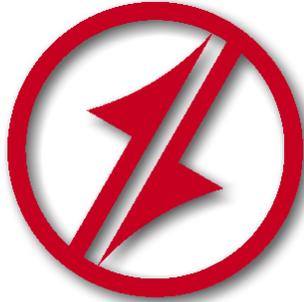


CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN DE MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**“ESTUDIO MICROESTRUCTURAL DE LA ZONA AFECTADA POR EL
CALOR EN LOS ACEROS HSLA SOLDADOS POR EL PROCESO GMAW
EN LOS PISOS DE LA CAJA DEL CAMIÓN DE MINERÍA”**

POR

MAURICIO MONSIVAIS CAMPOS

TESIS

**EN OPCIÓN COMO MAESTRO EN TECNOLOGÍA DE
LA SOLDADURA INDUSTRIAL**

CD. ACUÑA, COAHUILA, MÉXICO, FEBRERO DEL 2012

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN DE MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**“ESTUDIO MICROESTRUCTURAL DE LA ZONA AFECTADA POR EL
CALOR EN LOS ACEROS HSLA SOLDADOS POR EL PROCESO GMAW
EN LOS PISOS DE LA CAJA DEL CAMIÓN DE MINERÍA”**

POR

MAURICIO MONSIVAIS CAMPOS

TESIS

**EN OPCIÓN COMO MAESTRO EN TECNOLOGÍA DE
LA SOLDADURA INDUSTRIAL**

CD. ACUÑA, COAHUILA, MÉXICO, FEBRERO DEL 2012

**Corporación Mexicana de Investigación en Materiales
Gerencia de Desarrollo Humano
División de Estudios de Posgrado**

Los miembros del comité tutorial recomendamos que la tesis “**ESTUDIO MICROESTRUCTURAL DE LA ZONA AFECTADA POR EL CALOR EN LOS ACEROS HSLA SOLDADOS POR EL PROCESO GMAW EN LOS PISOS DE LA CAJA DEL CAMIÓN DE MINERÍA**” realizada por el alumno Mauricio Monsivais Campos con número de matrícula 10-MS023 sea aceptada para su defensa como Maestro en Tecnología de la Soldadura Industrial.

El Comité Tutorial

Dr. Marco Aurelio Jimenez Gómez
Tutor Académico

Ing. Ed. Gerhardt
Tutor en Planta

MC. Víctor Hugo López Cortez
Asesor

Vo.Bo.
**M.C. Claudia A. González
Rodríguez**
Coordinador de Posgrado

Corporación Mexicana de Investigación en Materiales
Gerencia de Desarrollo Humano
División de Estudios de Posgrado

Los abajo firmantes, miembros del Jurado del Examen de Grado del alumno **MAURICIO MONSIVAIS CAMPOS** una vez leída y revisada la Tesis titulada “**ESTUDIO MICROESTRUCTURAL DE LA ZONA AFECTADA POR EL CALOR EN LOS ACEROS HSLA SOLDADOS POR EL PROCESO GMAW EN LOS PISOS DE LA CAJA DEL CAMIÓN DE MINERÍA**” , aceptamos que la referida Tesis revisada y corregida, sea presentada por el alumno para aspirar al grado de Maestro en Tecnología de la Soldadura Industrial durante el Examen de Grado correspondiente.

Y para que así conste firmamos la presente a los 27 días del mes de febrero del 2012.

Dr. Efraín Almanza Casas
Presidente

MC. Gabriel García Cerecero
Secretario

Dr. Marco Aurelio Jiménez Gómez
Vocal

Contenido

SÍNTESIS	7
Capítulo 1	9
Introducción	9
1.1 Antecedentes	9
1.2 Objetivos	11
1.2.1 Objetivo general	11
1.2.2 Objetivos específicos	12
1.3 Justificación	12
1.4 Planteamiento del problema	13
1.5 Hipótesis	13
1.6 Límites del estudio	14
Capítulo 2	15
Estado del arte	15
2.1 Solidificación	15
2.2 Macroestructuras en soldadura	16
2.3 Transformaciones de fase en estado sólido	18
2.4 Ferrita alotriomórfica α	19
2.5 Ferrita Widmanstätten α_w	19
2.6 Ferrita acicular α_a	21
2.7 Bainita B	22
2.8 Martensita M	23
2.9 Zona afectada por el calor	27
2.10 Clasificación de los metales ferrosos	28
2.10.1 Aceros de bajo carbono	28
2.10.2 Aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA)	29
2.10.3 Aceros templados y revenidos con alto esfuerzo de cedencia	29
2.10.4 Aceros de medio carbono	30
2.10.5 Aceros de alto carbono	30
2.10.6 Aceros inoxidables	31
2.11 Precalentamiento para aceros HSLA templados y revenidos	31
2.12. Propiedades mecánicas de aceros HSLA de bajo contenido en carbono [11]	32

2.13 Caracterización de la zona afectada por el calor y el metal de soldadura de cordones soldados con diferentes procesos sobre chapas de acero de grano ultra fino [21]	38
2.13.1 Desarrollo experimental	40
Capítulo 3	49
Metodología	49
3.1 Descripción de la metodología a utilizar	49
Capítulo 4	59
Discusión de resultados	59
Conclusiones	78
Recomendaciones	79
Trabajo futuro	79
Listado de figuras	80
BIBLIOGRAFÍA	83
AUTOBIOGRAFÍA	85

SÍNTESIS

El presente trabajo de investigación realizaron una serie de estudios microestructurales en la zona afectada por el calor en el acero de alta resistencia y baja aleación conocidos como HSLA (por sus siglas en inglés), específicamente al acero ALGO TUF 400F en condiciones de templado y revenido, soldado por el proceso de GMAW, este acero es utilizado para la fabricación de pisos de la caja del camión de minería. La finalidad de este estudio es conocer qué efecto microestructural tiene la zona afectada por el calor en diferentes condiciones de temperatura de precalentamiento, voltaje y amperaje. La importancia de este estudio es debido a que la estructura del acero es martensítico con alta dureza lo cual es susceptible a que la zona afectada por el calor se pueda convertir en una zona frágil, y causar fisuras en campo.

Se realizaron ocho probetas siguiendo un diseño factorial de 2^3 involucrando las diferentes variables de temperatura de precalentamiento, voltaje y amperaje. Las probetas fueron fabricadas de acuerdo a el tipo de junta y proceso que se utiliza en la manufactura del piso de la caja del camión de minería, posteriormente se enviaron las probetas a el laboratorio de pruebas de COMIMSA para hacer los ensayos de resistencia a la tensión, resistencia al impacto, microdureza y análisis metalográfico.

Finalmente los resultados de los ensayos arrojaron que el estudio experimental desarrollado no genero una zona afectada por el calor frágil en

ninguno de los casos, esto significa que si se practica la unión de pisos bajo estos métodos no se tiene riesgo de fisuras en la zona afectada por el calor.

Capítulo 1

Introducción

1.1 Antecedentes

El proceso de soldadura más comúnmente utilizado en la industria de construcción para equipo pesado de minería es el GMAW por sus siglas en inglés Gas Metal Arc Welding. Es un proceso que utiliza un arco entre un electrodo de metal de aportación continua y el charco de soldadura. El proceso GMAW utiliza una protección que proviene de un gas o mezcla de gases suministrado externamente y sin aplicación de presión, los gases de protección pueden ser inertes como el Argón, Helio y reactivos como el CO₂, esta protección es requerida para evitar que el medio ambiente provoque defectos en la soldadura como lo es la porosidad ver figura 1.1 [1].

El concepto básico de GMAW fue introducido en 1920, pero no fue sino hasta 1948 cuando fue comercialmente disponible. Al principio fue considerado para ser fundamentalmente, un proceso de densidad de alta corriente, de diámetro pequeño, con un electrodo de metal desnudo utilizando un gas inerte para la protección del arco. Su aplicación primaria fue para soldar aluminio. El proceso de GMAW también es conocido como MIG por sus siglas en inglés (Metal Inert Gas) el desarrollo de procesos subsecuentes incluyeron el uso de densidades de baja corriente y corriente pulsada directa, aplicación a un gran

número de materiales, y el uso de gases reactivos (particularmente el CO₂) y mezcla de gases. Este último desarrollo ha logrado la aceptación formal del término de Gas Metal Arc Welding (GMAW) debido al uso de gases inertes y reactivos en este proceso de soldadura.

El proceso GMAW puede ser operado por máquinas automáticas y semiautomáticas. Todos los metales de importancia comercial como los metales al carbón, de alta resistencia y de baja aleación, inoxidable, aluminio, cobre, titanio, y aleaciones de níquel pueden ser soldados en todas las posiciones con este proceso utilizando el gas protector, electrodo y variables de soldadura adecuados. [1]

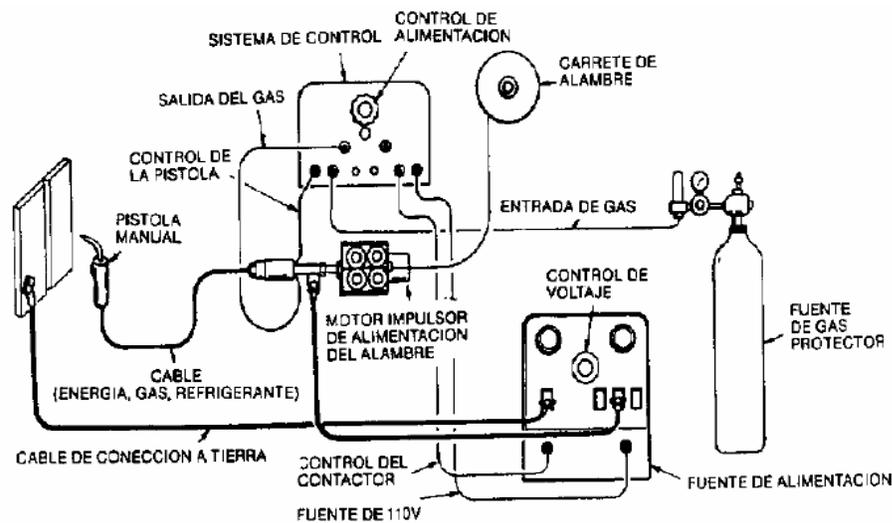


Figura 1.1 Proceso de soldadura GMAW [1]

Actualmente en Equipos de Acuña de México se está utilizando el proceso de soldadura GMAW (ver figura 1.2) para unir el acero de alta resistencia y de baja aleación (HSLA) este proceso utiliza una mezcla de gases protectores que contiene: 90% Argón, 8% CO₂ y 2% oxígeno. Este proceso se utiliza para fabricar los pisos de la caja del camión de minería. El acero HSLA contiene excelente resistencia a la abrasión, por sus propiedades mecánicas que son máximo esfuerzo de cedencia 145 Ksi, máximo esfuerzo de tensión 175 Ksi, resistencia al impacto (CVNL) de 35 Lbs. Ft a una temperatura de -40 ° F. (47

Joules a -40°C) en espesores de hasta 1 pulgada. El acero ALGOTUF 400 F es sometido a un tratamiento térmico para lograr una dureza a través de todo el espesor de la placa logrando una dureza promedio de 360/440 HB.

