrografía. Comparada con la Figura 4.2.2, que muestra la interfase de la Probeta 1, este si presenta una ligera fluctuación en su interfase.

El cambio de dirección del grano afecta la continuación de la microestructura, lo cual genera anisotropía en sus propiedades mecánicas. Al tener mayores RPM la Probeta 2 (800 rpm) que la Probeta 1 (630 rpm), se genera una mayor cantidad de

calor, por lo cual los granos tienen mayor disposición de energía térmica para poder recristalizar y lograr esa homogeneidad.

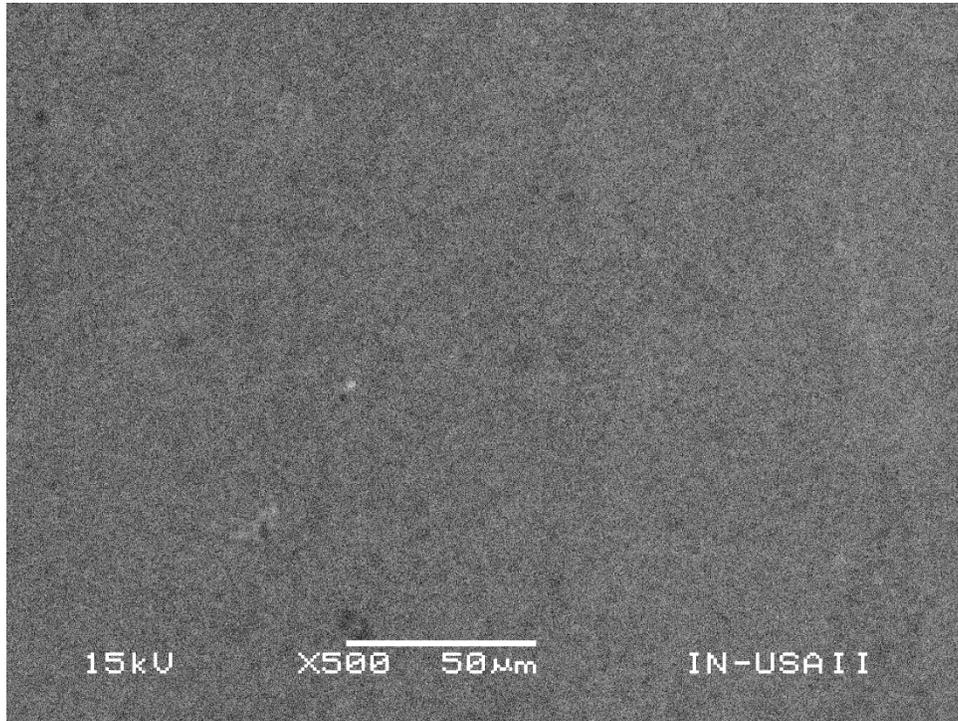


Figura 4.2.5 Probeta 2: Zona de interfase a 500x.

La microestructura correspondiente a la zona de fusión, observada en la Figura 4.2.6, presenta granos equiaxiales de Ferrita y colonias de Perlita deformada en menor cantidad. Los granos son finos, tienen un tamaño del orden de  $1\ \mu\text{m}$  de largo (aproximadamente). Los granos de Perlita se pueden confundir con los límites de grano debido al color. La forma de poder distinguirlos es identificando una continuidad de las láminas intragranulares, es decir, los granos que se encuentren formados dentro por estructuras en forma de láminas, como en el grano encerrado en el círculo azul.

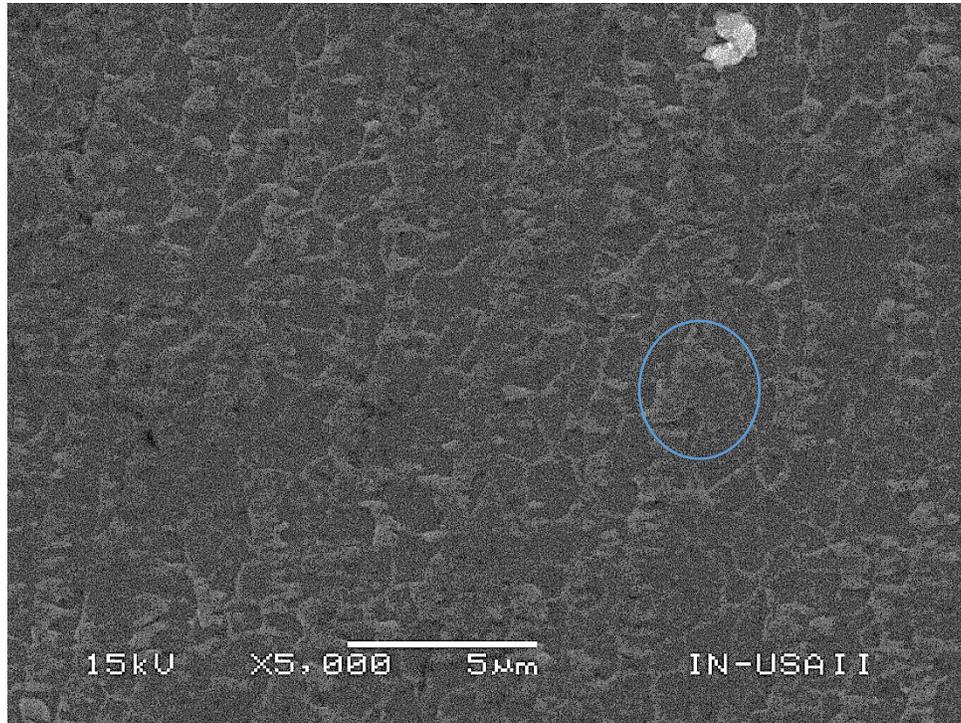


Figura 4.2.6 Probeta 2: Zona de fusión a 5000x.

En cuanto a la Figura 4.2.7, la micrografía presenta granos mucho más grandes en comparación de los de la Figura 4.2.6. Estos granos corresponden al HAZ, la cual en esta probeta también presenta un crecimiento de grano. El orden del tamaño de los granos no es posible determinarlo en esta micrografía pero fácilmente rebasa los 20  $\mu\text{m}$  de diámetro. En la Figura 4.2.7 se observan granos de Perlita, uno en la parte superior derecha correspondiente a la microestructura inicial y otro en la parte inferior izquierda correspondiente al HAZ. Tanto la Figura 4.2.6 como la Figura 4.2.7 están a los mismos aumentos, lo cual permite hacer la comparación entre los tamaños de grano de cada zona.

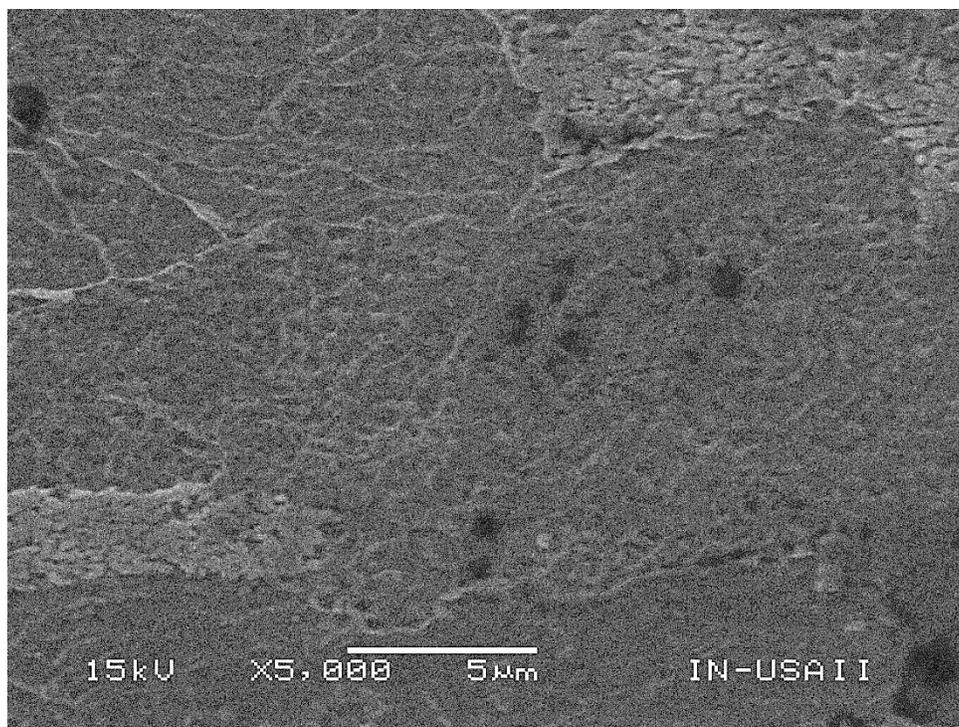


Figura 4.2.7 Probeta 2: HAZ a 5000x.

La dureza del perfil en la Probeta 2 no disminuye tanto como en la Probeta 1, a pesar de que no es mucha la diferencia en los valores de dureza, una posible explicación de la continuidad en los valores de la dureza de la Probeta 2 es debido a la homogeneidad, a la distribución de calor o a una mayor presencia de Perlita en el HAZ, ya que es muy pequeña la zona que se presenta en la micrografía de la Figura 4.2.7 para poder descartar la aparición de este microconstituyente.

En la Probeta 3 (1045), la microestructura en la parte de la zona de fusión sigue con la continuidad de las probetas anteriores, a pesar de ser el componente de diferente grado de acero: el grano está recristalizado, en forma equiaxial y en un orden de tamaño de 1  $\mu\text{m}$  de diámetro aproximadamente, lo cual se observa en la parte izquierda de la Figura 4.2.8.

La micrografía muestra una zona de transición, ya que en la parte derecha aparece un grano de tamaño más grande que el de la parte izquierda, la parte derecha es la correspondiente al HAZ. Igualmente se muestra una continuidad con las microestructuras anteriores respecto al crecimiento de grano en esta zona.

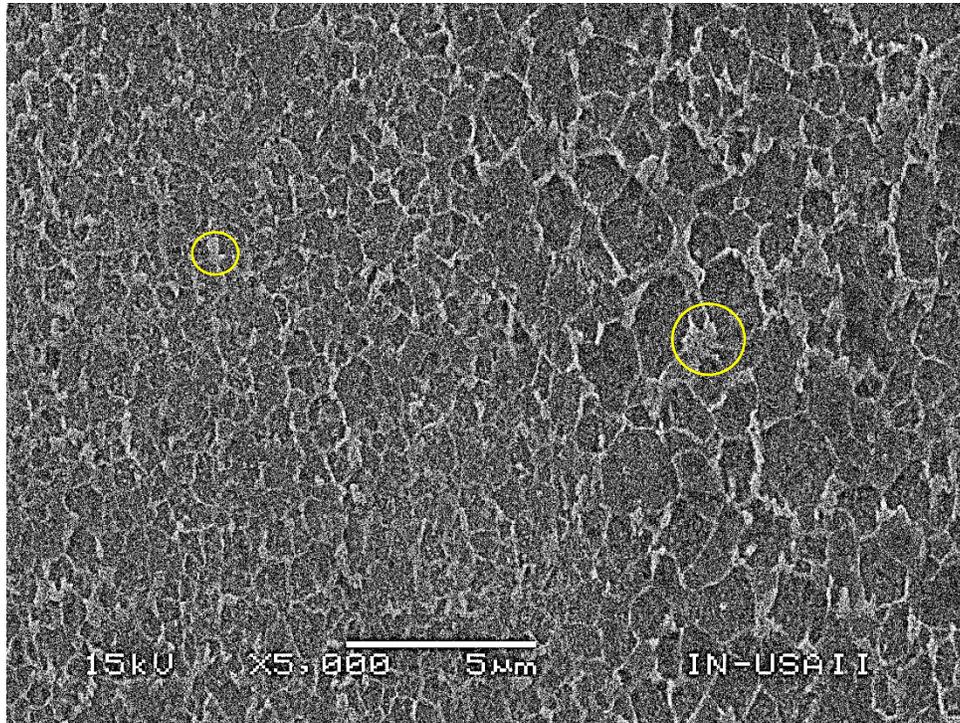


Figura 4.2.8 Probeta 3 (1045): Zona de fusión (izquierda) y HAZ (derecha) a 5000x.

Hay colonias de Perlita presentes en la zona de fusión y en el HAZ, siguen siendo complicadas de identificar en estas zonas. Los círculos en amarillo identifican algunos de estos que, como pasa con micrografías anteriores, pueden ser confundidos con los límites de grano de la Ferrita, debido a que la Perlita está ligeramente deformada.

En la microestructura correspondiente al componente del acero 1045, la Perlita se aprecia de manera más clara que en las probetas anteriores, ya que se observa de mejor manera la continuidad en la estructura laminar y con un color más claro, tanto en el HAZ como en la microestructura inicial, como se muestra en la Figura 4.2.9. La cantidad de granos de Ferrita es similar entre ambas zonas.

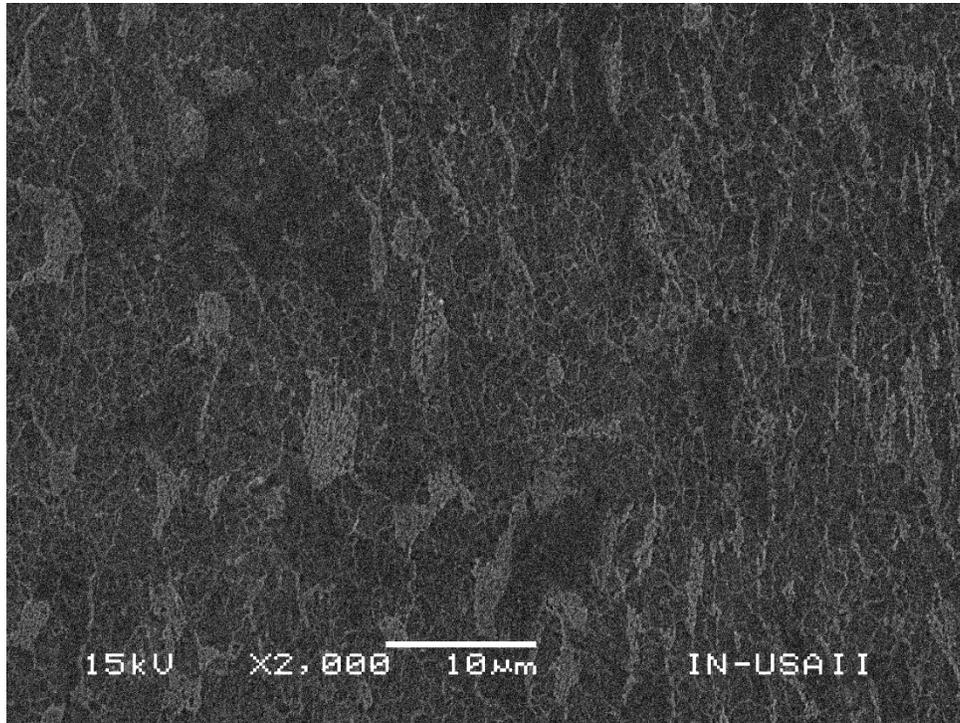


Figura 4.2.9 Probeta 3 (1045): HAZ (izquierda) y estructura inicial (derecha) a 2000x.

En la parte izquierda está la zona correspondiente al HAZ, distinguible por tener granos de forma equiaxial, ya que el tamaño es similar en comparación de los granos de la parte derecha correspondiente a la microestructura inicial: los granos comparten una longitud similar pero no en la geometría, como se menciona, los granos del HAZ al ser afectados térmicamente aumentaron en tamaño y se volvieron equiaxiales, los granos de la estructura original se ven alargados.

La similitud entre el tamaño de los granos del HAZ y la microestructura inicial es la explicación de la continuidad de dureza a lo largo del perfil, en los perfiles de otras probetas la dureza cambiaba drásticamente, disminuyendo al momento de llegar al HAZ, debido al aumento de tamaño de los granos en esta zona y en esta no sucede.

La conductividad térmica del Acero 1018 es de 51.9 W/mk, mientras que la conductividad térmica del Acero 1045 es de 50.8 W/mk, esto quiere decir que el Acero 1045 tiene una menor conductividad térmica que el Acero 1018. Aunque el cambio de esta propiedad no es tan significativa entre estos aceros, si es necesario

un mayor suministro de calor para obtener recristalización en los granos en el componente del acero 1045.

En la Figura 4.2.10 se puede observar una franja de fusión justo en medio de la micrografía, distinguible por tener un color más claro. Esta franja indica la zona de interfase entre ambos componentes de la Probeta 3, es decir, donde se encuentra la unión.

