

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE QUERÉTARO

FACULTAD DE QUÍMICA

**“EFECTO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO DE
ENVEJECIMIENTO EN ALUMINIO AA-7075 SOLDADO POR
FRICCIÓN AGITACIÓN”**

TESIS

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE

INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO

PRESENTA

ADRIÁN SOSA DOMÍNGUEZ

DIRIGIDA POR

M. en C. LUIS LÓPEZ JIMÉNEZ

SANTIAGO DE QUERÉTARO, QUERÉTARO, 2010



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE QUERÉTARO

FACULTAD DE QUÍMICA

**“EFECTO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO DE
ENVEJECIMIENTO EN ALUMINIO AA-7075 SOLDADO POR
FRICCIÓN AGITACIÓN”**

TESIS

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE

INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO

PRESENTA

ADRIÁN SOSA DOMÍNGUEZ

DIRIGIDA POR

M. en C. LUIS LÓPEZ JIMÉNEZ

SINODALES

M. en C. LUIS LÓPEZ JIMENEZ
DIRECTOR

Dr. JOSÉ SANTOS CRUZ
SINODAL

Dr. GERARDO TORRES CAMACHO
SINODAL

Dra. SANDRA ANDREÁ MAYEN HERNANDEZ
SINODAL

ÍNDICE GENERAL

Contenido	Página
ÍNDICE GENERAL	i
ÍNDICE DE CUADROS	iv
ÍNDICE DE FIGURAS	v
RESUMEN	
I. INTRODUCCIÓN	1
II. ANTECEDENTES	3
II.1 Principio de la soldadura por fricción-agitación (SFA).	3
II.2 Parámetros del proceso.	5
II.2.1 Herramienta de soldadura.	6
II.2.2 Hombro.	7
II.2.3 Punta agitadora.	7
II.2.4 Velocidad de rotación de la herramienta.	7
II.2.5 Velocidad de soldadura.	8
II.3 Preparación de piezas.	9
II.4 Aleaciones de Aluminio.	9
II.4.1 Propiedades generales del aluminio.	10
II.4.2 Clasificaciones del aluminio.	11
II.4.3 Aleaciones para forja.	12
II.5 Tratamientos Térmicos.	13
II.5.1 Tratamientos térmicos de las aleaciones de aluminio.	15
III. HIPÓTESIS	19
IV. OBJETIVOS	20
IV.1 General.	20
IV.2 Específicos.	20
V. METODOLOGÍA	21
V.1 Materiales.	21
V.2 Métodos.	21
V.3 Diseño experimental.	22

VI. RESULTADOS	25
VI.1 Condiciones del material base aluminio AA-7075-T6.	25
VI.1.1 Observación de la microestructura del material base.	25
VI.2 Soldadura por fricción agitación.	27
VI.2.1 Obtención y preparación de muestras.	27
VI.2.2 Caracterización macroscópica de la muestra 1 obtenida directamente de soldadura.	29
VI.2.3 Tratamiento térmico de temple.	30
VI.2.4 Primer estudio del efecto del tratamiento térmico de envejecimiento.	35
VI.2.4.1 Caracterización macroscópica de las muestras 2, 3, 4, 5, 6 y 7.	35
VI.2.5 Ensayo de dureza.	35
VI.2.6 Ensayos de tensión.	43
VI.2.7 Variación del tiempo en el tratamiento térmico de envejecimiento.	43
VI.2.8 Ensayo de dureza.	46
VI.2.9 Ensayos de tensión.	49
VII. DISCUSIÓN	51
VII.1 Material base.	51
VII.2 Caracterización macroscópica de las muestras.	52
VII.3 El tratamiento térmico de envejecimiento.	53
VII.3.1 Microestructuras de muestras tratadas térmicamente.	54
VII.4 Ensayos de dureza para el primer estudio.	55
VII.5 Ensayos de tensión para el primer estudio.	56
VII.6 Segundo estudio del tratamiento térmico de envejecimiento.	57
VII.6.1 Ensayos de dureza del material base.	57
VII.6.2 Ensayos de tensión del material base.	58
VII.6.3 Ensayos de dureza de las muestras soldadas y tratadas térmicamente.	58

VII.6.4 Ensayos de tensión de muestras soldadas y tratadas térmicamente.	59
VIII. CONCLUSIONES	61
VIII.1 Recomendaciones.	63
IX. BIBLIOGRAFÍA	65
ANEXOS	68
Anexo A1. Microestructuras de las muestras 3, 4, 5, 6 y 7 tratadas térmicamente por envejecimiento.	68

ÍNDICE DE CUADROS

Cuadro		Página
1	Efecto de los mecanismos de endurecimiento en el aluminio y en las aleaciones de aluminio.	11
2	Sistema de clasificación para las aleaciones de aluminio.	13
3	Grados de templado para las aleaciones de aluminio.	14
4	Propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio.	15
5	Aleaciones endurecibles por envejecimiento.	17
6	Composición química porcentual de las placas de aluminio utilizadas en el experimento.	25
7	Resultados del ensayo de tensión en el material base aluminio AA-7075-T6.	26
8	Dureza Rockwell B obtenida en el material base aluminio AA-7075-T6.	26
9	Composición del reactivo de Keller usado en el ataque químico del material base.	27
10	Condiciones del tratamiento térmico de envejecimiento a 190 °C.	35
11	Tabla de durezas vickers de la muestra intrínseca de soldadura (muestra 1) y tratadas térmicamente.	42
12	Ensayo de tensión para cada muestra.	44
13	Condiciones del segundo tratamiento térmico de envejecimiento a 190 °C.	45
14	Tabla de durezas vickers obtenidas de las muestras de material base con tratamiento térmico.	46
15	Tabla de durezas vickers obtenidas de las muestras soldadas intrínseca (muestra 1) y tratadas térmicamente.	47
16	Ensayo de tensión para cada muestra del material base.	49
17	Ensayo de tensión para las muestras soldadas posterior al tratamiento térmico de envejecimiento.	49

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura		Página
1	Principio de la soldadura por fricción agitación.	3
2	Formación de la soldadura.	4
3	Capa esquemática de una soldadura.	5
4	Capa de una soldadura sobre una aleación de aluminio de 6.35 mm de espesor.	6
5	Tipos clásicos de herramientas.	7
6	Herramientas de soldadura.	8
7	Tipos de soldaduras efectuadas por SFA, a) Diferentes configuraciones de soldadura y b) Muestras de diversas soldadura en ángulo y en T.	9
8	Diagrama que muestra la secuencia de tratamientos térmicos para una aleación de aluminio en función de la temperatura.	16
9	Diagrama de aleación bifásica endurecible por envejecimiento.	16
10	Sentido de la laminación del material base, 100X.	28
11	Micrografía del metal base de aluminio AA-7075-T6, 1000X.	28
12	Par de placas utilizadas para obtener la junta.	29
13	Junta soldada por el método de Fricción-Agitación.	29
14	Muestra 1 correspondiente al metal base, 100X.	30
15	Muestra 1 correspondiente al metal base, 1000X.	31
16	Muestra 1 correspondiente al núcleo de soldadura, 50X.	31
17	Muestra 1 correspondiente al núcleo de soldadura, 1000X.	32
18	Muestra 1 correspondiente a la zona afectada térmicamente, 100X.	32
19	Muestra 1 correspondiente a la zona afectada térmicamente, 1000X.	33

20	Muestra 1 correspondiente a la zona afectada termomecánicamente, 100X.	33
21	Muestra 1 correspondiente a la zona afectada termomecánicamente, 1000X.	34
22	Muestra 1 correspondiente a la interfase ZATM-núcleo de soldadura, 1000X.	34
23	Muestra 2 correspondiente al metal base con tratamiento de solución, 100x.	36
24	Muestra 2 correspondiente al metal base con tratamiento de solución, 1000x.	37
25	Muestra 2 correspondiente al núcleo de soldadura con tratamiento de solución, 50x.	37
26	Muestra 2 correspondiente al núcleo de soldadura con tratamiento de solución, 1000x.	38
27	Muestra 2 correspondiente a la zona afectada por el calor con tratamiento de solución, 100x.	38
28	Muestra 2 correspondiente a la zona afectada por el calor con tratamiento de solución, 1000x.	39
29	Muestra 2 correspondiente a la zona afectada termomecánicamente con tratamiento de solución, 100x.	39
30	Muestra 2 correspondiente a la zona afectada termomecánicamente con tratamiento de solución, 1000x.	40
31	Durómetro Vickers utilizado para realizar los ensayos.	40
32	Perfil de dureza realizado a las muestras de la aleación de aluminio AA-7075 soldadas por fricción agitación.	41
33	Comportamiento de la dureza en función de la distancia para las muestras intrínseca, 2, 3 y 4.	41
34	Comportamiento de la dureza en función de la distancia para las muestras intrínseca, 5, 6 y 7.	43
35	Fractura típica del material envejecido.	44

36	Relación entre la resistencia mecánica de la soldadura y el tratamiento térmico de envejecimiento para cada muestra.	45
37	Horno utilizado para realizar los tratamientos térmicos de solubilización y envejecimiento artificial.	45
38	Comportamiento de la dureza en función de la distancia para las muestras intrínseca, 2 y 3.	48
39	Comportamiento de la dureza en función de la distancia para las muestras intrínseca, 4, 5 y 6.	48
40	Comparación del efecto del tratamiento térmico en la soldadura contra el material base.	50
41	Comparativo de la resistencia mecánica de la soldadura contra el tiempo de tratamiento térmico de envejecimiento.	50

RESUMEN

El proceso por Fricción-Agitación FSW, "Friction Stir Welding" por sus siglas en inglés desarrollado por el (TWI) "Technological Welding Institute de Inglaterra" en la pasada década, es un concepto de soldadura en fase sólida por fricción, especialmente apto para la soldadura del aluminio y sus aleaciones. Se analizó el efecto del tratamiento térmico de envejecimiento sobre la placa soldada de la aleación de aluminio AA-7075 con base a estudios anteriores que indican que la dureza del metal base de aleaciones de aluminio puede ser restaurada en gran medida después de haber sido sometido a la soldadura por fricción-agitación, se presentan también las microestructuras obtenidas en los diferentes estados. El tratamiento térmico de envejecimiento produce una dispersión uniforme de un precipitado fino, duro y coherente, en una matriz más blanda y dúctil. El resultado obtenido al aplicar este tratamiento térmico a la aleación de aluminio AA-7075 fue el mejorar sus propiedades mecánicas del material cercano al cordón de soldadura, dejando una zona con menos probabilidad a fracturarse, ya que en términos generales la falla en este tipo de soldadura se presenta en la ZAC o en la interfase ZAC-ZATM. El tratamiento térmico de envejecimiento se planteó como una opción para ser aplicado, donde sea posible, a este tipo de aleación y se pretendió demostrar que la soldadura es de mayor calidad; dada la importancia que esto tiene en la industria automotriz y aeronáutica.

I. INTRODUCCIÓN

A principios de la última década el TWI “Technological Welding Institute de Inglaterra”, dió a conocer un nuevo método de soldadura en fase sólida para la soldadura del aluminio y sus aleaciones, que denominó “Friction Stir Welding” (FSW), en español Soldadura por Fricción-Agitación (SFA). Esta nueva variante de la soldadura por fricción permite la unión de piezas planas de gran extensión, y en ese sentido introduce un avance muy importante que estaba limitado solo a uniones de partes con simetría de revolución, como tubos y barras.

La coalescencia de los materiales a soldar la produce una herramienta de rotación que se introduce y avanza a lo largo de la junta. La fricción, agitación y presión generada por dicha herramienta plastifica y forja el material circundante consolidando la unión, generando así ventajas con respecto a los métodos convencionales de soldadura.

Entre las ventajas fundamentales del método se encuentran: Capacidad de unión de aleaciones de difícil soldabilidad, soldadura de 15 mm de espesor en una pasada y 30 mm en dos sin necesidad de biseles, ausencia de metal de aporte y gas de protección, ausencia de distorsión, la no generación de humos tóxicos. Las propiedades mecánicas y sanidad de las uniones generadas resultan en general superiores a las obtenidas por procesos de arco convencionales. Las restricciones fundamentales son: Reducida versatilidad propia de un proceso automático, necesidad de firme sujeción de las piezas, aplicación limitada a piezas planas o de gran radio de curvatura, producción de un hueco residual al final de la soldadura en el lugar de extracción de la herramienta. Si bien en una primera etapa el desarrollo se focalizó en la unión de aleaciones base aluminio, actualmente se está experimentando para aplicar en aceros, cobre, titanio, magnesio, plomo, zinc, etc., generándose un amplio conocimiento del proceso de soldadura que nos ayude a su posible aplicación a corto plazo dentro de la industria automotriz y de la aviación.

El envejecimiento es un procedimiento de endurecimiento que consiste en provocar la aparición de un precipitado finamente dividido de una segunda fase en el seno de una matriz monofásica (disolución sólida sobresaturada) por efectos del tratamiento térmico, el cual consiste en calentar el sistema a temperatura suficiente para facilitar la difusión, pero sin llegar al campo monofásico. La condición necesaria para que una aleación sea susceptible de experimentar envejecimiento es que su diagrama de equilibrio presente una curva solvus que varíe con la temperatura.

La técnica del endurecimiento estructural consiste en tres etapas: a) solubilización, b) temple y c) envejecimiento natural o artificial. Al calentar una aleación que presente una microestructura bifásica por encima de la curva solvus se obtiene una microestructura monofásica: es el tratamiento de solubilización. Si se enfría el sistema a velocidad suficientemente rápida hasta temperatura ambiente (temple), se congela la microestructura existente. La microestructura monofásica se convierte en bifásica por un tratamiento térmico de difusión (envejecimiento). La temperatura de tratamiento térmico puede ser la del ambiente (envejecimiento natural) o superior (envejecimiento artificial).

El tratamiento térmico de envejecimiento se emplea como una herramienta para obtener una soldadura de mejor calidad en la placa soldada de la aleación de aluminio AA-7075 con el propósito de obtener mejores propiedades mecánicas, tales como: un perfil de dureza homogéneo a nivel del cordón de soldadura y una mayor resistencia a la tensión.

Advirtiendo las ventajas y potencialidades del nuevo método de soldadura se desarrolla este proyecto de aplicación del tratamiento térmico de envejecimiento con el objetivo de ampliar y crear nuevo conocimiento en este campo, que redunde en una mejor calidad del proceso de soldadura por fricción-agitación, así como en la obtención de mejores propiedades mecánicas finales de los materiales soldados utilizados ampliamente en la industria automotriz y aeronáutica.

II. ANTECEDENTES

II.1 Principio de la soldadura por fricción-agitación

El principio de la soldadura por fricción-agitación (SFA) está representado en la Figura 1.

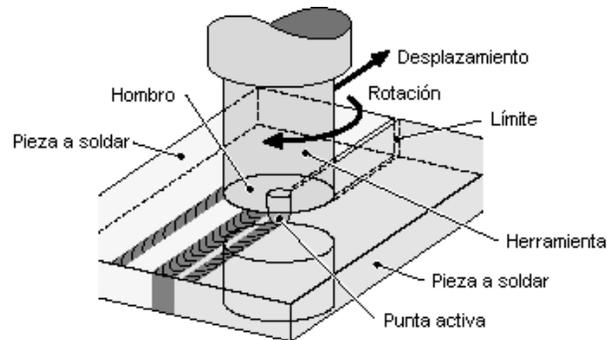


Figura 1. Principio de la soldadura por fricción-agitación (Cazes, 1996).

El dispositivo para llevar a cabo la soldadura cuenta con un mandril giratorio que tiene incluida la herramienta de soldadura propiamente dicha la cual presenta la forma de un cilindro y se fabrica en acero de alta resistencia que presenta un hombro prolongado por una varilla o punta coaxial activa, esta es cilíndrica o troncónica, y puede presentar en su superficie diversas clases de relieves (Cabot y col., 2003).

La cabeza de soldadura así constituida lleva a la herramienta en rotación sobre el límite de las dos placas a soldar que se fijan sobre un montaje de apoyo y la pone en contacto con ellas (Braun y col., 2004). El calor generado por la fricción lleva al material aproximadamente al estado pastoso (Figura 2) y permite a la punta penetrar hasta el hombro (Chao y col., 2001).

El hombro tiene como objetivo limitar la penetración, y además de impedir que el metal fluya hacia arriba (Dalle Done y col., 2001). Después se lleva a cabo el desplazamiento de la herramienta en la línea de las placas a soldar y el metal

pastoso, agitado por la rotación de la herramienta bajo el efecto del relieve que presenta, fluye formando la unión de las dos placas y la soldadura propiamente dicha después del enfriamiento (Di Paola y col., 2002).

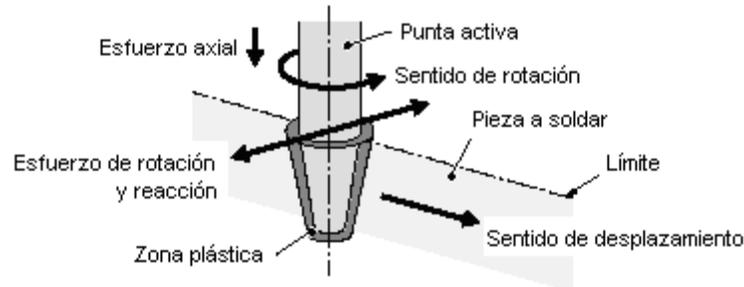


Figura 2. Formación de la soldadura (Chao y col., 2001).

Los fenómenos de fricción y de agitación que se desarrollan son físicamente estables, las temperaturas alcanzadas ponen en evidencia la existencia de un estado permanente que se conserva en el borde del límite (Faes, 2005). La potencia liberada de la herramienta, resulta directamente del coeficiente de viscosidad del material así como de su temperatura (Gerlich y col., 2005). Si, por alguna razón, la temperatura se vuelve a incrementar, el material afectado se vuelve menos viscoso conduciendo a una disminución de la potencia liberada. En este caso las temperaturas disminuirán entonces para retomar sus valores iniciales (Khaled, 2005). La soldadura toma lugar en fase sólida y la ausencia de fusión es de hecho el principal interés. El cordón conserva las propiedades principales del material base y la soldabilidad metalúrgica se extiende a numerosos metales difícilmente soldables o diferentes tipos de materiales (Kumar y Kailas, 2007).

Para obtener una unión completa, la punta debe tener una longitud casi igual, de preferencia, al espesor de las placas a soldar y la soldadura se ejecuta en un paso, y dos pasos opuestos para los espesores elevados (Minton y Mynors, 2007). La retención de metal pastoso por el hombro de un lado y por el apoyo atrás, elimina los sobre espesores ubicados en los cordones clásicos llevando a cabo una forma de forjado. Los defectos internos de los procesos por fusión, tales como la falta de

compacidad, las burbujas, no aparecen y el afinamiento de grano que resulta, mejora las propiedades mecánicas del cordón (Mishra y Ma, 2005).

La Figura 3 ilustra esquemáticamente la capa transversal de una soldadura típica sobre la cual se revelan las diferentes zonas:

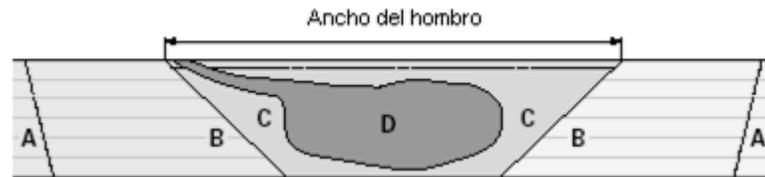


Figura 3. Capa esquemática de una soldadura (Monarco y col., 2006).

A: Metal base no afectado por el proceso;

B: Zona afectada térmicamente (ZAT). En esta zona, el metal sufre una elevación de temperatura pudiendo verse afectada la microestructura y las propiedades mecánicas. No hay, por el contrario deformación;

C: Zona afectada termo-mecánicamente (ZATM). El metal sufre una deformación plástica y es igualmente afectada térmicamente;

D: Núcleo de soldadura. Esta parte del metal ha sufrido la fricción y el mezclado (Monarco y col., 2006).

La Figura 4 representa una capa macrográfica de un proceso de soldadura sobre una aleación ligera de Al (Ponte y col., 2006).