El acero HSLA tiene una excelente soldabilidad debido a su bajo contenido de carbono y aleantes. Se puede soldar utilizando procedimientos simples y comunes.

Procesos de alta entrada de calor como lo son electro escoria y electro gas no son procesos adecuados para soldar el acero HSLA, por que reducen las propiedades mecánicas y modifican la dureza en la zona afectada por el calor.

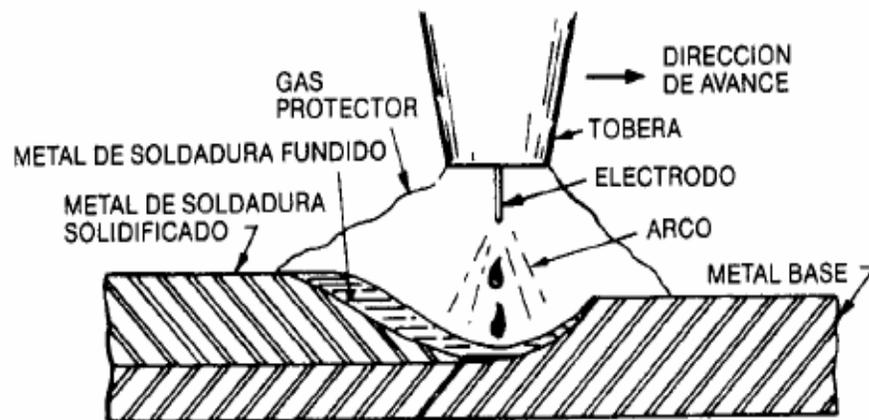


Figura 1.2 Proceso de soldadura GMAW magnificado [1]

1.2 Objetivos

1.2.1 Objetivo general

Estudiar y analizar el efecto de la soldadura GMAW en la microestructura de la Zona Afectada por el Calor en la fabricación de cajas del camión de minería.

1.2.2 Objetivos específicos

1. Determinar si el proceso actual de soldadura y precalentamiento es el adecuado para evitar fracturas en la zona afectada por el calor.
2. Determinar si la zona afectada por el calor sufre cambios en la microestructura que puedan crear fractura en los pisos de la caja del camión de minería.
3. Caracterizar microestructuralmente el material base, soldadura y zona afectada por el calor.
4. Medición de la dureza en el metal base, soldadura y la zona afectada por el calor.

1.3 Justificación

Conocer el efecto microestructural de la zona afectada por el calor en el acero HSLA si los resultados revelan que el proceso actual es correcto para evitar fracturas prematuras en los pisos de la caja del camión de minería se determinaría que se está realizando el proceso de soldadura adecuado para este tipo de acero y en caso de que la investigación demuestre que si hay efecto en la microestructura de la zona afectada por el calor para provocar una zona frágil se tendrá que reevaluar el proceso actual para encontrar el proceso adecuado que no cambie la microestructura de tal manera que provoque una zona frágil.

Los altos costos de retrabajos en campo causados por problemas en la soldadura principalmente las causadas por fracturas en la zona afectada por el calor, por lo tanto es de suma importancia determinar si la zona afectada por el calor en los aceros HSLA soldados por el proceso de GMAW no sufren cambios importantes en su estructura y puedan contribuir a esta problemática.

1.4 Planteamiento del problema

Las cajas de volteo del camión de minería se fabrican con acero de alta resistencia y baja aleación conocidos como (HSLA) los cuales dan un excelente resultado en la resistencia a la abrasión para evitar el desgaste prematuro de los pisos y paredes de la caja de volteo del camión de minería, tienen capacidad de carga de 250 Toneladas, hasta la mayor capacidad de 400 Toneladas, estos aceros requieren ser soldados por un proceso específico para evitar fragilización en la zona afectada por el calor y así evitar fracturas en esta zona. Se desconoce cuál es el efecto microestructural en la zona afectada por el calor en el acero HSLA soldado por el proceso de soldadura GMAW para la fabricación de la caja del camión de minería. La presente investigación es de utilidad para conocer si la microestructura generada en la ZAC pierde propiedades mecánicas de tal manera que pueda existir un riesgo potencial de fractura en la estructura del metal base.

1.5 Hipótesis

Al caracterizar la microestructura de la zona afectada por el calor en aceros HSLA se identificará la zona afectada por el calor para hacer micro indentaciones de dureza para verificar si el nivel de dureza es adecuado para que no sea susceptible a la generación de una área frágil y pueda causar una fisura en el piso del la caja del camión de minería.

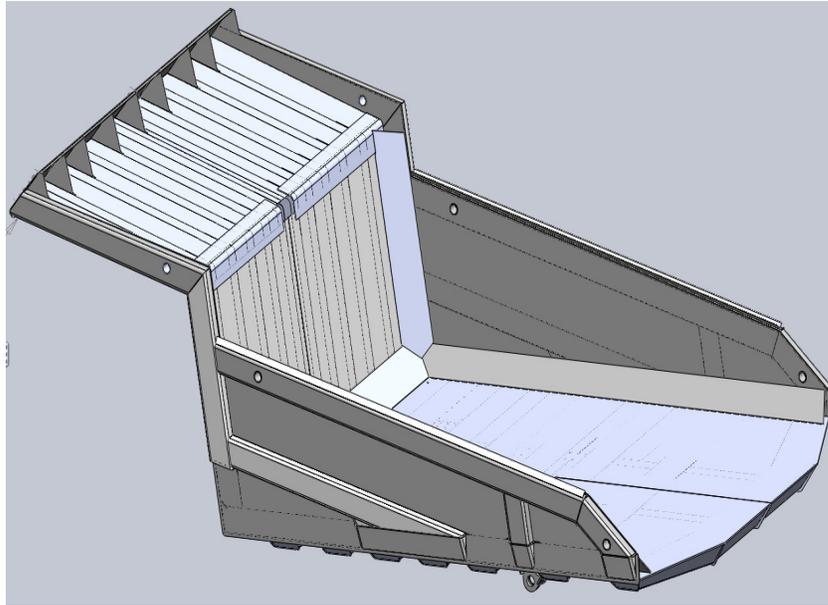


Figura 1.3 Caja de volteo del camión de minería (cortesía Equipos de Acuña)

1.6 Límites del estudio

Con esta tesis se realiza una descripción de la investigación sobre los efectos de la microestructura generada en la zona afectada por el calor en aceros de alta resistencia y baja aleación soldados por el proceso de soldadura GMAW para fabricar cajas de camiones de minería basados en los niveles de micro dureza de la ZAC.

Capítulo 2

Estado del arte

2.1 Solidificación

En la soldadura a medida que el calor de entrada interactúa con el material, la importancia del ciclo térmico que experimenta el material varía de zona en zona, pudiendo identificarse tres regiones principales en la soldadura. Estas son la zona de la soldadura (WFZ) o también conocida como columnar (ZC), la zona afectada por el calor (ZAC) y el metal base (MB) no afectado por la presencia de la fuente de calor. La zona de la soldadura (WFZ) es la que experimenta la fusión y posterior solidificación.

La solidificación del metal de soldadura es influenciada por la composición química del electrodo y del metal base, por la geometría del charco de soldadura y por las condiciones térmicas bajo las que tiene lugar.

Adicionalmente existen otros factores que afectan la solidificación como la presencia de impurezas en el charco de la soldadura, la existencia de una considerable turbulencia, un volumen de metal líquido pequeño del metal base y la existencia de grandes gradientes de temperatura en el metal líquido. Además debido a que la fuente está en movimiento la solidificación es un proceso

dinámico, que está relacionado con la velocidad de soldadura. Cuando se requiere precalentamiento los gradientes de temperatura se ven afectados

En este sentido las características de la solidificación en soldadura son únicas de este proceso tecnológico. Sin embargo, la mayoría del conocimiento sobre la solidificación del charco de soldadura proviene de la extrapolación del conocimiento de solidificación de fundiciones, lingotes y monocristales con menores gradientes térmicos y menores velocidades de crecimiento. Además las teorías de solidificación rápida han sido extendidas a la solidificación de soldaduras a muy altas velocidades de enfriamiento. Durante los últimos años se han producido avances significativos en la comprensión del proceso de solidificación en soldadura. La aplicación de herramientas computacionales termodinámicas y cinéticas, han mejorado el entendimiento del proceso de solidificación en aleaciones multicomponentes. A su vez, el avance de las técnicas de caracterización in-situ ha permitido la caracterización de la formación de la fase y de los efectos del no-equilibrio en la solidificación. El uso del modelo de aleación monocristalina resultó en un nuevo enfoque del rol de la geometría de la pileta líquida y del proceso de selección de crecimiento de dendritas en el desarrollo de la microestructura de la soldadura [7]

2.2 Macroestructuras en soldadura

A partir de lo mencionado anteriormente se puede establecer una clasificación de las diferentes macroestructuras que se observan en soldadura. En la figura 2.1 se pueden observar esquemáticamente nueve tipos de macroestructuras observadas en diferentes procesos de soldadura por fusión.