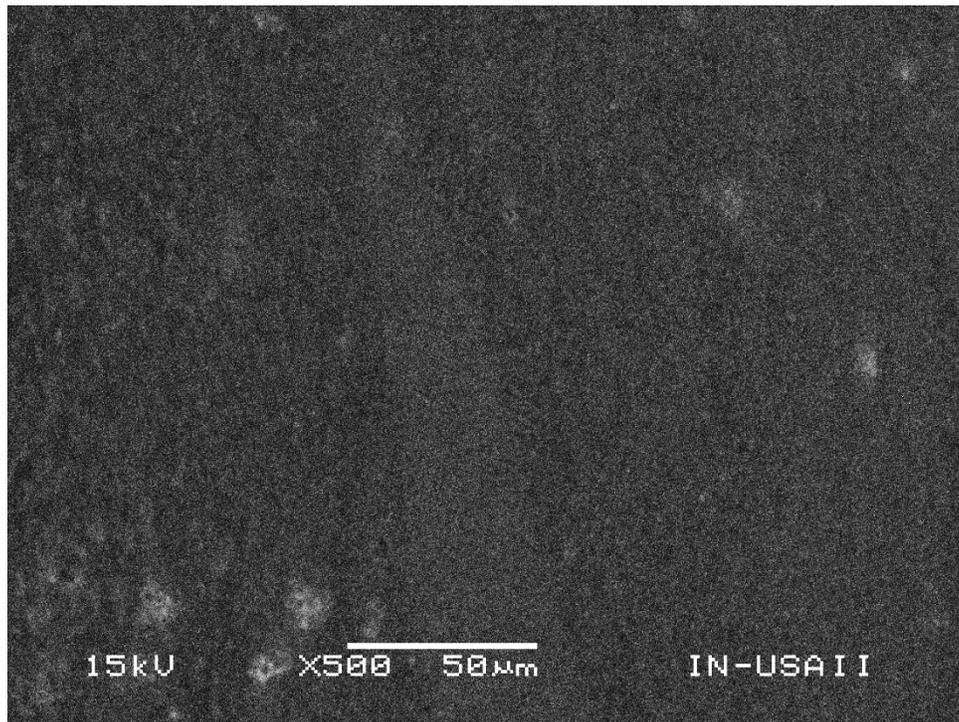


Figura 4.2.10 Probeta 3: Interfase entre Acero 1018 (izquierda) y Acero 1045 (derecha) a 500x.

La micrografía no presenta en esta zona defectos como cavidades o fisuras, también presenta una microestructura similar entre ambas zonas de fusión de cada componente y no hay una fluctuación o direccionalidad de granos tan evidente.

Al igual que el componente 1045, existe una similitud entre el tamaño de los granos del HAZ con la estructura inicial, presentado en la Figura 4.2.11. La diferencia entre los granos de ambas zonas se puede hacer identificando los granos equiaxiales

representativos del HAZ, como el grano que se muestra encerrado en el círculo azul que también es un grano de Perlita.

La estructura inicial del Acero 1018 es algo similar a la del Acero 1045, aunque los granos del Acero 1045 se presentan ligeramente con un mayor nivel de deformación, es decir, más alargados.

El crecimiento de granos, por parte de la zona HAZ en el componente del Acero 1018, es el motivo de la caída en los valores del perfil de dureza.

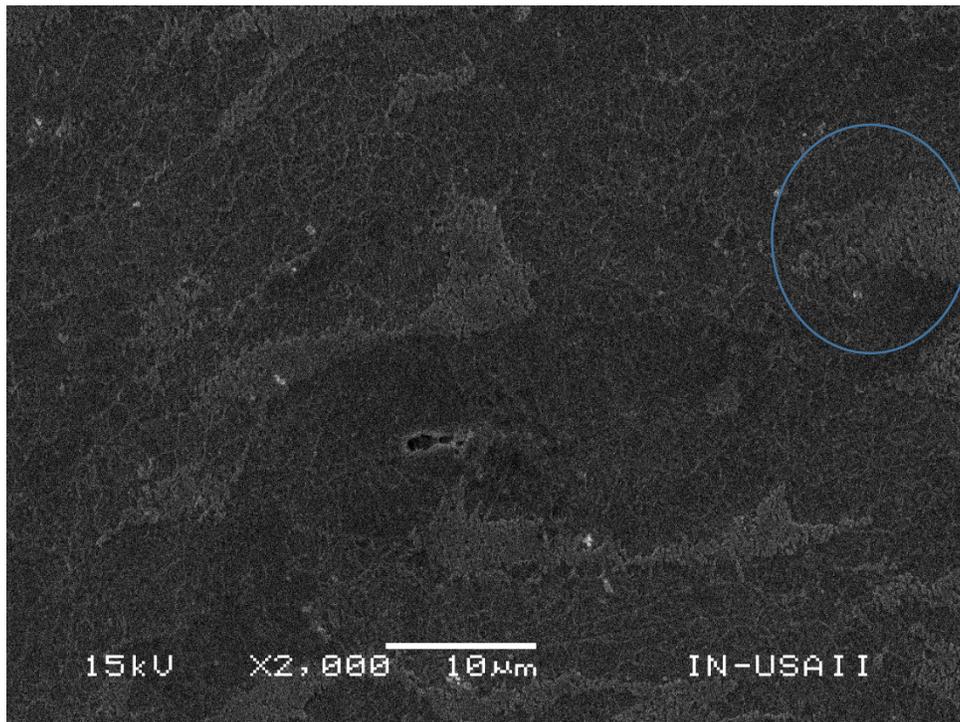


Figura 4.2.11 Probeta 3 (1018): Estructura inicial (izquierda) y HAZ (derecha) a 2000x.

Se observa la aparición de una franja de fusión al extremo inferior de la micrografía de la Figura 4.2.12, esta línea de fusión indica la interfase de la soldadura y el comienzo de la zona de fusión. Próximo a la franja de fusión, se encuentra la zona de fusión que presenta granos finos, lo cual significa que hubo recristalización de los granos en esta zona.

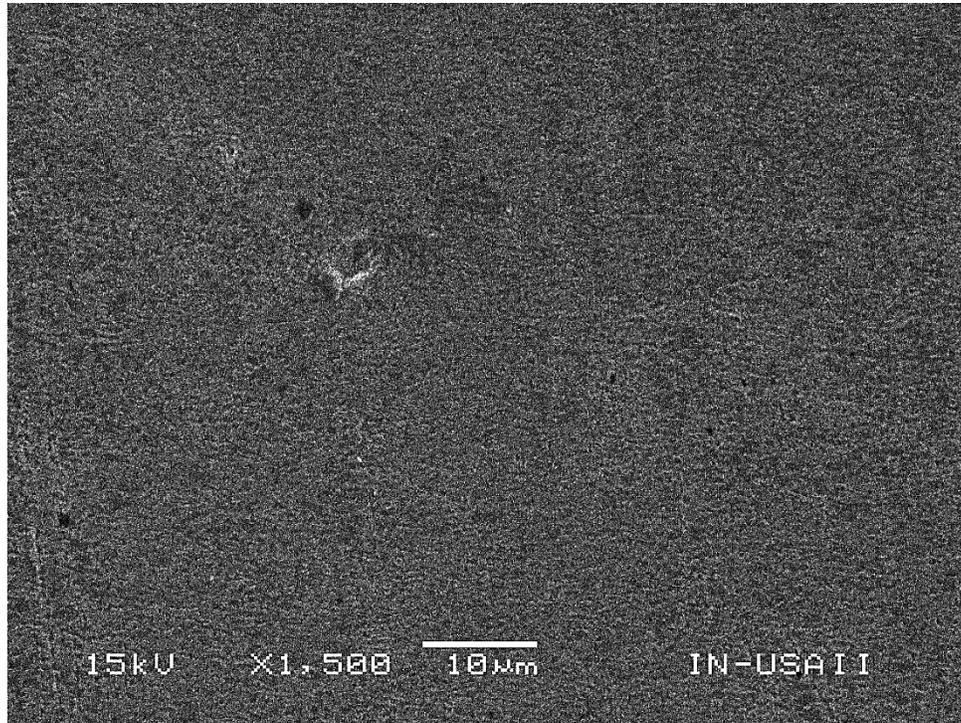


Figura 4.2.12 Probeta 4: Interfase (extremo inferior izquierdo), Zona de fusión (en medio) y HAZ (derecha) a 1500x.

En la parte derecha de la Figura 4.2.12, se encuentra el HAZ aunque, a diferencia de las probetas anteriores, los granos presentes en esta zona no presentan un aumento de tamaño tan notorio, su aumento de tamaño es apenas perceptible. La diferencia de tamaño en los granos entre la zona de fusión y el HAZ no es tan visible como en otras probetas.

Con la micrografía presentada en la Figura 4.2.13, correspondiente a la Probeta 4, muestra que los granos de la parte derecha son apenas unos micrómetros más grandes que los de la parte izquierda, esto quiere decir que existe una recristalización en ambas zonas pero el crecimiento de grano representativo del HAZ ocurre en menor grado que las anteriores probetas.

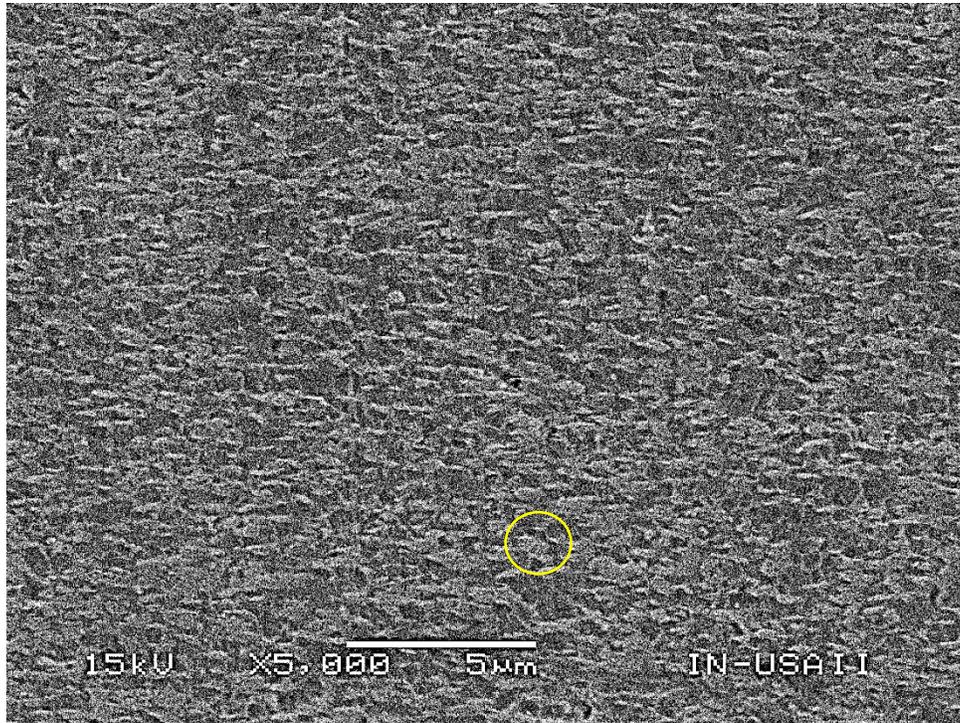


Figura 4.2.13 Probeta 4: Zona de fusión (izquierda) y HAZ (derecha) a 5000x.

Debido a la deformación de la Perlita por la fase de fricción y la fase de forja, acompañado del tamaño tan fino del grano, es difícil identificar este microconstituyente en esta micrografía. A pesar de esto, hay algunas colonias que son capaces de identificarse, como el encerrado en el círculo amarillo.

La forma equiaxial de los granos en ambas zonas permanece constante hasta la Probeta 4, los granos no son totalmente equiaxiales, están ligeramente alargados, aunque no tanto como los que se presentan en la microestructura original.

El perfil de dureza correspondiente a la Probeta 4 es el perfil que presenta más constancia en sus valores, es el único perfil cuyos valores no disminuyen de 200 HV0.3. La falta de crecimiento del grano en el HAZ es la razón por la cual se presenta esta constancia en los valores del perfil de dureza.

La Figura 4.2.14 presenta granos a simple vista parecidos en tamaño, se logra la distinción entre las zonas debido a la forma de los granos. Los granos pertenecientes al HAZ tienen una forma parcialmente equiaxial (como en la Figura

4.2.13) mientras que los granos presentes en la microestructura original, como en el resto de las probetas, es distinguible por presentar una estructura alargada.

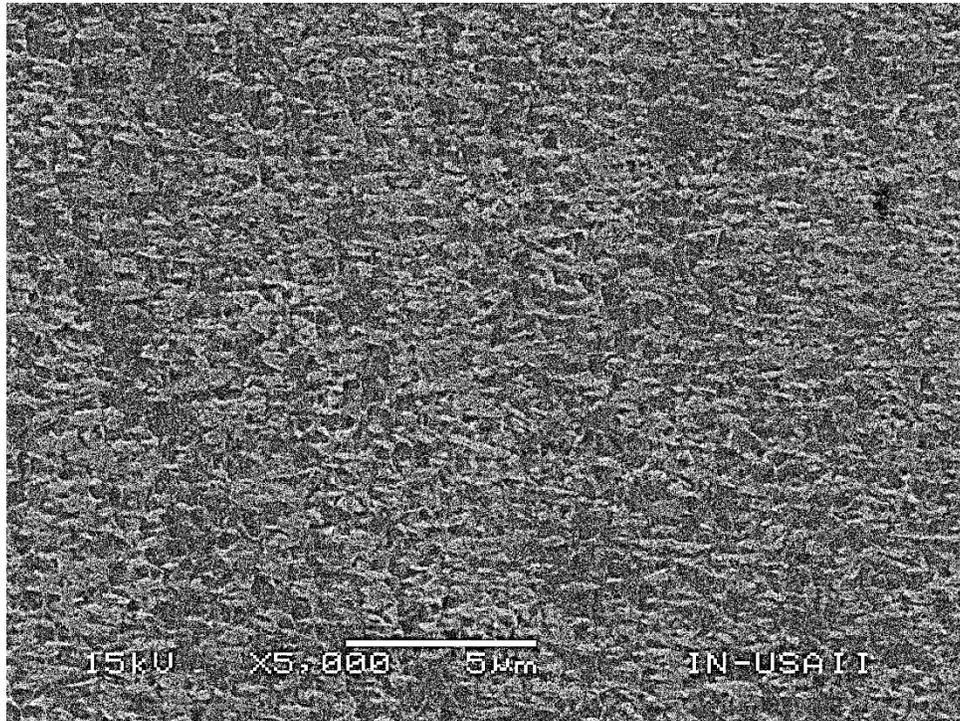


Figura 4.2.14 Probeta 4: HAZ (izquierda) y estructura inicial (derecha) a 5000x.

Con una mayor observación, también se puede distinguir un tamaño ligeramente mayor por parte de los granos de la parte izquierda que los granos de la parte derecha, indicando la recristalización junto con el crecimiento de grano que se presenta constante en el HAZ.

En la Figura 4.2.15, se permite identificar las tres zonas microestructurales de la probeta. Inclinado hacia el extremo izquierdo se encuentra la zona de fusión, distintiva por sus granos recristalizados y finos, se puede asegurar que se trata de esta zona debido a la cavidad que se presenta en la interfase de las probetas.

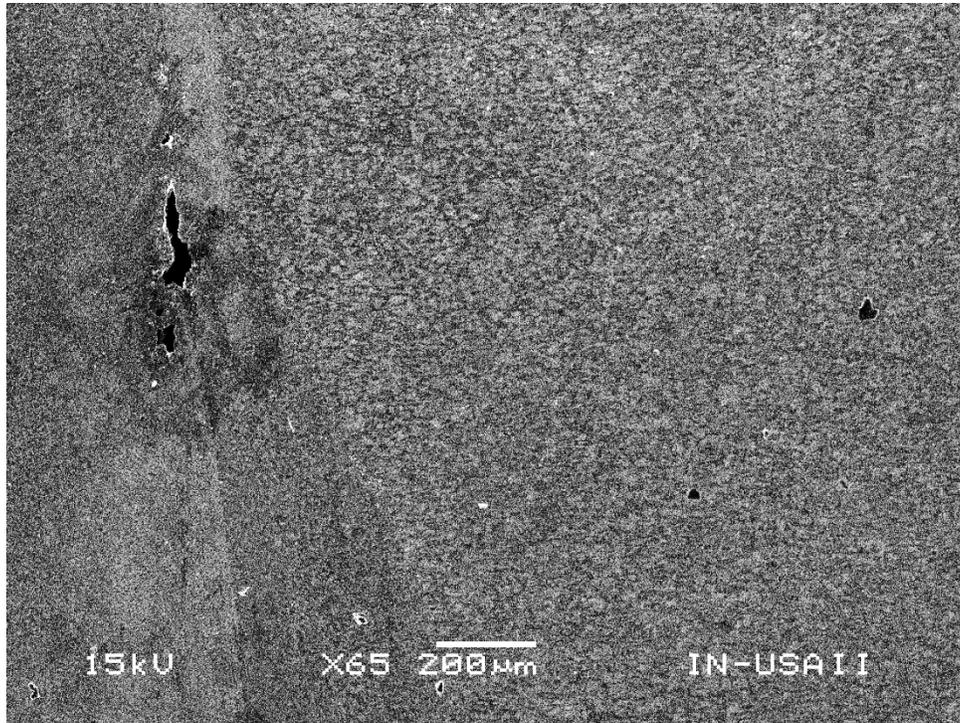


Figura 4.2.15 Probeta 5: Zona de fusión (izquierda), HAZ (en medio) y estructura inicial (derecha) a 65x.

Se observa notoriamente un aumento en el tamaño de grano cuando se desplaza hacia la zona media de la micrografía, estos granos pertenecen al HAZ que, al igual que en el resto de las cuatro probetas anteriores, sufre una recristalización acompañada de un crecimiento de grano, aunque este crecimiento es en una mayor escala que el de la Probeta 4.

Finalmente inclinado hacia el extremo derecho se encuentra la estructura original, se identifica por la disminución del tamaño de grano respecto al HAZ pero sin llegar a un tamaño de grano tan fino como el de la zona de fusión.