II.2 Parámetros del proceso

En este proceso, y contrariamente a los procesos continuos convencionales, la soldadura se efectúa en “ciego” debido a que, el hombro y el apoyo esconden completamente los fenómenos que se presentan al llevar a cabo el proceso de soldadura. La imposibilidad de la observación visual directa es una desventaja en la búsqueda de parámetros y de la vigilancia de la soldadura en curso; se impone también la necesidad de disponer de un sistema de vigilancia y de control de

parámetros en tiempo real (Reddy, 2007).

- la herramienta de soldadura;
- su velocidad de rotación;
- su velocidad de desplazamiento.



Figura 4. Capa de una soldadura sobre una aleación de aluminio de 6.35 mm de espesor (Ponte y col., 2006).

II.2.1 Herramienta de soldadura

La forma de la herramienta constituye la base del proceso puesto que su potencial de aplicación es interminable en término de material, de espesor soldable y de interpretación técnica y económica (Scialpi y col., 2007).

El origen del proceso, cuenta con un hombro asociado a una varilla o punta coaxial. Esto es muy interesante debido a que al afectar la punta con relieves del tipo de roscados circulares o helicoidales tienen el objetivo de aumentar el efecto de agitación del metal y, en consecuencia, de llevar a cabo más fácilmente la formación de la soldadura (Tozaki y col., 2007).

El material utilizado para la herramienta es principalmente acero resistente a alta temperatura y con buen comportamiento al desgaste, puesta en funcionamiento, la temperatura de la herramienta se eleva a 300/400 °C (Cazes, 1996).

II.2.2 Hombro

El principal objetivo del hombro es determinar la penetración de la punta así como bloquear que el flujo de la materia sea hacia arriba. Su forma es generalmente plana y perpendicular al eje de rotación, sus dimensiones transversales son suficientemente grandes y de hasta cinco veces aproximadamente el diámetro de la punta a fin de cubrir totalmente la zona afectada. Diferentes posiciones han sido experimentadas en las cuales, por ejemplo, el hombro a una ligera inclinación, presentan sobre la superficie de la soldadura una serie de estrías características u ondulaciones concéntricas debidas al efecto de fricción (Venugopal y col., 2004).

II.2.3 Punta agitadora

La punta es de dimensión apropiada a la naturaleza del material y del espesor a soldar. Su longitud es adaptada a la penetración, que es necesariamente completa en principio, y no debe exceder el espesor de las placas a soldar (Yeni y col., 2008). Así se puede ver en la Figura 5 y Figura 6, que la punta puede tomar diversas formas. Es generalmente troncónica y/o prismática y presenta cuellos helicoidales sutilmente repartidos (Cazes, 1996). En ciertas aplicaciones, la punta se aleja del centro con relación a su eje de rotación, para amplificar la agitación.

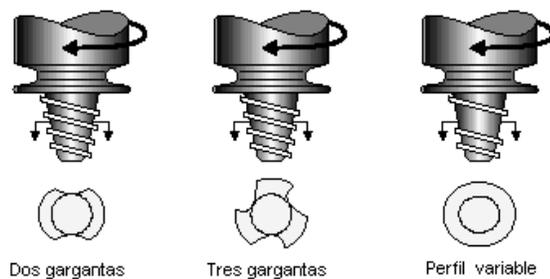


Figura 5. Tipos clásicos de herramientas (Cazes, 1996).

II.2.4 Velocidad de rotación de la herramienta

La velocidad de rotación de la herramienta permanece constante durante la soldadura. La distribución transversal de temperaturas tiene un máximo en la zona de fricción donde el material se encuentra en el estado pastoso.



Figura 6. Herramientas de soldadura (Cazes, 1996).

En este punto, la velocidad tangencial de la herramienta y su diámetro útil debe corresponder a la velocidad de fricción propia de cada material según su curva viscosidad/temperatura. A este valor, existe un rendimiento energético del sistema. Es a partir de esta condición observable que se determina en la práctica la velocidad de rotación que debe tomar la herramienta. Esta velocidad es entonces un parámetro dependiente del material. Debe ser regulada en razón inversa del diámetro de la herramienta así como del espesor a soldar. Su eficacia esta principalmente y directamente ligada a los relieves realizados sobre la punta y de naturaleza a modificar notablemente, en vista de mejorar, la eficacia de la fricción y de la agitación (Zadpoor y col., 2008).

II.2.5 Velocidad de soldadura

En las aplicaciones conocidas, la velocidad de soldadura permanece limitada y generalmente inferior a un metro por minuto. En efecto el progreso de la herramienta debe permitir a la materia fluir correctamente de adelante hacia atrás de la herramienta. Esto resulta en una velocidad de desplazamiento inferior a aquellas de los procesos por fusión para los cuales este fenómeno no existe.

Ensayos de optimización han permitido establecer una ley simple sobre la cual podemos basarnos para establecer la economía del proceso. Esta es de la forma:

$$V_{soldadura} = k \frac{1}{e}$$

Donde: V es la velocidad de soldadura (en mm/min),
 k es un factor dependiente del material y de la herramienta,
 e es el espesor a soldar (en mm) (Yasunari y col., 2007).

II.3 Preparación de piezas

La soldadura se ejecuta esencialmente sobre piezas puestas a tope, pero son aceptadas otras configuraciones tales como la soldadura en ángulo o en T, por ejemplo, o la soldadura por superposición (Figura 7).

En el caso de aleaciones de aluminio en particular, no es necesario decapar las piezas antes de soldar debido a que los óxidos son molidos mecánicamente y se diluyen en el cordón (Cazes, 1996).

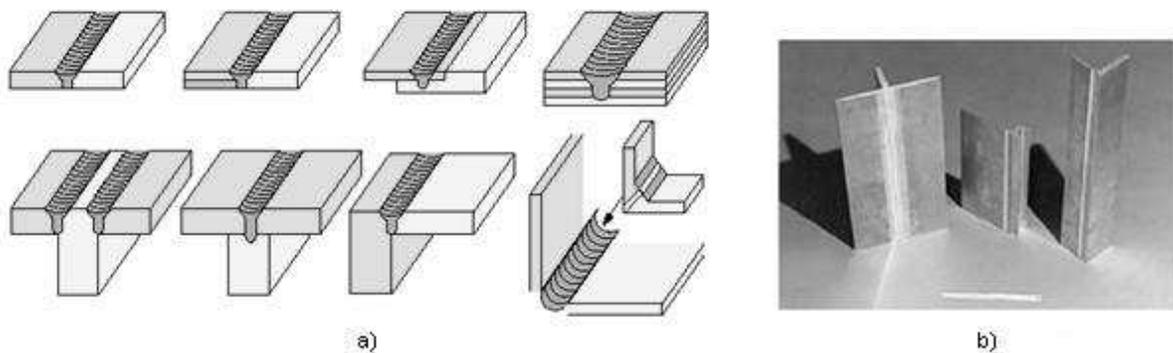


Figura 7. Tipos de soldaduras efectuadas por SFA, a) Diferentes configuraciones de soldadura y b) Muestras de diversas soldaduras en ángulo y en T (Cazes, 1996).

II.4 Aleaciones de Aluminio

El aluminio es el segundo metal más abundante sobre la Tierra, pero hasta fines del siglo XVIII era costoso y difícil de producir. El desarrollo de la energía eléctrica y del proceso Hall-Heroult para la reducción electrolítica del Al_2O_3 hacia metal líquido permitió que el aluminio se convirtiera en uno de los materiales de ingeniería más ampliamente utilizado y económico. Las aplicaciones su suman por millones,

incluyendo botes de bebidas, aplicaciones domésticas, equipo para procesos químicos, equipo de transmisión de energía eléctrica, componentes automotrices, y partes y ensambles aeroespaciales. La adición de elementos de aleación en el aluminio se hace principalmente para mejorar las propiedades mecánicas, tales como la resistencia a la tensión, dureza, rigidez, maquinabilidad y, algunas veces, para mejorar la fluidez y otras propiedades de vaciado.

Las aleaciones de aluminio se usan tanto en las condiciones vaciadas como conformadas mecánicamente. Si bien las propiedades mecánicas de muchas de ellas, tanto vaciadas como estiradas, pueden mejorarse por el proceso conocido como "endurecimiento por precipitación", muchas otras se usan sin aplicación de este tratamiento (Askeland, 2003).

II.4.1 Propiedades generales del aluminio

El aluminio tiene una densidad de 2.70 g/cm^3 , es decir, la tercera parte de la densidad del acero y un módulo de elasticidad de $10 \times 10^6 \text{ psi}$. Aunque las aleaciones de aluminio tienen propiedades a la tensión relativamente bajas en comparación con las del acero, su resistencia específica, es decir, su relación resistencia-peso es excelente. A menudo se utiliza este metal cuando el peso es un factor de importancia, como en aeronaves y aplicaciones automotrices.

Asimismo, también responde fácilmente a mecanismos de endurecimiento. El Cuadro 1 compara la resistencia mecánica del aluminio recocido puro con la de aleaciones endurecidas mediante diversas técnicas. Las aleaciones pueden ser 30 veces más resistentes que el Al puro (Askeland, 2003).

Las propiedades físicas benéficas del aluminio son alta conductividad eléctrica y térmica, comportamiento no magnético y excelente resistencia a la oxidación y a la corrosión. Este elemento reacciona ante el oxígeno, incluso a temperatura ambiente, para producir una capa extremadamente delgada de óxido de aluminio que protege el metal subyacente de muchos entornos corrosivos.

El aluminio no exhibe, sin embargo, un alto límite de endurecimiento, por lo que finalmente puede ocurrir falla por fatiga incluso en bajos esfuerzos. Debido a su baja temperatura de fusión, no trabaja bien a temperaturas elevadas. Finalmente, las aleaciones de aluminio tienen baja dureza, lo que lleva a una mala resistencia al desgaste (Askeland, 2003).

Cuadro 1. Efecto de los mecanismos de endurecimiento en el aluminio y en las aleaciones de aluminio. (Askeland, 2003)

Material	Resistencia a la tensión (psi)	Esfuerzo de cedencia (psi)	% de elongación	Límite elástico (aleación)/límite elástico (puro)
Aluminio puro	6,500	2,500	60	
Aluminio puro comercial	13,000	5,000	45	2.0
Aleación de aluminio endurecida por solución sólida	16,000	6,000	35	2.4
Aluminio trabajado en frío	24,000	22,000	15	8.8
Aleación de aluminio endurecida por dispersión	42,000	22,000	35	8.8
Aleación de aluminio endurecida por envejecimiento	83,000	73,000	11	29.2

II.4.2 Clasificaciones del aluminio

Las aleaciones de aluminio se pueden dividir en dos grupos de importancia: para forja y para fundición, dependiendo de su método de manufactura. Las aleaciones para forja que se conforman mediante deformación plástica tienen composiciones y microestructuras significativamente distintas de las creadas para fundición, lo cual refleja los distintos requerimientos del proceso de manufactura. Dentro de cada grupo principal se pueden dividir las aleaciones en dos subgrupos: las tratables térmicamente y las no tratables térmicamente. Las aleaciones de aluminio se

clasifican siguiendo el sistema de numeración que aparece en el Cuadro 2. El primer número define los principales elementos de aleación y los números restantes se refieren a la composición específica de la misma (Avner, 1988).

El grado de endurecimiento se da mediante la clasificación de temple, T o H, dependiendo de que la aleación sea tratada térmicamente o endurecida por deformación (Cuadro 3). Otras clasificaciones indican si es recocida (O), tratada por solución (W) o utilizada tal y como fue fabricada (F). Los números que siguen a la T o a la H indican la cantidad de endurecimiento por deformación, el tipo exacto de tratamiento térmico u otros aspectos especiales del procesamiento de la aleación y sus formas típicas y propiedades aparecen en el Cuadro 4 (Askeland, 2003).

II.4.3 Aleaciones para forja

Las aleaciones para forja 1xxx, 3xxx, 5xxx y la mayor parte de las 4xxx no son endurecibles por envejecimiento. Las 1xxx y 3xxx son de una sola fase, excepto por la presencia de pequeñas cantidades de otros elementos o de compuestos intermetálicos. Sus propiedades quedan controladas por endurecimiento por deformación, endurecimiento por solución sólida y control del tamaño de grano.

Sin embargo, debido a que a temperatura ambiente la solubilidad de los elementos de aleación y de aluminio es pequeña, el grado de endurecimiento por solución sólida resulta limitado (Askeland, 2003).

Las aleaciones 5xxx contienen dos fases a temperatura ambiente: primero α , una solución sólida de magnesio en el aluminio, y en segundo Mg_2Al_3 , un compuesto intermetálico duro y frágil. Las aleaciones aluminio-magnesio se endurecen con cuatro métodos: dispersión fina del Mg_2Al_3 , endurecimientos por deformación y por solución sólida y, finalmente, por control de tamaño de grano. Sin embargo, como el Mg_2Al_3 no es coherente, no son aplicables los tratamientos de endurecimiento por envejecimiento. Las aleaciones 4xxx también contienen dos fases: α y silicio

prácticamente puro, β . Las que contienen silicio y magnesio se pueden endurecer por envejecimiento al permitir la precipitación del Mg_2Si (Askeland, 2003).

Cuadro 2. Sistema de clasificación para las aleaciones de aluminio (Askeland, 2003).

Aleaciones para forja:	
1xxx Aluminio comercialmente puro (> 99% Al)	No es endurecible por envejecimiento
2xxx Al-Cu y Al-Cu-Li	Endurecibles por envejecimiento
3xxx Al-Mn	No es endurecible por envejecimiento
4xxx Al-Si y Al-Mg-Si	Endurecible por envejecimiento si está presente el magnesio
5xxx Al-Mg	No es endurecible por envejecimiento
6xxx Al-Mg-Si	Endurecible por envejecimiento
7xxx Al-Mg-Zn	Endurecible por envejecimiento
8xxx Al-Li, Sn, Zr o B	Endurecible por envejecimiento
Aleaciones para fundición:	
1xx Aluminio comercialmente puro	No endurecible por envejecimiento
2xx Al-Cu	Endurecible por envejecimiento
3xxx Al-Si-Cu o Al-Mg-Si	Algunos son endurecibles por envejecimiento
4xx Al-Si	No endurecible por envejecimiento
5xx Al-Mg	No endurecible por envejecimiento
7xx Al-Mg-Zn	Endurecible por envejecimiento
8xx Al-Sn	Endurecible por envejecimiento

II.5 Tratamientos Térmicos

Un tratamiento térmico, en sentido amplio de la palabra, se refiere al calentamiento y enfriamiento de los metales en estado sólido, para modificar sus propiedades mecánicas, su estructura metalográfica o eliminar tensiones residuales. Cuando se aplica a aleaciones de aluminio, el término tratamiento térmico se refiere usualmente a las operaciones empleadas para incrementar la resistencia y la dureza de las aleaciones de conformadas o vaciadas endurecibles por precipitación (Molera, 1992).

Cuadro 3. Grados de templeado para las aleaciones de aluminio (Askeland, 2003).

Grado de Temple	Significado
F	Tal como se fabricó (trabajo en caliente, forja, fundición, etcétera).
O	Recocido (en el estado más blando posible).
H	Trabajado en frío.
H1x	Trabajado en frío solamente (la x se refiere a la cantidad de trabajo en frío y de endurecimiento).
H12	Trabajado en frío que proporciona una resistencia a la tensión intermedia entre O y H14.
H14	Trabajo en frío que aporta una resistencia a la tensión intermedia entre O y H18.
H16	Trabajo en frío que proporciona una resistencia a la tensión intermedia entre H14 y H18.
H18	Trabajo en frío que resulta en una reducción de aproximadamente 75%.
H19	Trabajo en frío que proporciona una resistencia a la tensión superior a los 2000 psi de la obtenida mediante el H18.
H2x	Trabajo en frío y parcialmente recocida.
H3x	Trabajado en frío y estabilizado a una temperatura baja, para evitar endurecimiento por envejecimiento de la estructura.
W	Tratada por solución.
T	Endurecida por envejecimiento.
T1	Enfriada desde la temperatura de fabricación y envejecida naturalmente.
T2	Enfriada desde la temperatura de fabricación, trabajada en frío y envejecida artificialmente.
T3	Tratada por solución, trabajada en frío y envejecida naturalmente.
T4	Tratada por solución y envejecida artificialmente.
T5	Enfriada desde la temperatura de fabricación y envejecida artificialmente.
T6	Tratada por solución y envejecida artificialmente.
T7	Tratada por solución, estabilizada por sobre-envejecimiento.
T8	Tratada por solución, trabajada en frío y envejecida artificialmente.
T9	Tratada por solución, envejecida artificialmente y trabajada en frío.
T10	Enfriada desde la temperatura de fabricación, trabajada en frío y artificialmente envejecida.

II.5.1 Tratamientos térmicos de las aleaciones de aluminio

El envejecimiento es un procedimiento de endurecimiento que consiste en provocar la aparición de un precipitado finamente dividido de una segunda fase en el seno de una matriz monofásica (disolución sólida sobresaturada) por un tratamiento térmico, el cual consiste en calentar el sistema a temperatura suficiente para facilitar la difusión, pero sin llegar al campo monofásico ver Figura 8 (Molera, 1992).

Cuadro 4. Propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio típicas (Askeland, 2003).

Aleación	Resistencia a la tensión (psi)	Esfuerzo de cedencia (psi)	% de elongación	Aplicaciones
Aleaciones para forja no tratables térmicamente:				
1100-O >99% Al	13,000	5,000	40	Componentes eléctricos, forja, procesamiento de alimentos.
1100-H18	24,000	22,000	10	
3004-O 1.2% Mn-1.0% Mg	26,000	10,000	25	Cuerpos de latas de bebidas, usos arquitectónicos.
3004-H18	41,000	36,000	9	
4043-O 5.2% Si	21,000	10,000	22	Metal de relleno para soldadura.
4043-H18	41,000	39,000	1	
5182-O 4.5% Mg	42,000	19,000	25	Tapas de las latas de bebidas, componentes marinos.
5182-H19	61,000	57,000	4	
Aleaciones para forja tratables térmicamente:				
2024-T4 4.4% Cu	68,000	47,000	20	Ruedas de camión.
2090-T6 2.4% Li-2.7% Cu	80,000	75,000	6	Lámina externa de aeronaves.
4032-T6 12% Si-1% Mg	55,000	46,000	9	Pistones.
6061-T6 1% Mg-0.6% Si	45,000	40,000	15	Canoas, carros de ferrocarril.
7075-T6 5.6% Zn-2.5% Mg	83,000	73,000	11	Bastidores de aeronaves.

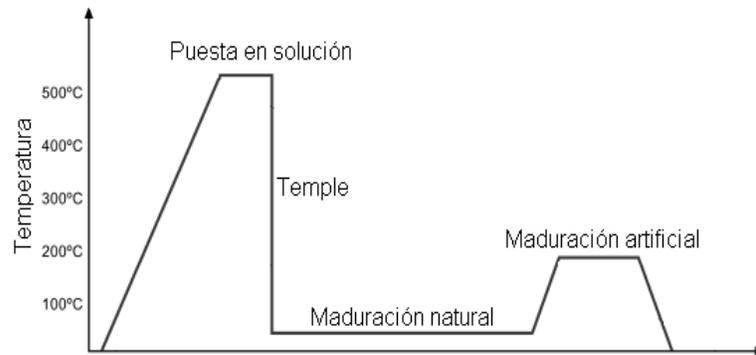


Figura 8. Diagrama que muestra la secuencia de tratamientos térmicos para una aleación de aluminio en función de la temperatura (Molera, 1992).

La condición necesaria para que una aleación sea susceptible de experimentar envejecimiento es que el diagrama de equilibrio presente una curva solvus que varíe con la temperatura, como se muestra en la Figura 9. El límite de solubilidad se debe al factor "tamaño" a dicha temperatura. El Cuadro 5 indica los tipos de aleaciones endurecibles por envejecimiento.

La técnica del endurecimiento estructural consiste en tres etapas: a) solubilización, b) hipertemple y c) envejecimiento natural o artificial (Molera, 1992).