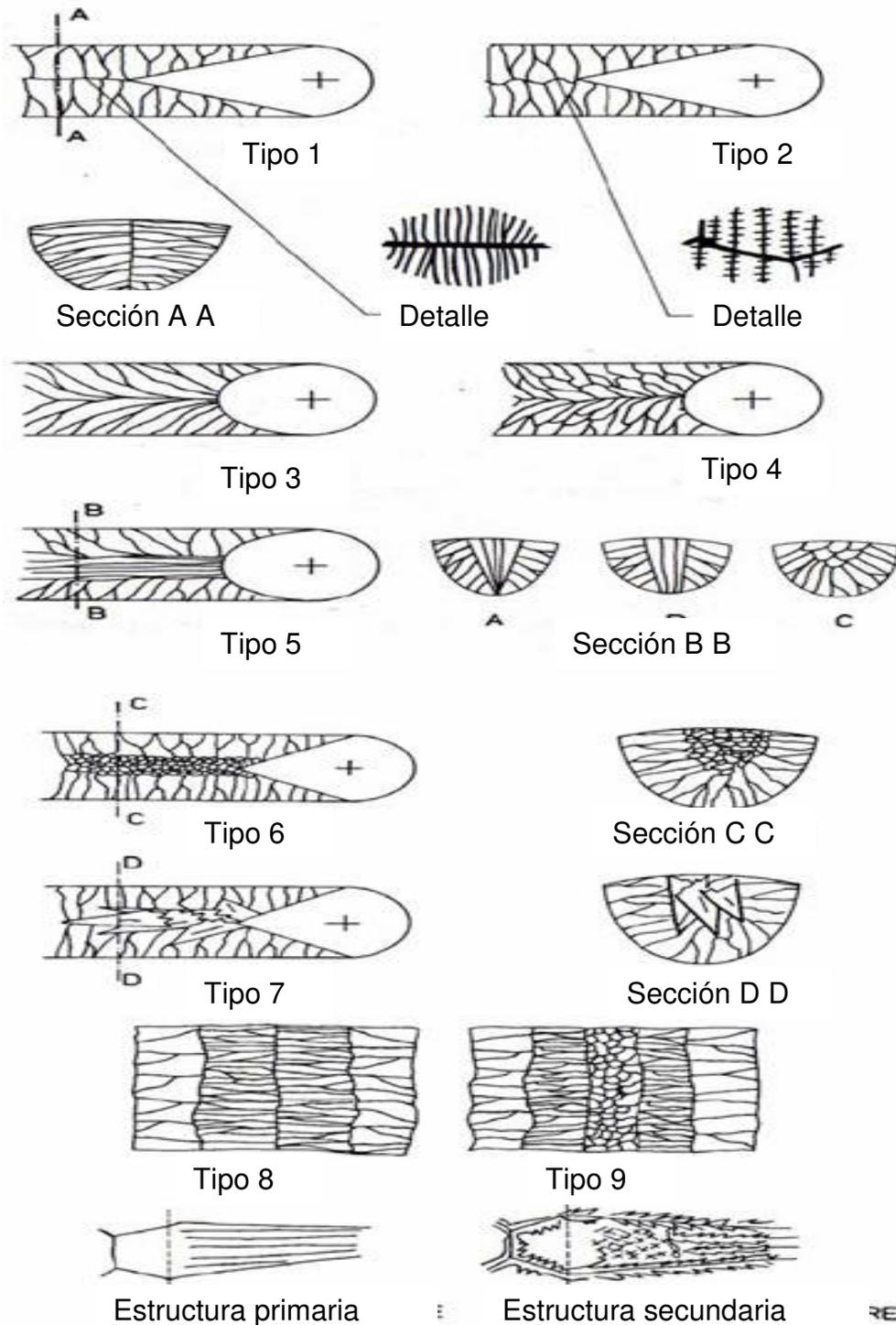


Figura 2.1 Esquema de nueve tipos de macroestructuras observadas en diferentes procesos de soldaduras por fusión. [7]

En todos los casos se observa una zona columnar que puede ocupar toda la soldadura (tipos 1 a 4) o puede estar acompañada por: granos creciendo en la dirección de la soldadura (tipo 5), granos equiaxiales (tipo 6), cristales de forma

acicular (tipo 7) o una mezcla de granos gruesos y finos (tipos 8 y 9), estos últimos son característicos de la soldadura por el proceso de electroescoria (ESW).[7]

2.3 Transformaciones de fase en estado sólido

Durante el enfriamiento posterior a la solidificación y hasta la temperatura ambiente pueden tener lugar transformaciones de fase en estado sólido o modificaciones en la distribución de fases. En este sentido, dentro de los materiales metálicos más relevantes por su aplicación tecnológica los aceros al carbono y de baja aleación, junto con los aceros inoxidable ocupan un lugar principal.

Estas transformaciones son los medios principales a disposición para el control de las propiedades de las aleaciones, motivo por el cual es de fundamental importancia el entendimiento de los fenómenos involucrados en dichas transformaciones.

Todas las transformaciones de fase van acompañadas por un cambio o un nuevo arreglo de la estructura atómica. Además del cambio estructural una transformación de fase puede producir un cambio en la composición, una deformación o ambos aspectos simultáneamente. En este sentido el grado de complejidad involucrado en la transformación estará asociado con la simultaneidad de estos efectos. Así, la transformación más simple implica solamente un cambio de estructura (solidificación de un metal puro). La solidificación de cualquier aleación representa, en general, una transformación donde hay un cambio de la estructura y un cambio en la composición. En la mayor parte de las transformaciones de fase en estado sólido las dos fases tienen un volumen específico diferente, de modo que la nueva fase ocupa un volumen distinto al de la fase madre, lo que ocasiona una deformación (formación de martensita).

Por último se tiene que la mayoría de las transformaciones sólido-sólido involucran un cambio de estructura, un cambio de composición y una deformación, este tipo es el más complejo de las transformaciones (austenita-perlita)

En general, todas las transformaciones de fase presentan dos etapas: la nucleación y el crecimiento.[7]

2.4 Ferrita alotriomórfica α

Esta ferrita es la primera fase en formarse al enfriar debajo de la temperatura Ae_3 nucleando heterogéneamente en los bordes de los granos columnares austeníticos. En el metal de soldadura de aceros de baja aleación los bordes mencionados rápidamente se decoran con capas virtualmente continuas de ferrita, por lo que la transformación subsecuente simplemente implica el engrosamiento difusional de esas capas, un proceso que puede ser modelado en términos de migración normal de una interfase planar α/γ . Asumir este comportamiento implica que la formación de la delgada capa inicial, continua de ferrita lleva mucho menos tiempo que el subsecuente crecimiento hasta su tamaño final. Este modelo propuesto está soportado, al menos para aceros de baja aleación, por el hecho de que la fracción en volumen de ferrita alotriomórfica ajusta fuertemente con su cinética de crecimiento.[7]

2.5 Ferrita Widmanstätten α_w

La formación de paraequilibrio de α_w puede tener lugar a fuerzas impulsoras relativamente bajas y la energía de deformación debida a este mecanismo de transformación cooperativa puede ser disminuida por el crecimiento cooperativo de variantes cristalográficas auto acomodadas, que llevan a un término bajo de energía de deformación de alrededor de 50 J/mol.

La α_w observada al microscopio óptico puede ser visualizada como dos placas mutuamente acomodadas con una pequeña diferencia en el plano de hábito, dando la característica morfología de cuña de la ferrita Widmanstätten. La forma de la placa puede ser aproximada por una delgada cuña de longitud z en la dirección de mayor crecimiento, mientras que el crecimiento en las otras dimensiones rápidamente se ve limitado por los campos de difusión de las placas cercanas en el arreglo. Los detalles de este modelo necesitan verificaciones adicionales, en particular el hecho de que la fracción en volumen de ferrita Widmanstätten sería proporcional a la longitud de la placa. Como una primera aproximación, esta dependencia puede solo alcanzarse si la forma de la α_w fuese un *listón* (“lath”) más que una *placa* (“plate”).[7]

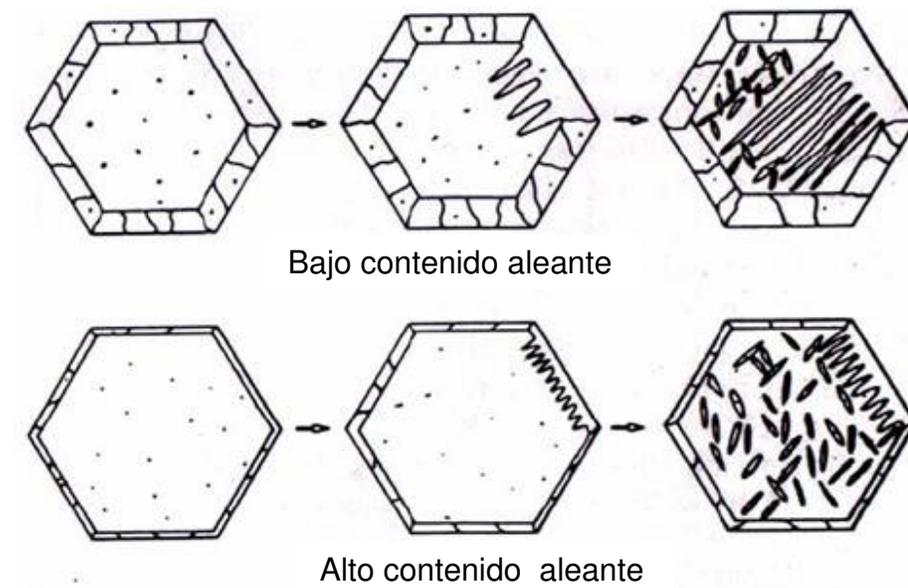


Figura 2.2 Esquema que ilustra el desarrollo de la ferrita Widmanstätten a través del grano austenítico para bajo y alto contenido de aleación [7]

Los hexágonos representan la sección transversal de los granos columnares de austenita cuyos bordes se encuentran decorados con capas policristalinas de ferrita alotriomórfica, seguidos por la formación de ferrita Widmanstätten. Dependiendo de las velocidades de transformación relativas de la esta ferrita y

de la ferrita acicular la ferrita Widmanstätten podrá crecer cruzando enteramente el grano austenítico sin anclarse con las agujas de ferrita acicular [7]

2.6 Ferrita acicular α

La ferrita acicular α es la fase más comúnmente encontrada como producto de la descomposición de la austenita en la soldadura de aceros al C-Mn y de baja aleación. Esta fase es de considerable importancia tecnológica ya que provee una microestructura relativamente tenaz y resistente. Se forma en un intervalo de temperaturas donde las transformaciones reconstructivas se vuelven relativamente lentas, y dan lugar a las transformaciones del tipo *cooperativas* como la ferrita Widmanstätten, la bainita o la martensita.

El término acicular significa que la tiene la forma de una aguja, sin embargo está generalmente aceptado que la ferrita acicular tiene en tres dimensiones una morfología de delgadas placas lenticulares. La verdadera relación de aspecto no fue verificada pero en secciones planas al azar las placas tienen típicamente una longitud de 10 micrones y alrededor de 1 micrón de ancho, por lo que la relación de aspecto verdadera es probable que sea mucho menor que 0,1.

La ferrita acicular normalmente no crece en forma de “sheaves” debido a que el desarrollo de las mismas es detenido por un efecto de anclaje severo (hard impingement) entre placas nucleadas independientemente en sitios adyacentes. Además, la bainita convencional y la ferrita acicular pueden ser obtenidas en condiciones de transformación isotérmicas idénticas en el mismo acero (con el mismo nivel inclusionario). Para el caso de la bainita el tamaño de grano austenítico debe ser pequeño para que domine la nucleación desde las superficies de los granos y que el crecimiento posterior colme el interior de los granos de γ . Para un tamaño de grano γ mayor la nucleación intragranular sobre las inclusiones se vuelve dominante por lo que se obtiene ferrita acicular

αa. Estos aspectos mencionados para la nucleación y crecimiento de la bainita y de la ferrita acicular se pueden observar en la figura.2.3 [7].