La comparación entre los granos presentados en la Figura 4.2.16, correspondiente a la Probeta 5, da testimonio de la existencia del crecimiento de grano en la HAZ, ya que los granos de la derecha son significativamente más grandes que los granos de la izquierda. Los granos de la estructura inicial se identifican, como en los casos pasados, por estar más alargados que los granos parcial o totalmente equiaxiales del HAZ.

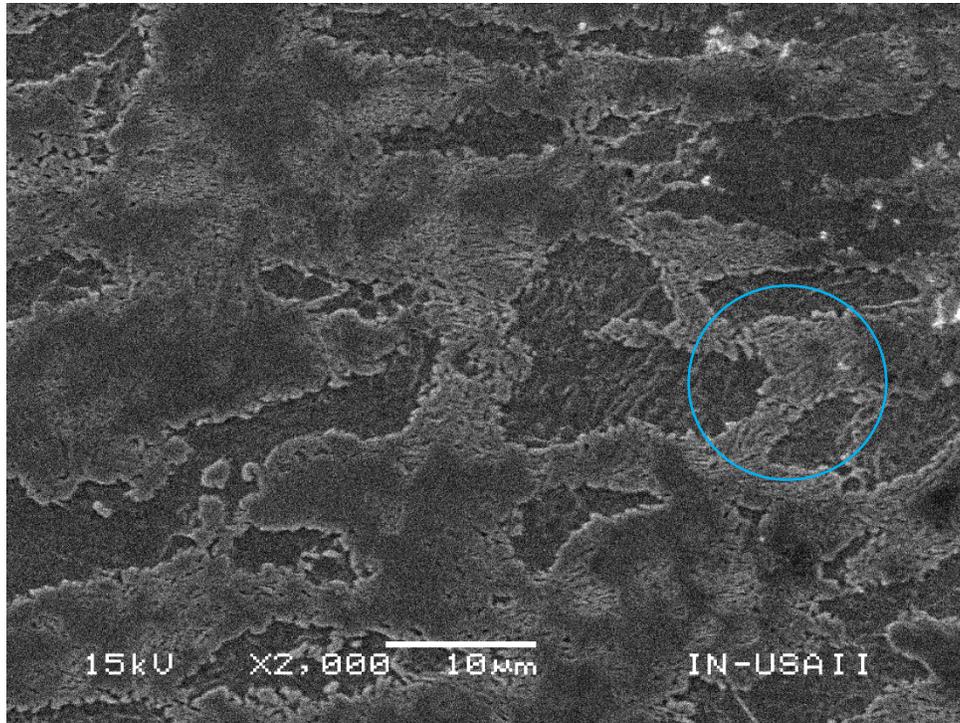


Figura 4.2.16. Probeta 5: HAZ (izquierda) y estructura inicial (derecha) a 2000x.

En cuanto a los microconstituyentes presentes, se puede ver en el grano señalado en azul claramente la estructura laminar distintiva de la Perlita, a pesar de que no todas las láminas tienen la misma dirección, indicando la deformación del grano Perlítico.

Remontándose a los datos de los perfiles de dureza, la Probeta 5 presenta una caída de valores de dureza en el HAZ, teniendo un valor mínimo a lo largo del perfil de 184 HV0.3. Siguiendo la tendencia se pensaría que, debido a su predecesor en cuanto a las RPM (1000), esta probeta tendría valores de dureza más constantes pero no fue así. Los granos del HAZ tuvieron un mayor crecimiento que los de la Probeta 4 en la misma zona, al tener granos más grandes los valores de dureza disminuyeron.

Al tener un mayor número de RPM (1250) se tuvo una mayor generación de calor que los granos del HAZ aprovecharon para poder recristalizar y aumentar en mayor tamaño que los de la Probeta 4, teniendo menor constancia en los valores de dureza a lo largo del perfil.

Anteriormente se habla sobre la direccionalidad de granos en la interfase debido a la fase de fricción y la fase de forja. En la Figura 4.2.17 se observa claramente este fenómeno en los granos, un cambio de dirección que apunta hacia la interfase de la unión de los componentes. El patrón de deformación también afecta a la morfología de los microconstituyentes, en este caso, se observan la Perlita deformada, tanto en la zona de fusión (granos más finos, círculo rojo) como en los granos del HAZ (granos más grandes, círculo azul).

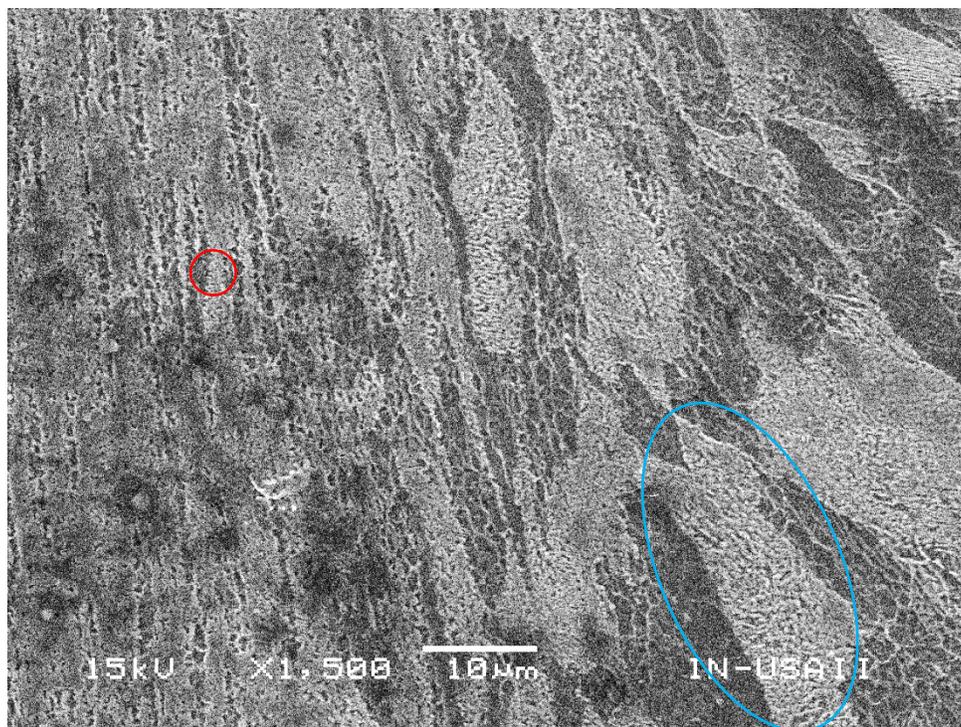


Figura 4.2.17. Probeta 5: Patrón de deformación en la interfase a 1500x.

Como se predice en el análisis de dureza, la microestructura inicial de los componentes presenta una deformación en la morfología de sus granos debido al proceso de conformado mecánico que fue sometido. Los granos en esta zona se presentan deformados y alargados.

En la interfase de los componentes, debido al proceso de forja durante la realización de la soldadura, se presenta el fenómeno de deformación severa. Los granos de

esta zona llegan a formar un patrón de deformación, que debido al cambio de direccionalidad en relación a los granos en otras zonas, puede ser desfavorable para las propiedades mecánicas de la soldadura. Este es un fenómeno prácticamente inevitable, aunque se puede reducir su impacto teniendo control en la presión que se ejerza en la fase de forja.

En las zonas que son afectadas por el flujo de calor, se relaciona la caída de dureza presente entre las zonas de fusión y el HAZ, debido a la morfología que presentan los granos, donde en las zonas adyacentes a la interfase se presenta una recristalización junto con un refinamiento del grano y las siguientes zonas presentan una recristalización junto con un crecimiento de grano. Esto se explica con el transporte de calor, recordar que el calor siempre se transporta de la zona más caliente hacia la más fría, en este caso, el calor se transporta desde la interfase hacia los extremos de los componentes.

La zona de la interfase es la primera en enfriarse, de esta manera, los granos tienen la suficiente energía térmica para recristalizar pero menor tiempo para poder tener un crecimiento, por lo tanto aparecen refinados, mientras que la cantidad generada de calor se transporta y se acumula en la HAZ, así los granos son provistos de una mayor cantidad de energía térmica y de tiempo necesario para poder tener un crecimiento de grano.

Después de los resultados de dureza y de MEB, la probeta que obtuvo las mejores propiedades es la Probeta 4 (1000 RPM): tiene los valores de dureza más constantes a lo largo del perfil y estos valores no decayeron tanto en la HAZ, se observa recristalización en la unión, el crecimiento de grano fue el menor de todas las probetas y, finalmente, es el que presenta menor cantidad y menor volumen en las cavidades de la soldadura.

## Ensayo de tensión

La finalidad del ensayo de tensión es evaluar la resistencia mecánica de la unión por soldadura por fricción en cada probeta. En las Figuras 4.3.1 a 4.3.5 se presentan las curvas esfuerzo-deformación ( $\sigma$  vs  $\% \epsilon$ ) obtenidas de la prueba de tensión de las probetas 6, 7, 8, 9 y 10.

De las curvas  $\sigma$  vs  $\% \epsilon$  se calculan los valores del esfuerzo máximo de rotura (UTS), el módulo de Young ( $E$ ), el esfuerzo de cedencia ( $\sigma_y$ ), el esfuerzo de fractura ( $\sigma_f$ ), la deformación máxima y la reducción de área.

La probeta 6 presenta muy poca deformación plástica y, por lo tanto, es casi un comportamiento frágil, se observa un cambio en la región elástica después de los 250 MPa (señalado con el círculo morado en la Figura 4.3.1), indicando un cambio en el módulo de elasticidad o módulo de Young ( $E$ ).

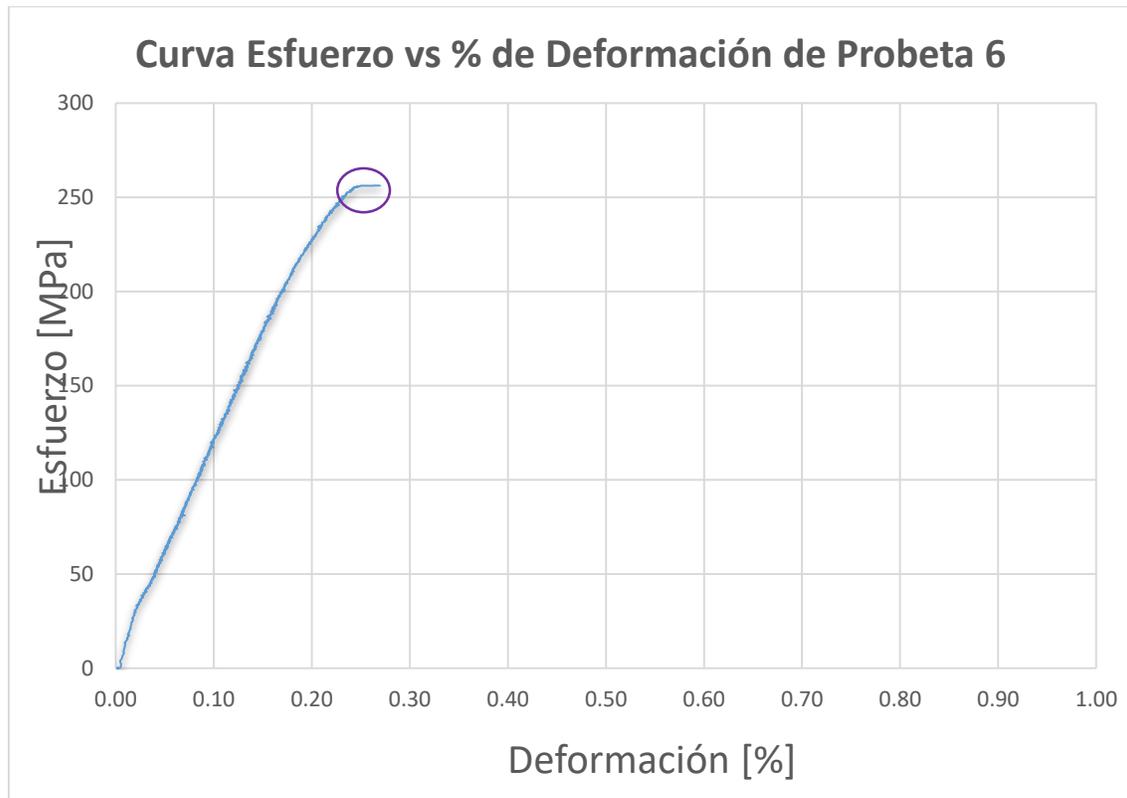


Figura 4.3.1 Curva  $\sigma$  vs  $\% \epsilon$  correspondiente a la Probeta 6 (630 RPM).

El comportamiento mostrado por la probeta 7 es similar al de la probeta 6, pero el cambio observado en la región elástica se presenta alrededor de los 250 MPa (señalado dentro del círculo morado en la Figura 4.3.2).

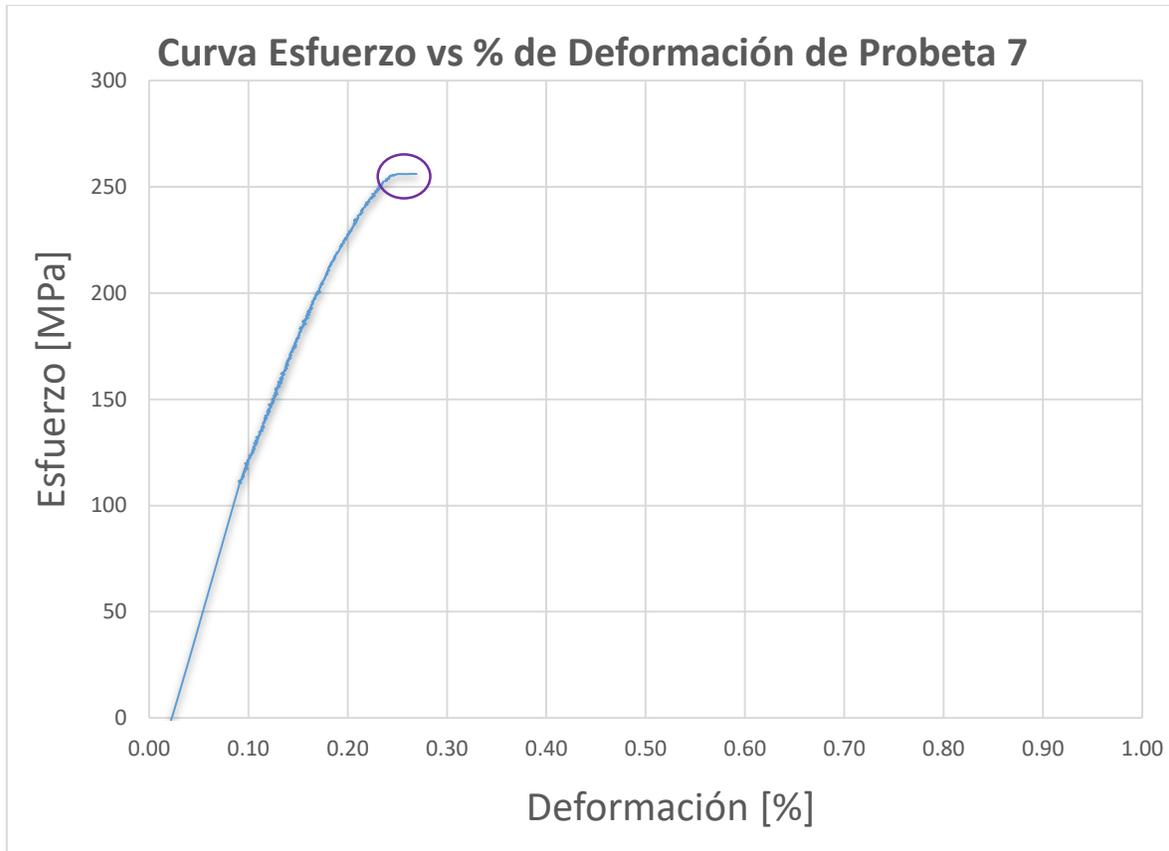


Figura 4.3.2 Curva  $\sigma$  vs  $\% \epsilon$  correspondiente a la Probeta 7 (800 RPM).

La probeta 8 muestra una menor resistencia mecánica que las dos probetas anteriores, esto indica que se trata de una unión de menor resistencia a pesar de emplearse un acero SAE/AISI 1045 que es de mayor resistencia mecánica. También presenta un cambio de pendiente desde de los 70 MPa. Alrededor de los 145 MPa presenta un escalonamiento hasta el valor máximo apenas por debajo de los 200 MPa (señalado con el círculo morado en la Figura 4.3.3), este escalonamiento indicaría un proceso de altermo de completa plasticidad y de endurecimiento por deformación. También se observa que la región completamente plástica, donde no hay endurecimiento por deformación, esta región esta indicada por los círculos

morados en las curvas  $\sigma$  vs  $\% \epsilon$  y para la probeta 8 se incrementa comparada con las muestras anteriores.