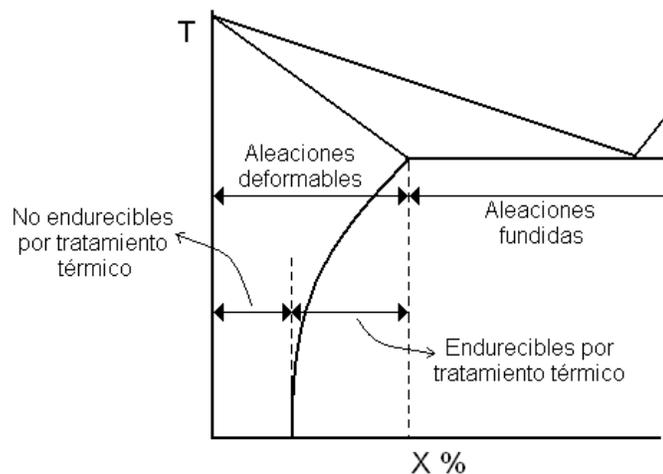


Figura 9. Diagrama de aleación bifásica endurecible por envejecimiento (Molera, 1992).

Cuadro 5. Aleaciones endurecibles por envejecimiento (Molera, 1992).

Matriz	Soluto
Aluminio	Cobre
Aluminio	Magnesio
Aluminio	Silicio
Aluminio	Zinc
Plata	Cobre
Oro	Cobre

Matriz	Soluto
Oro	Níquel
Cobre	Berilio
Magnesio	Aluminio
Níquel	Titanio
Plomo	Teluro

Al calentar una aleación que presente una microestructura bifásica por encima de la curva solvus se obtiene una microestructura monofásica: es el tratamiento de solubilización. Si se enfría el sistema a velocidad suficientemente rápida hasta temperatura ambiente (hipertemple), se congela la microestructura existente.

La microestructura monofásica se convierte en bifásica por un tratamiento térmico de difusión (envejecimiento). La temperatura de tratamiento térmico puede ser la del ambiente (envejecimiento natural) o superior (envejecimiento artificial). La finalidad de este tratamiento no es otra que dar posibilidad al sistema para que se cumpla el diagrama de equilibrio a nivel microscópico: que la segunda fase aparezca muy repartida. Manteniendo el sistema demasiado tiempo a cierta temperatura o permaneciendo la temperatura demasiado elevada, llega a una disminución de la dureza: es el sobre-envejecimiento (Molera, 1992).

Después del tratamiento de solubilización e hipertemple, el endurecimiento por envejecimiento se debe a la formación de precipitados coherentes con la matriz, a partir de esta solución sobresaturada (King, 1992).

El hipertemple de la microestructura conseguida por solubilización a elevada temperatura, se realiza enfriando las piezas del horno en agua a temperatura ambiente (Molera, 1992).

El envejecimiento acentúa todavía más la descomposición de la solución sólida por la precipitación de más átomos, produciendo precipitados más finos (tamaño comprendido entre 2 nm y 50 nm) que endurecen todavía más la aleación, hasta un máximo de resistencia mecánica (King, 1992).

III. HIPÓTESIS

El tratamiento térmico de envejecimiento aplicado a las placas soldadas por fricción-agitación de la aleación de aluminio AA-7075 mejora las propiedades mecánicas de la unión.

IV. OBJETIVOS

IV.1 General

Evaluar el efecto del tratamiento térmico de envejecimiento sobre las propiedades mecánicas de las placas soldadas por el método de fricción-agitación de la aleación de aluminio AA-7075.

IV.2 Específicos

- Caracterización macroscópica de la zona de soldadura de las placas de la aleación de aluminio AA-7075 obtenido por fricción-agitación.
- Caracterización macroscópica de la zona de soldadura de las placas de la aleación de aluminio AA-7075 transformada por el tratamiento de envejecimiento aplicado.

V. METODOLOGÍA

V.1 Materiales

Placa soldada de aleación de aluminio AA-7075 de dimensiones 15 X 5 X 1.27 cm, herramienta para soldar fabricada en acero grado herramienta H13 con 0.635 cm de perno de longitud y diámetro, el hombro de 1.5875 cm de diámetro.

V.2 Métodos

1. Se soldó la placa de aleación de aluminio AA-7075 bajo el método de soldadura de fricción-agitación a 600 rpm, 11.5 cm/min de velocidad y 0.03 cm de penetración del hombro.
2. Se cortó la placa de aluminio transversalmente al cordón de soldadura para obtener las muestras.
3. Las muestras se prepararon de la forma siguiente:
 - El desbaste de las muestras se llevó a cabo utilizando lijas, de la más gruesa a la más fina de manera progresiva.
 - Se pulieron las muestras utilizando una pasta para pulir aluminio, haciendo uso de un paño de algodón para tal efecto.
 - Se realizó el ataque químico con reactivo de Keller para revelar la microestructura.
 - Se llevó a cabo la observación de cada muestra en el analizador de imágenes marca AXIOVERT modelo 40 MAT y con lentes marca Carl Zeiss.
4. Se realizó el tratamiento térmico de envejecimiento.
5. Se efectuaron medidas de dureza a cada una de las muestras mediante el ensayo tipo Vicker.
6. Se realizaron ensayos de tensión a las muestras.
7. Se analizaron los resultados obtenidos.
8. Se emitieron conclusiones y recomendaciones sobre los resultados del trabajo de investigación.

V.3 Diseño Experimental

Para llevar a cabo el proceso de soldadura las placas de 15 X 5 X 1.27 cm se soldaron por pares para obtener una junta de 15 X 10 X 1.27 cm. Las placas fueron cortadas con cierra cinta y rectificadas con una fresa en las caras laterales donde se aplicó la soldadura por fricción. Como equipo de soldadura se utilizó una máquina fresadora marca Rambaudi modelo FCR-Tsp de 4 y 5 Cv.

Para llevar a cabo el corte de la placa de aluminio transversalmente al cordón de soldadura se utilizó una máquina cortadora con el fin de obtener 7 muestras (enumeradas como: 1, 2, 3, 4, 5, 6, y 7) de 10 X 1 X 1.27 cm.

Para realizar el desbaste, se esmeriló la superficie de la muestra empleando polvos de carburo de silicio aglomerados sobre papeles especialmente preparados. La muestra fue frotada a mano contra el papel abrasivo, que se colocó sobre una superficie plana. La superficie se lubricó con agua, lo que proporcionó una acción lavadora que retiró las partículas cortadas de la superficie. Se utilizaron seis grados de abrasivo: 220, 320, 400, 600, 1200 y 2400. En cada uno de los papeles abrasivos empezando por el 220 y finalizando en el 2400, se movió la pieza sobre la superficie de manera que se formaran rayas en sólo una dirección. Al proseguir de un papel al siguiente, se hizo girar la muestra unos 90°, de manera que las nuevas rayas quedaran situadas sobre la superficie en ángulo con las formadas durante el paso precedente. Entonces se continuó el lijado hasta que desaparecieron las rayas del paso anterior.

La superficie de la probeta, desbastada hasta el grado más fino, y limpia, se pasó por un paño de algodón impregnado con una pasta especial para pulir aluminio. Al finalizar el pulido de la superficie de la probeta se limpió con un paño de algodón limpio.

Se llevó a cabo el ataque mediante el reactivo de Keller que actuó de forma selectiva sobre los diversos constituyentes estructurales, el reactivo de Keller se

preparó mezclando los siguientes reactivos: HF (48%), HCl (concentrado), HNO₃ (concentrado) y H₂O. El ataque fue por inmersión, en el cual el reactivo de Keller se puso en una cápsula en la que se introdujo la probeta, con la superficie pulida hacia arriba para poder observar el proceso.

El tiempo de ataque que se utilizó fue de 45-60 segundos. Después del ataque se lavó la superficie con abundante agua corriente y limpia, y posteriormente con alcohol el cual se evaporó con la corriente de aire.

La observación de cada muestra una vez atacada se realizó en el analizador de imágenes, utilizando aumentos a 50x, 100x, 500x y 1000x.

El tratamiento térmico de envejecimiento se realizó en un horno tipo mufla, bajo las siguientes condiciones: un tratamiento de solubilización a 470 °C por 15 minutos realizado a las muestras 2, 3, 4, 5, 6 y 7. Una vez pasados los 15 minutos se procedió a realizar un temple en agua. El envejecimiento artificial se realizó a una temperatura de 190 °C realizando una variación en el tiempo que cada muestra permaneció a esta temperatura, siendo para la muestra 3 de 30 minutos, para la muestra 4 de 60 minutos, para la muestra 5 de 90 minutos, para la muestra 6 de 120 minutos y para la muestra 7 de 150 minutos. Quedando la muestra 2 en estado de temple y la 1 en la forma original de soldadura sin tratamiento.

En el caso del material base de aluminio AA-7075-T6 se realizó el ensayo de dureza Rockwell B. La prueba de dureza Vickers se realizó en el durómetro, utilizando una carga de 25 gramos y un tiempo de 15 segundos de permanencia de la misma. En esta prueba, el instrumento utiliza un marcador piramidal de diamante de base cuadrada con un ángulo incluido de 136° entre las caras opuestas.

El ensayo de dureza Vickers se realizó en la sección transversal al cordón a una profundidad de 1 mm de la superficie de la soldadura de cada muestra; desde el

centro del cordón hacia la zona de avance y hacia la zona de retroceso tomando una lectura cada mm.

Los ensayos de tensión se realizaron en una máquina universal, las muestras se mandaron maquinar para obtener una probeta rectangular paralela al cordón de soldadura, con las siguientes medidas: ancho de 0.6 cm y de espesor 0.3 cm, bajo la norma ASTM E 8M – 04.

VI. RESULTADOS

VI.1 Condiciones del material base aluminio AA-7075-T6

El material base para la realización de la experimentación en el presente trabajo fue el mismo que el utilizado para el estudio realizado por Ríos sobre SFA (Ríos, 2009); la composición química del material base se muestra a continuación en el Cuadro 6.

Cuadro 6. Composición química porcentual de las placas de aluminio utilizadas en el experimento (ASTM, 2008).

Elemento	Requerimiento ASTM B211-03	Resultado del Ensayo a Chispa
Silicio	Máx. 0.40	0.07
Hierro	Máx. 0.50	0.13
Cobre	1.2 – 2.0	1.56
Magnesio	2.1 – 2.9	2.42
Zinc	5.1 – 6.1	5.663
Cromo	0.18 – 0.28	0.204
Titanio	Máx. 0.15	0.042
Otros elementos	Máx. 0.15 en conjunto	0.051
Aluminio	Remanente	89.86

Las propiedades mecánicas del material base se muestran a continuación en el Cuadro 7.

El ensayo de dureza Rockwell B realizado al material base de aluminio AA-7075-T6 se muestra a continuación en el Cuadro 8.

VI.1.1 Observación de la microestructura del metal base

Habiendo determinado las condiciones mecánicas presentes en el material empleado, se procedió a realizar la observación de la microestructura presente.

Cuadro 7. Resultados del ensayo de tensión en el material base aluminio

AA-7075-T6.

Longitud Calibrada (mm)	Longitud Final (mm)	% Elongación	Carga Máxima (kN)	Carga Cedencia (kN)	Esfuerzo a la Tensión (MPa)	Esfuerzo de Cedencia (MPa)
25.40	28.91	13.82	22.230	20.483	597.308	550.367
25.40	28.12	10.71	22.190	20.362	592.873	544.031
25.40	27.70	9.05	22.360	20.725	591.260	548.019
25.40	28.03	10.35	22.150	19.986	590.025	532.378
Media	28.19	10.98	22.233	20.389	592.866	543.699
Desviación Estándar	0.513	2.021	0.091	0.308	3.182	7.987

Cuadro 8. Dureza Rockwell B obtenida en el material base aluminio AA-7075-T6.

Medición Dureza HRB	
91.5	89.6
91.9	90.7
89.6	91.1
89.5	90.5
91.0	89.9
Media	90.53
Desviación Estándar	0.855

Para este fin, se realizó un desbaste mecánico de la probeta con lijas de 240, 320, 600, 1200 y 1500 grits, cuidándose que al cambiar de una lija a la siguiente, se rotará la pieza en un ángulo aproximado de 90° para asegurar la eliminación del rayado creado en la operación anterior.

Una vez que se terminó el pulido grueso, se ejecutó una operación de pulido fino con una pasta de encerado automotriz de rines de aluminio hasta que se obtuvo un acabado espejo en la superficie a observar.

Luego, se realizó un ataque químico para develar la microestructura, dicho ataque se realizó con el reactivo de Keller que se sugiere en el volumen 9 del ASM Handbook y cuyos componentes se describen en el Cuadro 9.

Las imágenes de las micrografías obtenidas por el proceso anterior, se muestran en las Figuras 10 y 11.

Cuadro 9. Composición del reactivo de Keller usado en el ataque químico del material base.

Reactivo	Cantidad (mL)
Ácido Clorhídrico (HCl) solución al 38%	15
Ácido Nítrico (HNO ₃) solución al 70%	25
Ácido Fluorhídrico (HF) solución al 40%	5
Agua Destilada (H ₂ O)	50

VI.2 Soldadura por Fricción Agitación

VI.2.1 Obtención y preparación de muestras

Se soldaron por pares placas de 15 X 5 X 1.27 cm (Figura 12) para obtener una junta de 15 X10 X 1.27 cm como se puede observar en la Figura 13.

Se cortó la placa de aluminio transversalmente al cordón de soldadura utilizando una máquina cortadora, obteniéndose 7 muestras (enumeradas como: 1, 2, 3, 4, 5, 6, y 7) de 10 X 1 X 1.27 cm.

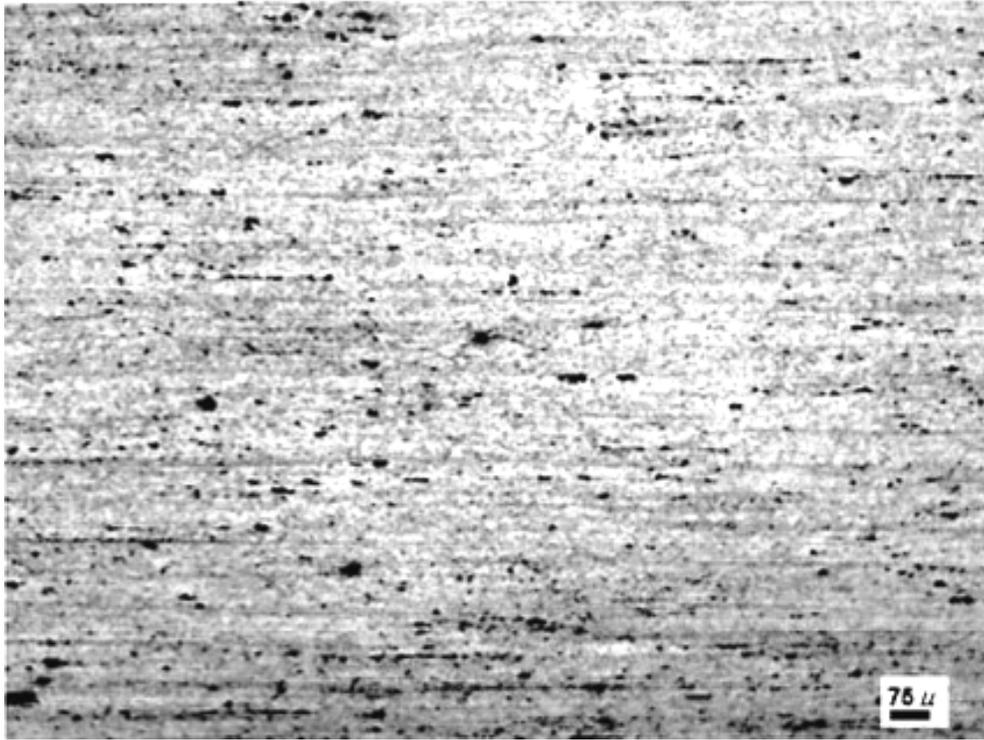


Figura 10. Sentido de la laminación del material base, 100X.

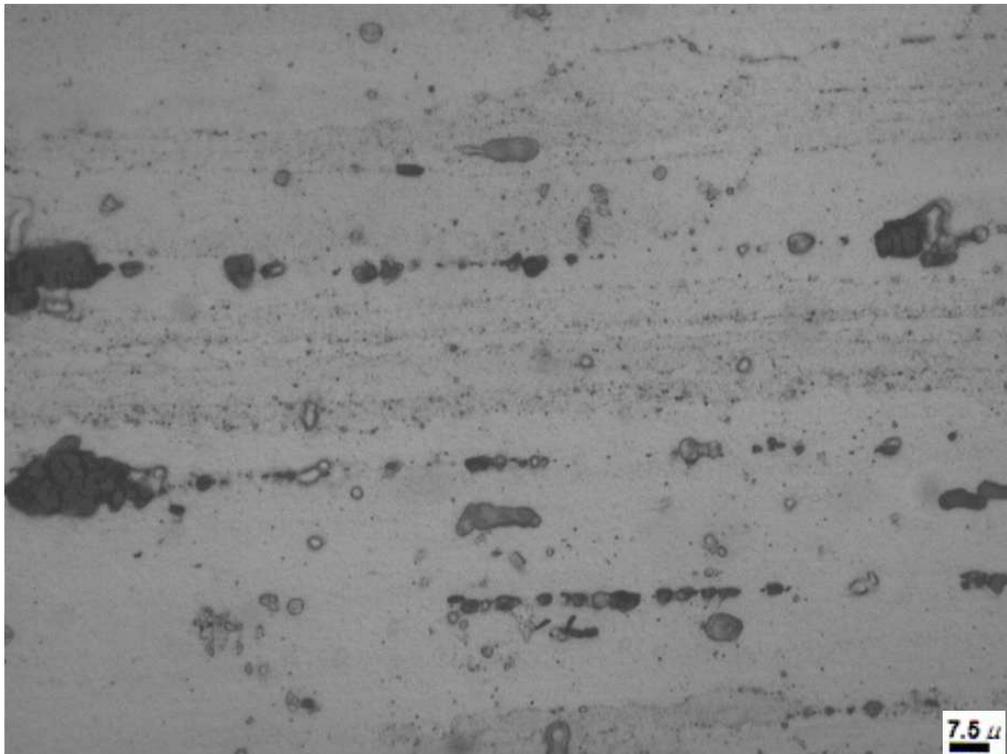


Figura 11. Micrografía del metal base de aluminio AA-7075-T6, 1000X.



Figura 12. Par de placas utilizadas para obtener la junta.



Figura 13. Junta soldada por el método de Fricción-Agitación.

VI.2.2 Caracterización macroscópica de la muestra 1 obtenida directamente de soldadura.

Se llevó a cabo el ataque de la muestra 1 obtenida directamente de soldadura mediante el reactivo de Keller. El ataque se realizó por inmersión. El tiempo de ataque que se utilizó fue de 45-60 segundos. Después del ataque se lavó la superficie con abundante agua corriente y limpia, y posteriormente con alcohol el cual se evaporó con la corriente de aire.

La observación de la muestra 1 una vez atacada se realizó en el analizador de imágenes, a continuación se muestran ejemplos de las fotografías tomadas (Figura 14 a 22), en las diferentes zonas del material soldado.

VI.2.3 Tratamiento térmico de temple

Se aplicó en primer lugar un tratamiento de solubilización a 470 °C por 15 minutos que se realizó a las muestras 2, 3, 4, 5, 6 y 7, dejando a la muestra 1 en el estado de solo soldada. Una vez pasados los 15 minutos se realizó un temple en agua.



Figura 14. Muestra 1 correspondiente al metal base, 100X.