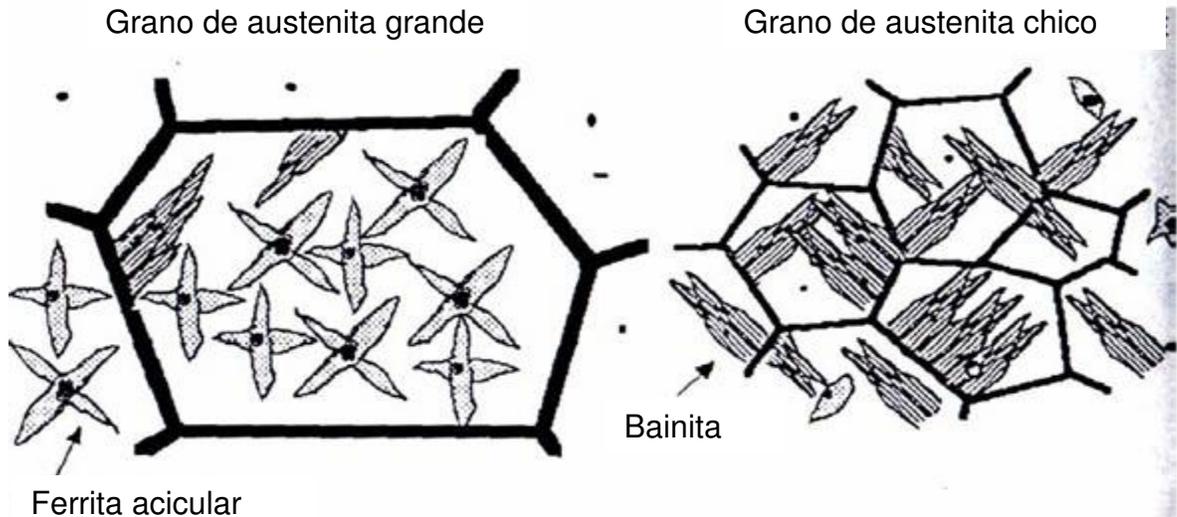


Figura 2.3 Ilustración esquemática del efecto del tamaño de grano en la descomposición de la austenita [7]

2.7 Bainita B

La bainita fue reportada por primera vez por E.C.Bain y desde entonces se ha desarrollado un continuo interés en la comprensión de características principales: sus mecanismos de formación, la cinética de reacción y sus propiedades mecánicas.

Este producto de la reacción bainítica no constituye una fase, sino una mezcla de ferrita y carburo de hierro.

La reacción bainítica implica cambios composicionales y requiere la difusión del carbono en la red de hierro, característica de una reacción del tipo reconstructiva. Recíprocamente estos cambios de composición no involucran a los elementos de aleación sustitucionales que estén presentes, si bien no está bien determinado el efecto de los elementos de aleación sobre las distintas características de la bainita. Otra propiedad de esta reacción que la diferencia

de las reacciones martensíticas es que no es atérmica, sino que evoluciona con el tiempo.

En 1939, Mehl fue el primero en utilizar los términos bainita superior y bainita inferior para distinguir entre los, al menos, dos tipos diferentes de bainitas que se forman a altas y bajas temperaturas, respectivamente.

En ambos casos, se ha mostrado que la formación de la bainita ocurre por un mecanismo de corte, por lo que se anticipa la existencia de una relación de orientación entre la ferrita bainítica y la austenita de la cual ésta se forma. [7]

2.8 Martensita M

Otra de las fases que puede obtenerse en los depósitos de soldadura es la martensita (M) como resultado de la descomposición de la austenita

En la literatura existe gran cantidad de información acerca de la transformación martensítica, siendo sus características, su mecanismo de formación, sus propiedades, etc., objeto de una gran cantidad de trabajos en los últimos 50 años.

Es una transformación de volumen que se produce por esfuerzos de cizallamiento. Los átomos se desplazan en conjunto en planos específicos, siendo el desplazamiento de un átomo respecto de su vecino menor que un espaciado atómico. En la figura 2.4 se puede observar un esquema de la formación de la martensita. En esta figura se muestra que la martensita se forma por tensiones de corte desde la austenita desde una configuración de red a otra, manteniendo un alto grado de coherencia en la interfase austenita-martensita.[7]

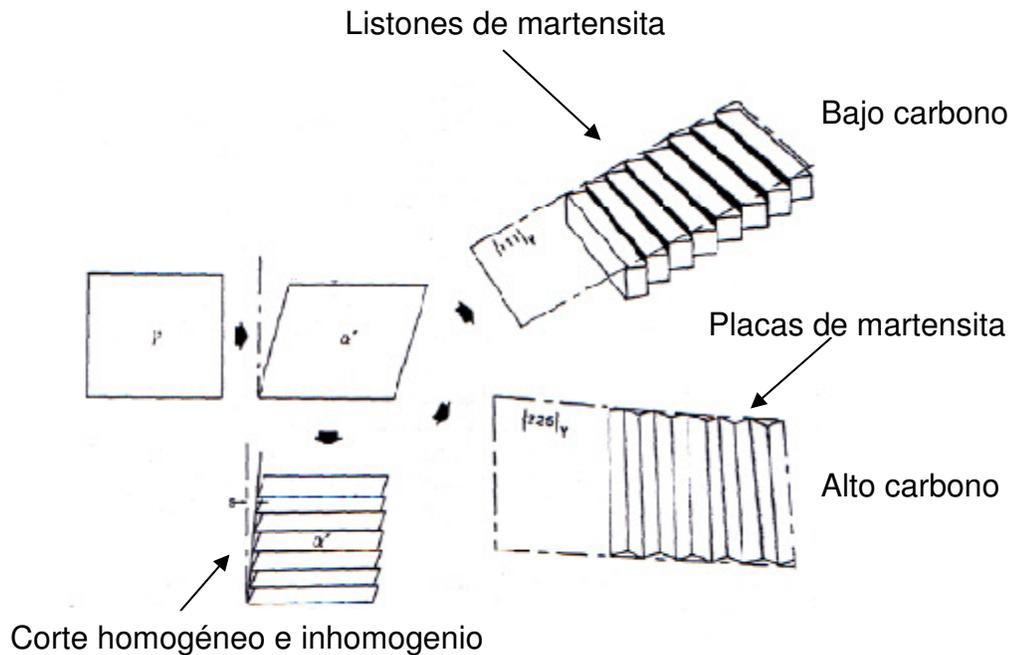


Figura 2.4 Esquema de la formación de la martensita α' . Secuencia de corte s homogéneo e inhomogéneo [7]

En esta transformación la estructura cúbica centrada en las caras de la austenita llega a ser suficientemente inestable y se transforma espontáneamente en martensita, disminuyendo la energía libre del sistema.

En general se suele definir a la martensita como una solución sólida sobresaturada de carbono en hierro alfa, ya que todo el carbono queda en solución sólida debido a la ausencia de difusión. Este carbono en solución, dada su posición en la red es el que produce la distorsión de la misma en la forma tetragonal, siendo la estructura cristalina resultante tetragonal centrada en el cuerpo.

La austenita al alcanzar una cierta temperatura se transformará a martensita casi instantáneamente. Esta transformación implica una distorsión de la red

cristalina, Esta transformación se produce a una velocidad altísima, cercana a la velocidad del sonido. En este sentido, se denomina atérmica debido a que no depende del tiempo como las isotérmicas, sino que el avance de la transformación sólo es función de la temperatura si bien pueden transformarse pequeñas cantidades isotérmicamente por lo que aumentará la energía libre del sistema y la transformación no proseguirá. Sólo aumentando la fuerza impulsora de la reacción, es decir sobre enfriando, la transformación continuará. Por esto la transformación martensítica es llamada atérmica.

La transformación martensítica también puede ser inducida por tensión. A partir de lo dicho anteriormente se puede definir una temperatura de comienzo de transformación martensítica que se denomina M_s y una de finalización llamada M_f . Los valores de estas temperaturas dependen de varios factores, fundamentalmente de la composición química y la temperatura de austenización. Las últimas trazas de austenita se vuelven más difíciles de transformar.

En general para los aceros de baja aleación y medio carbono, la temperatura M_s se encuentra a bajas temperaturas, por encima de la temperatura ambiente (200-400°C), mientras que M_f puede estar por debajo de la temperatura ambiente, por lo que quedaría un porcentaje de austenita sin transformar que se denomina austenita retenida.

Para obtener martensita en aceros es necesario llegar a obtener en primer lugar una estructura austenítica, para luego descomponerla de forma de que tenga lugar dicha transformación. El tratamiento térmico por medio del cual se obtiene una estructura martensítica se denomina temple.

Para esto es necesario enfriar la muestra a una velocidad dada que inhiba la descomposición de la austenita en fases más estables. Esta velocidad de enfriamiento se define como velocidad crítica de temple, y varía de acuerdo con

la ubicación de las curvas “C” ferrítica, perlítica y bainítica. A su vez, se define como templabilidad a la capacidad que tenga un material de obtener estructura martensítica.

La martensita se presenta, para aceros de medio carbono, en forma de agujas que crecen desde la austenita y que son detenidas por un borde de grano o por otra aguja que crece, tendiendo a formar ángulos de 60° entre ellas. Sus características mecánicas principales son su alta dureza y su también alta fragilidad.

La dureza de la martensita aumenta con el contenido de carbono, dado que a mayor contenido de carbono, mayor es la tetragonalidad de la red que produce el aumento de la dureza. Así, para 0,4% de carbono la dureza de la martensita es de alrededor de 690HV. Asociado a esto presenta una alta resistencia y alto límite elástico.

La elevada fragilidad que presenta la martensita se traduce en valores muy bajos de resistencia al impacto. Este es uno de los factores por el cual no se utilizan elementos mecánicos en esta condición, por lo que se le realiza un tratamiento posterior para disminuir la fragilidad y la dureza.

La martensita es una fase metaestable, es decir que tiene una energía libre alta en comparación con las fases de equilibrio. Un recalentamiento moderado promueve su descomposición hacia fases de mayor estabilidad. Este fenómeno de la descomposición de la martensita se denomina revenido. [7]

2.9 Zona afectada por el calor

Cuando partes estructurales son soldadas por fusión en la junta, el material de ambos componentes es calentado hasta su punto de fusión bajo condiciones de restricción impuestas por la geometría del sistema. Debido a este severo ciclo térmico, la estructura original del material y sus propiedades son modificadas en una región cercana a la soldadura. Este volumen de material afectado térmicamente se lo denomina usualmente como zona afectada por el calor (ZAC). Esta zona es convenientemente dividida en sub-zonas.

A fin de comprender los procesos que tienen lugar en la ZAC es necesario considerar cómo la microestructura del metal base reacciona al ciclo térmico completo aplicado, es decir el ciclo de calentamiento, el tiempo de mantenimiento a temperatura y el ciclo de enfriamiento. Junto con esto deben tenerse en cuenta los efectos de dicho ciclo térmico en las transformaciones de fase y en las reacciones de precipitación. Durante el calentamiento en la zona del material que alcance temperaturas que se encuentren en el rango entre la temperatura crítica superior y alrededor de 1200°C se formarán granos de austenita, que crecerán relativamente lento. Cuando se supere la temperatura de crecimiento de grano, la velocidad de crecimiento aumentará fuertemente. Debajo de esta temperatura el movimiento del borde de grano está impedido por la presencia de ciertas partículas (por ej.: nitruro de aluminio). Sin embargo estas partículas entran en solución por encima de una temperatura, perdiéndose el efecto de anclaje del borde de grano. La efectividad de las adiciones para refinamiento de grano como Al, Ti, Nb o V es mayor cuanto mayor es la temperatura de disolución de las partículas formadas.