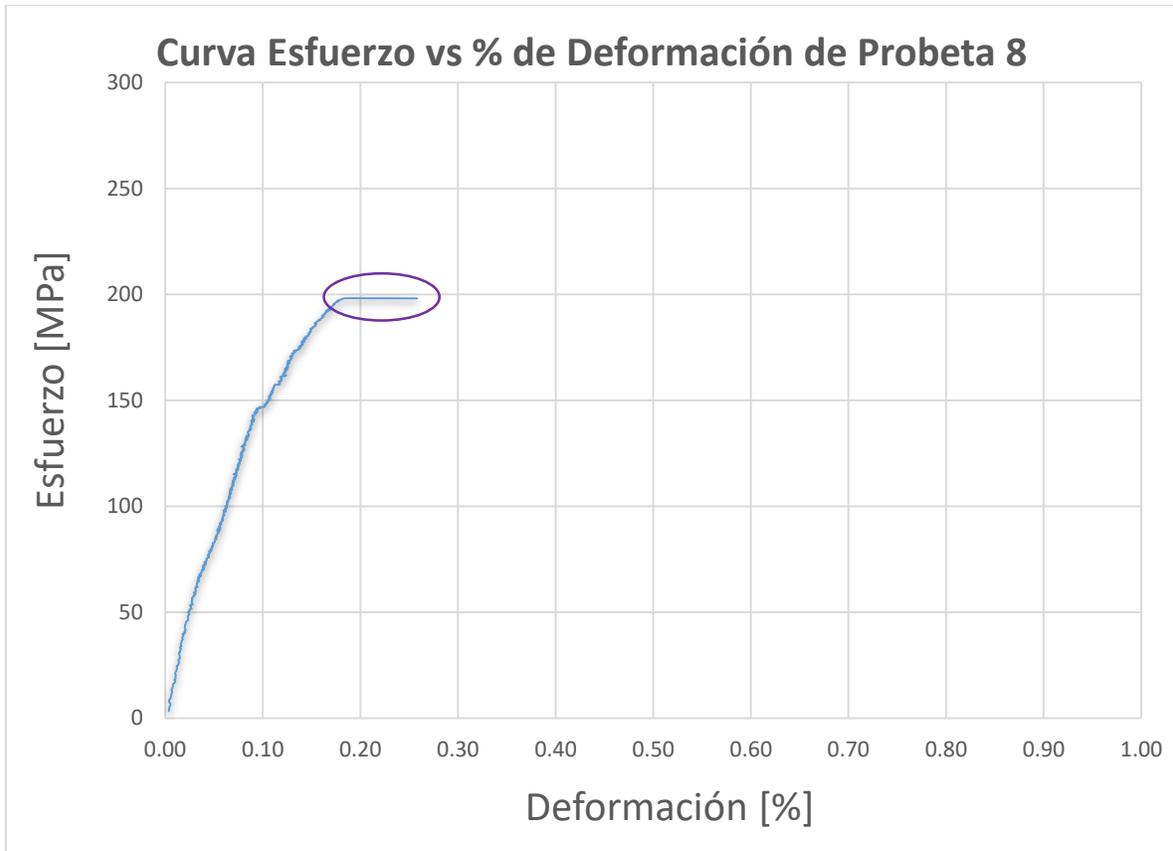


Figura 4.3.3 Curva  $\sigma$  vs  $\% \epsilon$  correspondiente a la Probeta 8 (unión 1018 – 1045, 800 RPM).

La probeta 9 muestra la mayor resistencia mecánica (alrededor de los 350 MPa, mostrada en la Figura 4.3.4) de todas las probetas, indicando que se trata de la mejor unión por soldadura por fricción del acero SAE/AISI 1018. También presenta un cambio de pendiente alrededor de los 50 MPa. A diferencia de las demás probetas presenta endurecimiento por deformación y no está presente la región de completa plasticidad.

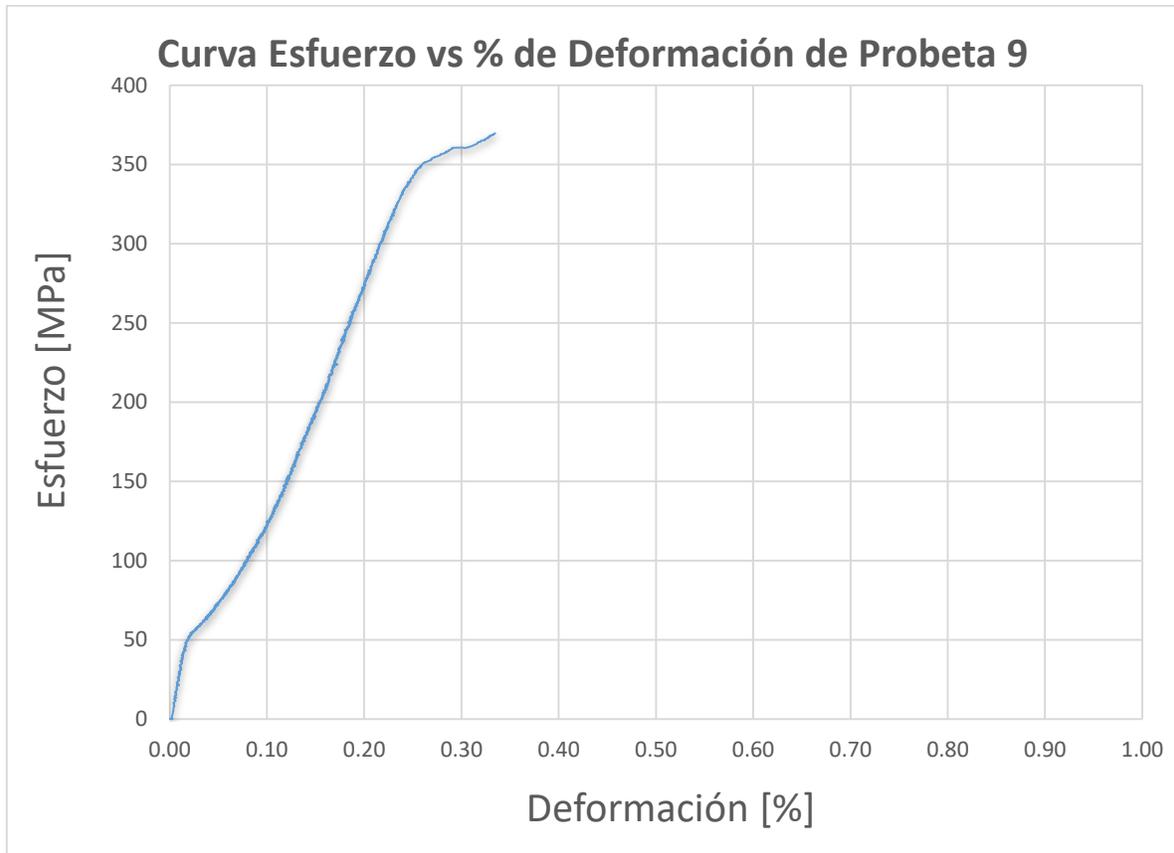


Figura 4.3.4 Curva  $\sigma$  vs  $\% \epsilon$  correspondiente a la Probeta 9 (1000 RPM).

La probeta 10 muestra una resistencia mecánica similar a las probetas 6 y 7, cuya gráfica se muestra en la Figura 4.3.5. Presenta un cambio de pendiente alrededor de los 150 MPa separado por una región completamente plástica, es decir, hay deformación plástica sin ningún incremento en el esfuerzo aplicado (señalado con el círculo rojo). También se observa la región completamente plástica en el final de la curva  $\sigma$  vs  $\% \epsilon$  donde no hay endurecimiento por deformación indicada por el círculo morado en la curva.

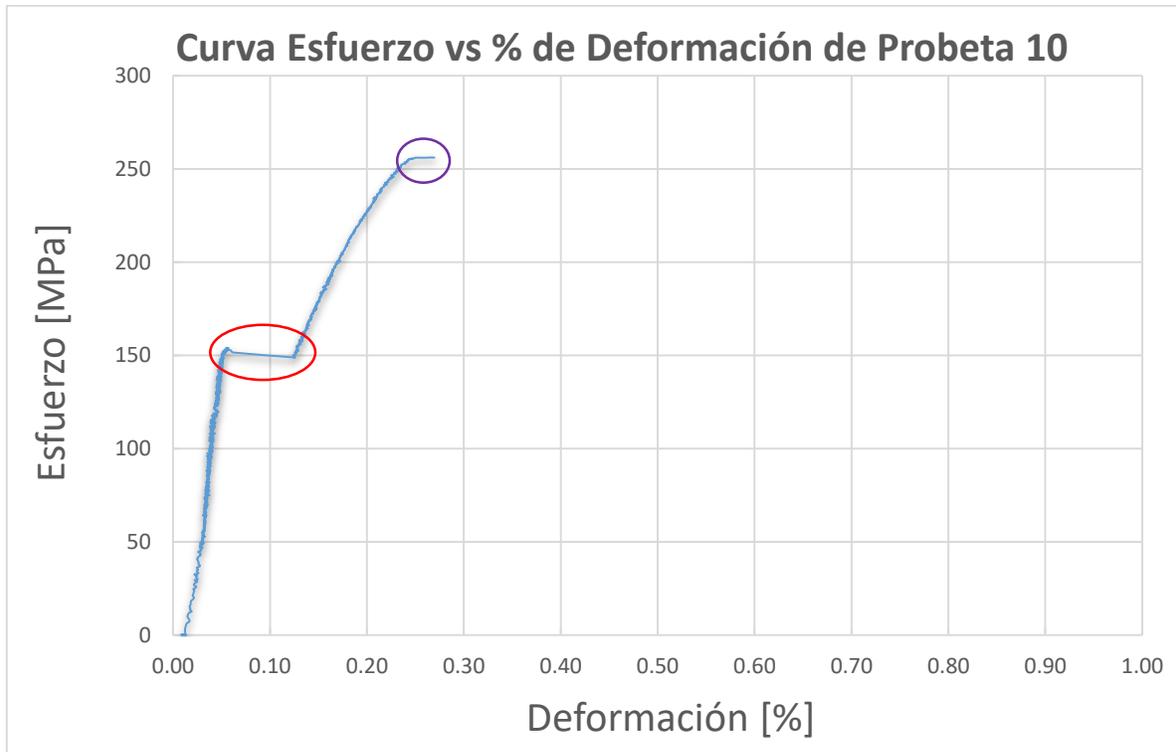


Figura 4.3.5. Curva  $\sigma$  vs  $\% \epsilon$  correspondiente a la Probeta 10 (1250 RPM).

En la Tabla 4.3.1 se muestran los resultados de las pruebas de tensión realizadas a las diferentes probetas.

Tabla 4.3.1 Resultados cuantitativos de los ensayos de tensión.

Probeta	UTS	E	$\sigma_y$	$\sigma_f$	Deformación	Reducción de área
	[MPa]	[GPa]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]
<b>Probeta 6</b>	256	120	255	255	0.25	0.26
<b>Probeta 7</b>	256	121	256	256	0.27	0.3
<b>Probeta 8</b>	198	136	198	198	0.17	0.2
<b>Probeta 9</b>	370	127	368	368	0.33	0.34
<b>Probeta 10</b>	256	141	256	256	0.27	0.3

Haciendo generalidades respecto a todas las curvas de esfuerzo – deformación arrojadas por los ensayos de tensión, ninguna curva presenta una zona plástica bien definida, ya que el porcentaje de deformación para todas las probetas es menor al

0.33% (Figura 4.3.4). Solo existe una pequeña región de endurecimiento por deformación en la probeta 9.

En cuanto al esfuerzo de cedencia, este se toma con el mismo valor del esfuerzo de fractura, ya que, como se menciona en el párrafo anterior, no existe realmente una zona plástica definida y el porcentaje de deformación no es lo suficientemente alto para poder calcularlo. Se debe recordar que cuando no se observa claramente la transición entre la zona de comportamiento elástico contra la zona de comportamiento plástico, la forma de determinar el esfuerzo de cedencia es trazando una línea paralela a la pendiente correspondiente al módulo de Young, la línea paralela parte del 0.2% de deformación en el eje X de la gráfica y el punto donde intersecte con la curva esfuerzo – deformación, indica el valor del esfuerzo de cedencia extrapolando el valor de ese punto al eje Y. A pesar de que solo la Probeta 8 presenta un porcentaje de deformación menor al 0.2%, la línea paralela para determinar el esfuerzo de cedencia convencional no alcanza a tocar la curva esfuerzo – deformación en ninguna de las gráficas, las probetas se fracturan antes.

Ante la ausencia de un endurecimiento por deformación y de una recuperación elástica imperceptible en las gráficas presentes, el UTS se registra con los mismos valores o muy similares (con una variación no mayor a 2 MPa) al del esfuerzo de cedencia o el esfuerzo de fractura.

El comportamiento de las curvas es atípico tratándose de un metal, que generalmente se comporta como un material de ductilidad media (Figura 4.3.6). Las curvas mostradas anteriormente tienen el comportamiento mecánico entre un material frágil y un material de ductilidad moderada. Esto se debe a la discontinuidad en la geometría y la microestructura, que proporciona propiedades anisotrópicas en la unión: la microestructura en las zonas más cercanas a la interfase es más fina, lo cual incrementa su dureza y fragiliza al material; la discontinuidad en la geometría junto con posibles cavidades se generan concentradores de esfuerzos que facilitan la generación y propagación de grietas.

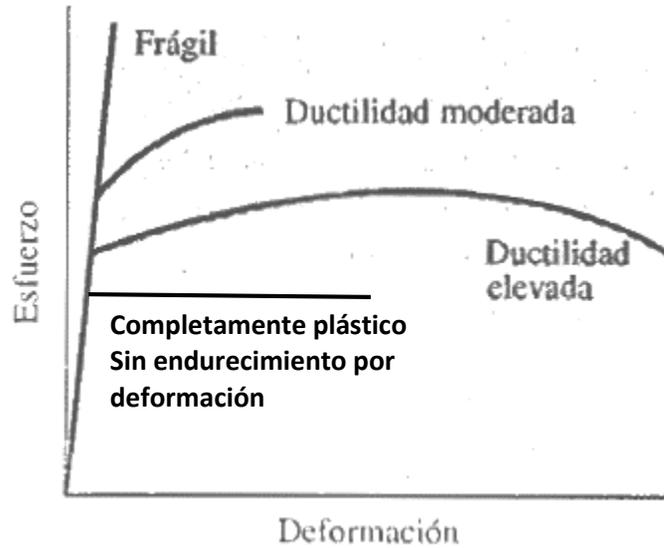


Figura 4.3.6 Comparación del comportamiento mecánico entre materiales frágiles y dúctiles ante el ensayo de tensión.

En la Figura 4.3.1, 4.3.2, 4.3.3 y 4.3.5, se observa un comportamiento lineal horizontal en los valores finales de la curva (señalados en círculos morados). Lo que ocurre físicamente es que el valor del esfuerzo de tensión aplicado se mantuvo constante momentáneamente mientras la deformación continuaba aumentando. Este comportamiento lineal al final de la gráfica podría confundirse para señalar el esfuerzo de cedencia, pensando que estas líneas indican una zona de comportamiento plástico.

Hay un comportamiento anormal en la curva de la Figura 4.3.5 respecto al resto de las curvas (señalado en un círculo rojo), donde el porcentaje de deformación cambia rápidamente de manera ascendente. Recordando en el análisis del ensayo de dureza y el análisis microestructural, en las uniones existen pequeñas cavidades creadas por la falta de calor generado en la interfase o por las discontinuidades en las superficies de cada componente. Al aplicar el esfuerzo de tensión este pudo encontrar una cavidad que poseía la unión, de esta manera el porcentaje de deformación pudo cambiar súbitamente en comparación de otras curvas, aunque estrictamente no es un gran cambio, ya que solo aumenta un 0.07%.

En cuanto a los datos obtenidos de las gráficas, presentados en la Tabla 4.3.1, la única probeta que obtuvo valores de esfuerzo UTS, esfuerzo de cedencia y esfuerzo de fractura por debajo de los 200 MPa fue la Probeta 8, correspondiente a la unión mixta. Basados en análisis anteriores, esta probeta necesitaría una fabricación con mayor número de RPM para poder generar una buena unión entre los dos grados de aceros.

La probeta 10 obtuvo el mayor valor respecto al módulo de Young (141 GPa) aunque su comportamiento elástico no tuvo el valor alto que se esperaba, así que rompe con la tendencia de mayor resistencia mecánica ante mayores RPM.

La unión que obtuvo una mayor resistencia mecánica, sometida ante el ensayo de tensión, es la Probeta 9, con valores mayores a 300 MPa en el UTS, el esfuerzo de cedencia y el esfuerzo de fractura. Esto representa una diferencia de 114 MPa en comparación al valor del esfuerzo más cercano, correspondiente a las probetas 6, 7 y 9.

Relacionando los resultados del ensayo de tensión con los resultados del ensayo de dureza, la probeta fabricada con 1000 RPM (Probeta 4) es la única probeta que no presenta valores menores a 200 HV durante su perfil de dureza, es decir, tuvo valores promedio más altos y constantes que el resto de las probetas. Esto tiene sentido ya que en relación con el análisis microestructural, la Probeta 4 presenta el menor nivel de recristalización en el HAZ, lo cual genera una mayor homogeneidad en la microestructura a lo largo de las zonas, aportando una mayor isotropía a las propiedades mecánicas de la unión.

## Curvas de calentamiento

Después del análisis combinado de los ensayos de dureza, del análisis microestructural y de los ensayos de tensión, se seleccionó como el mejor resultado el obtenido en las probetas realizadas a 1000 RPM. Por lo que estas revoluciones se mantendrán constantes para realizar pruebas en las que se suspenderá el proceso de unión de soldadura por fricción a diferentes temperaturas.