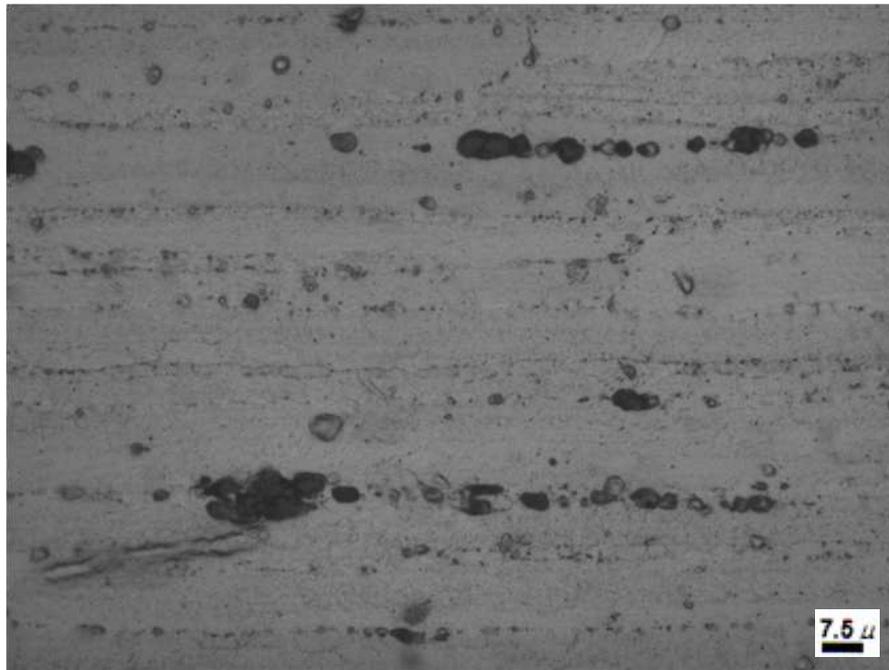


Figura 15. Muestra 1 correspondiente al metal base, 1000X.



Figura 16. Muestra 1 correspondiente al núcleo de soldadura, 50X.

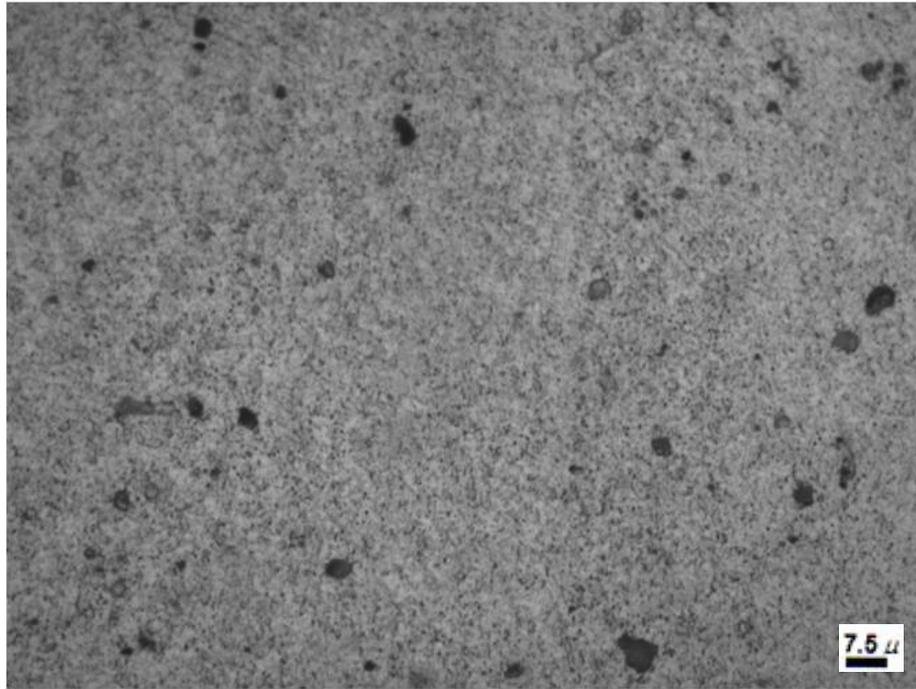


Figura 17. Muestra 1 correspondiente al núcleo de soldadura, 1000X.



Figura 18. Muestra 1 correspondiente a la zona afectada térmicamente, 100X.

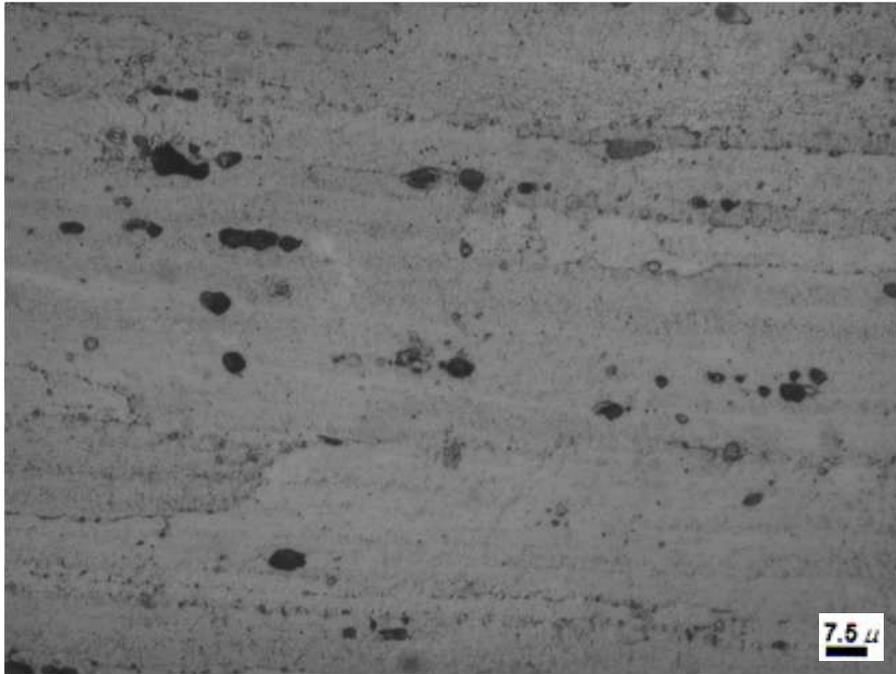


Figura 19. Muestra 1 correspondiente a la zona afectada térmicamente, 1000X.

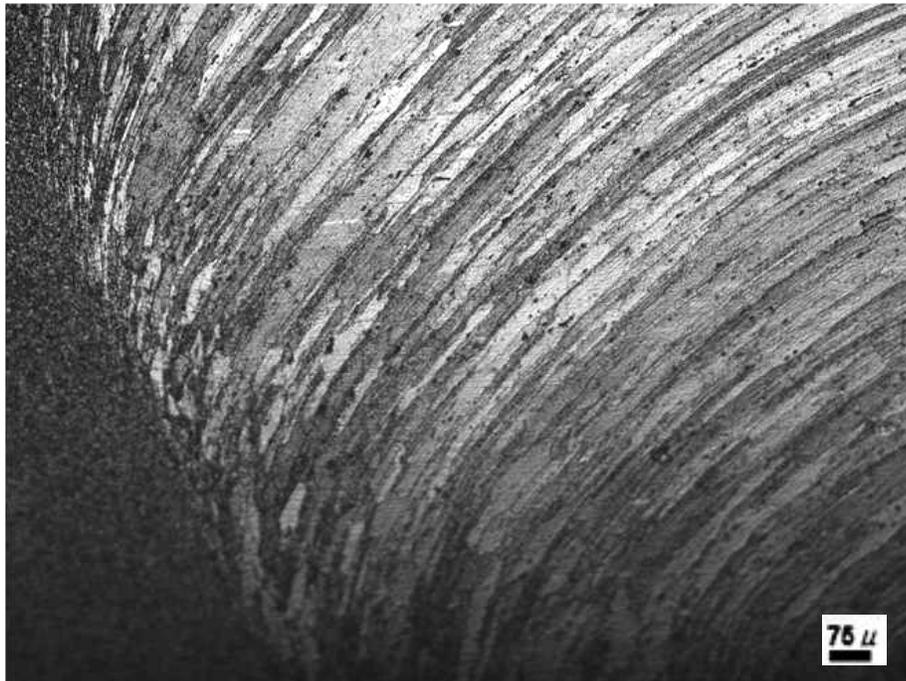


Figura 20. Muestra 1 correspondiente a la zona afectada termo-mecánicamente, 100X.

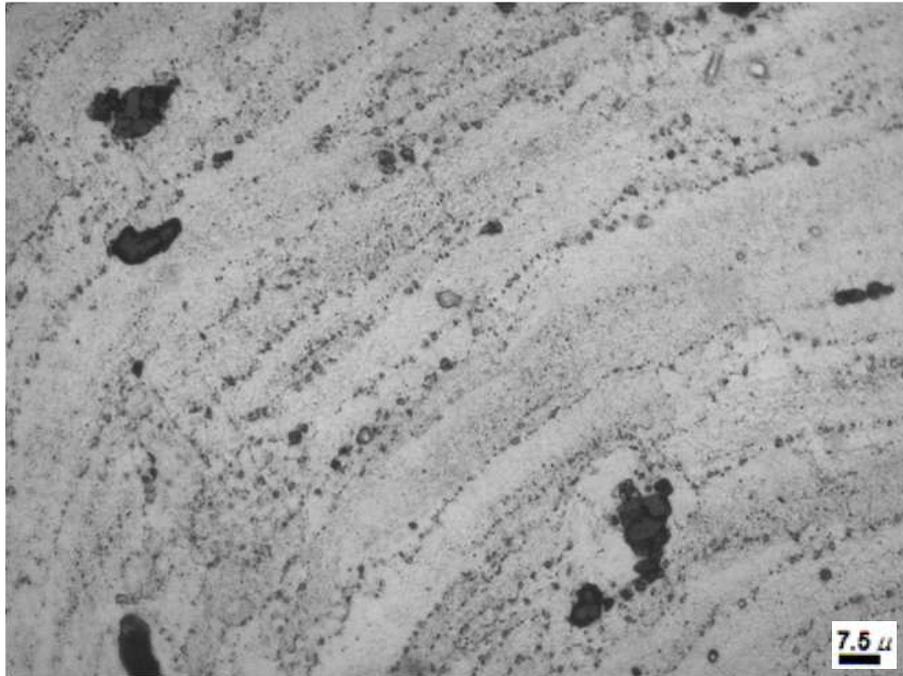


Figura 21. Muestra 1 correspondiente a la zona afectada termo-mecánicamente, 1000X.

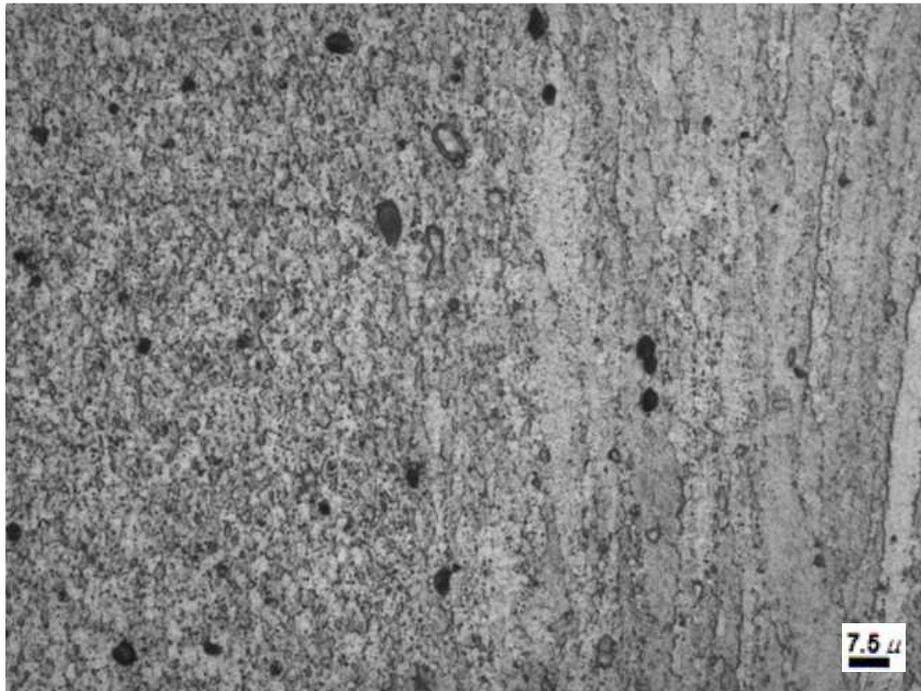


Figura 22. Muestra 1 correspondiente a la interfase ZATM-núcleo de soldadura, 1000X.

VI.2.4 Primer estudio del efecto del tratamiento térmico de envejecimiento

El tratamiento de envejecimiento artificial se realizó a una temperatura de 190 °C realizando una variación en el tiempo que cada muestra permaneció a esta temperatura como lo indica el Cuadro 10.

Cuadro 10. Condiciones del tratamiento térmico de envejecimiento a 190 °C.

Muestra	3	4	5	6	7
Tiempo (min)	60	90	120	150	180

A la muestra 2 no se le realizó ningún tratamiento térmico de envejecimiento permaneciendo en estado de temple.

VI.2.4.1 Caracterización macroscópica de las muestras 2, 3, 4, 5, 6 y 7.

Después de realizado el temple en agua de la muestra 2 y de los tratamientos de envejecimiento de las muestras 3, 4, 5, 6 y 7, se realizó el desbaste y pulido de la misma manera que para la muestra 1. Se llevó a cabo el ataque de la muestras mediante el reactivo de Keller por inmersión. El tiempo de ataque que se utilizó fue de 45-60 segundos. Después de realizado el ataque se lavó la superficie con abundante agua corriente y limpia, y posteriormente con alcohol el cual se evaporó a la corriente de aire.

La observación de las muestras una vez atacadas se realizó en el analizador de imágenes, a continuación se muestran las fotografías tomadas a la muestra 2 como ejemplo (Figura 23 a 30), que corresponde a la muestra con tratamiento térmico de solución y en el Anexo A1 se encuentran las fotografías de las microestructuras del resto de las muestras.

VI.2.5 Ensayo de Dureza

El ensayo de microdureza Vickers se realizó utilizando una carga de 25 gramos y un tiempo de 15 segundos de permanencia de la misma (Figura 31). En esta

prueba, el durómetro utiliza un marcador piramidal de diamante de base cuadrada con un ángulo incluido de 136° entre las caras opuestas.

Para la obtención del perfil de dureza se desbastó la probeta y se pulió hasta un acabado espejo. Posteriormente, se colocó la muestra en el durómetro y se realizó un barrido en la sección transversal al cordón de soldadura a una profundidad de 1 mm de la superficie de la soldadura de cada una de ellas; se tomó como punto de partida el metal base de la zona de retroceso, pasando por el centro del cordón de soldadura y hasta el metal base de la zona de avance tomando una lectura cada mm (Figura 32).

En el Cuadro 11 se muestran los valores de dureza obtenidos para cada muestra y en las Figuras 33 y 34 se muestran los perfiles de dureza de las mismas.



Figura 23. Muestra 2 correspondiente al metal base con tratamiento de solución, 100x.

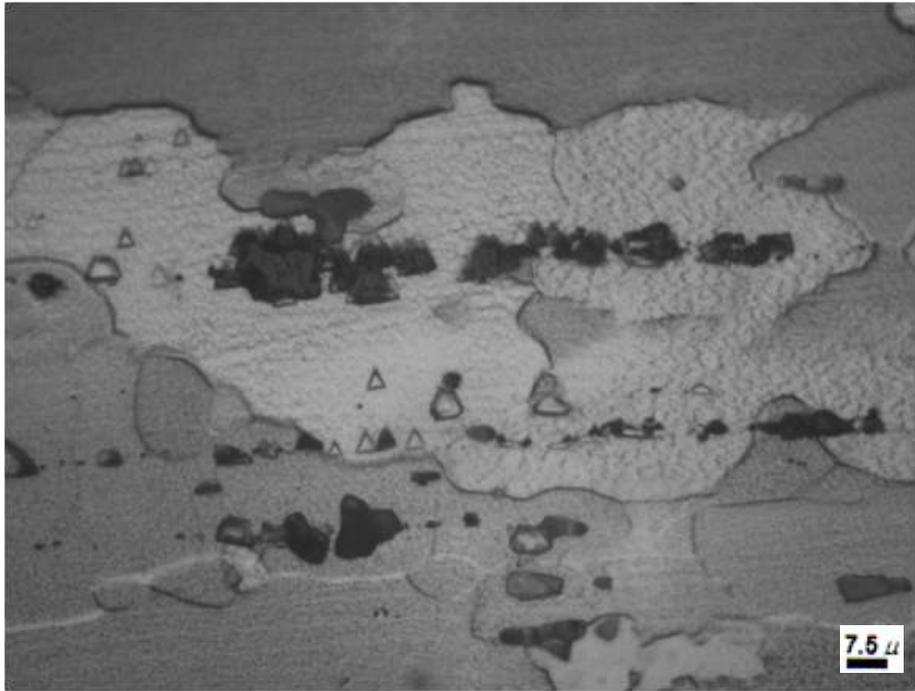


Figura 24. Muestra 2 correspondiente al metal base con tratamiento de solución, 1000x.

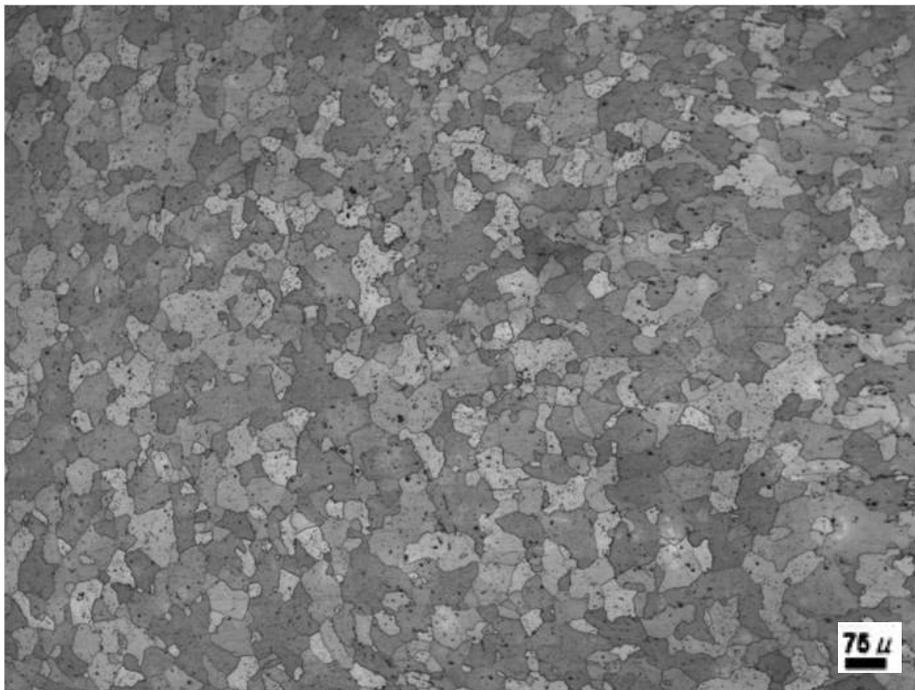


Figura 25. Muestra 2 correspondiente al núcleo de soldadura con tratamiento de solución, 50x.

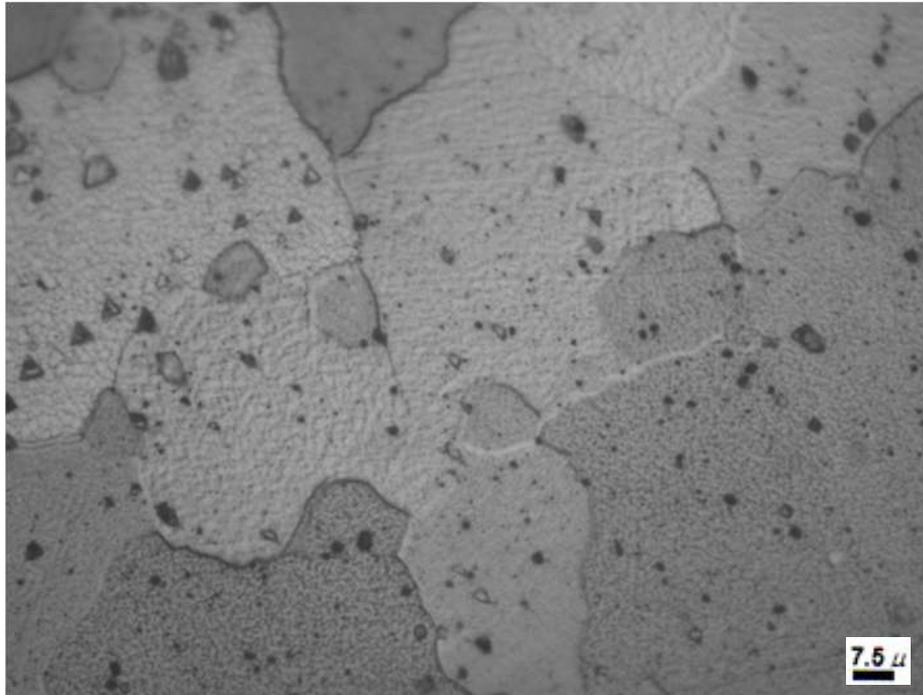


Figura 26. Muestra 2 correspondiente al núcleo de soldadura con tratamiento de solución, 1000x.