Desde un punto de vista metalúrgico, la zona afectada por el calor de una soldadura por fusión en aceros, puede ser dividida en tres zonas: supercrítica, intercrítica y subcrítica. La zona supercrítica puede, a su vez, ser dividida en otras dos: la zona recristalizada de grano grueso (ZRG), cercana a la línea de

fusión y la zona recristalizada de grano fino (ZRf), que corresponde al material que no alcanzó temperaturas demasiado elevadas (<1100°C). [7]

2.10 Clasificación de los metales ferrosos

El metal handbook menciona que los aceros son aleaciones de hierro y carbono que pueden contener cantidades apreciables de otros elementos de aleación. Existe una gran cantidad de aleaciones con diferentes composiciones químicas y tratamientos térmicos, lo cual hace que existan aleaciones con un rango de propiedades mecánicas muy amplio. Las propiedades mecánicas de los aceros son sensibles al porcentaje de carbono el cual normalmente es menor al 1%. [8]

Algunos de los aceros más comunes se clasifican de acuerdo a su concentración de carbono; bajo, medio y alto carbono. Las características principales de estas aleaciones que menciona el metal handbook son las siguientes. [8]

2.10.1 Aceros de bajo carbono

- Son los que comercialmente se producen en mayor cantidad
- Generalmente contienen menos del 0.25% de carbono.
- No responden a tratamientos térmicos que forman martensita.
- Su incremento en la resistencia puede lograrse por medio de trabajo frío.
- Su microestructura consiste en ferrita y perlita
- Son aleaciones relativamente suaves y débiles pero con una ductilidad y tenacidad sobresalientes. Son maquinables y soldables.
- Son las de menor costo de producción
- Sus aplicaciones típicas son: componentes de automóviles, perfiles estructurales, láminas, tuberías.(8)

2.10.2 Aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA)

- Es un subgrupo de los aceros que poseen bajo contenido de carbono
- Contienen elementos de aleación como cobre, vanadio, níquel y molibdeno en concentraciones combinadas de 10% o menos
- Poseen mayor resistencia que los aceros al carbono
- Muchos de ellos pueden ser endurecidos por tratamiento térmico
- Son dúctiles, formables y maquinables
- En condiciones normales los aceros HSLA son más resistentes a la corrosión que los aceros al carbono.(8)

2.10.3 Aceros templados y revenidos con alto esfuerzo de cedencia

Los aceros templados y revenidos con alto esfuerzo de cedencia son aceros completamente aleados que son tratados en el molino para desarrollar propiedades óptimas. A diferencia de los aceros aleados, estos grados no requieren tratamientos de calor adicionales por el fabricante excepto, en algunos casos que requieran relevado de esfuerzos.

Estos aceros son generalmente de bajo carbono (límite superior de carbono 0.20%) con mínimo esfuerzo de cedencia de 80,000 a 125,000 psi.

Algunos grados altos en esfuerzo de cedencia están disponibles en modificaciones resistentes a la abrasión (aceros AR), producidos con alta dureza. Estos aceros pueden tener esfuerzos de cedencia de 173,000 psi, dureza de hasta 400 Brinell, estas son sus principales características.

Los aceros templados y revenidos con alto esfuerzo de cedencia son utilizados en una amplia variedad de productos como componentes para las grúas, camiones para transportar minerales, partes para submarinos y componentes para colectores de polvos. Las modificaciones resistentes a la

abrasión son utilizados en aplicaciones que requieren máxima resistencia a los materiales abrasivos como en los camiones de volteo de minería.

2.10.4 Aceros de medio carbono

- Tienen concentraciones de carbono entre 0.25 y 0.60%
- Pueden ser tratados térmicamente por austenizado, templado y revenido. Normalmente se utilizan en la condición revenida.
- Los aceros no aleados (al carbono) tienen baja capacidad de endurecimiento y solo pueden tratarse térmicamente en secciones delgadas y con elevada rapidez de enfriamiento.
- Al añadir cromo, níquel y molibdeno se mejora la capacidad de estas aleaciones de ser tratadas térmicamente. Estas aleaciones tienen mayor resistencia que los aceros de bajo carbono pero sacrifican la ductilidad y tenacidad.
- Se utilizan en aplicaciones que requieren la combinación de elevada resistencia al desgaste y tenacidad(8)

2.10.5 Aceros de alto carbono

- Su contenido de carbono varía de 0.6 y 1.4%
- Son los aceros más duros, más resistentes y menos dúctiles de los aceros al carbono.
- Casi siempre se utilizan revenidos, por ello tienen una resistencia al desgaste especial y son capaces de mantener un filo cortante.
- Los aceros para herramienta caen dentro de la categoría de aceros de alto carbono. Contienen cromo, vanadio, tungsteno y molibdeno. Esos elementos de aleación se combinan con el carbón para formar carburos muy duros y resistentes al desgaste. Se utilizan para fabricar herramientas de corte.[8]

2.10.6 Aceros inoxidables

- Poseen una resistencia elevada a la corrosión en una variedad de entornos, especialmente el medio ambiente
- El elemento principal de aleación es el cromo (se requiere al menos el 11% de cromo en el acero). La resistencia a la corrosión se puede mejorar al añadir níquel y molibdeno
- Se dividen en tres clases: martensíticos, ferrítico y austenítico
- Los aceros inoxidables austeníticos y ferríticos solo pueden endurecerse por trabajo en frío
- Los aceros inoxidables austeníticos son los que tienen mayor resistencia a la corrosión debido a su contenido elevado de cromo. Se producen en grandes cantidades.
- Los aceros inoxidables martensíticos y ferríticos son magnéticos. Los aceros austeníticos son no-magnéticos.[8]

2.11 Precalentamiento para aceros HSLA templados y revenidos

Los aceros de baja aleación templados y revenidos ya tienen una condición de tratamiento térmico, el calentarlos a una temperatura mayor a la crítica destruirían las propiedades desarrolladas en ellos por el proceso de manufactura del acero. Algunos ensambles requieren ser precalentados antes de soldarse para prevenir fisuras causadas por enfriamiento rápido, el precalentamiento debe estar controlado para no destruir las características del material como el alto esfuerzo de cedencia y tenacidad que caracterizan a estos aceros. Durante el proceso de la soldadura la zona afectada por el calor alcanzará temperaturas muy superiores a las permitidas para el precalentamiento. Esta zona debe enfriarse lo suficientemente rápido para restablecer las propiedades originales y evitar una estructura frágil. Como consecuencia las temperaturas de precalentamiento y la entrada de calor de la soldadura deben estar bien controladas.

2.12. Propiedades mecánicas de aceros HSLA de bajo contenido en carbono [11]

En algunos mercados, como el automotriz, existe la necesidad de aumentar la propiedad de la resistencia del acero y al mismo tiempo reducir el peso, la combinación de fuerza y la resistencia al impacto son también importantes para dicha industria [12] se han desarrollado aceros de alta resistencia y baja aleación con una excelente combinación de resistencia, tenacidad y soldabilidad, este desarrollo se ha hecho durante las últimas dos décadas con el objetivo de reemplazar el acero convencional medio al carbono.[13 y 14] Los elementos microaleantes más comunes se encuentra el titanio, niobio, y vanadio, considerados como refinadores de granos y endurecimiento por precipitación de carburos. [15] los autores Illescas, S. Fernández estudiaron dos aceros HSLA que contienen composiciones similares, a excepción del contenido de elementos microaleantes.

El estudio consistió en analizar dos aceros HSLA bajos en carbono. Estos aceros son de composición similar excepto la el contenido microaleante de V y Nb. Ver tabla 2.1 Se utilizaron diferentes tratamientos térmicos para obtener diferentes estructuras bainítica/ferrítica aciculares. El efecto del contenido del V en la microestructura y sus propiedades también fueron evaluadas. El objetivo del estudio es determinar el efecto del tratamiento térmico y la influencia del contenido de vanadio (V) sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la bainita en cada uno de los aceros. Para ello, se realizaron ensayos en dureza, de impacto y de tracción para cada una de las estructuras bainíticas-ferríticas acicular obtenida por medio de la realización de diferentes tratamientos térmicos. Los resultados muestran como el contenido en V promueve la formación de ferrita acicular, presentando valores bajos de dureza y resistencia mecánica pero mejorando la tenacidad.

Tabla 2.1 Composición química de los aceros 16 MnNi4 y 16Mn4 (% en peso)
[11]

	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	Nb	Al	Ti	Cu	P	S	N
16MnNi4(V+Nb)	0.165	1.11	0.23	0.02	0.34	0.001	0.026	0.0135	0.0244	0.0014	0.184	0.015	0.0022	0.0059
16Mn4(V)	0.166	1.24	0.16	0.02	0.02	0.001	0.051	0	0.0309	0	0.186	0.015	0.0151	0.0027

Realizaron un trabajo previo para optimizar las condiciones de austenización de las muestras de los dos aceros con la intención de obtener el tamaño de grano homogéneo más pequeño posible. [17 y 18] Las muestras de los dos aceros fueron respectivamente austenizados a una temperatura de 1050° C durante 30 minutos y 15 minutos a una temperatura de 1000° C. El tamaño de grano austenítico obtenido bajo estas condiciones fue de 16 μm para el acero al V+Mb y de 27 μm para el acero al V.

Posterior a la austenización, se formó bainita mediante el proceso de inmersión de las muestras en un baño de sales fundidas de $\text{KNO}_3 / \text{NaNO}_3$ 1:1 en una temperatura de 350° C a 500° C en un tiempo que oscilaba entre 30 a 60 minutos.

Las micrografías de las muestras se obtuvieron utilizando un microscopio óptico de luz (LOM) y un microscopio electrónico de barrido (SEM). Las microestructuras fueron reveladas con un pulido utilizando nital al 5%.

La caracterización microestructural del material inicial es de dos placas roladas en caliente compuestas de microestructuras formadas de ferrita más perlita, como lo muestra la figura 2.5.

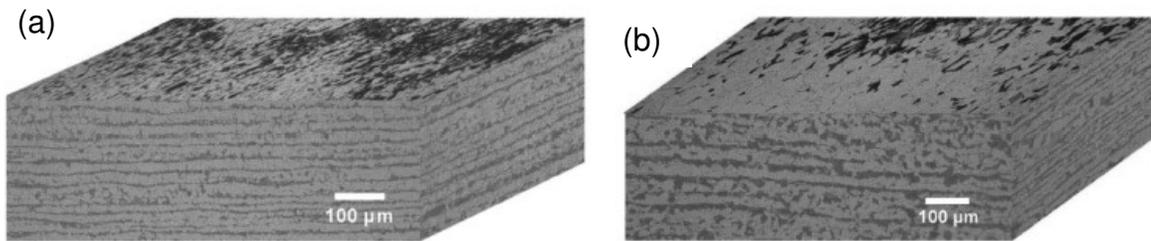


Figura 2.5 Microscopía óptica que muestra la estructura de ferrita mas perlita para los materiales de partida que fueron suministrados con placas de acero laminado en caliente (a) Acero V+Nb y (b) Acero V. [11]

Se obtuvieron estructuras compuestas de Bainita más ferrita acicular después de los tratamientos térmicos descritos en los párrafos anteriores, como lo muestra la figura 2.6.