El objetivo de la construcción de curvas de calentamiento es estimar una temperatura ideal para realizar la unión, es decir, tener una temperatura en la interfase donde sea más conveniente realizar la fase de forja, acompañado de un análisis metalográfico y fractográfico. Estas curvas están en función del incremento de temperatura respecto al tiempo.

Las curvas de calentamiento de las cuatro uniones que se fabricaron se muestran a continuación en la Figura 4.4.1.

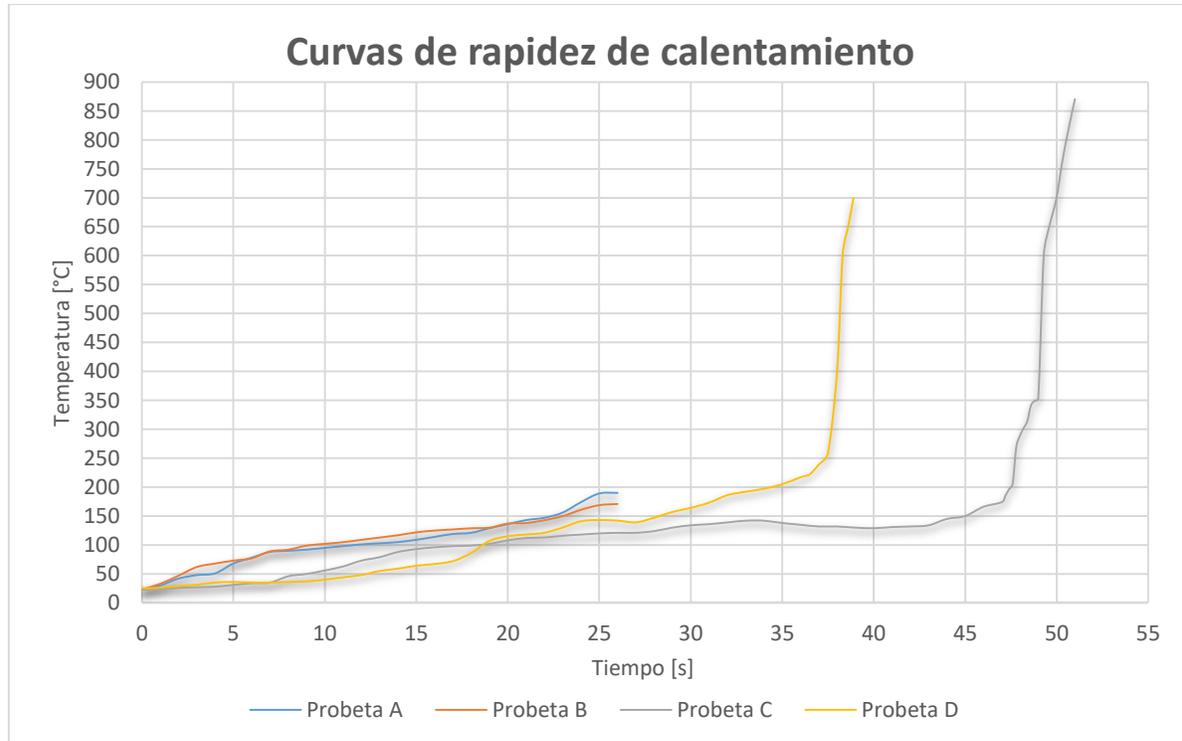


Figura 4.4.1 Curvas de rapidez de calentamiento correspondientes a las Probetas A, B, C y D.

Las Probetas A y B tuvieron un proceso interrumpido en la unión, esto significa que no se logra obtener la unión por soldadura debido a la temperatura en la interfase que estas alcanzan (entre 150 y 200°C) que es baja si se compara con las temperaturas de interfase obtenidas en las Probetas C y D.

En cuanto a las Probetas C y D, ambas logran la unión por soldadura, en el caso de la Probeta D esta alcanza alrededor de los 700°C y la Probeta C alrededor de los 870°C. Las temperaturas de estas dos probetas son aproximaciones, la estimación de estas temperaturas para la construcción de las curvas de calentamiento se explica previamente en “Capítulo II Desarrollo experimental”.

El calentamiento en las cuatro probetas se mantiene constante, excepto en las probetas que lograron la unión (Probetas C y D), el calentamiento en los últimos 5 segundos de estas es súbito, asciende la temperatura en la Probeta D a una rapidez alrededor de 100°C/s y en la Probeta C alrededor de 130°C/s. Ninguna de las cuatro probetas supera un minuto en realizar su fabricación.

Las micrografías que se muestran a continuación fueron tomadas con ayuda de un MEB, las condiciones de este y la preparación metalográfica de las piezas están señaladas en “Capítulo II Desarrollo experimental”.

La micrografía presentada en la Figura 4.4.2 muestra la microestructura de uno de los componentes que no se logró unir. Se revela una microestructura muy fina, que debe ser consecuencia del calentamiento súbito que tuvo la pieza al estar en la zona de interfase.

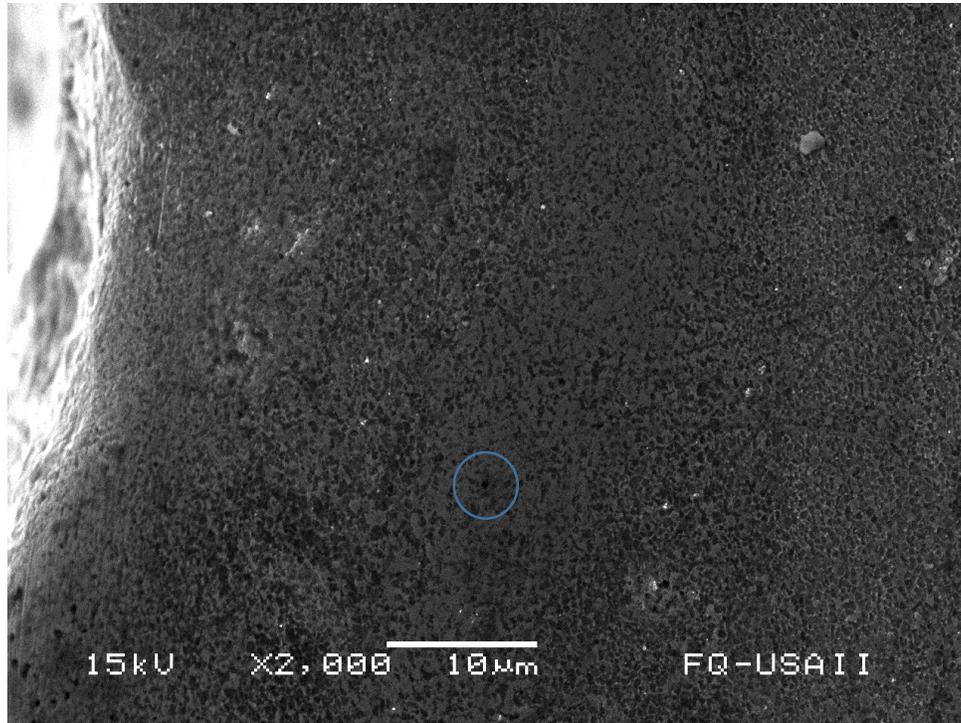


Figura 4.4.2 Probeta A: Zona de interfase a 2000x.

Los granos presentan una morfología equiaxial y la micrografía también revela microcavidades (como la señalada en un círculo azul) que provienen del material de llegada, es decir, durante el proceso de soldadura no se generaron estas microcavidades.

La Figura 4.4.3 es un acercamiento a la micrografía anterior, los granos equiaxiales se observan de mejor manera junto con las microcavidades del acero. Lo particular de esta micrografía es el patrón de deformación que se forma debido a la etapa inicial del calentamiento por fricción. Se pueden ver los granos deformados aunque debido al nivel de deformación que presentan, es difícil distinguir entre las fases ferrita y perlita.

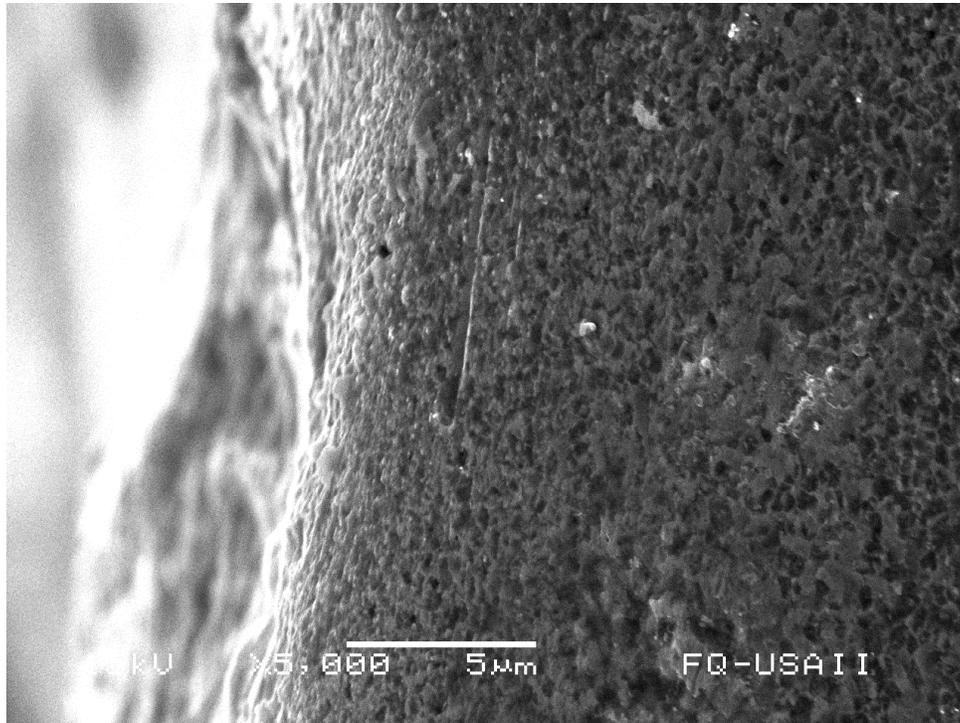


Figura 4.4.3 Probeta A: Borde de interfase (patrón de deformación) a 5000x.

Debido a la falta de calor en la zona de la interfase, en la probeta A no se presenta crecimiento de grano en la zona de transición presentada en la Figura 4.4.4, únicamente se presentan granos finos equiaxiales y la microestructura inicial de las barras de acero, con granos de morfología alargada y deformados en la región de fricción rotatoria, tanto de ferrita como de perlita (como los que se señalan en el círculo azul). En relación a la cantidad de granos de estos dos microconstituyentes, sigue siendo mayor la cantidad de granos presentes de ferrita en comparación con las colonias de perlita.

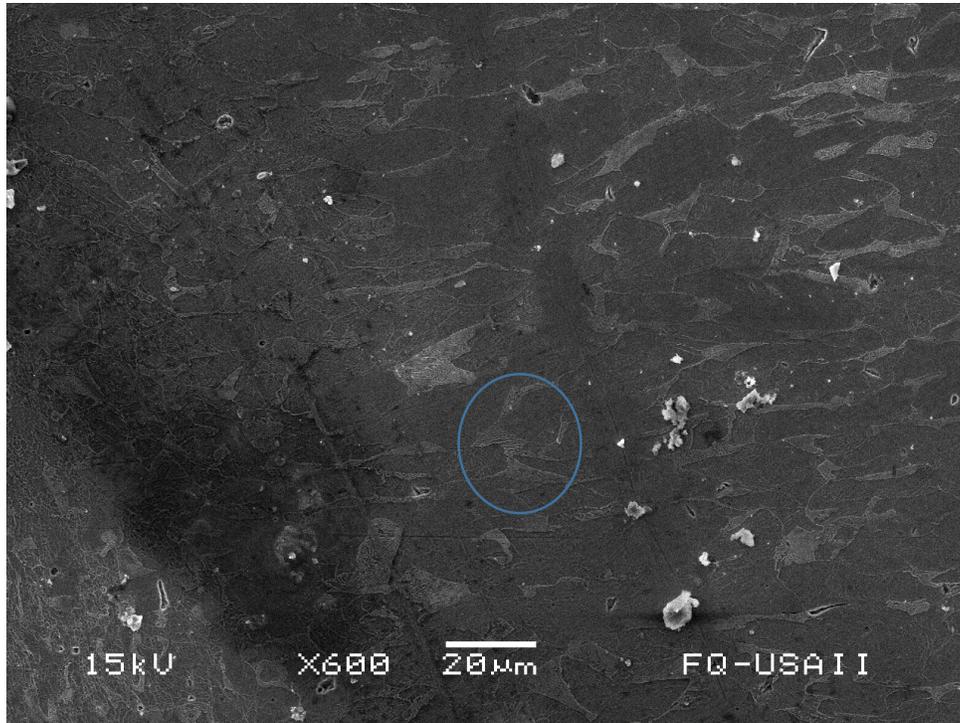


Figura 4.4.4 Probeta A: Zona de fusión (inferior izquierda) y microestructura inicial (derecha) a 600x.

Esta probeta como se menciona anteriormente, no presenta granos con aumento de tamaño, el HAZ está ausente en esta probeta. En comparación con las probetas analizadas anteriormente, es usual que esta probeta haya tenido deficiencia para soldarse debido a la insuficiencia de calor, por lo cual la aparición del HAZ es esencial para lograr la soldadura por fricción.

Al igual que en la Probeta A, el borde del componente sin unir de la Probeta B, que se presenta en la Figura 4.4.5, tiene una microestructura de morfología equiaxial y fina perteneciente a la zona de interfase.



Figura 4.4.5 Probeta B: Borde de interfase (izquierda) y microestructura inicial (derecha) a 2000x.

Aunque a diferencia de la probeta A, el área predominante que abarcan los granos finos y equiaxiales es menor. El argumento que sostiene la afirmación anterior es la aparición de granos con diferente morfología, en este caso granos alargados generados por la deformación plástica debida al proceso de fricción rotatoria, como la colonia de perlita señalada en el círculo azul, característicos de la microestructura inicial de las barras cilíndricas de acero.

Aparte del grano señalado en un círculo azul, hay otras colonias de perlita en la micrografía aunque sigue siendo mayor la presencia de granos de ferrita en esta zona.

En la Figura 4.4.6, el patrón de deformación aparece, aunque no de forma tan notoria, justo en el borde de la pieza. Se observa la direccionalidad de los granos que apunta hacia la parte baja de la micrografía, inmediatamente hacia la derecha del borde también se observa una direccionalidad parcial de granos alargados, incluso se aprecia un grano equiaxial de perlita con crecimiento (indicado por el

círculo azul), como resultado de la recristalización y crecimiento de grano asociado a la generación de calor durante el proceso de soldadura por fricción.

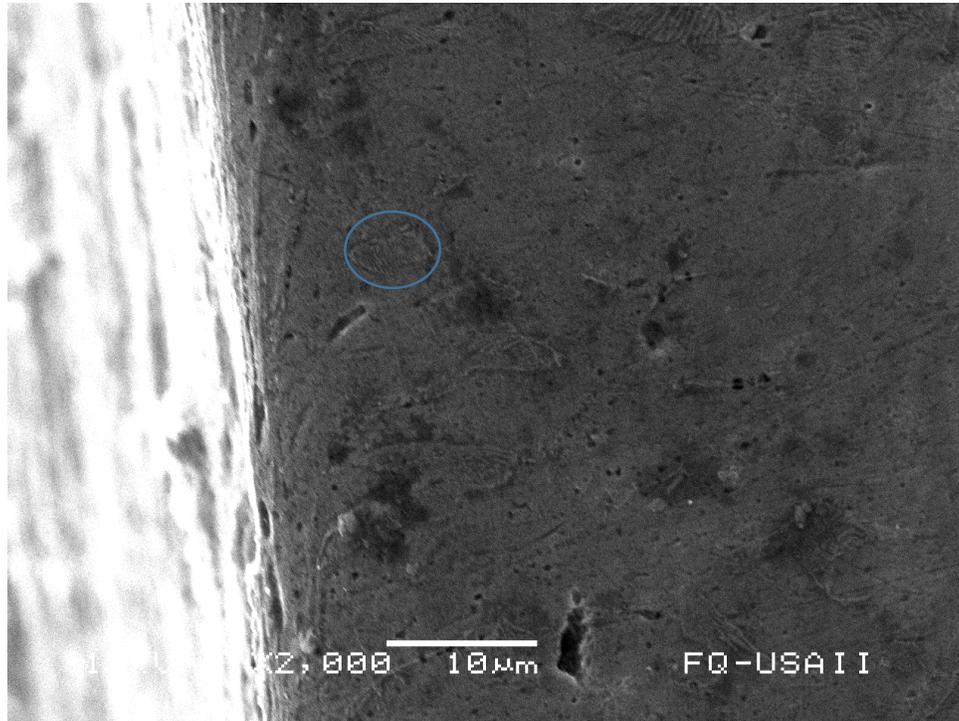


Figura 4.4.6 Probeta B: Borde de interfase (izquierda) y microestructura inicial (derecha) a 2000x.

A pesar de haber hallado un grano con crecimiento y de morfología equiaxial distintos del HAZ, no se puede hablar de la existencia de esta zona, ya que no aparecen estos granos con una mayor cantidad aglomerados en la zona próxima a la interfase.