Figura 27. Muestra 2 correspondiente a la zona afectada por el calor con tratamiento de solución, 100x.

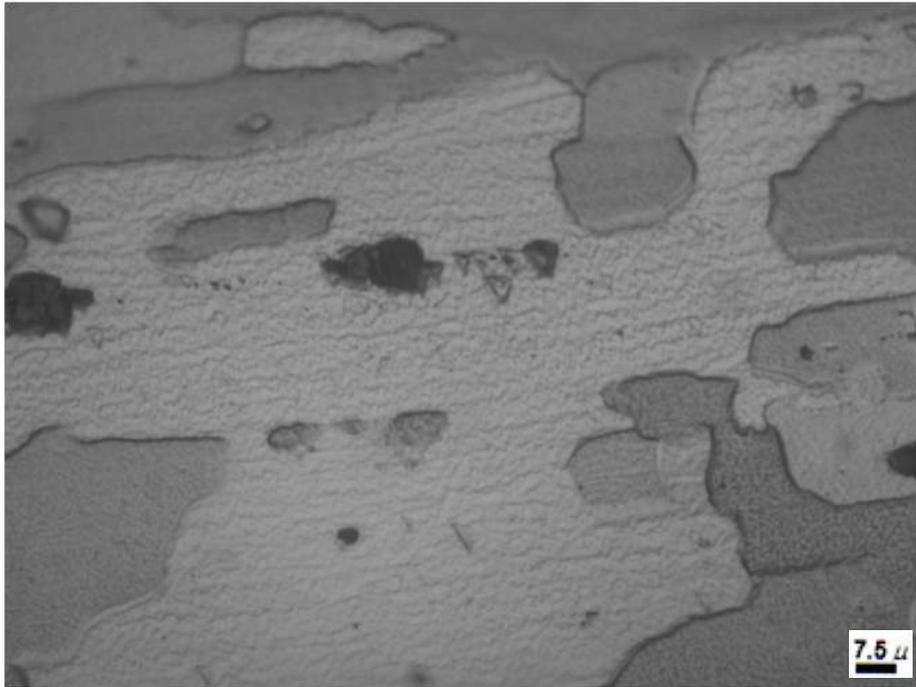


Figura 28. Muestra 2 correspondiente a la zona afectada por el calor con tratamiento de solución, 1000x.

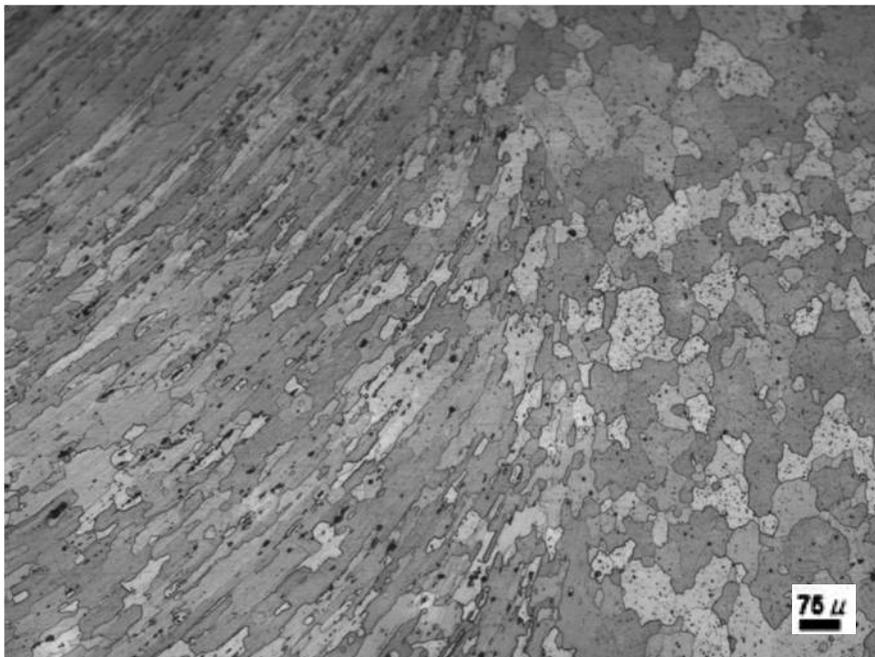


Figura 29. Muestra 2 correspondiente a la zona afectada termo-mecánicamente con tratamiento de solución, 100x.

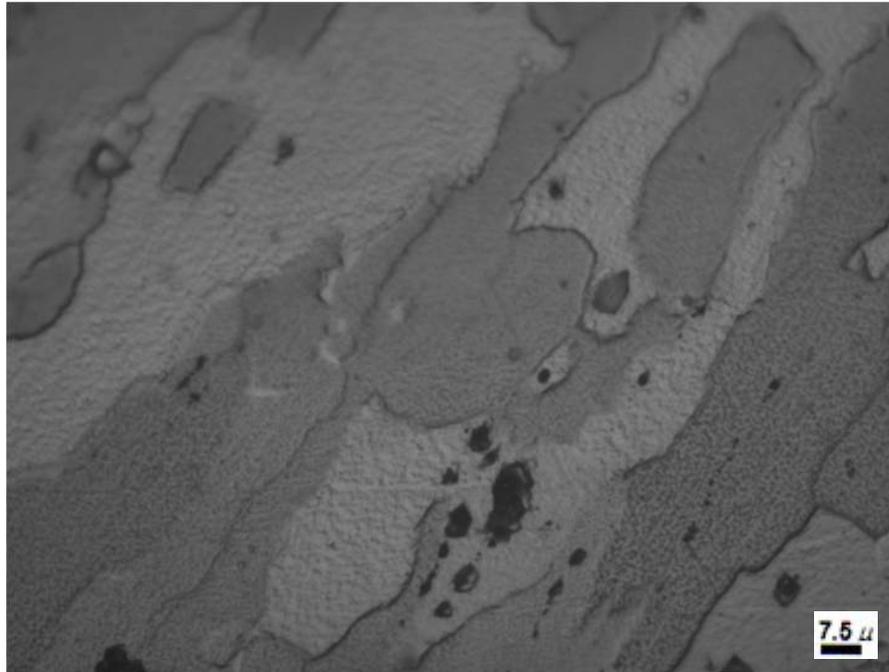


Figura 30. Muestra 2 correspondiente a la zona afectada termo-mecánicamente con tratamiento de solución, 1000x.

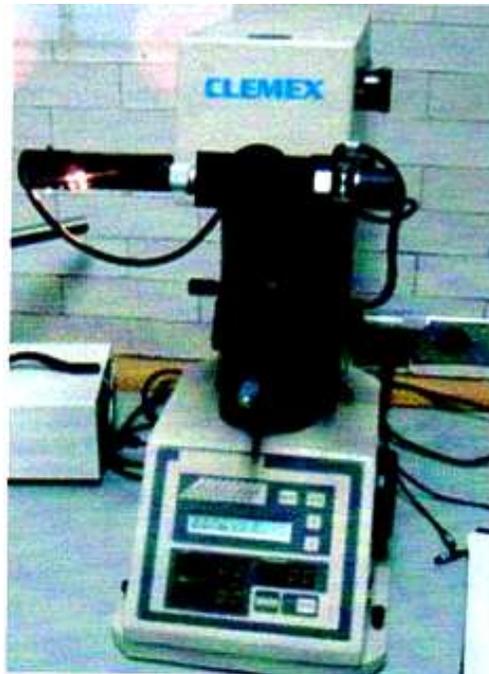


Figura 31. Durómetro Vickers utilizado para realizar los ensayos.

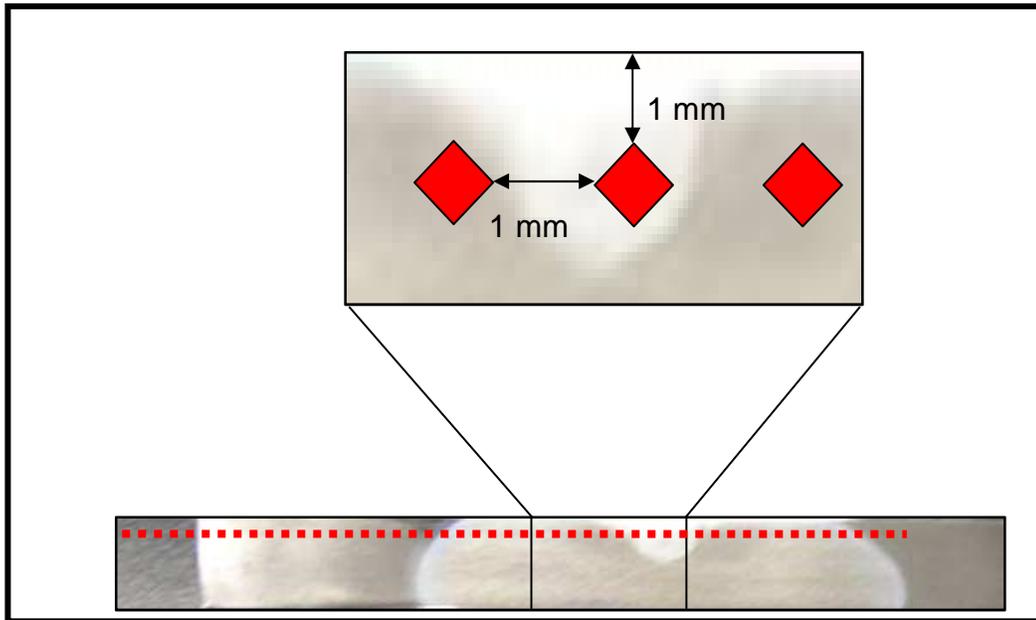


Figura 32. Perfil de dureza realizado a las muestras de la aleación de aluminio AA-7075 soldadas por fricción agitación.

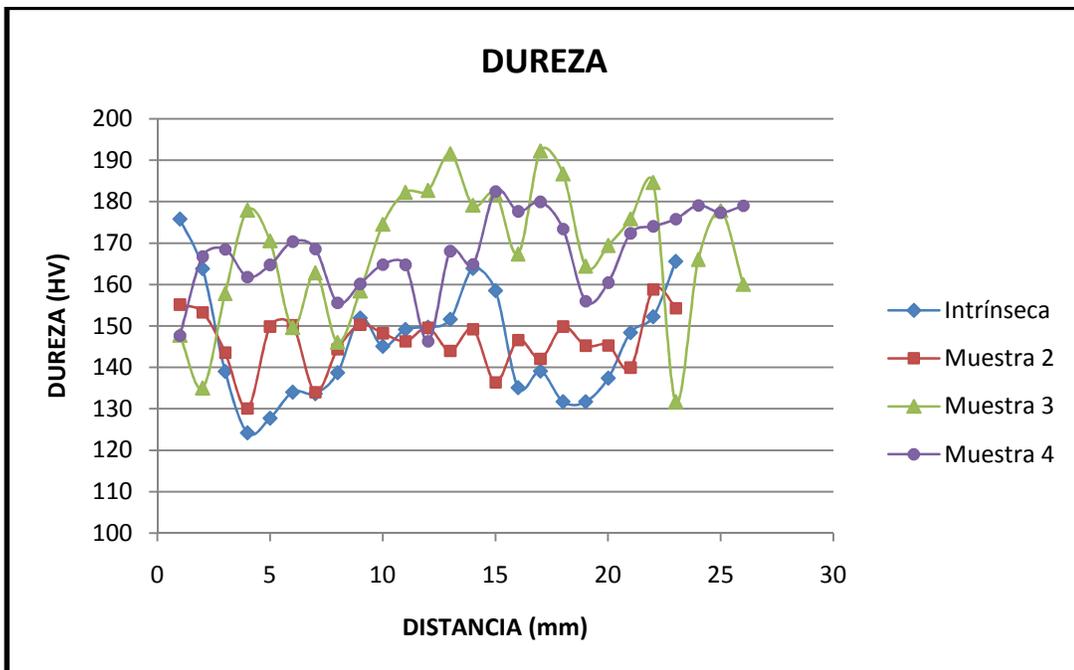


Figura 33. Comportamiento de la dureza en función de la distancia para las muestras intrínseca, 2, 3 y 4.

Cuadro 11. Tabla de durezas vickers de la muestra intrínseca de soldadura (muestra 1) y tratadas térmicamente.

Distancia (mm)	Muestra						
	1	2	3	4	5	6	7
1	175.8	155.1	147.7	147.7	164.4	150.6	157.6
2	163.8	153.3	135.0	166.7	173.6	127.8	146.5
3	139.0	143.5	157.8	168.5	161.7	132.7	144.8
4	124.2	130.1	177.9	161.8	172.5	128.5	116.9
5	127.7	149.8	170.5	164.7	175.4	140.2	141.1
6	134.0	150.1	149.6	170.3	180.7	129.3	146.5
7	133.6	134.0	162.8	168.6	172.3	148.0	142.0
8	138.7	144.4	146.0	155.6	162.3	150.8	142.2
9	151.9	150.3	158.4	160.1	165.3	140.0	160.8
10	145.1	148.2	174.5	164.8	163.7	151.0	140.4
11	149.1	146.3	182.2	164.7	168.5	146.9	122.7
12	149.7	149.5	182.7	146.3	167.6	145.0	154.8
13	151.6	144.0	191.5	168.0	146.4	144.6	156.8
14	163.9	149.2	179.1	164.9	182.7	141.7	148.3
15	158.5	136.4	181.9	182.5	165.3	147.7	160.5
16	135.1	146.6	167.3	177.6	169.2	141.0	142.4
17	139.1	142.1	192.2	179.9	138.2	136.7	157.7
18	131.7	149.8	186.7	173.4	163.0	140.1	157.6
19	131.7	145.2	164.4	156.0	159.2	143.8	140.2
20	137.4	145.3	169.4	160.4	176.0	136.7	147.9
21	148.4	139.9	175.8	172.3	172.8	141.5	149.9
22	152.2	158.8	184.6	174.0	167.9		141.1
23	165.6	154.3	131.7	175.8	171.8		150.6
24			166.0	179.1	177.8		158.8
25			177.8	177.3	161.3		139.8
26			160.0	179.0			

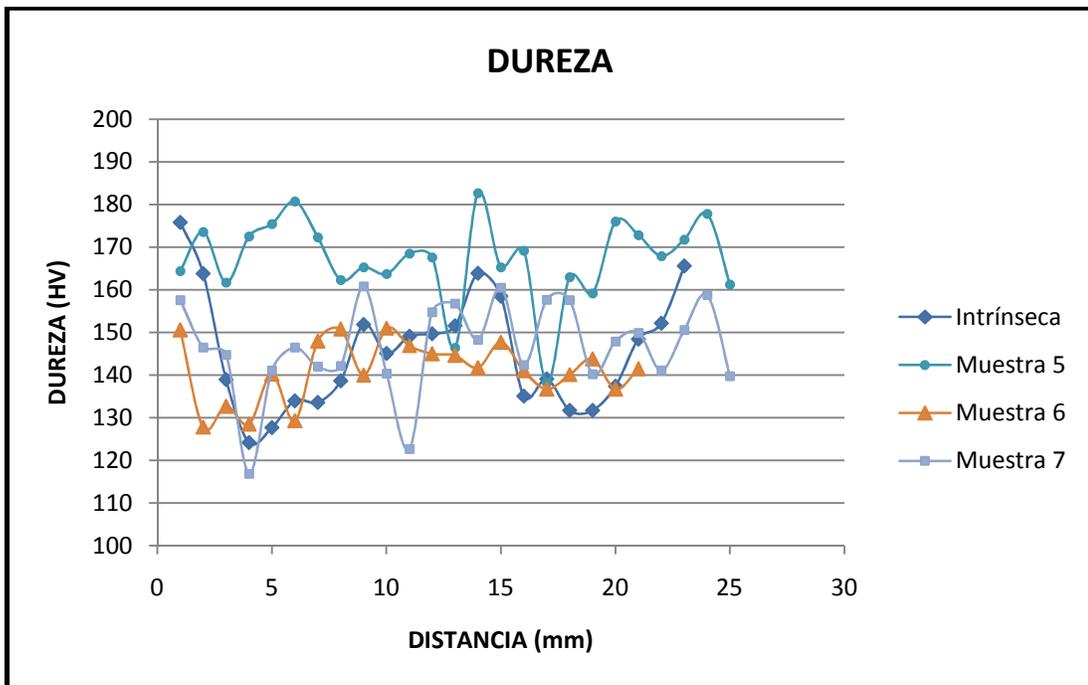


Figura 34. Comportamiento de la dureza en función de la distancia para las muestras intrínseca, 5, 6 y 7.

VI.2.6 Ensayos de Tensión

Los ensayos de tensión se realizaron en una máquina universal, las muestras se mandaron a maquinarse para obtener una probeta rectangular transversal al cordón de soldadura, con las siguientes medidas: ancho de 0.6 cm y de espesor 0.3 cm, bajo las especificaciones de la norma ASTM E 8M – 04. A continuación (Cuadro 12) se muestran los resultados del ensayo de tensión para cada muestra, en la Figura 35 la fractura típica que presenta el material envejecido y en la Figura 36 la resistencia a la tensión para cada muestra.

VI.2.7 Variación del tiempo en el tratamiento térmico de envejecimiento

El tratamiento de envejecimiento artificial se realizó por segunda ocasión a una serie de 6 muestras a una temperatura de 190 °C realizando una variación en el tiempo que cada muestra permaneció a esta temperatura como lo indica el Cuadro 13 y en la Figura 37 se muestra el horno utilizado para realizar los tratamientos térmicos.

La muestra 1 intrínseca de soldadura y la muestra 2 después de realizado el temple de la misma forma que en el estudio preliminar no se les realizó ningún tratamiento térmico de envejecimiento permaneciendo en el estado antes mencionado.

Para este segundo experimento las muestras 2, 3, 4, 5 y 6 fueron acompañadas por una muestra de material base con el fin de que sufrieran el mismo tratamiento y así observar su comportamiento en cuanto a dureza y resistencia mecánica.

Cuadro 12. Ensayo de tensión para cada muestra.

Muestra	Tensión en la carga máxima (MPa)
1	325.201
2	380.848
3	413.567
4	459.654
5	454.063
6	316.589
7	400.430



Figura 35. Fractura típica del material envejecido.