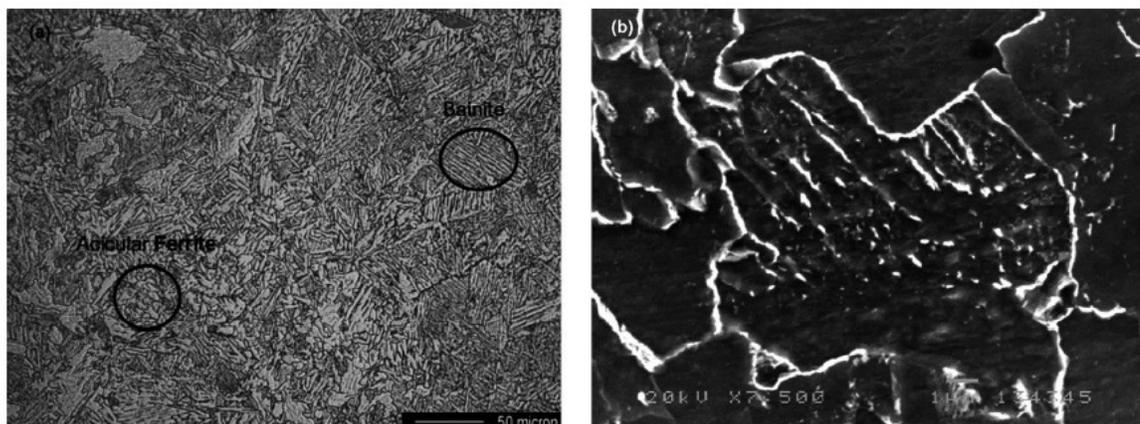


Figura 2.6 Ejemplo de microestructura de bainita con ferrita acicular (a) Micrografía de LOM (Microscopía óptica de luz) del acero V+Nb tratado a 450° C durante 30 minutos, (b) Micrografía de SEM (Microscopía electrónica de barrido) del acero V+Nb tratado a 450° C durante 30 minutos.[11]

Se determinó la cantidad de ferrita acicular con las micrografías obtenidas por LOM. Se calculó la cantidad de ferrita acicular comparando la apariencia de grano fino con las placas paralelas grandes formadas por la bainita, con estas diferencias morfológicas fue posible determinar el cálculo de la cantidad de

ferrita acicular. Los resultados de la fracción volumen de ferrita acicular que fue evaluada por el método de conteo de puntos nos lo muestra en la figura 2.7.

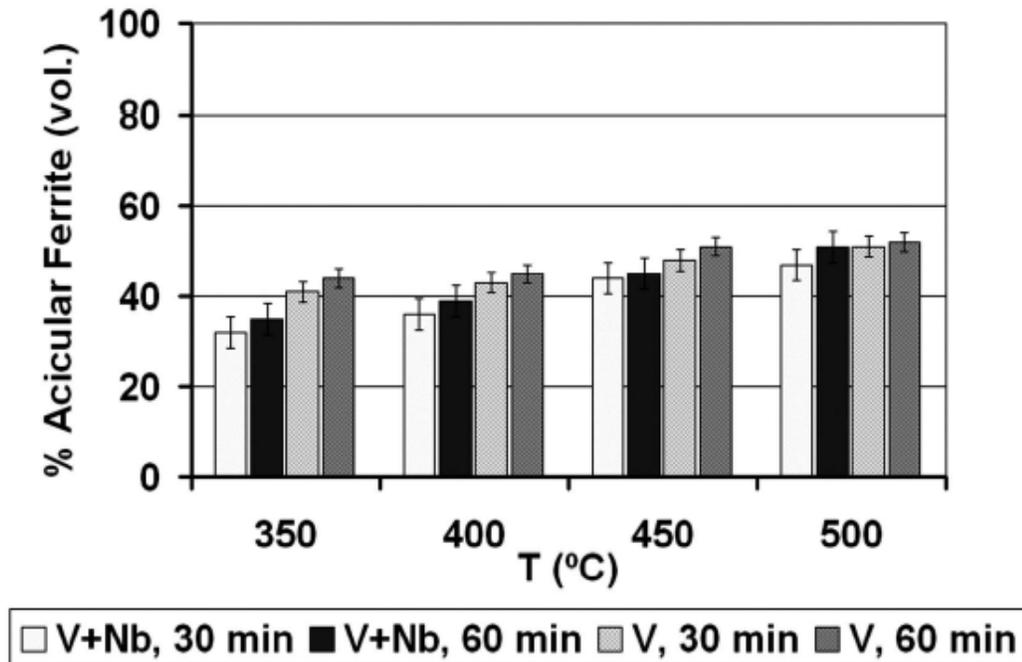


Figura 2.7 Fracción en volumen de ferrita acicular para los diferentes tratamientos térmicos y aceros. [11]

La gráfica muestra que el acero al V tiene alto contenido de ferrita acicular en comparación con el acero V+Nb debido a su mayor tamaño de grano, favoreciendo el desarrollo de alto volumen fracción de bainita baja por el alto número de sitios disponibles de nucleación, [20] además el alto contenido de Vanadio, que promueve la formación de ferrita acicular. [16]

Se desarrollaron pruebas de dureza en los dos aceros después de los tratamientos isotérmicos de los dos aceros por los períodos de 30 y 60 minutos. La figura 2.8 muestra los resultados de la microdureza.

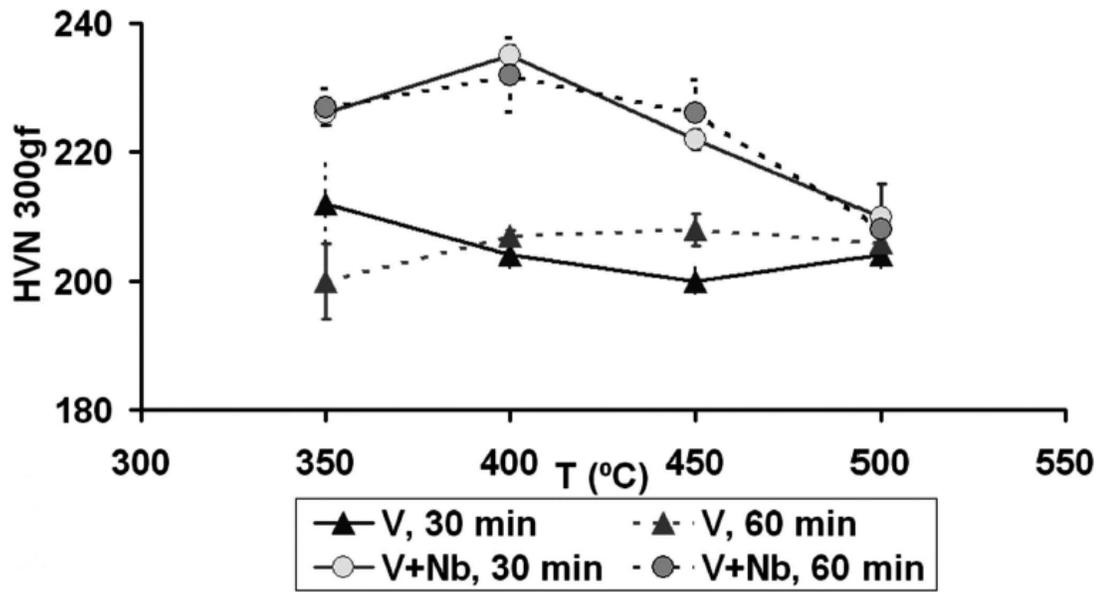


Figura 2.8 Evolución de los valores de microdureza a 300gf (HVN 300gf) de las muestras en función de la temperatura de tratamiento térmico para los diferentes aceros y tiempos de tratamientos térmicos. [11]

Hay un decremento de la microdureza con el aumento de la temperatura, la cual es consistente con el desarrollo de bainita baja a una temperatura de 500° C.

La gráfica muestra que los valores de microdureza del acero al V son más bajos que los del acero al V+Nb, recíprocamente el alto contenido del vanadio provoca la ocurrencia de altas proporciones de ferrita acicular, lo cual resulta con material más suave.

Las pruebas de impacto fueron conducidas para verificar las características de la fractura del material. La técnica seleccionada fue la de muesca en V al filo (CVN) por sus siglas en inglés para medir la energía de impacto requerida para causar una fractura en el material base y en los materiales tratados térmicamente. Ver figura 2.9

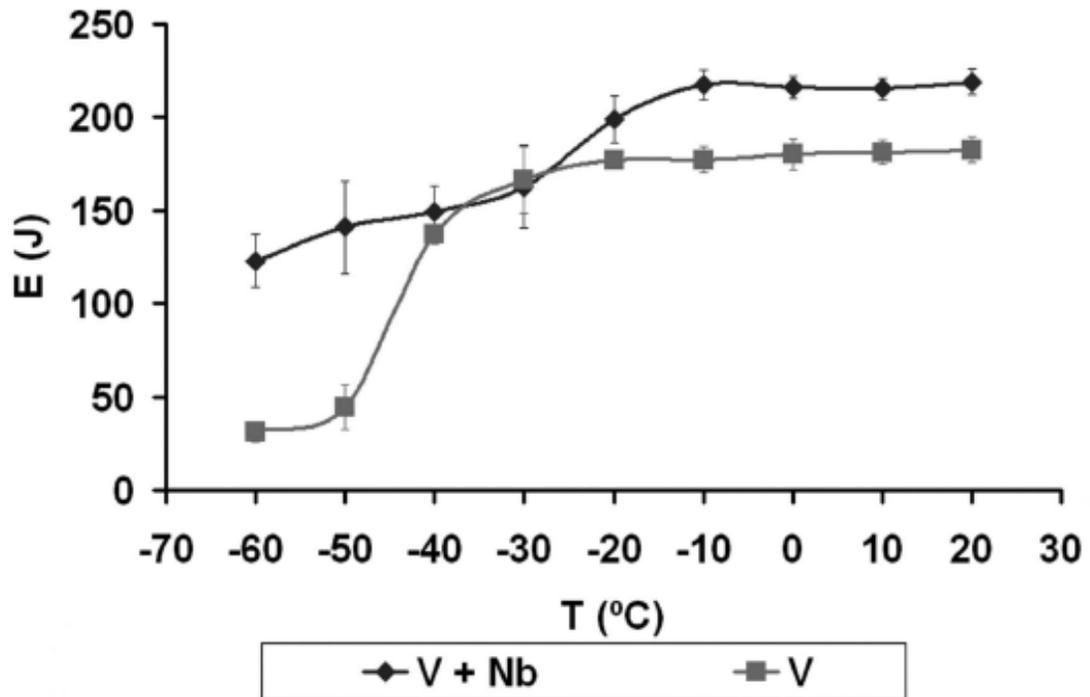


Figura 2.9 Curvas Charpy para ambos aceros. [11]

La tabla 2.2 muestra los resultados principales de tensión obtenidos por el material inicial sin tratamiento.