En la Figura 4.4.7 se observa la microestructura de la probeta que no sufre cambios en la morfología debido al suministro de calor. Se mantiene constante la morfología de los granos en forma alargada y con el microconstituyente de la perlita deformada, aunque, como se observa en la parte izquierda inferior de la micrografía, esta Perlita tiene una ligera direccionalidad, similar a la de los granos de la Figura 4.4.6.

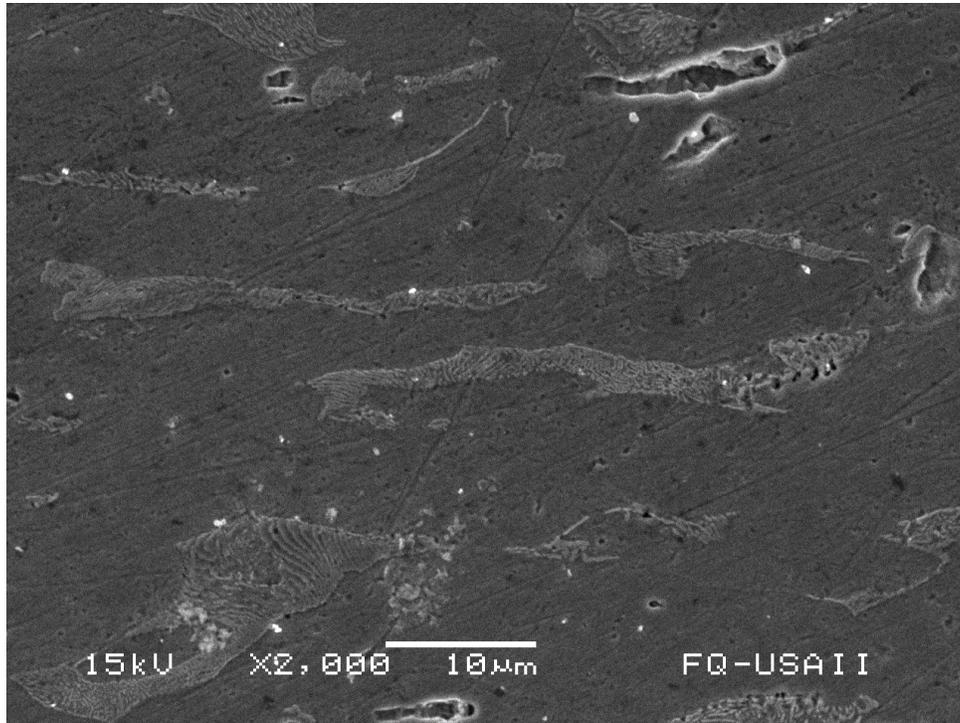


Figura 4.4.7 Probeta B: Microestructura inicial a 2000x.

Las curvas de calentamiento (Figura 4.4.1) muestran una mayor temperatura final en la Probeta A que en la Probeta B, esto quiere decir que la Probeta A tuvo una mayor generación de calor. En la curva de la Probeta A, después de los 23 s se nota un cambio en la pendiente donde se presenta una mayor inclinación, este corto cambio súbito genera un mayor suministro de calor a pesar de que las probetas fueron generadas en las mismas condiciones.

Por la diferencia en la generación de calor, la franja de granos finos equiaxiales en la Probeta B tiene una menor área que en la Probeta A. Igualmente, no se encuentra una HAZ. Los granos presentan direccionalidad en el patrón de deformación, incluso algunos que no fueron afectados térmicamente, es decir, que no sufrieron alguna recristalización, crecimiento o refinación.

La zona de interfase en la Probeta C carece de cavidades o fisuras, caso contrario a las micrografías en esta zona de probetas previamente presentadas. En la Figura 4.4.8 se observa una microestructura de morfología equiaxial fina, presentando la

morfología constante en esta zona acorde a las otras probetas. A estos aumentos es difícil diferenciar el microconstituyente de la Perlita respecto a la Ferrita.

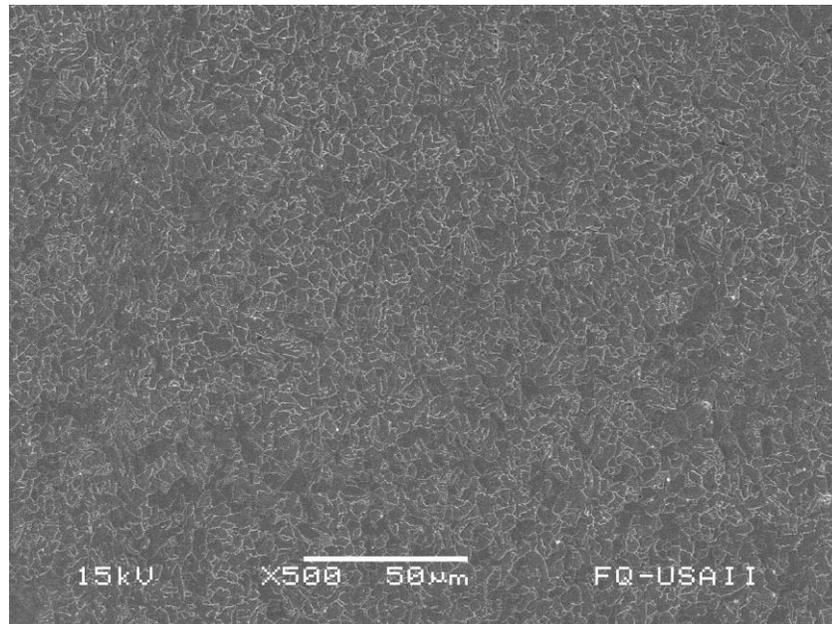


Figura 4.4.8 Probeta C: Interfase a 500x.

A diferencia de otras zonas de transición, en la micrografía de la Figura 4.4.9 se observan los cambios de morfología en cuanto al tamaño únicamente, ya que los granos presentes se observan con predominancia equiaxiales y solo algunos alargados. A pesar de que la zona de transición no es tan marcada, se puede observar una predominancia de granos finos equiaxiales del lado izquierdo (pertenecientes a la zona de fusión) y una predominancia de granos equiaxiales con crecimiento de tamaño del lado derecho (pertenecientes al HAZ). En esta zona de la Probeta C la perlita se encuentra en muy pequeña cantidad y con su morfología deformada.

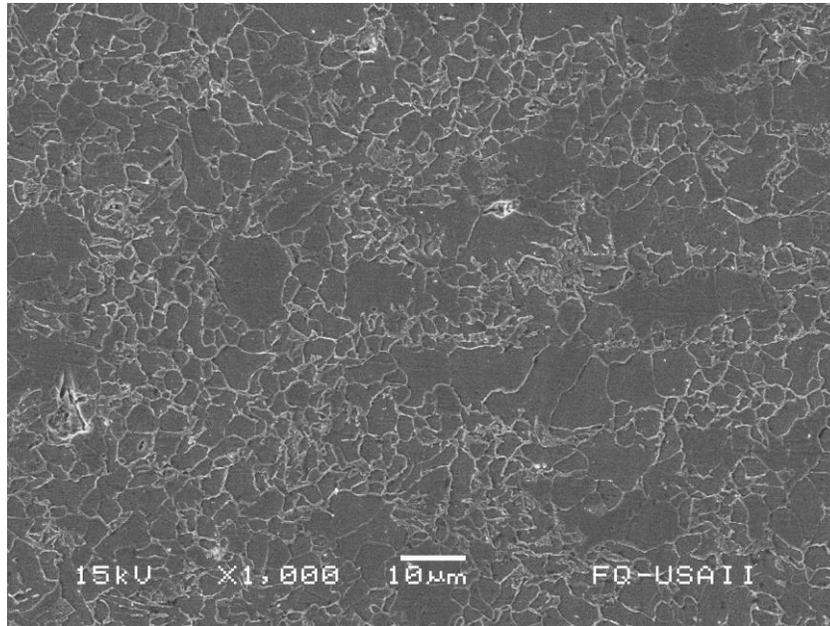


Figura 4.4.9 Probeta C: Zona de transición (fusión/HAZ) a 1000x.

La Figura 4.4.10 nos muestra otra zona de transición, esta transición está más marcada que la micrografía anterior. Del lado izquierdo predominan los granos equiaxiales con crecimiento de tamaño junto con algunos granos finos, en la misma zona se aprecian granos alargados, algunos de estos pueden ser confundidos con los equiaxiales finos debido a su tamaño y a que algunos de estos granos están constituidos de perlita deformada. Del lado derecho predominan los granos alargados y aparecen algunos granos equiaxiales con crecimiento de grano.

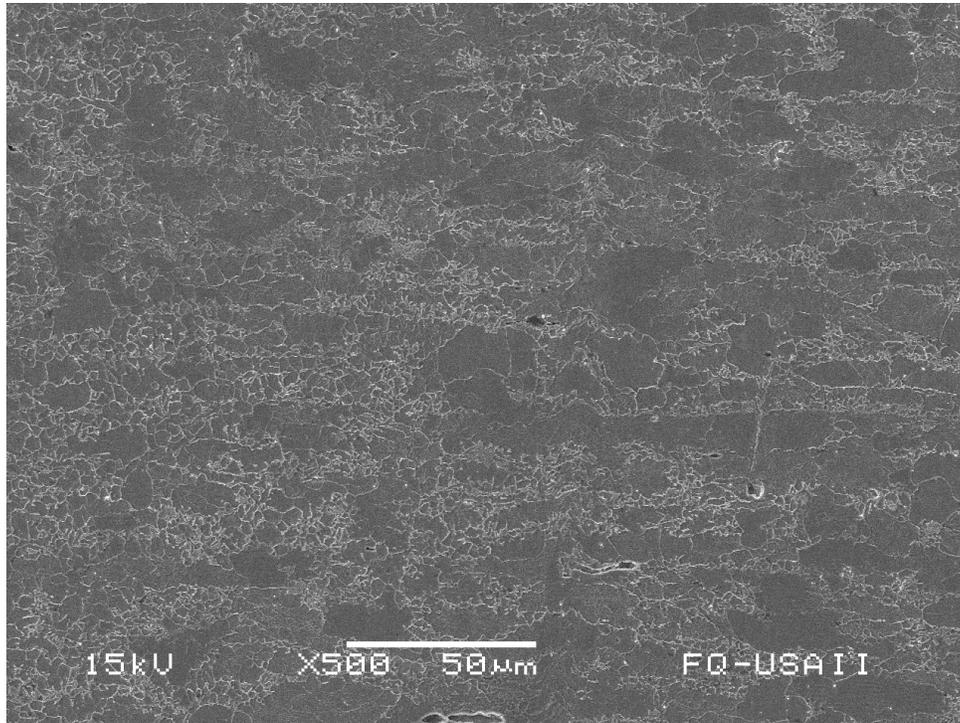


Figura 4.4.10. Probeta C: Zona de transición (HAZ/Microestructura inicial) a 500x.

Esta probeta fue la que tuvo un mayor calentamiento y un mayor tiempo de calentamiento por fricción, el calor generado fue suficiente para poder obtener granos recristalizados, junto con una morfología fina en la zona de fusión y junto con crecimiento de tamaño en el HAZ. La mayor duración de la fase de fricción sin llegar a un pico muy alto de temperatura ayuda a que el crecimiento de grano no esté en un alto grado, favoreciendo la continuidad en la morfología de la probeta, de esta manera, obteniendo propiedades mecánicas más homogéneas a lo largo de la microestructura afectada por el flujo de calor. Otro beneficio respecto a la temperatura y tiempo de la soldadura, como se menciona anteriormente, es la desaparición de cavidades o fisuras en la interfase de los componentes.

La morfología de los granos presentes en la Figura 4.4.11 es equiaxial y fina, también se observa un reordenamiento respecto a las colonias de perlita, mostrando el ejemplo en los granos señalados con un círculo azul. En esta micrografía hay una cantidad considerable de Perlita pero sigue siendo predominante el microconstituyente de la Ferrita.

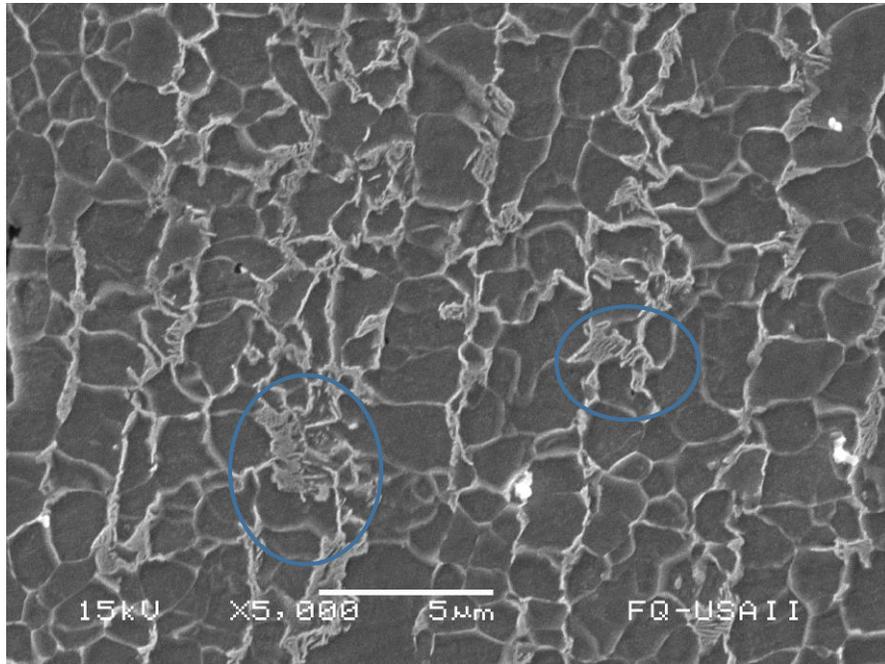


Figura 4.4.11 Probeta D: Zona de interfase a 5000x.

En la Figura 4.4.12 se muestra la microestructura de la probeta D, la cual presenta grietas en algunas zonas de la interfase, lo cual es señal de una mala unión ya que afecta las propiedades mecánicas de la soldadura, al someter la probeta ante un esfuerzo las grietas se propagarían y la pieza terminaría fallando.

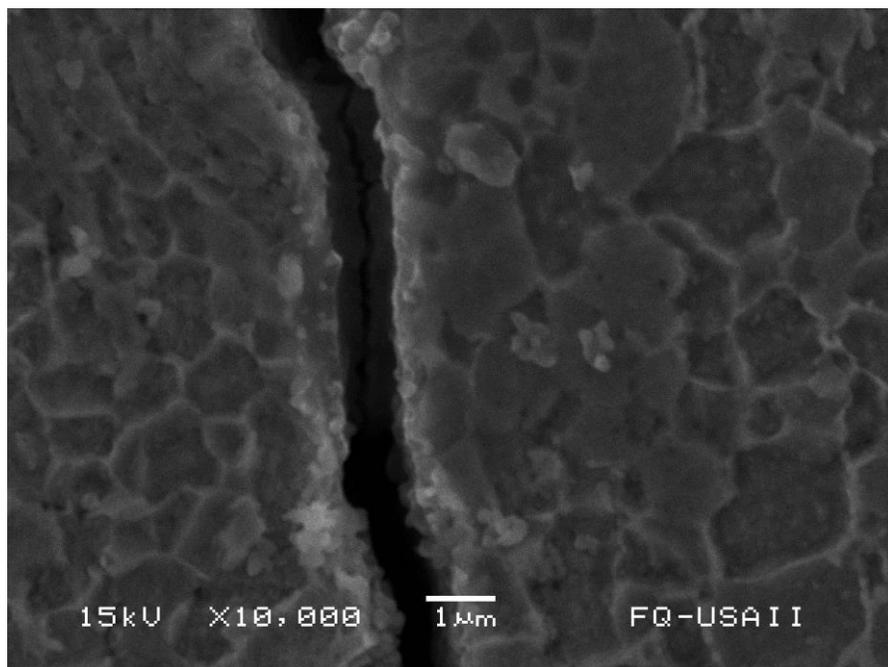


Figura 4.4.12. Probeta D: Fisura en zona de interfase a 10000x.

Aunque la fisura es continua en esta micrografía, también se observan zonas unidas en la profundidad de la grieta en la parte alta y baja de la micrografía, se distinguen por ser zonas completamente oscuras. Al igual que en la Figura 4.4.11, la morfología en la zona de interfase no cambia, se mantienen los granos finos equiaxiales, que debido a los altos aumentos, se observan de mejor manera. En esta área no se observan colonias de perlita.

En la Figura 4.4.13 se observan los granos finos equiaxiales de la zona de fusión en la izquierda, mientras los granos conservan la morfología equiaxial pero incrementan su tamaño conforme se traslada hacia la derecha, indicando el inicio y continuación del HAZ.