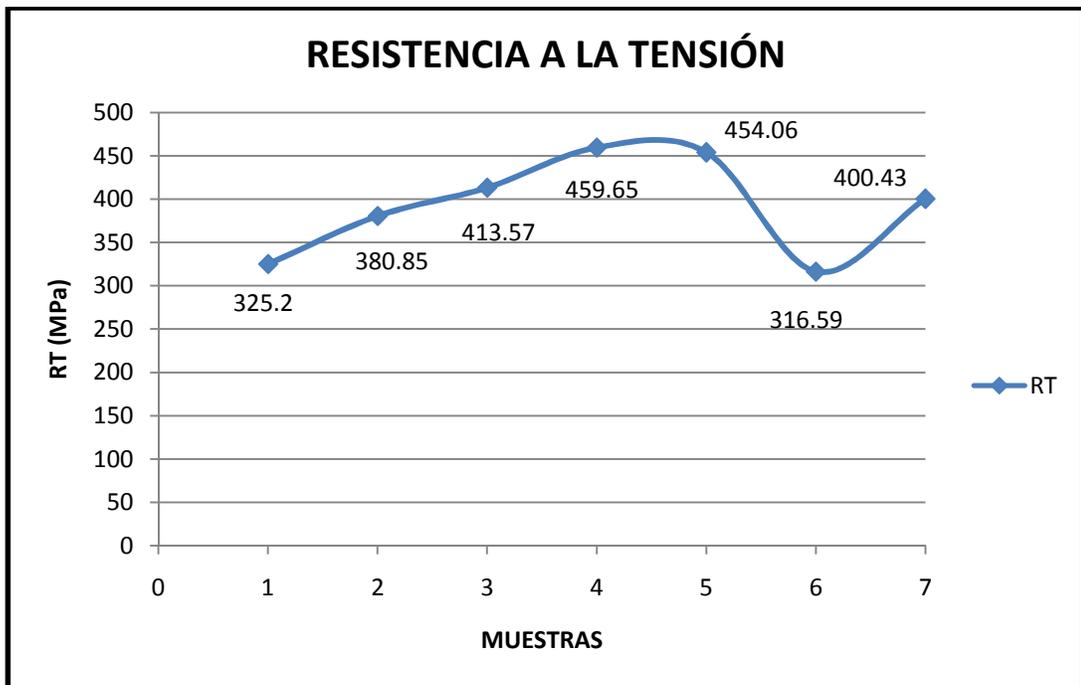


Figura 36. Relación entre la resistencia mecánica de la soldadura y el tratamiento térmico de envejecimiento para cada muestra.



Figura 37. Horno utilizado para realizar los tratamientos térmicos de solubilización y envejecimiento artificial.

Cuadro 13. Condiciones del segundo tratamiento térmico de envejecimiento a 190 °C.

Muestra	3	4	5	6
Tiempo (min)	60	120	180	240

VI.2.8 Ensayo de Dureza

El ensayo de microdureza Vickers se realizó de igual manera utilizando una carga de 25 gramos y un tiempo de 15 segundos de permanencia de la misma.

Para la obtención del perfil de dureza se desbaste la probeta y se pulió hasta un acabado espejo. Posteriormente, se colocó la muestra en el durómetro y se realizó un barrido en la sección transversal al cordón de soldadura a una profundidad de 1 mm de la superficie de la soldadura de cada una de ellas; se tomó como punto de partida el metal base de la zona de retroceso, pasando por el centro del cordón de soldadura y hasta el metal base de la zona de avance tomando una lectura cada mm como se mostró anteriormente.

En el Cuadro 14 mostrado a continuación se plasman los valores de dureza obtenidos para cada muestra del material base, en el Cuadro 15 los valores correspondientes a las muestras soldadas por el método de fricción agitación y en las Figuras 38 y 39 los perfiles de dureza de las mismas.

Cuadro 14. Tabla de durezas vickers obtenidas de las muestras de material base con tratamiento térmico.

	Muestras				
Medición	2	3	4	5	6
1	154.4	153.9	150.7	144.8	124.4
2	151.5	177.3	147.4	143.4	124.6
3	153.7	182.3	149.4	140.6	130.2
4	156.4	176.3	141.7	138.6	130.0
5	163.3	172.5	144.8	139.3	125.3
Media	155.86	172.46	146.8	141.34	126.9
Desviación estándar	4.51	10.95	3.62	2.67	2.94

Cuadro 15. Tabla de durezas vickers obtenidas de las muestras soldadas intrínseca (muestra 1) y tratadas térmicamente.

Distancia (mm)	Muestras					
	1	2	3	4	5	6
1	114.8	167.0	170.1	147.6	150.1	142.3
2	111.2	166.7	167.2	155.7	159.1	137.1
3	121.7	155.7	169.2	147.5	166.2	139.9
4	138.9	174.4	175.1	148.2	152.9	137.1
5	134.3	161.1	172.0	151.6	152.6	136.2
6	148.4	159.3	176.7	156.2	154.4	135.1
7	156.1	157.4	162.1	160.9	169.8	142.5
8	141.4	174.2	172.6	149.4	156.4	131.8
9	135.3	164.4	180.8	158.3	146.3	139.2
10	131.5	156.0	182.0	171.6	154.6	134.7
11	152.9	156.9	174.9	165.5	161.0	138.3
12	138.3	156.4	176.8	159.6	154.6	126.1
13	153.2	152.3	176.0	163.9	155.3	128.3
14	147.0	153.8	169.5	178.3	142.7	142.0
15	146.6	168.6	169.0	177.7	147.5	142.8
16	147.0	158.5	159.8	160.6	144.8	140.2
17	148.1	173.6	171.9	152.3	154.0	131.8
18	157.8	169.6	181.6	155.6	149.2	138.6
19	158.3	161.3	176.8	170.9	154.9	126.5
20	127.4	159.6	175.6	179.1	156.4	137.7
21	129.2	170.3	171.7	160.3	147.0	132.1
22	133.3	166.3	181.2	169.6	139.2	140.7
23	143.0	162.9	169.2	156.4	157.4	143.4
24	112.9	152.7	166.7	161.1	147.3	138.2
25	122.2	162.8	182.1	160.3	153.5	134.6

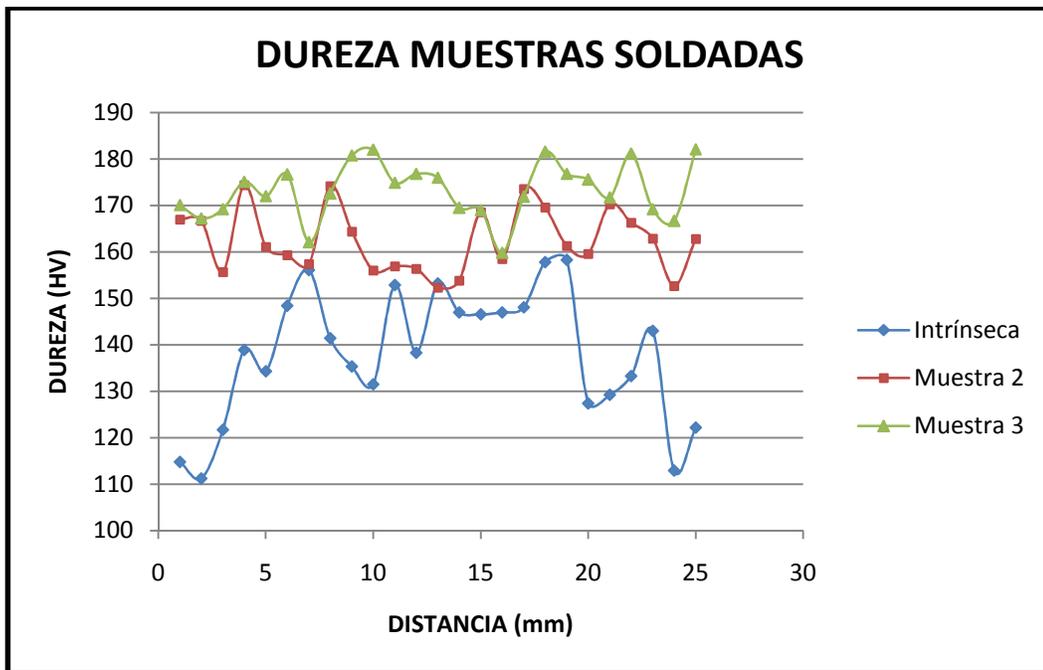


Figura 38. Comportamiento de la dureza en función de la distancia para las muestras intrínseca, 2 y 3.

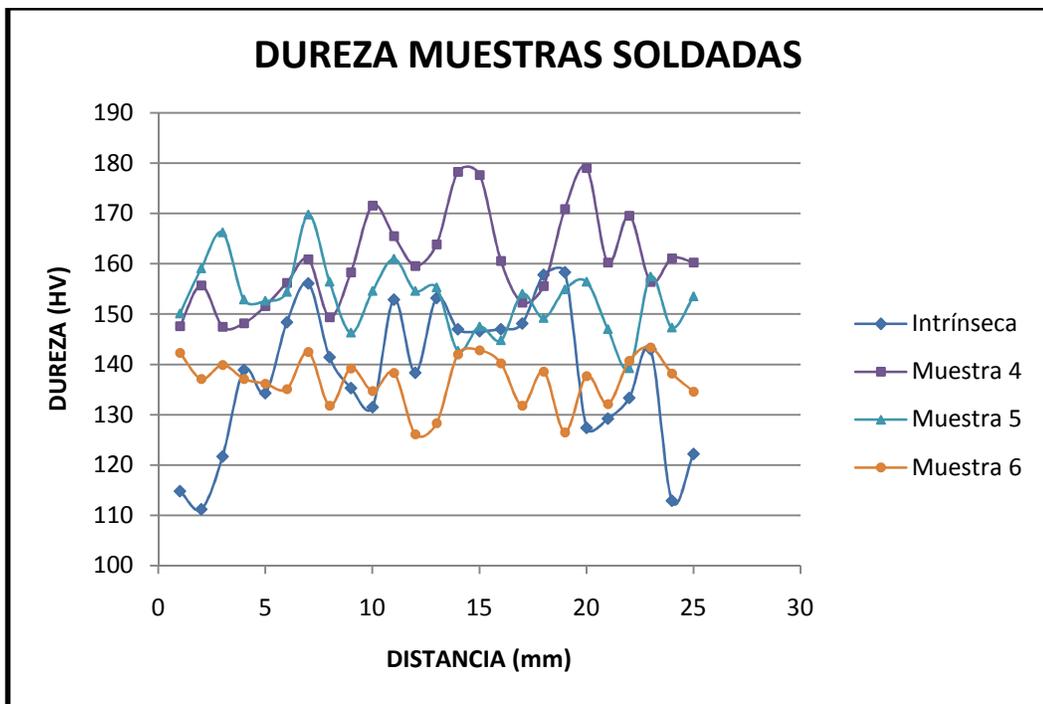


Figura 39. Comportamiento de la dureza en función de la distancia para las muestras intrínseca, 4, 5 y 6.

VI.2.9 Ensayos de Tensión

Los ensayos de tensión se realizaron en una máquina universal, las muestras se mandaron a maquinarse para obtener una probeta rectangular transversal al cordón de soldadura, con las siguientes medidas: ancho de 0.6 cm y de espesor 0.3 cm, bajo las especificaciones de la norma ASTM E 8M – 04.

A continuación en el Cuadro 16 se muestran los resultados del ensayo de tensión para cada muestra del material base y en la Figura 40 su gráfico correspondiente.

En el Cuadro 17 se pueden apreciar los valores de tensión en la carga máxima para las muestras soldadas después de haber llevado a cabo el tratamiento térmico de envejecimiento artificial y en la Figura 41 se representa de manera gráfica.

Cuadro 16. Ensayo de tensión para cada muestra del material base.

Muestra	Tensión en la carga máxima (MPa)
2	530.03
3	535.65
4	486.99
5	470.90
6	430.56

Cuadro 17. Ensayo de tensión para las muestras soldadas posterior al tratamiento térmico de envejecimiento.

Muestra	Tensión en la carga máxima (MPa)
1	366.20
2	381.10
3	560.83
4	419.23
5	397.98
6	434.95

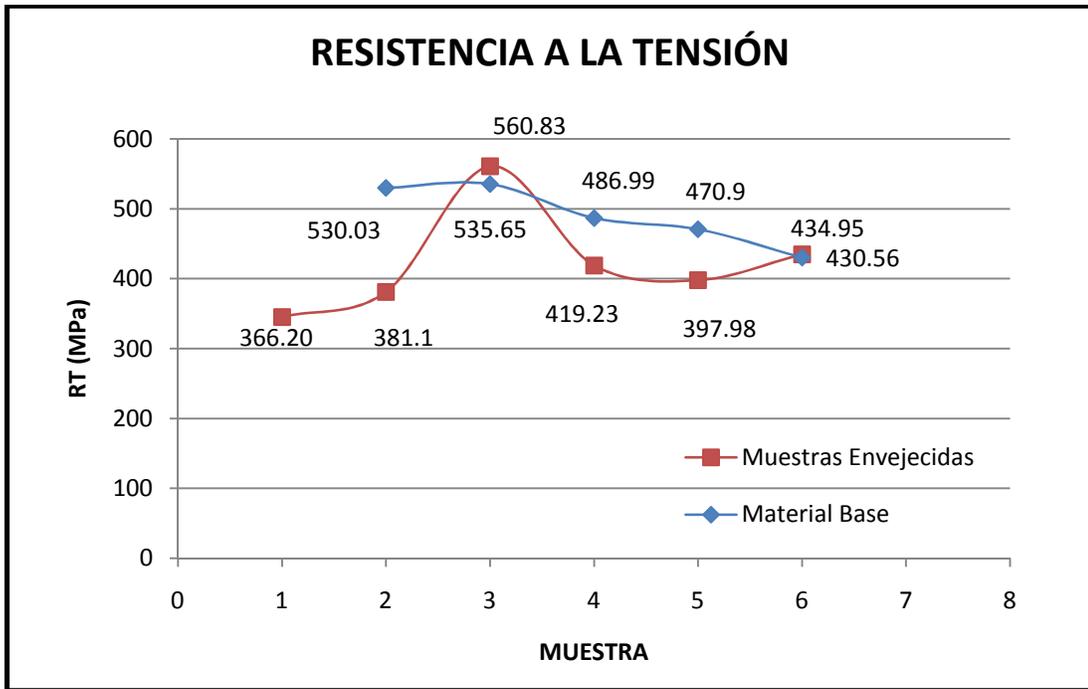


Figura 40. Comparación del efecto del tratamiento térmico en la soldadura contra el material base.

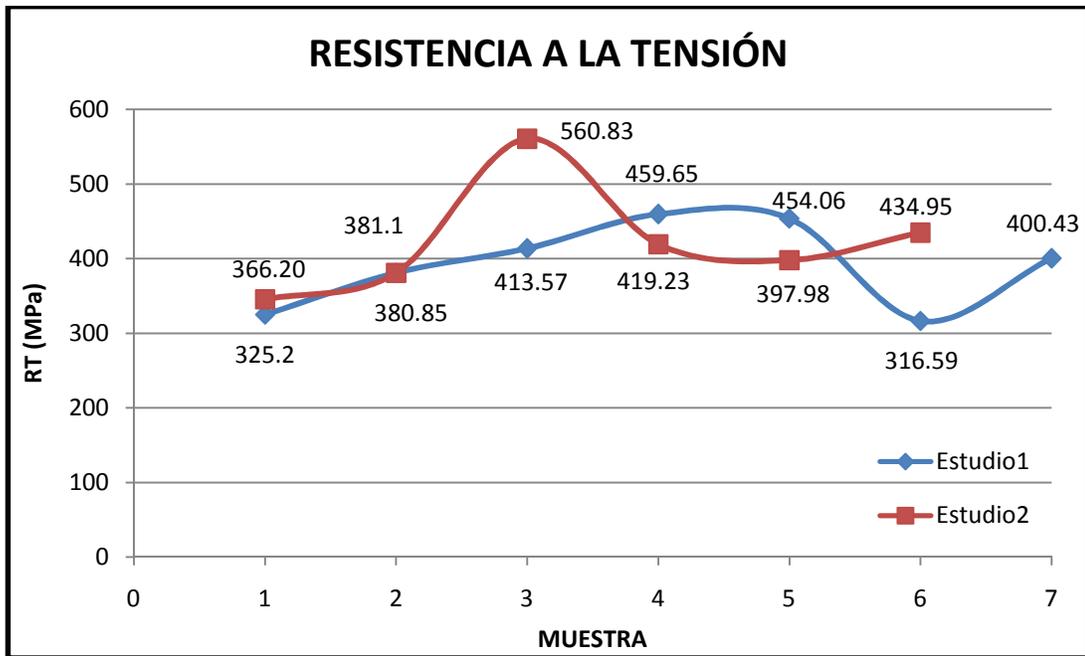


Figura 41. Comparativo de la resistencia mecánica de la soldadura contra el tiempo de tratamiento térmico de envejecimiento.

VII. DISCUSIÓN

VII.1 Material Base

Al observar los resultados obtenidos en los puntos VI.1, VI.1.1, que hacen referencia al análisis de composición química, al ensayo de resistencia a la tensión, a la prueba de dureza y a la observación microestructural del metal base AA-7075-T6, se puede llevar a cabo una comparación en cuanto a lo que se establece en la norma (ASTM B211) así como también en la industria (ALCOA, 2009); dicha comparación se realiza con el propósito de conocer si el material base objeto de estudio cumple con las características y propiedades que lo hacen ser él mismo, todo ello con el fin de disminuir en lo posible que las diferencias de las propiedades mencionadas con anterioridad sean una variable más para mostrar de manera fiable los resultados de los estudios objetivo del presente trabajo.

De tal manera se puede determinar que en lo referente a la composición química obtenida y requerida mostradas en el Cuadro 6, el metal base de esta investigación cumple en todos los aspectos con los requerimientos del estándar aplicable. De la misma manera, en lo que corresponde a las propiedades mecánicas, el valor de resistencia a la tensión promedio de 592 MPa, el esfuerzo de cedencia de 543 MPa y el porcentaje de elongación de 10.98% cumplen ampliamente lo requerido por el mismo estándar de referencia que establece un mínimo de resistencia a la tensión de 530 MPa, de 455 MPa de resistencia a la cedencia y de 7% de elongación.

Aunque no se establecen condiciones mínimas en la norma ASTM B211-03, la industria especifica un valor para la dureza que oscila entre los 150 y 160 HBW 10/500 la cual, de acuerdo a la norma ASTM E140-02 corresponde a una dureza que va de los 89 a los 91 HRB W. De acuerdo con los resultados mostrados en el Cuadro 8, el material cumple también con los valores establecidos.

En cuanto a la observación de la microestructura del material base, las Figuras 10 y 11 muestran el sentido de laminación así como de manera muy clara la orientación

de los granos. Se puede observar también la homogeneidad que presenta el material que tiene que ver con la presencia típica de estructuras del tipo intermetálico en la matriz de aluminio.

VII.2 Caracterización macroscópica de las muestras

En el apartado VI.2.2 se muestran las fotografías microestructurales de la muestra 1 la cual fue obtenida directamente del proceso de soldadura por fricción agitación. Se pueden diferenciar cuatro zonas: 1) núcleo de soldadura o nugget, 2) zona termomecánicamente afectada, 3) zona afectada por el calor, y 4) material base.

La zona 1, núcleo de soldadura o nugget, está formada por un material que fue sometido a recristalización dinámica durante el proceso de soldadura, y coincide con el paso del pin de la herramienta. Se caracteriza por poseer un grano pequeño como se puede observar en la Figura 17, y se extiende hacia los costados formando una interfase con las zonas 2 y 3. Esta zona coincide con la porción de material que quedó por debajo del paso del hombro de la herramienta durante el proceso. En la Figura 16 se pueden apreciar las capas tipo cebolla (“Onion Rings”) que se formaron en el nugget como producto de la acción del pin al plastificar y agitar el material.

Una zona afectada termomecánicamente típica se muestra en la Figura 20 y 21 a 100X y 1000X respectivamente, en estas fotografías se pueden observar las líneas de flujo del material debidas al fuerte procesamiento termomecánico que el mismo sufre durante el proceso de soldadura. En la ZTMA los granos son severamente deformados y presentan una dispersión muy fina de fases intermetálicas lo anteriormente señalado también se puede constatar al observar las Figuras 20 y 21.

En la Figura 22 se puede observar claramente la diferencia en tamaño de grano que presenta la zona del núcleo de soldadura o nugget con respecto a la zona afectada termomecánicamente.

La zona 3 que corresponde a la zona afectada por el calor se puede observar en las Fotografías 18 y 19, en ellas se muestra un crecimiento de grano debido a la elevación de temperatura que se presenta en esta zona. El efecto térmico tiene lugar como consecuencia del paso de la herramienta que fricciona el material elevando la temperatura en la zona circundante a ella.

La zona 4 correspondiente al material base representada por las Figuras 14 y 15 es la región más alejada de donde se produce la unión de las dos placas, por lo cual no sufre los efectos de elevación térmica y de agitación del material, por tal motivo presenta granos alargados y en el sentido de laminación consecuencia del proceso de manufactura.