Tabla 2.2 Resultados de los ensayos de tracción para los aceros V+Nb y V en condiciones de recepción (laminados en caliente) [11]

	Acero (V+Nb)			Acero (V)		
	TS (MPa)	YS (MPa)	E (%)	TS (MPa)	YS (MPa)	E (%)
Material de inicio	548	385	34	544	385	30

El acero al V debido a su alto contenido de ferrita acicular, presentó una mejora en tenacidad, determinado por el incremento de absorción de energía del 24 % en la prueba de impacto Charpy a una temperatura de -10 ° C durante 30 minutos, comparándolo con el mismo acero sin tratamiento térmico, mostrando valores de baja dureza, esfuerzos de tensión y mayor ductilidad que

el acero V+Nb. Esto demostrado en los resultados de tensión, fluencia y % de elongación. Ver figura 2.10

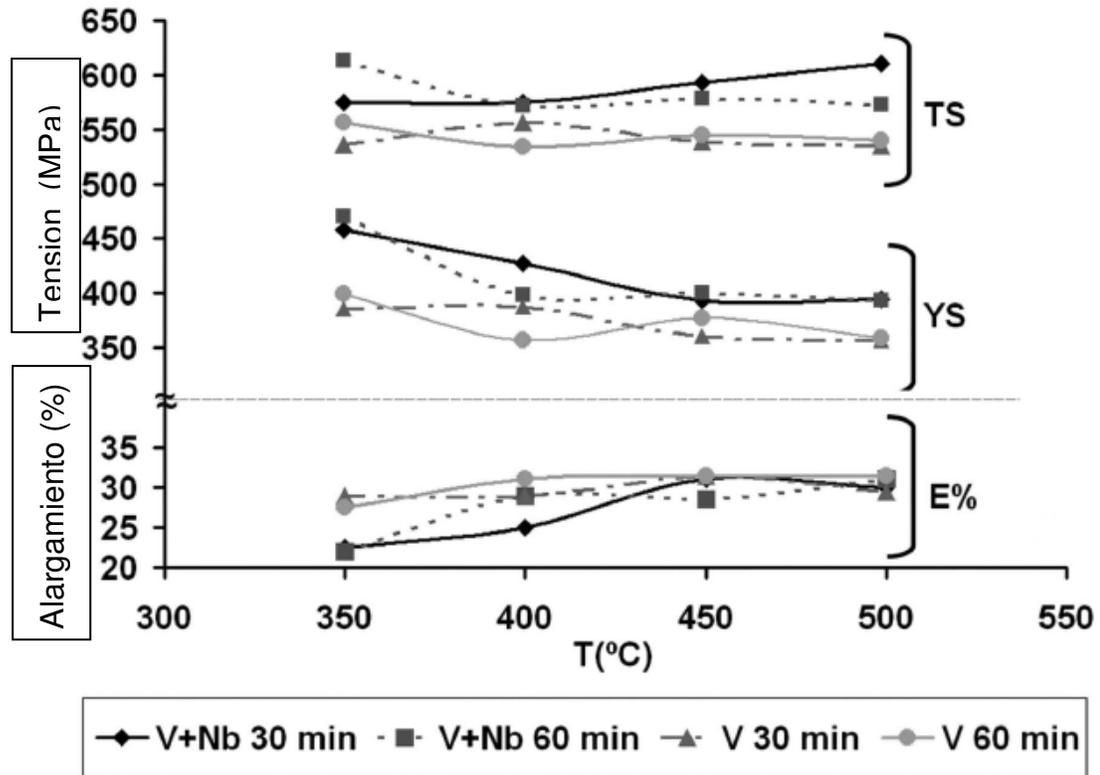


Figura 2.10 Resultados de resistencia a la tracción (TS), límite elástico (YS) y elongación (E%) obtenidos a partir de los ensayos de tracción para las estructuras bainítica de los aceros V+Nb y V, en función de la temperatura de tratamiento térmico. [11]

2.13 Caracterización de la zona afectada por el calor y el metal de soldadura de cordones soldados con diferentes procesos sobre chapas de acero de grano ultra fino [21]

Ramini de Rissone, caracterizaron el efecto de cuatro procesos de soldadura modernos y convencionales sobre la zona afectada por el calor (ZAC) de un acero de granulación ultrafina. Sobre chapas de acero de grano ultrafino de distintos tamaños obtenidos por distintos tratamientos de recocido (5, 60 y 180 minutos a 800° C) efectuados después de la laminación controlada. Se

depositaron cordones mediante los procesos: plasma (PAW), soldadura semiautomática con protección de gases con alambre sólido (GMAW), en tres modos operacionales, corto circuito (GMAW-SC), doble pulso (GMAW-DP) y Surface Tensión Transfer (GMAW-STT). Registrados los parámetros para cada proceso, se realizaron estudios dimensionales de los cordones obtenidos. Se cuantificaron los microconstituyentes de las diferentes zonas generadas en cada cordón y se midieron tamaño de grano y microdureza. El GMAW-DP presentó las mayores potencias efectivas, mientras que el PAW mostró una menor potencia efectiva y la potencia media máxima. Se observó un refinamiento de grano en la ZAC grano grueso (ZAC-GG); para 5 y 60 minutos de tratamiento los tamaños de grano de la ZAC grano fino siguieron la tendencia de la potencia del proceso. Para los GMAW se obtuvieron valores de martensita-austenita (MA) más altos para los mayores niveles de potencia generada según el tipo de transferencia; para el PAW el contenido de MA fue menor al de los otros procesos, se observó un aumento de dureza en la ZAC respecto del metal base, especialmente en la ZAC-GG, para todos los casos. Para PAW se obtuvieron los mayores valores de dureza en todas las regiones analizadas.

Los aceros microaleados de bajo carbono han sido desarrollados para diversas aplicaciones, entre las que se destaca la construcción de tubos de conducción de gas y petróleo y en muchas de las industrias automovilísticas y navales. El desarrollo de estos aceros ha permitido el aumento de la resistencia a la tracción como la tenacidad permitiendo una reducción de peso en los diseños de los distintos componentes. [22 y23]

En los últimos años han sido muy estudiados los aceros de grano ultrafino, lo que ha permitido mejorar más aún las propiedades de los aceros microaleados convencionales. Para esto han sido desarrollados distintos métodos de laminación controlada, tratamientos termomecánicos y tratamientos térmicos intercríticos [24 y 25]

Los aceros caracterizados están microaleados con Nb y Ti sometidas a un tratamiento de refinamiento de grano por deformación en tibio y distintos tratamientos térmicos, fabricados a escala de laboratorio, en las que se observa una granulación ultra fina. [26]

2.13.1 Desarrollo experimental

El material caracterizado es un acero microaleado al Nb y Ti, de composición química según tabla No. 2.3

Tabla No. 2.3 Composición química del material analizado. [21]

C	Mn	Si	P	S	Nb	Ti	Al
0.11	1.41	0.29	0.025	0.008	0.028	0.012	0.022

Este material fue elaborado mediante tratamiento termo mecánico controlado de forma de obtener granulación ultrafina. La ruta de fabricación consistió en calentar muestras de 16.2 mm de espesor a 900°C durante 30 minutos seguido de templado en mezcla de agua y hielo. Luego las muestras fueron recalentadas a 740°C durante 30 minutos y sometidas a un laminado en tibio a 700°C, con tres pasadas con una reducción 0.23 de deformación verdadera, cada una, enfriándolas finalmente al aire. El espesor final fue de 8.3 mm representando una reducción total de 0.67 de deformación verdadera. Posteriormente a la laminación se realizó un recocido a 800°C, durante 5, 60, y 180 minutos.

Soldadura de las probetas de 140 X 40 X 7.5 mm, tratadas en las tres condiciones descritas anterior mente, se les depositaron cordones sobre la placa empleando los siguientes procesos de soldadura: plasma (PAW), soldadura con protección de gases con alambre sólido en tres modos operacionales GMAW-CS, GMAW-DP y GMAW-STT.

Para la realización de las soldaduras, sobre el material a caracterizar, se colocaron dos complementos de placa de acero convencional para el inicio y el fin de los cordones de soldadura. En la figura 2.11 se pueden ver una imagen de las probetas empleadas.



Figura 2.11 Probetas de soldadura [21]

El criterio adoptado para la comparación de los distintos procesos analizados fue mantener constantes la corriente (nominal 145 A) y la velocidad de la soldadura (20 cm/min) mientras el resto de los parámetros se ajusto de modo de obtener una buena operatividad.

Tabla 2.4. Identificación de las probetas estudiadas [21]

Muestra	Tiempo de recocido (min)	Proceso
5 S	5	GMAW-STT
5D	5	GMAW-DP
5C	5	GMAW-SC
5P	5	PAW
6S	60	GMAW-STT
6D	60	GMAW-DP
6C	60	GMAW-SC
6P	60	PAW
8S	180	GMAW-STT
8D	180	GMAW-DP
8C	180	GMAW-SC
8P	180	PAW

Tabla 2.5. Requerimientos de composición química para el alambre AWS ER70S-6 según norma A5.18/A5.18M:2005 [21]

Clasificación	%C	%Mn	%Si	%P	%S
ER70S-6	0.06-0.15	1.40-1.85	0.80-1.15	0.025	0.035

Se realizó un análisis metalográfico a los cortes transversales de cada una de las probetas, se pulieron y atacaron con nital 2 ver figura 2.13. A partir de fotos tomadas con lupa a 10X se caracterizaron las diferentes zonas de cada soldadura: metal base (MB), zona fundida (ZF), zona afectada por el calor (ZAC), de grano grueso (ZAC-GG), y de grano fino (ZAC-GF). Se midieron las dimensiones de los cordones (ancho y penetración), el área de la ZF y el ancho de la ZAC-GG y ZAC-GF. Ver figura 2.14 y tabla 2.6.

Se identificaron las distintas estructuras por microscopía óptica (ver figura 2.13) y se cuantificaron los microconstituyentes de la ZF, según la guía para los exámenes microscópicos de metales de soldadura y se midió el tamaño de grano en la ZAC-GF (Ver figura 2.15).