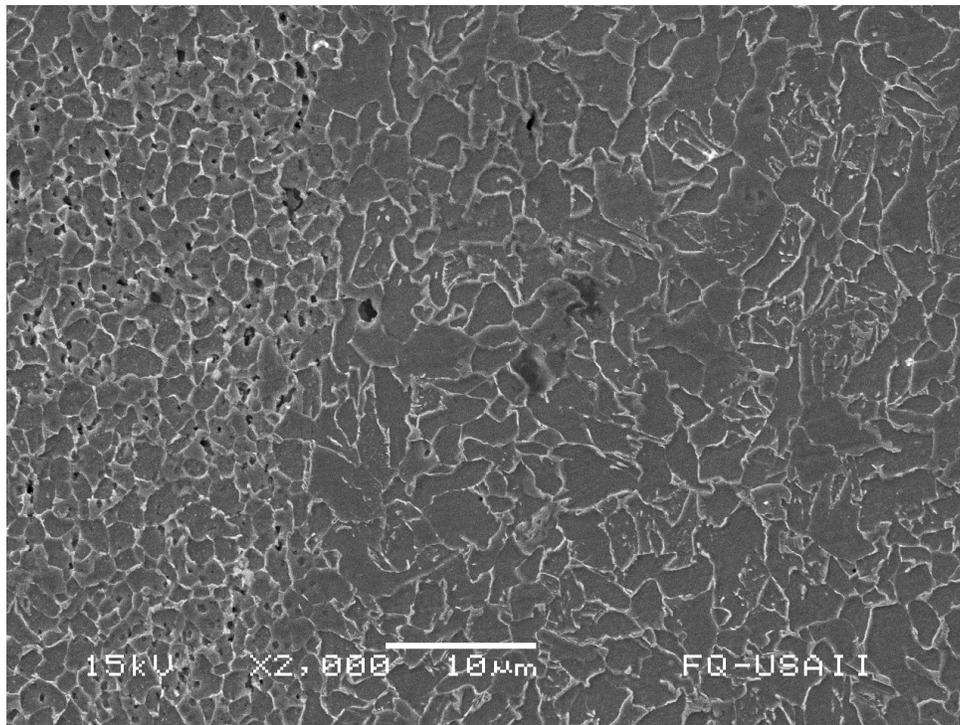


Figura 4.4.13. Probeta D: Zona de fusión (izquierda) y HAZ (derecha) a 2000x.

La diferencia entre la morfología de los granos en esta zona de transición está más marcada, a comparación de la misma zona en la Probeta C.

En la HAZ también se observan granos que no recrystalizaron completamente y aún permanecen alargados. En ambas zonas es escasa la cantidad de Perlita, predomina la cantidad de granos de Ferrita.

Al igual que la micrografía anterior, en esta zona la transición es muy marcada debido a que los granos de la parte derecha de la Figura 4.4.14 presentan una morfología en su mayoría equiaxial y con crecimiento de tamaño, mientras que los granos de la parte media e izquierda de la micrografía, presenta una morfología alargada, característica de la microestructura inicial del acero.

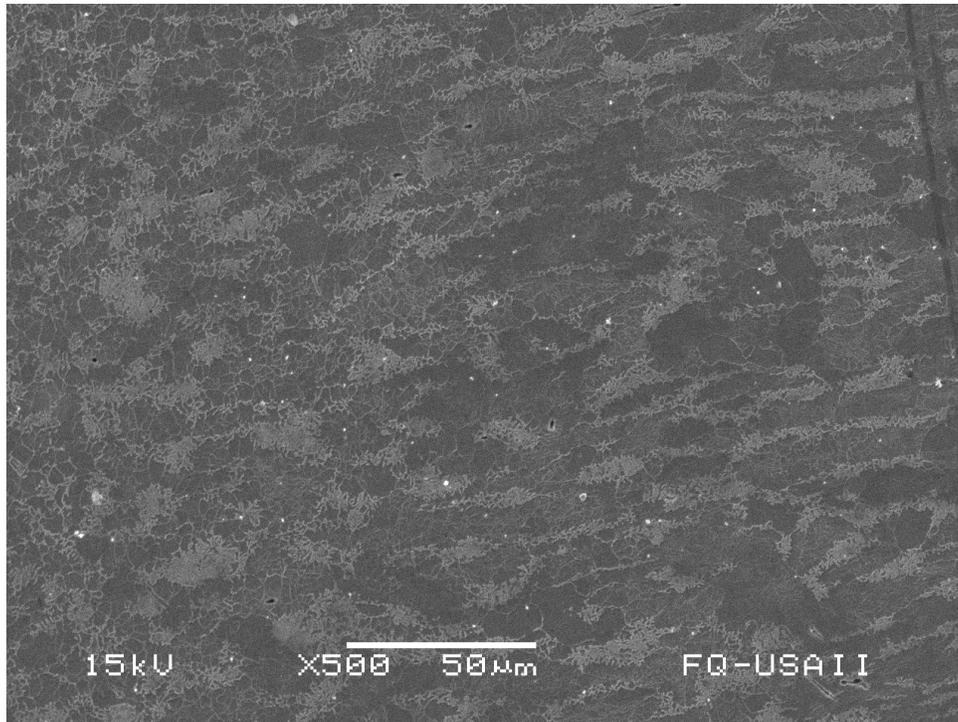


Figura 4.4.14. Probeta D: HAZ (izquierda) y microestructura inicial (derecha) a 500x.

En estas zonas la Perlita se observa en mayor cantidad que en las micrografías anteriores, donde su aparición es poca o casi nula, se observa aun el predominio de la Ferrita aunque no con tanta diferencia como en micrografías pasadas de la Probeta D.

La falta en la calidad de la soldadura con la aparición de fisuras se debe al tiempo de calentamiento y a la temperatura máxima donde se realiza la fase de forja. Si se compara con la Probeta C, la temperatura máxima de la Probeta D está por debajo alrededor de 200°C, aunque puede ser una alta diferencia, relativamente no es así, ya que esta temperatura permite la fusión parcial de la interfase y ejercer la unión.

Donde puede ser la gran diferencia es en el tiempo, el inicio del aumento súbito de temperatura se da en la Probeta C a los 46 s mientras que en la Probeta D se da a los 36 s, es decir, son 10 segundos de diferencia respecto a la fase de fricción, que permite el transporte de calor de forma constante y homogénea a lo largo de los componentes, sin tener un exceso de calor que permita una diferencia muy alta entre los tamaños de grano, promoviendo la anisotropía de las propiedades mecánicas de la unión.

La información proporcionada por las curvas de calentamiento junto con las micrografías tomadas en el MEB, establecen que para llevarse a cabo una unión las probetas deben llegar a una temperatura en su interfase mayor a 200°C y para tener una calidad de soldadura aceptable, esta temperatura de interfase debe de llegar alrededor de los 800°C y no menor a 700°C. En cuanto al tiempo se demuestra que la fase de fricción presenta mejores resultados cuando se realiza por más de 40 s, sin exceder los 250 °C en la temperatura de interfase y teniendo un aumento súbito de la temperatura en un tiempo menor a 5 s hasta llegar a la fase de forja, es decir, cuando el proceso de soldadura termina y la temperatura ya no aumenta.

## Fractografía

La finalidad del análisis fractográfico en ciencia de materiales es identificar la morfología y tipo de fractura que presentan sólidos, se estudia la estabilidad estructural de los materiales con base en la información que pueda proporcionar las características físicas y estado en que se encuentra el material (método de fabricación, uso, propiedades mecánicas, aparición de defectos cristalinos, concentradores de esfuerzos, medio de trabajo, mantenimiento del material).

El estudio que se presenta a continuación analiza la superficie de uno de los componentes que no fueron unidos en las probetas A y B, estos componentes con soldadura interrumpida se pretenden analizar con el propósito de ver posibles defectos cristalinos que afectan la calidad de la soldadura.

En la Figura 4.5.1 se puede observar como el movimiento del torno al momento de la fabricación va en sentido horario, del centro hacia el borde del componente.

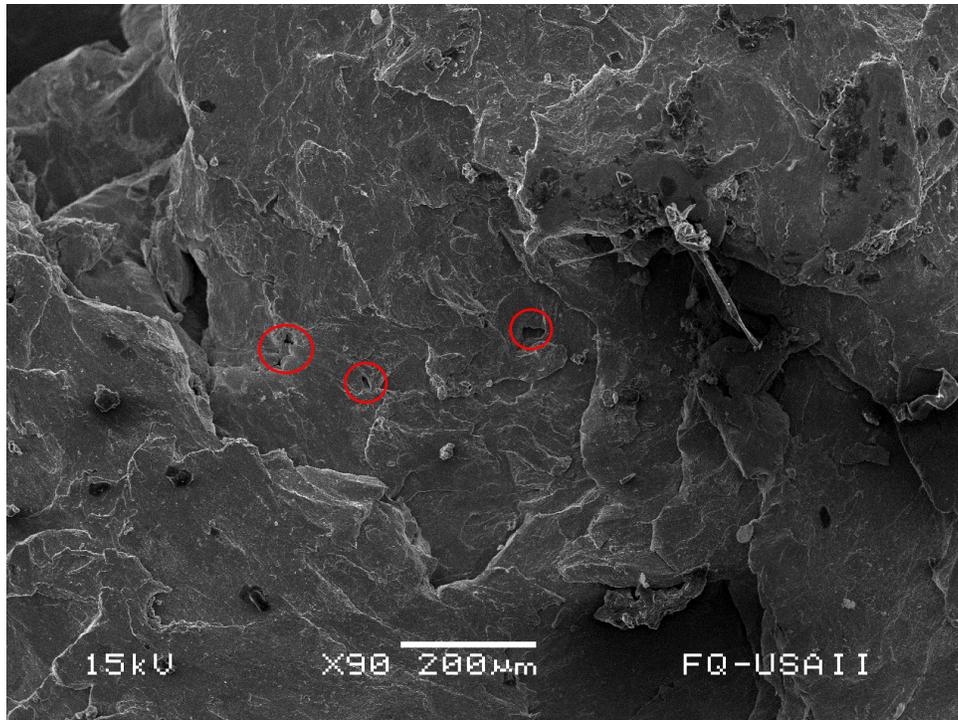


Figura 4.5.1 Probeta A: Centro del componente a 90x.

También se observa la deformación estructural del componente, esta deformación no ocurre solo en un plano, se observan zonas deformadas con profundidades, similar al de una escalera en forma de caracol. Esta deformación escalonada no es benéfica para la calidad de esta soldadura, ya que las cavidades pueden conservarse en la unión final si no se tiene una suficiente cantidad de calor que logre fundir parcialmente estas zonas.

En la micrografía también se aprecian microcavidades (señaladas en círculo rojo), que se habían observado anteriormente en otras micrografías. Estas cavidades, que provienen de la fabricación, se pueden aglomerar cuando el material se somete a algún esfuerzo, formando coalescencia de huecos (fractura dúctil), por consecuencia, creando cavidades de mayor volumen. También existe la posibilidad que estas actúen como concentradores de esfuerzos y provoquen fisuras en la unión por soldadura por fricción del acero.

Al igual que en la Figura 4.5.1, la Figura 4.5.2 también presenta microcavidades (señaladas en círculos rojos) aunque en menor cantidad que en la parte central. La gran diferencia es la regularidad del plano de esta zona, es decir, los planos no se encuentran en forma escalonada como se presentan en la zona central.

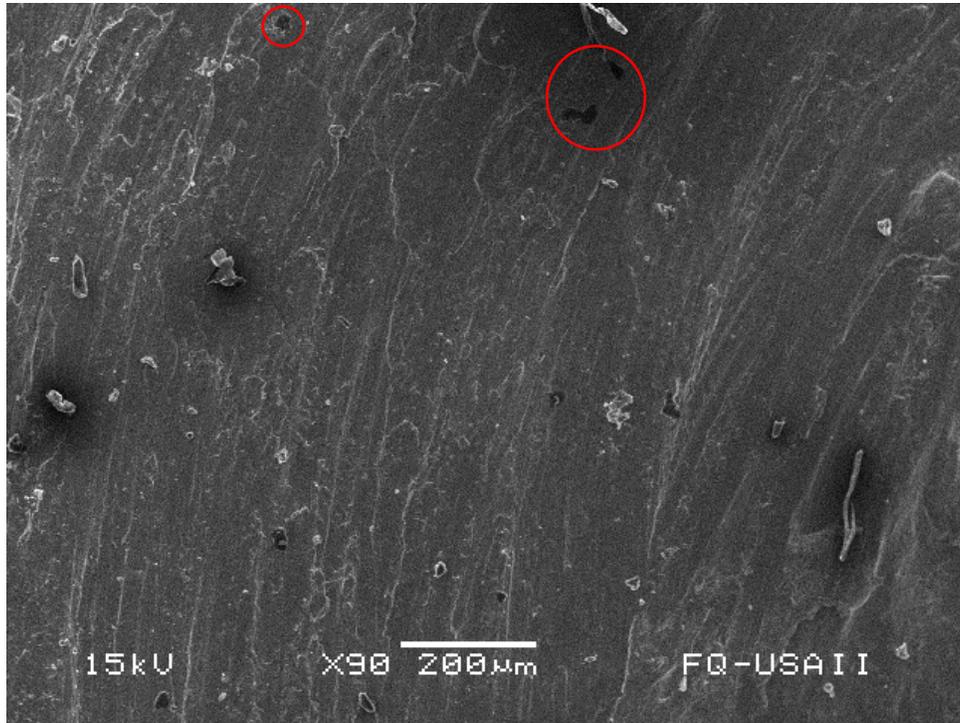


Figura 4.5.2 Probeta A: Sección a medio radio del componente a 90x.

La deformación no cambia de dirección y se ve homogeneidad en el patrón respecto a la direccionalidad que presenta.

Compartiendo la misma característica de las dos primeras micrografías analizadas, en la Figura 4.5.3 también se observan microcavidades, aunque en mayor cantidad que la zona del medio radio.

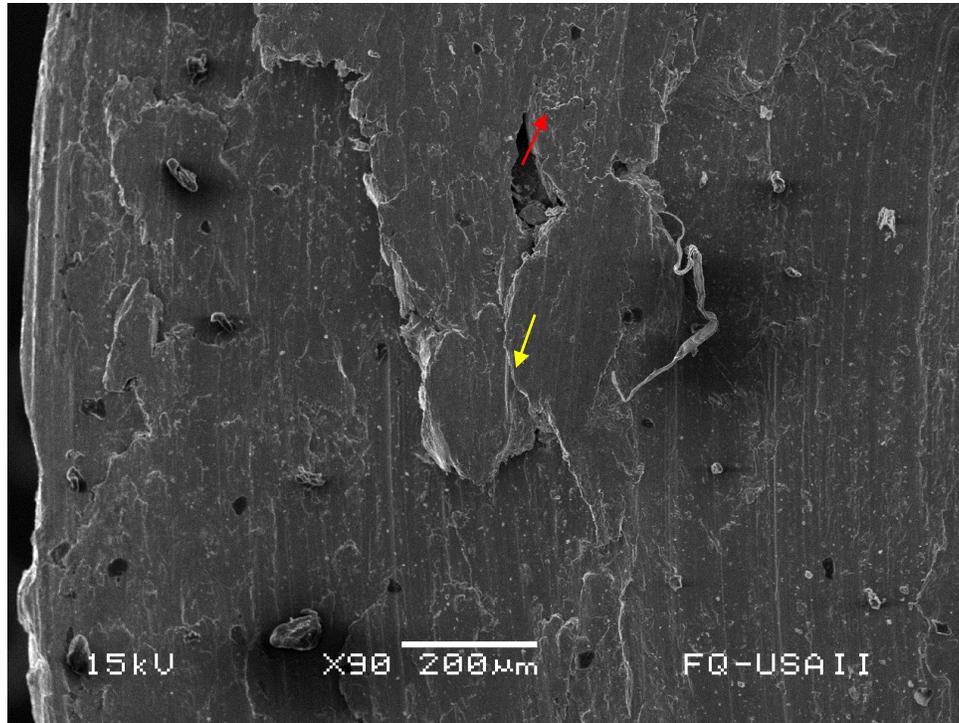


Figura 4.5.3 Probeta A: Borde del componente a 90x.

En esta micrografía también sobresale una zona del plano junto con una cavidad profunda que cumple la función de un concentrador de esfuerzos, ya que puede ser un núcleo para la formación y propagación de grietas. La flecha de color rojo indica la posible propagación que puede tener una fisura en la punta superior de la cavidad, mientras que la flecha amarilla señala la dirección de la propagación en una grieta que se origina en la punta inferior de la cavidad.

Las líneas en la superficie causadas por la fricción entre los componentes siguen teniendo la misma dirección que la zona céntrica y la zona a medio radio. El borde del componente muestra cierta irregularidad en su geometría que es atribuida al corte que fue sometido.

Al igual que la Probeta A, en la Figura 4.5.4 se puede observar un sentido horario respecto a la dirección del patrón de deformación del centro hacia el borde del componente. También comparte con el componente predecesor la deformación escalonada, lo cual es predecible ya ambos componentes no tienen una gran

diferencia en cuanto a la temperatura máxima que alcanzaron antes de interrumpir su proceso.