VII.3 El tratamiento térmico de envejecimiento

De todos los elementos que pueden alearse con el aluminio, sólo algunos como el zinc, el magnesio, el cobre y el silicio tienen valores significativos de solubilidad sólida por tal motivo el material utilizado en el presente trabajo es susceptible de ser sometido a un tratamiento térmico de envejecimiento para poder mejorar sus propiedades mecánicas para a su vez poder ser empleado como un material estructural en aplicaciones de gran demanda de esfuerzos como la aeronáutica.

Los mecanismos de endurecimiento en metales se relacionan con procesos que restringen de algún modo el movimiento de las dislocaciones dentro de la red cristalina del material, el mecanismo de endurecimiento utilizado en este trabajo se realiza con precipitados conocido como endurecimiento por precipitación. La secuencia de tratamientos térmicos que se utilizó para lograr el endurecimiento comprendieron las siguientes etapas:

Producción de una solución sólida sobresaturada de los elementos aleantes tales como el Zn, Mg y Cu presentes en nuestro material por medio de un tratamiento de solución o solubilización a 470 °C durante 15 minutos.

Descomposición controlada de la solución sólida sobresaturada para formar precipitados finamente dispersados en la matriz, con lo que se refuerza la aleación, realizando esto a una temperatura de 190°C con una variación del tiempo que cada muestra permaneció a dicha temperatura.

La secuencia de precipitación que tiene lugar en el material utilizado en la presente investigación se tiene de la siguiente manera:

Solución sólida sobresaturada → Zona GP → Precipitado intermedio → Precipitado final.

En las fotografías presentadas en el Anexo A1 se puede observar el efecto del fenómeno de precipitación que tiene lugar en el material, al llevar a cabo el tratamiento térmico de envejecimiento a la misma temperatura pero con una variación en el tiempo. Se puede decir que al aumentar el tiempo de envejecimiento las zonas de Guinier-Preston van siendo reemplazadas por la fase intermedia η' de composición química $MgZn_2$ que es coherente con la matriz y el precipitado T de composición $Mg_{32}(AlZn)_{39}$, el material AA-7075 presenta cobre con lo cual este tiende a sustituir al zinc y al magnesio en los precipitados que se forman y contribuye no sólo a incrementar la fracción volumétrica de los precipitados de refuerzo sino también a modificar la cinética de la secuencia de precipitación. Este acelera como se puede observar en las Fotografías mostradas en el Anexo A1 el proceso de transformación de las pequeñas zonas GP a los precipitados intermedios η' mucho más grandes y hace que estos precipitados persistan para tiempos de envejecimiento más largos.

VII.3.1 Microestructuras de muestras tratadas térmicamente

En las Figuras 23 a 30 mostradas en los resultados referentes a la muestra 2 a la cual se le realizó sólo el tratamiento térmico de solubilización y posteriormente el temple se puede observar la presencia de precipitados intermetálicos de gran

tamaño y con formas no coherentes a la matriz además de una disposición desordenada.

VII.4 Ensayos de dureza para el primer estudio

En las Figuras 33 y 34 se muestran los perfiles de dureza para las 7 muestras del estudio preliminar sobre la influencia del tratamiento térmico de envejecimiento en la soldadura por fricción agitación con el fin de aumentar las propiedades mecánicas de la misma.

Un perfil de dureza típico del proceso de soldadura por fricción agitación es el mostrado en la Figura 33 para la muestra 1 que es la muestra tomada directamente de soldadura.

La temperatura es algo mayor del lado de avance respecto al lado de retroceso como consecuencia de ello esto se ve reflejado en los valores de dureza obtenidos para la muestra 1 debido a que la dureza para el material base medida del lado de avance nos arroja un valor de 175.8 HV mientras que para el lado de retroceso de 165.6 HV.

La medición de dureza de la sección transversal en la muestra 1 indicó un comportamiento típico para placas soldadas por el proceso de soldadura por fricción agitación el cual consiste en una caída pronunciada desde el material base hacia el centro de la unión. Se puede observar en el perfil de dureza, que de un valor de dureza de 175.8 HV correspondiente al metal base hay una caída hasta 124.2, posteriormente hay una elevación a 133.6 HV correspondiente a la zona afectada por el calor, una zona afectada termomecánicamente que presenta una dureza de 133.6 a 145.1 HV y finalmente la zona del nugget que comprende valores de dureza de 145.1 hasta 151.6 HV, las observaciones anteriormente realizadas desde la zona de avance hasta la zona del centro que contempla una distancia desde 1 hasta 13 mm de la probeta a la cual se le realizó la medición de dureza.

Si bien cada uno de los perfiles de dureza para las muestras 2, 3, 4, 5, 6 y 7 muestran un comportamiento similar al de la muestra 1 se puede observar en las Figuras 33 y 34 que hay una variación importante de la dureza debido al efecto del tratamiento térmico de envejecimiento para cada una de ellas.

Para la muestra 1 obtenida directamente de soldadura el 47.8% de las medidas de dureza oscilaron entre 120 y 140 HV y para la muestra 2 obtenida directamente del estado de temple el 82.6% oscilaron entre 140 y 160 HV; con lo cual se puede determinar que el tratamiento térmico aplicado a la muestra 2 aumentó significativamente la dureza del material, además de homogeneizarla en cierto grado.

De la misma manera se puede llevar a cabo una comparación de las mediciones de dureza para las muestras 3, 4, 5, 6 y 7 a las cuales se les aplicó un tratamiento térmico de envejecimiento variando el tiempo del mismo para cada una de ellas como lo muestra el Cuadro 11.

Para la muestra 3 cuyo tiempo de envejecimiento fue de 60 minutos el 42.3% de las mediciones de dureza oscilaron entre 160 y 180 HV, en el caso de la muestra 4 el 73.1% osciló entre 160 y 180 HV, para la muestra 5 el 88% estuvo entre 150 y 180 HV, para la muestra 6 el 61.9% de las mediciones de dureza estuvieron entre 140 y 160 HV y finalmente para la muestra 7 con tiempo de envejecimiento de 180 minutos siendo el de mayor duración, el 80% de las mediciones de dureza estuvieron entre 140 y 160 HV. Como se puede ver hay un incremento de dureza seguido de un decremento, motivado por el crecimiento de los precipitados en función del tiempo de envejecimiento.

VII.5 Ensayo de tensión para el primer estudio

Haciendo referencia al ensayo de tensión aplicado a las muestras (de la 1 a la 7) el Cuadro 12 muestra valores de tensión en la carga máxima que van en aumento de la muestra 1 con valor de 325.2 MPa hasta la muestra 4 con 459.6 MPa (que

concuerta con la muestra de mayor dureza), posteriormente un valor casi constante para la muestra 5 de 454.0 y finalmente una caída de resistencia a la tensión de 316.6 y de 400.4 MPa para la muestra 6 y 7 respectivamente. La tendencia descrita anteriormente puede observarse de manera clara en la Figura 35.

La fractura de la muestra 1 se presentó en la zona del material base del lado de avance, para las probetas restantes esta se presentó en el cordón de la soldadura que es el lugar en donde se llevó a cabo la unión de las dos placas.

VII.6 Segundo estudio del tratamiento térmico de envejecimiento

Para tener la certeza de que el mismo comportamiento anteriormente estudiado se tendría que presentar en otra serie de 6 muestras se procedió a realizar un segundo estudio del efecto del tratamiento térmico de envejecimiento pero ahora llevando a cabo una variación en el tiempo en el que cada una de las muestras permanecería a la temperatura de 190 °C, adicionalmente se aplicó el mismo tratamiento al material base.

El Cuadro 13 muestra esa variación de tiempo siendo el menor para la muestra 3 de 60 minutos y el mayor para la muestra 6 de 240 minutos. Para este segundo experimento las muestras 2, 3, 4, 5 y 6 fueron acompañadas por una muestra de material base.

VII.6.1 Ensayos de dureza del material base

En el Cuadro 14 se pueden observar los valores de dureza obtenidos para cada una de las muestras de material base, siendo el promedio para la muestra 2 de 155.86 HV, para la muestra 3 de 172.46 HV, para la muestra 4 de 146.8 HV, para la muestra 5 de 141.34 HV y para la muestra 6 de 126.9 HV.

Al realizar un tratamiento térmico de envejecimiento por 60 minutos a 190 °C para la muestra 3 se observó un aumento de dureza de 155.86 HV para la muestra en

estado de temple hasta 172.46 HV que en porcentaje representa un 10.7%. También es posible observar que al ir aumentando el tiempo de envejecimiento para las muestras de material base hay una reducción de dureza cayendo esta hasta 126.9 HV valor para la muestra 6 que estuvo sometida a un tratamiento térmico de envejecimiento por 240 minutos, es decir hubo una reducción de dureza del 26.4%.

VII.6.2 Ensayos de tensión del material base

En el Cuadro 16 se puede observar que para las muestras 2 y 3 los valores de resistencia a la tensión son de 530.0 MPa y 535.7 MPa respectivamente siendo los más elevados de la serie, sin embargo para la muestra 6 con un tiempo de tratamiento térmico de envejecimiento de 4 horas se ve disminuido el valor hasta 430.6 MPa, la tendencia de estos valores se puede apreciar de manera más clara en el gráfico representado en la Figura 40.

VII.6.3 Ensayos de dureza de las muestras soldadas y tratadas térmicamente

De igual manera que para la muestra 1 del primer estudio, la medición de dureza de la sección transversal en la muestra 1 del segundo estudio indicó un comportamiento típico para placas soldadas por el proceso de soldadura por fricción agitación.

Dados los perfiles de dureza para las muestras 2, 3, 4, 5 y 6 estos muestran un comportamiento similar al de la muestra 1, sin embargo se puede observar en la Figuras 40 y 41 que hay una variación importante de la dureza debido al efecto del tratamiento térmico de envejecimiento para cada una de ellas.

Para la muestra 1 obtenida directamente de soldadura el 52% de las medidas de dureza oscilaron entre 130 y 150 HV y para la muestra 2 obtenida directamente del estado de temple el 84% oscilaron entre 150 y 170 HV; con lo cual se puede

determinar que el tratamiento térmico aplicado a la muestra 2 aumentó significativamente la dureza del material.

De la misma manera se puede llevar a cabo una comparación de las mediciones de dureza para las muestras 3, 4, 5 y 6 a las cuales se les aplicó un tratamiento térmico de envejecimiento variando el tiempo del mismo para cada una de ellas como lo muestra el Cuadro 15.

Para la muestra 3 cuyo tiempo de envejecimiento fue de 60 minutos el 76% de las mediciones de dureza oscilaron entre 160 y 180 HV, en el caso de la muestra 4 el 84% osciló entre 150 y 180 HV, para la muestra 5 el 84% estuvo entre 140 y 160 HV y finalmente para la muestra 6 con tiempo de envejecimiento de 240 minutos siendo el de mayor duración el 88% de las mediciones de dureza estuvieron entre 130 y 150 HV, con esto se puede observar que la muestra 6 sometida a 4 horas de envejecimiento disminuyó considerablemente su dureza.

VII.6.4 Ensayos de tensión de muestras soldadas y tratadas térmicamente

Haciendo referencia al ensayo de tensión aplicado a las muestras (de la 1 a la 6) el Cuadro 17 muestra valores de tensión en la carga máxima que van en aumento de la muestra 1 con valor de 366.2 MPa hasta la muestra 3 con 560.8 MPa y finalmente una caída de resistencia a la tensión de 419.2 y de 397.98 MPa para la muestra 4 y 5 respectivamente, sin embargo para la muestra 6 hay una recuperación de resistencia a un valor de 434.95 MPa. La tendencia descrita anteriormente puede observarse de manera clara en la Figura 40.

La fractura de la muestra 1 como en el primer estudio se presentó en la zona del material base del lado de avance y en las probetas al igual que en el primer estudio se presentó en el cordón de la soldadura que es el lugar en donde se llevó a cabo la unión de las dos placas.

La Figura 41 muestra el comparativo de valores de resistencia a la tensión obtenidos para los dos estudios, se pueden observar valores para las muestras 5 y 7 del primer estudio un poco más elevados siendo de 454 y 400 MPa respectivamente que para las muestras 4 y 5 del segundo estudio que fueron de 419 y 397 MPa, se hace la comparación de estas muestras porque tuvieron el mismo tiempo de tratamiento térmico de envejecimiento.

Sin embargo para la muestra 3 de ambos estudios el comportamiento no fue el mismo que el anterior debido a que presentaron valores de 560 MPa para el segundo estudio y de 413 MPa para el primer estudio. En el primer estudio se alcanzó el valor máximo de resistencia a la tensión para la muestra 4 mientras que para el segundo estudio fue la 3. En términos generales se puede decir que el efecto del envejecimiento, tanto en las soldaduras como en el material base, es similar y sólo hay que contemplar las condiciones del tratamiento que arrojen como resultado las mayores resistencias a la tensión o a la corrosión por estrés, según sea el comportamiento final estructural requerido.

VIII. CONCLUSIONES

Con respecto a los resultados presentados referentes a la caracterización del material base que tiene que ver con la composición química, propiedades mecánicas, dureza y observación microestructural se puede concluir que el material utilizado durante el desarrollo del presente trabajo cumplió con todos los requisitos que marca la norma ASTM para poder ser considerado un aluminio AA-7075-T6 utilizado principalmente como material estructural en aplicaciones aeronáuticas.

También se pudo llevar a cabo la caracterización macroscópica de las muestras soldadas, presentando cuatro diferentes zonas: la del núcleo de soldadura o nugget, la zona termomecánicamente afectada, la zona afectada por el calor, y la del material base; presentando cada una de ellas diferentes características en cuanto a microestructura y dureza resultado del efecto de agitación que lleva a cabo la herramienta y al gradiente térmico generado por ella.

La recristalización dinámica que se genera en la zona del nugget ofreció mejores propiedades de dureza y resistencia mecánica, en comparación a las obtenidas utilizando un proceso de soldadura convencional.

Debido a que el material base utilizado en este trabajo es susceptible a un endurecimiento por precipitación quedó demostrado que la aplicación del mismo mejoró aún más sus propiedades. El tratamiento térmico de envejecimiento utilizado en el presente trabajo se empleó para el endurecimiento por precipitación de la unión, el cual fue efectivo ya que cada una de las muestras sometidas a este, aumentaron su dureza de manera significativa, esto debido a la presencia de precipitados coherentes a la matriz del material como lo son la fase intermedia η' de composición química $MgZn_2$, el precipitado T de composición $Mg_{32}(AlZn)_{39}$, entre otros, tanto para la serie de muestras del primer estudio así como para la serie de muestras del segundo estudio. El tratamiento térmico de envejecimiento permitió aumentar la dureza de 120 HV a 180 HV para el primer estudio así como de 130

HV a 180 HV para el segundo, lo cual lleva a concluir que el tratamiento térmico aplicado a las muestras soldadas por fricción agitación permitió obtener valores más elevados de dureza que el que presentan las muestras intrínsecas de soldadura a las cuales no se les aplicó ningún tratamiento.

En base a los resultados obtenidos de los ensayos de tensión realizados a cada una de las muestras se puede concluir que la propiedad de resistencia a la tensión se vio restablecida e incluso mejorada al haber aplicado un tratamiento térmico de envejecimiento, como se presentó en el primer estudio que de un valor de resistencia a la tensión para la muestra 1 de 325 MPa se elevó a 459 MPa y para el segundo estudio de 345 MPa valor de la muestra 1 a 560 MPa para la muestra 3, lo cual da un porcentaje de recuperación de resistencia mecánica de 41% y 62% respectivamente.

Al haber realizado la variación en cuanto al tiempo de aplicación del tratamiento térmico de envejecimiento se puede concluir, en base a este estudio, que la mejor condición de aplicación del mismo es el realizar un tratamiento térmico de solubilización a 470 °C por 15 minutos, un temple en agua y un posterior envejecimiento artificial a 190 °C durante 60 minutos con esto se esperaría tener la probabilidad de que el material AA-7075 soldado por fricción agitación alcanzaría los valores más elevados de resistencia a la tensión.

Tomando como base de que en la industria aeronáutica cuando se debe hacer una unión de aluminio AA-7075, se usa el remachado ciego, el estándar marca que la resistencia mecánica de la unión debe ser al menos de 310 MPa, queda claro que el llevar a cabo una soldadura por el método de fricción agitación y un post-tratamiento térmico de envejecimiento como el realizado en el presente estudio se ha logrado obtener un valor superior, por lo cual, la SFA representa una opción muy confiable para la unión de este tipo de material.

En consecuencia, se concluye que efectivamente la unión del material por el método de soldadura por fricción agitación utilizado en el presente trabajo más un tratamiento térmico de envejecimiento permiten mejorar las propiedades de la unión para su aplicación a gran escala en la industria aeronáutica, siempre y cuando sea factible aplicar el tratamiento de envejecimiento.

VIII.1 Recomendaciones

En base al estudio presentado quedan por realizar numerosos estudios en cuanto a la soldadura por fricción agitación y la implicación del tratamiento térmico de envejecimiento en el mejoramiento de las propiedades de ésta y otras aleaciones de la misma serie u otras que sean susceptibles de presentar endurecimiento por precipitación, tales recomendaciones estarían basadas en el estudio de los precipitados que se van presentando durante los diferentes tratamientos térmicos realizados en las aleaciones de aluminio, también cabría mencionar que sería importante el realizar un estudio en cuanto a los costos que generaría para la industria el llevar a cabo el proceso de soldadura por fricción agitación seguido de un tratamiento térmico de envejecimiento para partes ya soldadas de aluminio con respecto al método de remachado utilizado en la actualidad.

En cuanto al tratamiento térmico de envejecimiento no se debe perder de vista que es de vital importancia el desarrollo de un proceso que permita la realización del mismo a piezas de tamaño considerable como las que son utilizadas en la industria aeronáutica, por lo que el estudio en cuanto a la infraestructura necesaria y la posibilidad de hacerlo a gran escala es primordial, lo que ayudará a establecerlo como un proceso industrial sustentable y que de cierta manera redundará en obtener mejores propiedades de los materiales utilizados.

En cuanto a los parámetros de soldadura se cree que afectan el resultado de resistencia a la tensión pero no el comportamiento, por lo anterior se consideraría un estudio posterior a este cuyo objetivo sería el efecto del tratamiento térmico en función de los parámetros de soldadura.

Teniendo un gran abanico de posibilidades de generación de conocimiento en cuanto al proceso de soldadura por fricción agitación y a los tratamientos térmicos que se pueden aplicar a esta para mejorar las propiedades de los materiales unidos, se invita a toda aquella persona interesada por estos temas el invertir en la investigación para coadyuvar al mejoramiento de los procesos para que puedan ser aplicados a escala industrial en beneficio de todos.

IX. BIBLIOGRAFÍA

ALCOA, 2009. Aluminum Corporation of America, Alloy 7075 Plate and Sheet. Alcoa Mill Products, Iowa, EUA: 4.

Askeland, D. 2003. Ciencia e Ingeniería de los Materiales. 3era. ed., Internacional Thomson Editores, México: 366-376.

ASTM, 2008. ASTM B211-03 Standard Specification for Aluminum and Aluminum-Alloy Bar, Rod, and Wire. ASTM International, West Conshohocken, EUA:4.

Avner, S. H. 1988. Introducción a la metalurgia física. 2da. ed., McGraw-Hill, México: 237-251.

Braun, R., Mercado, A., Dalle Donne, C. 2004. Friction Stir Welding of Dissimilar Aluminium Alloys. Materials Forum. Vol. 28 : 678-683.

Cabot, P., Moglioni, A., Carella, E. 2003. Soldadura Por Fricción Agitación (FSW) De AA 6061 T6. Matéria. Vol. 8 : 187-195.

Cazes, R. 1996. Soudage par Friction Malaxage. Techniques de l'Ingénieur. Vol. BM 7 746: 1-9.

Chao, Y. J., Wang, Y., Miller, K. W. 2001. Effect of Friction Stir Welding on Dynamic Properties of AA2024-T3 and AA7075-T7351. Welding Research Supplement. Vol. 38: 196-200.

Dalle Donne, C., Lima, E., Wegener, J., Pyzalla, A., Buslaps, T. 2001. 3nd International Symposium on Friction Stir Welding. Kobe, Japan. 27-28, 9: 1-10.