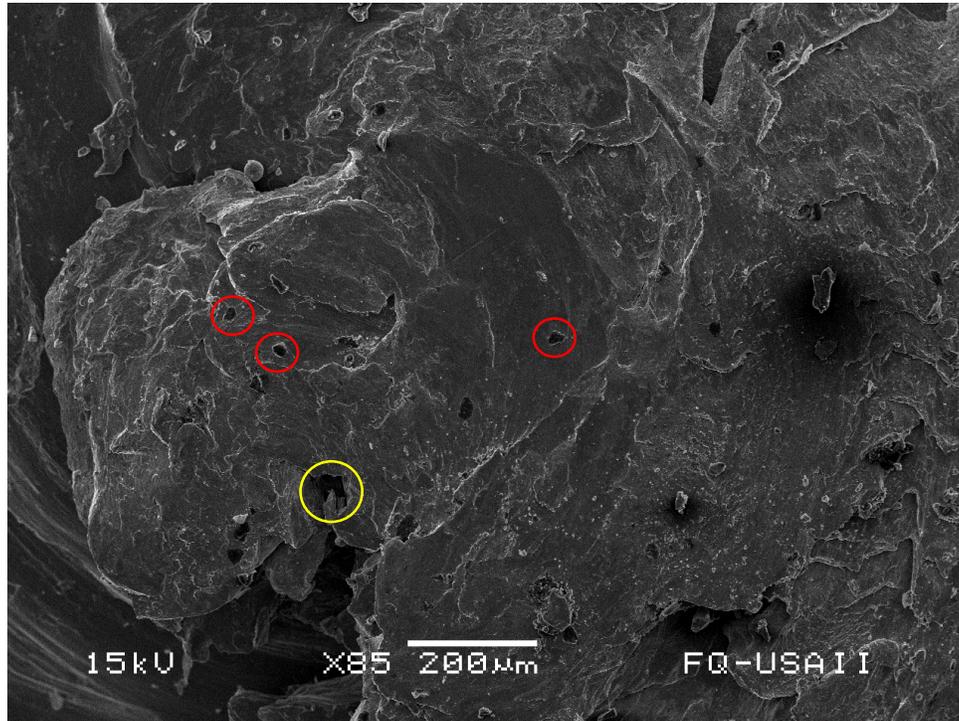


Figura 4.5.4 Probeta B: Centro del componente a 85x.

Algunas de las microcavidades presentes se señalan en círculos rojos, la microcavidad señalada en un círculo amarillo es un ejemplo de cómo estas cavidades pueden promover fracturas y aumentar su volumen. Esta cavidad se ve claramente con una mayor profundidad en comparación de las señaladas en color rojo, por otra parte, en la parte inferior se observa el avance de otra cavidad por medio de una fisura que se dirige hacia la cavidad señalada en el círculo amarillo, lo cual crea una coalescencia entre las cavidades.

En la Figura 4.5.5 se observan microcavidades, aunque en menor cantidad y que las vistas encontradas en la zona central, no se observa un caso de coalescencia o posible coalescencia entre las cavidades y la dirección del patrón de deformación conserva la dirección horaria.

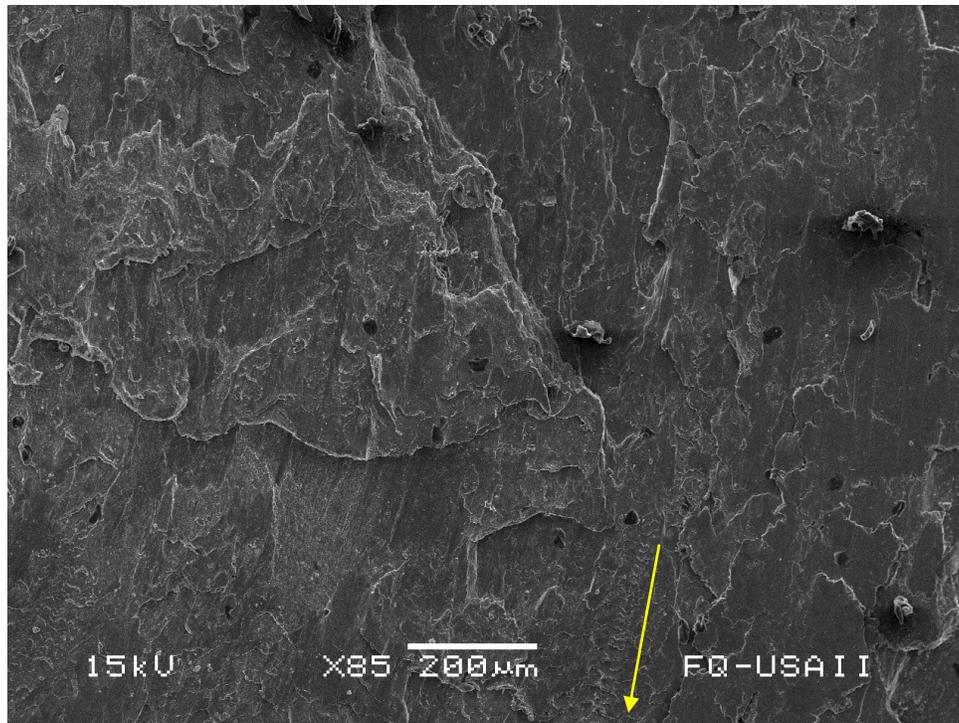


Figura 4.5.5 Probeta B: Medio radio del componente a 85x.

En esta zona se puede localizar el inicio de una fractura con marcas de playa, indicada con una flecha amarilla. Las marcas de playa se inician debido a una pérdida energética por parte de la fractura, tiene dirección en sentido horario y, por la ubicación media radial, indica un grado de esfuerzo alto. Este tipo de manifestaciones de fractura únicamente se da en esfuerzo de fatiga, lo cual es coherente debido al movimiento que ejerce el torno entre ambos componentes.

Comparada con la misma zona del componente de la probeta A, se manifiestan las mismas características: disminuye el número de cavidades respecto al centro del componente y conserva un plano más regular, con una deformación parcialmente escalonada.

En la Figura 4.5.6, correspondiente al borde del componente, no hay evidencias de coalescencia o de posibles coalescencias, únicamente una cavidad que, debido a la fricción que se somete, funciona como núcleo de grietas y, consecuentemente, la cavidad aumenta su volumen. Siguen presentes las microcavidades en esta área

del componente, en mayor cantidad y con mayor profundidad en comparación del área media radial. En cuanto al borde del componente no presenta irregularidad y el patrón de deformación sigue constante conforme a las dos micrografías anteriores.

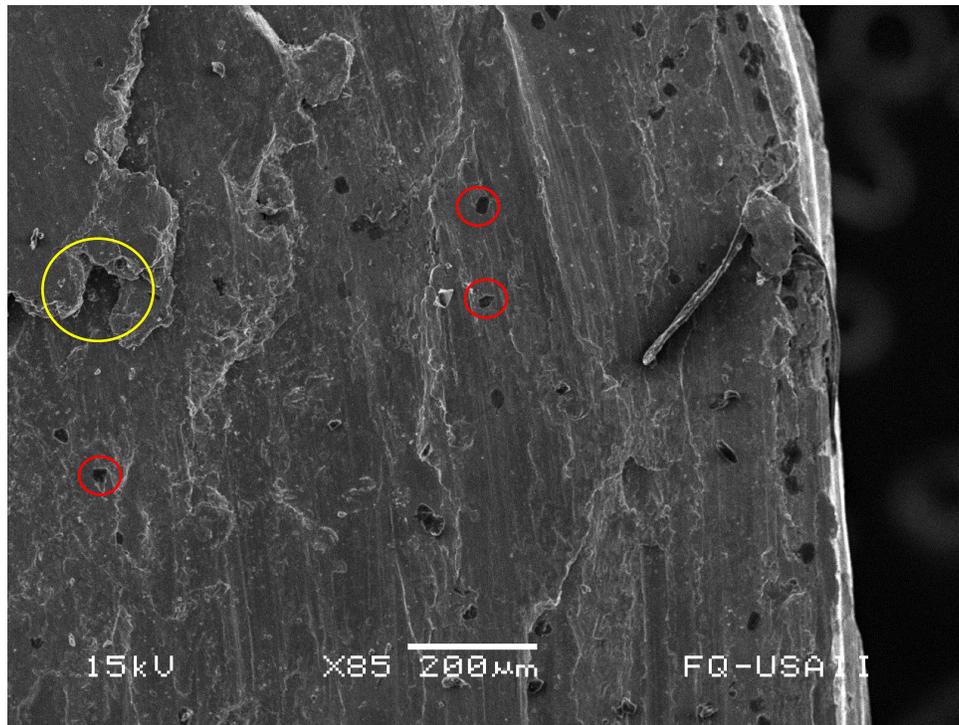


Figura 4.5.6 Probeta B: Borde del componente a 85x.

Las microcavidades no están exentas en ningún área de los componentes, lo cual significa que durante la fabricación de las soldaduras en la fase de pre fricción y la fase de fricción se debe de tener el tiempo y la temperatura suficientes para que haya una suficiente generación de calor, así el flujo de calor se transporta por conducción a lo largo de los componentes y permite la recristalización de los granos. Igualmente, es importante que durante la fase de forja la presión ejercida entre los componentes sea la suficiente, con el objetivo de disipar las microcavidades y evitar el encapsulamiento de aire en la interfase cuando se tiene el acero parcialmente fundido.

## **CAPÍTULO V: Conclusiones**

Después analizar los resultados obtenidos a lo largo de todo el trabajo experimental, se puede concluir lo siguiente.

- ❖ Para obtener una buena unión por soldadura por fricción se requiere generar suficiente calor para evitar la formación de cavidades por atrapamiento de aire, estos defectos actúan como concentradores de esfuerzo y afectan negativamente las propiedades mecánicas de la unión soldada.
- ❖ Se identificaron las diferentes regiones en la unión por soldadura por fricción, siendo la morfología presente en la zona de fusión y la HAZ de suma importancia para el desempeño mecánico de la soldadura.
- ❖ El refinamiento de granos equiaxiales en la zona de fusión y en la HAZ es inevitable, pero la morfología puede ser modificada controlando el tiempo de la etapa de fricción o el enfriamiento de los componentes soldados.
- ❖ A 800 RPM no se genera suficiente cantidad de calor necesario para obtener una buena unión, la soldadura generada presenta discontinuidades en la región de unión.
- ❖ La respuesta mecánica mostrada de las uniones por soldadura por fricción es de tipo frágil, inducidas por la microestructura y los microdefectos encontrados en las uniones por soldadura, la región de fusión y el HAZ solo se extienden alrededor de 3 mm.
- ❖ El método es bastante simple y la unión se logra con bastante rapidez y limpieza, puesto que no hay emisión de humos y el calentamiento es muy localizado.

Para las soldaduras AISI/SAE 1018:

- ❖ La dureza en la zona de fusión aumenta por el refinamiento de granos experimentado y en la HAZ disminuye debido al crecimiento de estos.
- ❖ A las 1000 RPM se logra la mejor unión de soldadura por fricción de varillas de acero AISI/SAE 1018 con diámetro de 3/8".

Para la soldadura mixta (1018 – 1045):

- ❖ Los perfiles de dureza en ambos aceros difieren debido a su diferente respuesta al mismo ciclo térmico.

Algunas recomendaciones para obtener una mejor unión por soldadura por fricción que pueden mencionarse son:

- ✓ Obtener cambios graduales (no súbitos) en la morfología de la microestructura afectada por el flujo de calor, para obtener un perfil de dureza constante, reduciendo la heterogeneidad de las propiedades mecánicas a lo largo de la unión soldada.
- ✓ Debe evitarse el exceso de contaminación u óxidos sobre las superficies de los componentes a unir, esto requiere de desbaste manual o mecánico previo a la unión o controlando mejor las condiciones prevalecientes durante el inicio de la etapa de fricción.
- ✓ Que el tiempo de la etapa de fricción exceda los 40 segundos (precalentamiento) antes de someter los componentes a mayor carga y lograr el incremento súbito de temperatura para la forja.
- ✓ Se recomienda obtener una mayor recristalización en la zona de fusión del acero AISI/SAE 1045 y un menor crecimiento de grano en la HAZ en el acero AISI/SAE 1018. Una mayor homogeneidad en la microestructura a lo largo de la unión debe resultar en una mayor homogeneidad de las propiedades mecánicas.

## Bibliografía

1. Mikell P. Groover. *Fundamentals of Modern Manufacturing: Materials, Processes and Systems*. USA: John Willey and Sons; 2010.
2. Clicks E. How to select an appropriate joining method. Engineering clicks. <https://www.engineeringclicks.com/how-to-select-an-appropriate-joining-method/>. 2014.
3. Hosford W. *ASM Handbook Volume 6: Welding, Brazing and Soldering*. 10 edition. ASM International; 1993. doi:10.1201/b15858-23
4. Somisa. La historia de la soldadura. Somisa. <https://somisa.mx/la-historia-de-la-soldadura/>. 2017.
5. Weman K. *Introduction to Welding*. ASM International; 2012. doi:10.1533/9780857095183.1
6. Kobe Steel. The ABC's of Arc Welding and Inspection. 2011.
7. López Velazco GE. Análisis de falla de la unión barra-tulipán soldada por fricción y con endurecimiento superficial por temple, en una flecha homocinética de velocidad constante. 2018.
8. Sami Yilbas B, Sahin AZ. *Friction Welding: Thermal and Metallurgical Characteristics*. Springer Verlag; 2014. doi:10.1007/978-3-642-54607-5
9. López González LR. Soldadura por fricción. 2013.
10. Bueno R. SOLDADURA POR FRICCIÓN ROTATIVA En GKN Driveline Zumaia. [https://addi.ehu.es/bitstream/handle/10810/15414/Roke\\_Bueno\\_Gradu\\_Lana.pdf?sequence=1&isAllowed=y](https://addi.ehu.es/bitstream/handle/10810/15414/Roke_Bueno_Gradu_Lana.pdf?sequence=1&isAllowed=y). 2015.
11. Hernandez Alcantara MA sustentable. Caracterizacion de la soldadura por friccion en la union del acero (1018) asi como en la union acero (1018) y aluminio (6061 T6).pdf. 2006.
12. Allen CM, Boardman B. *ASM Handbook Volume 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*. 10 Edition. ASM International; 2005. doi:10.31399/asm.hb.v01.9781627081610
13. UNLP F de ingeniería. Designación de aceros. UNLP. [https://www.ing.unlp.edu.ar/catedras/M0624/descargar.php?secc=0&id=M0624&id\\_inc=2733](https://www.ing.unlp.edu.ar/catedras/M0624/descargar.php?secc=0&id=M0624&id_inc=2733).
14. Mipsa. Clasificación del acero. Metales industriales de Puebla SA de CV. <https://www.mipsa.com.mx/dotnetnuke/Sabias-que/Clasificacion-del-acero>. 2019.
15. Graville B. Survey revieve of weld metal hydrogen cracking. *Weld word*. 1986.
16. Graville BA. Interpretive report on weldability tests for hydrogen cracking of higher strength steels and their potential for standardization. *Weld Res*

- Counc Bull.* 1995.
17. SUMITEC. Acero AISI-SAE 1018. [www.sumiteccr.com](http://www.sumiteccr.com).
  18. Thomas WM, Threadgill PL, Nicholas ED. Feasibility of friction stir welding steel. *Sci Technol Weld Join*. 1999. doi:10.1179/136217199101538012
  19. VI V. *Friction Welding of Metals*. First editi. New York: AWS; 1962.
  20. RY T. *The Solid Phase Welding of Metals*. London: Edward Arnold; 1968.
  21. AN D. Selection of optimum conditions for the friction welding of high-speed steel 45. *Weld Proc*. 1975.
  22. Kalsi NS, Sharma VS. A statistical analysis of rotary friction welding of steel with varying carbon in workpieces. *Int J Adv Manuf Technol*. 2011. doi:10.1007/s00170-011-3361-z
  23. Meyers, M.A., Mishra, A. and Benson DJ. Mechanical properties of nanocrystalline materials. *Prog Mater Sci*. 2006.
  24. Rodríguez Baracaldo R, Benito Páramo J, Cabrera Marrero J. Procesos de severa deformación plástica para obtener materiales de grano nanométricos y ultrafinos. *Ing e Investig Vol 27, núm 1 (2007); 101-105 Ing e Investig Vol 27, núm 1 (2007); 101-105 2248-8723 0120-5609*. 2007.
  25. Davis B, Hryn J. *Innovative Forming and Fabrication Technologies: New Opportunities.*; 2008. [http://www.osti.gov/energycitations/product.biblio.jsp?osti\\_id=924692](http://www.osti.gov/energycitations/product.biblio.jsp?osti_id=924692).
  26. Yu Lajtin M. Principios Generales De Los Tratamientos Térmico S De Los Aceros. *Met y Trat termicos*. 1973. [https://www.frro.utn.edu.ar/repositorio/catedras/mecanica/5\\_anio/metalografia/4-PRINCIPIOS\\_GENERALES\\_DE\\_LOS\\_TT\\_v2.pdf](https://www.frro.utn.edu.ar/repositorio/catedras/mecanica/5_anio/metalografia/4-PRINCIPIOS_GENERALES_DE_LOS_TT_v2.pdf).
  27. Armas Blancas. Templado de acero 1095. Armas Blancas. <https://armasblancas.mforos.com/936813/11707726-templado-de-acero-1095/>. 2016.
  28. Seiki M. *Table for Vickers Hardness Number*.
  29. Hector HH. "PROTECCIÓN a la CORROSIÓN de MATERIALES COMPUESTOS de ALUMINIO (Al/SiC-MMCs)." 2007. <https://pdfs.semanticscholar.org/2cc6/630a00aca692363867e104e7c73a9d909b64.pdf>.
  30. Studylib. EQUIVALENCIAS ENTRE DUREZAS BRINELL, ROCKWELL, VICKERS Y SHORE Y LA RESISTENCIA A LA TRACCIÓN. Studylib.es. <https://studylib.es/doc/5065551/equivalencias-entre-durezas-brinell--rockwell--vickers-y>. 2020.