Di Paola, M., Falchero, A., Cabibbo, M., Evangelista, E., Meccia, E., Spigarelli, S. 2002. Mechanical and Microstructural characterisation of an aluminum friction stir-welded butt joint. Metallurgical Science and Technology. Vol. 20: 17-22.

Faes, K. 2005. Soudage par Friction. Métallerie. Vol. 80: 1-3.

Gerlich, A., Su, P., North, T. H., Bendzsak, G. J. 2005. Friction Stir Spot Welding of aluminum and magnesium. Materials Forum. Vol. 29: 290-294.

Khaled, T. 2005. An Outsider Looks at Friction Stir Welding. ANM. Vol. 112N-05-06: 1-71.

King, F. 1992. El aluminio y sus aleaciones. 1era. ed., Limusa Noriega Editores, México: 206-210.

Kumar, K., Kailas, S. V. 2007. The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation. Materials Science and Engineering A. Vol. 485: 367-374.

Minton, T., Mynors, D. J. 2006. Utilisation of engineering workshop equipment for friction stir welding. Journal of Materials Processing Technology. Vol. 177: 336-339.

Mishra, R. S., Ma, Z. Y. 2005. Friction stir welding and processing. Materials Science and Engineering. Vol. 50: 1-78.

Molera, P. 1992. Tratamientos térmicos de los metales. 1era. ed., Productica, Barcelona: 67-84, 86-123.

Monarco, A. A., Rodrigues, S., Blanco, A., Fernandez, J. 2006. Dissimilar Al to Mg Alloy Friction Stir Welds. Advanced Engineering Materials. Vol. 8: 415-421.

Ponte, M., Lertora, E., Adamowski, J., Gambaro, C. 2006. Mechanical characterisation of FSW joints. Alluminio e Leghe. Vol. xxx: 116-121.

Reddy, D. 2007. Characterization of Mechanical Properties and Study of Microstructures of friction stir Welded joints Fabricated from similar and dissimilar alloys of aluminum. Columbia. University Of Missouri. A Thesis Presented In Partial Fulfillment of the Requirements for the Degree Master of Science. 1-92.

Ríos Vera, RM. 2009. Soldadura por fricción-agitación, una alternativa en la unión del aluminio AA-7075 insoldable por fusión. Querétaro, Qro. Universidad Autónoma de Querétaro. Tesis para obtener el título de licenciatura en Ingeniería Química Metalúrgica. 38-46.

Scialpi, A., De Giorgi, M., De Filippis, L. A. C., Nobile, R., Panella, F. W. 2007. Mechanical analysis of ultra-thin friction stir welding joined sheets with dissimilar and similar materials. Materials and Design. Vol. xxx: xxx-xxx.

Tozaki, Y., Uematsu, Y., Tokaji, K. 2007. Effect of tool geometry on microstructure and static strength in friction stir spot welded aluminium alloys. International Journal of Machine Tools & Manufacture. Vol. 47: 2230-2236.

Venugopal, T., Srinivasa, K., Prasad, K. **2004**. Studies on friction stir welded AA 7075 Aluminum alloy. *Trans. Indian Inst. Met.* Vol. 57: 659-663.

Yasunari, T., Yoshihiko, U., Keiro, T. **2007**. Effect of tool geometry on microstructure and static strength in friction stir spot welded aluminium alloys. *International Journal of Machine Tools and Manufacture.* Vol. 47: 2230-2236.

Yeni, Ç., Sayer, S., Ertrugul, O., Pakdil, M. **2008**. Effect of Post-Weld aging on the mechanical and microstructural properties of friction stir welded aluminum alloy 7075. *Practical Metallurgy.* Vol. 45: 364-379.

Zadpoor, A. A., Sinke, J., Benedictus, R. **2007**. The effects of friction stir welding on the mechanical properties and microstructure of 7000 series aluminium tailor-welded blanks. *Netherlands Institute for Metals Research.* Vol. MC1.05224: 1-4.

ANEXOS

Anexo A1. Microestructuras de las muestras 3, 4, 5, 6 y 7 tratadas térmicamente por envejecimiento.



Figura 1. Muestra 3 envejecida por 60 minutos correspondiente al metal base, 100X.

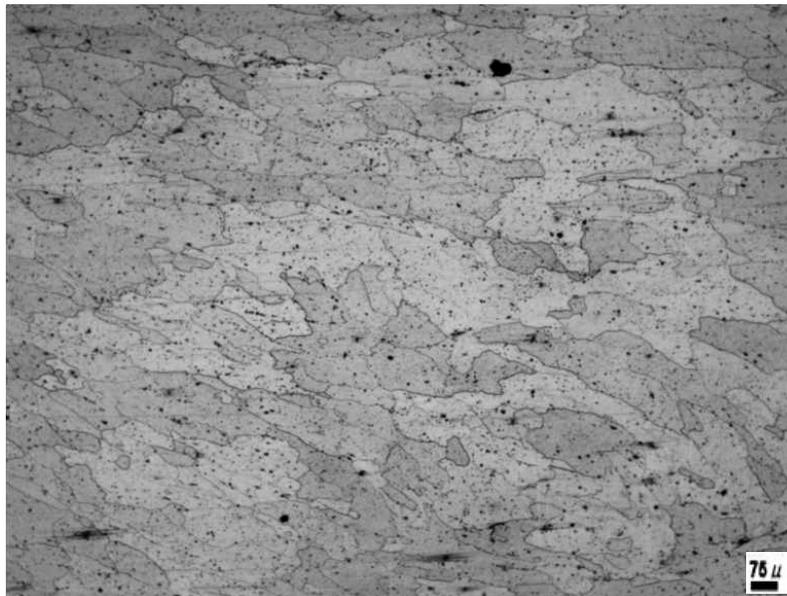


Figura 2. Muestra 3 envejecida por 60 minutos correspondiente al núcleo de soldadura, 100X.



Figura 3. Muestra 3 envejecida por 60 minutos correspondiente a la zona afectada por el calor, 100X.



Figura 4. Muestra 3 envejecida por 60 minutos correspondiente a la zona afectada termo-mecánicamente, 100X.



Figura 5. Muestra 4 envejecida por 90 minutos correspondiente al metal base, 100X.

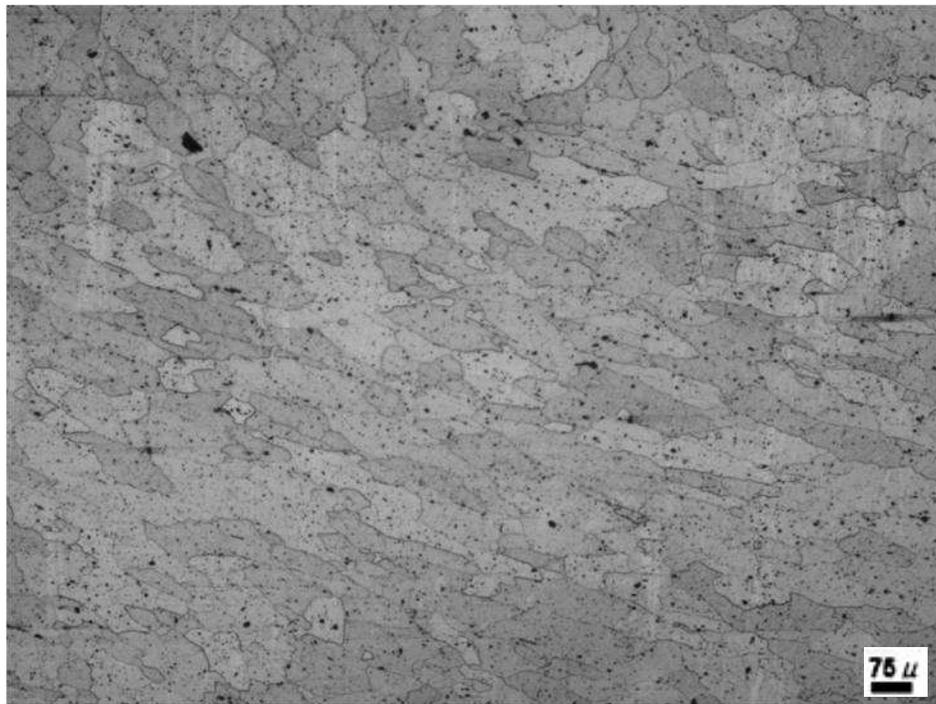


Figura 6. Muestra 4 envejecida por 90 minutos correspondiente al núcleo de soldadura, 100X.



Figura 7. Muestra 4 envejecida por 90 minutos correspondiente a la zona afectada por el calor, 100X.

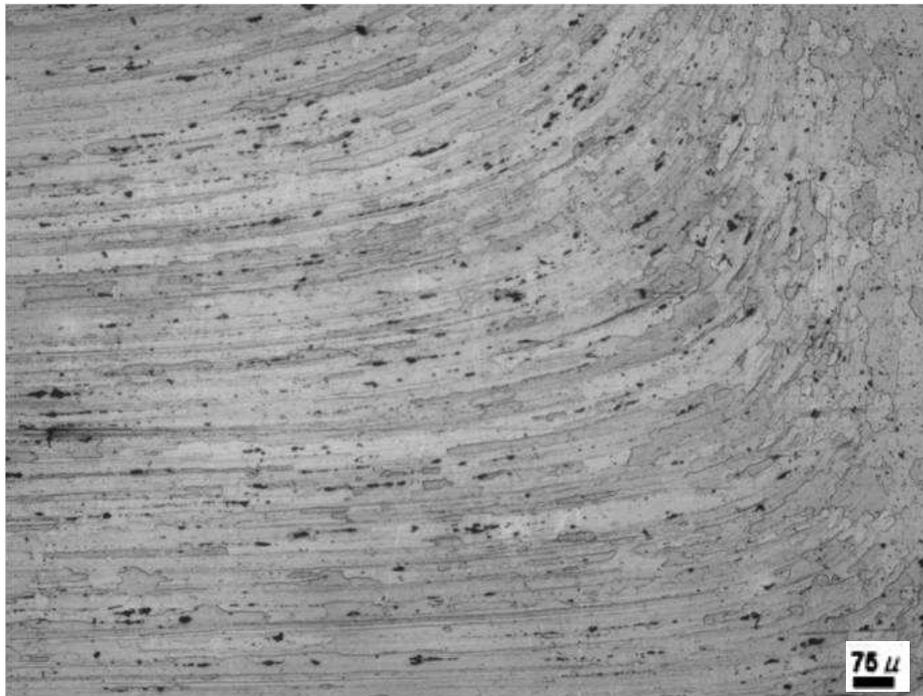


Figura 8. Muestra 4 envejecida por 90 minutos correspondiente a la zona afectada termo-mecánicamente, 100X.

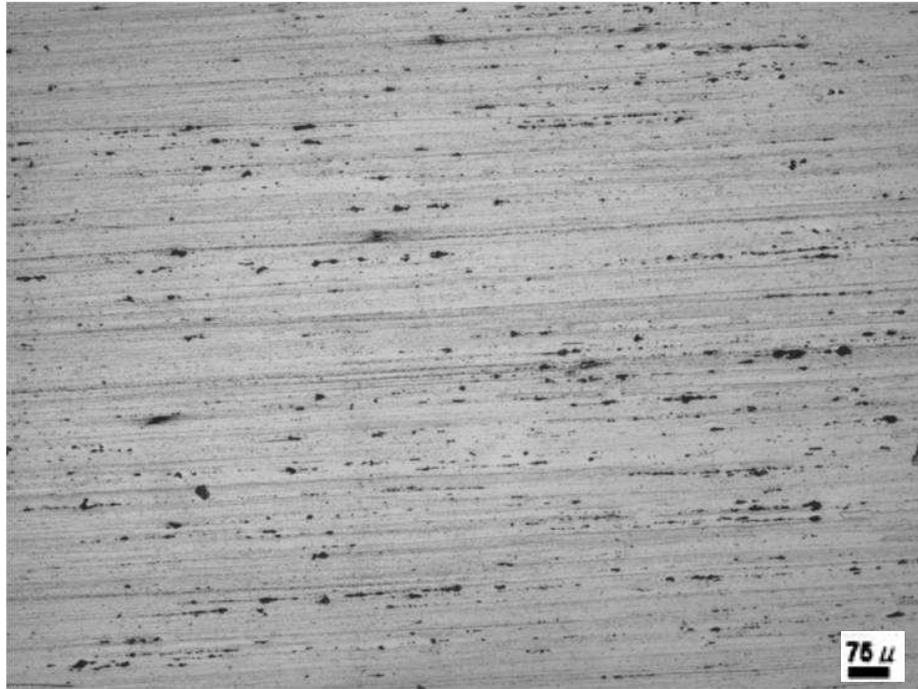


Figura 9. Muestra 5 envejecida por 120 minutos correspondiente al metal base, 100X.



Figura 10. Muestra 5 envejecida por 120 minutos correspondiente al núcleo de soldadura, 100X.



Figura 11. Muestra 5 envejecida por 120 minutos correspondiente a la zona afectada por el calor, 100X.

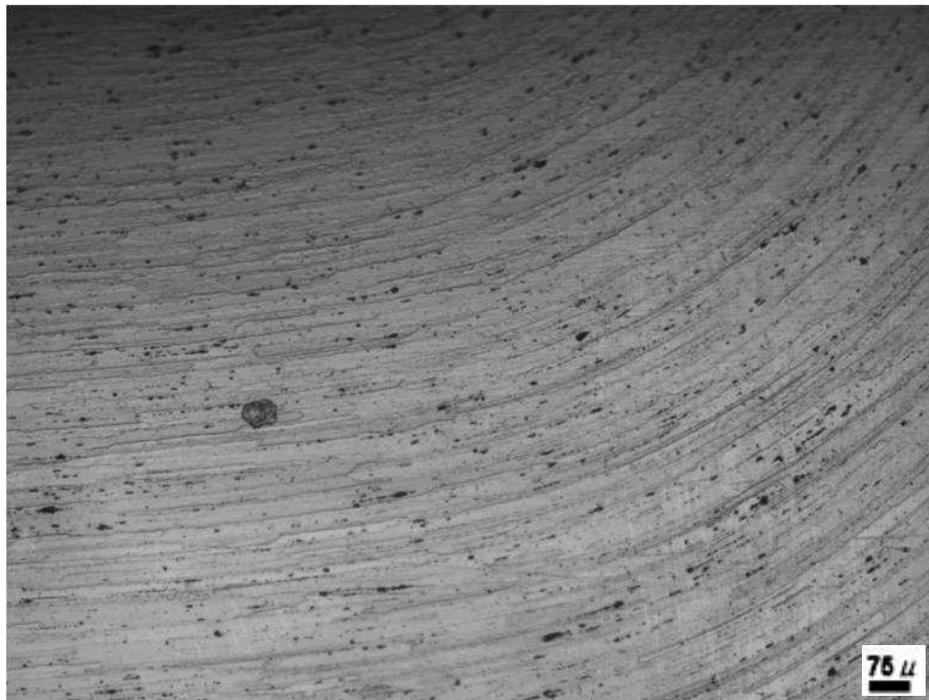


Figura 12. Muestra 5 envejecida por 120 minutos correspondiente a la zona afectada termo-mecánicamente, 100X.

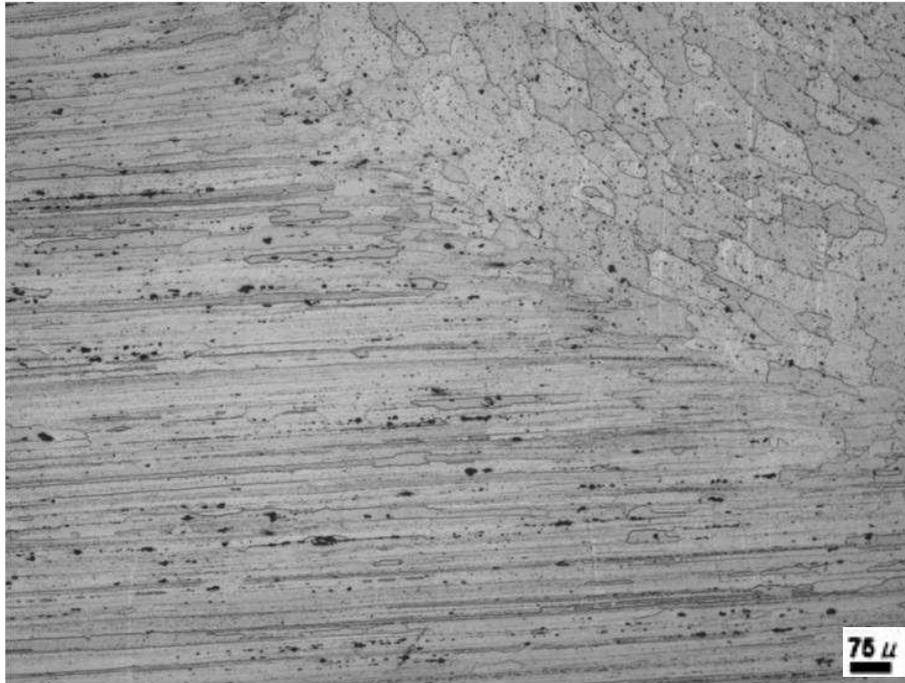


Figura 13. Muestra 5 envejecida por 120 minutos correspondiente a la interfase entre la ZATM y el núcleo de soldadura, 100X.



Figura 14. Muestra 6 envejecida por 150 minutos correspondiente al metal base, 100X.



Figura 15. Muestra 6 envejecida por 150 minutos correspondiente al núcleo de soldadura, 100X.



Figura 16. Muestra 6 envejecida por 150 minutos correspondiente a la zona afectada por el calor, 100X.



Figura 17. Muestra 6 envejecida por 150 minutos correspondiente a la zona afectada termo-mecánicamente, 100X.

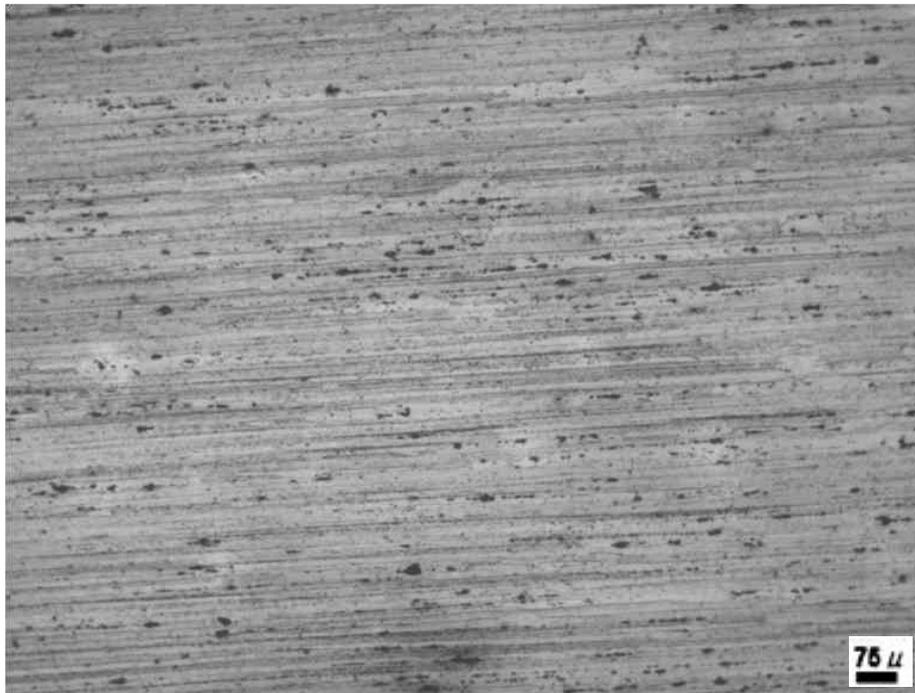


Figura 18. Muestra 7 envejecida por 180 minutos correspondiente al metal base, 100X.



Figura 19. Muestra 7 envejecida por 180 minutos correspondiente al núcleo de soldadura, 100X.



Figura 20. Muestra 7 envejecida por 180 minutos correspondiente a la zona afectada por el calor, 100X.



Figura 21. Muestra 7 envejecida por 180 minutos correspondiente a la zona afectada termo-mecánicamente, 100X.