Se realizaron observaciones de las distintas zonas de las soldaduras mediante microscopía electrónica de barrido y se cuantificó el contenido de constituyentes martensita-austenita retenida (MA) en la ZAC-GF. Ver figura 2.16

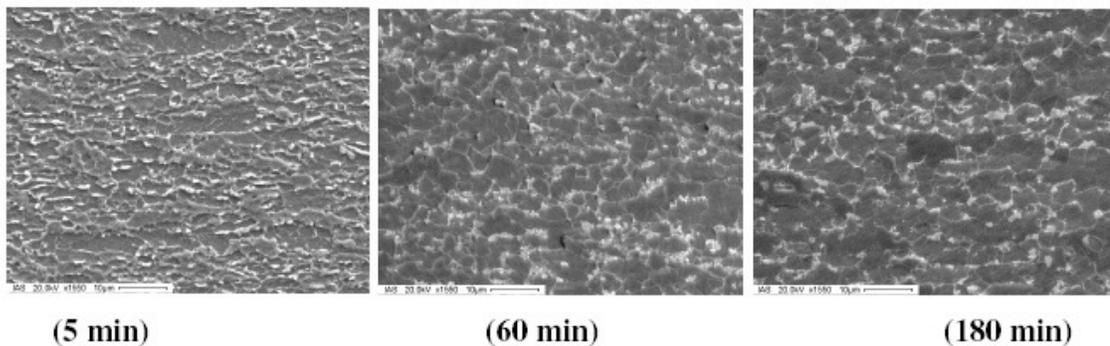


Figura 2.12. Microestructuras de MB a los distintos tiempos de tratamiento térmico. [21]

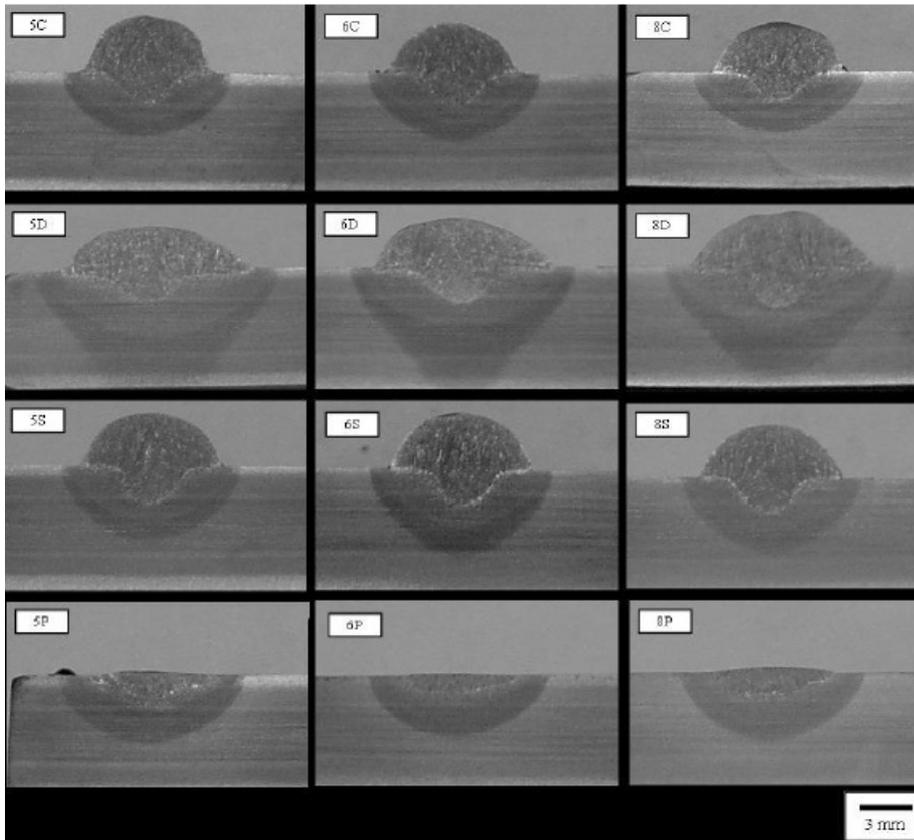


Figura 2.13. Macrográficas de los distintos cordones. [21]

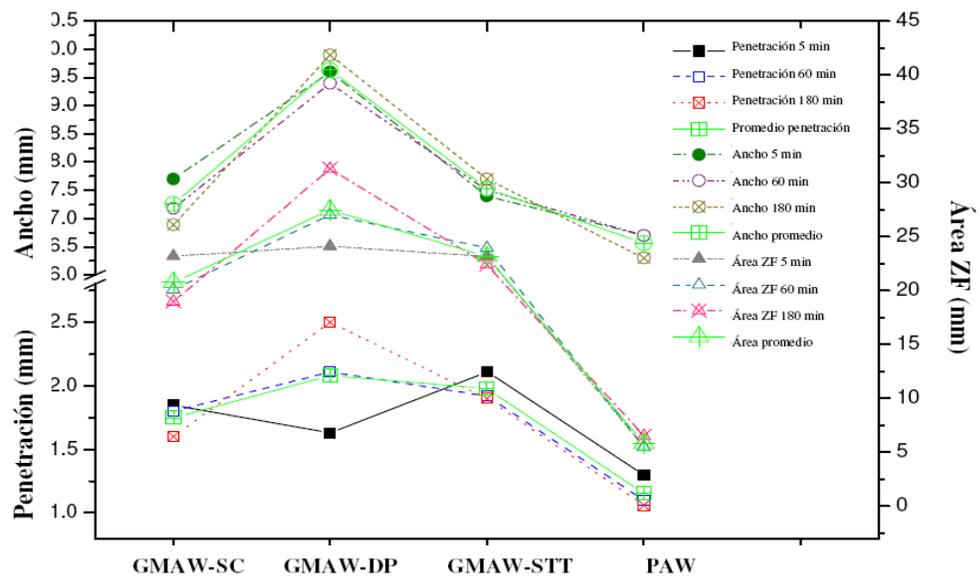


Figura 2.14. Variación de las mediciones macrográficas del proceso.[21]

Tabla 2.6. Ancho de las ZAC, ZAC-GG y ZAC-GF [21]

Probeta	ZAC-GG		ZAC-GF		ZAC	
	Ancho (mm)	Promedio	Ancho (mm)	Promedio	Ancho (mm)	Promedio
5 C	0.4	0.43	1.0	1.0	1.4	1.43
6C	0.4		1.0		1.4	
8C	0.5		1.0		1.5	
5D	0.4	0.33	1.6	1.53	2.0	1.86
6D	0.3		1.6		1.9	
8D	0.3		1.4		1.7	
5S	0.5	0.47	1.2	1.20	1.7	1.67
6S	0.5		1.2		1.7	
8S	0.4		1.2		1.6	
5P	0.9	0.70	0.6	0.60	1.5	1.30
6P	0.5		0.6		1.1	
8P	0.7		0.6		1.3	

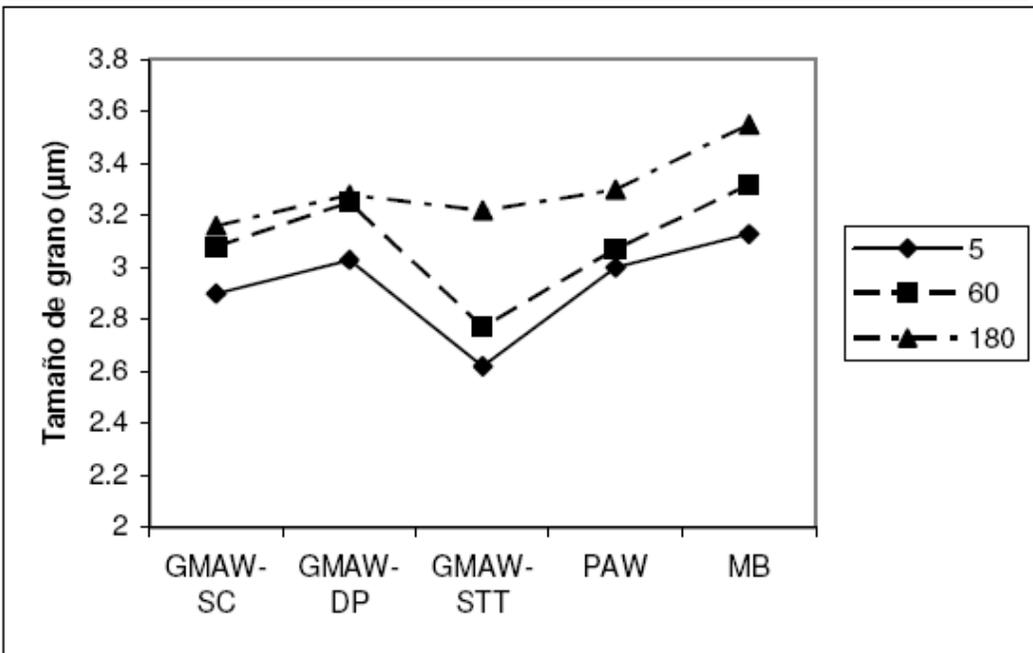


Figura 2.15. Comparativa de tamaño de grano de ZAC-GF para los distintos procesos.[21]

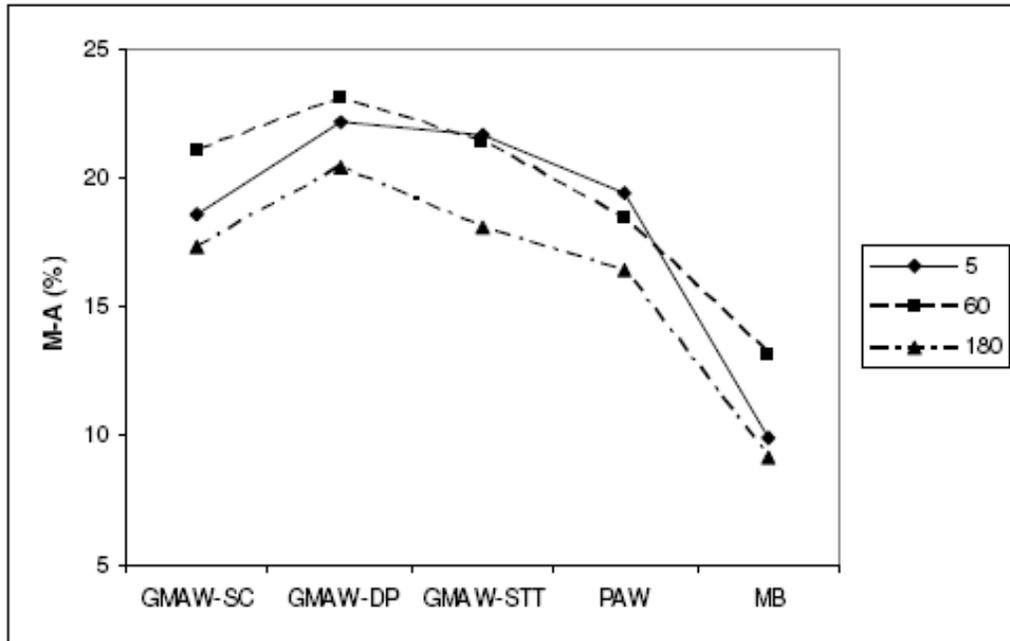


Figura 2.16. Comparativa de los porcentajes de constituyentes MA para los distintos procesos.[21]

La dureza del metal base se observa una leve disminución con el tiempo del tratamiento, asociado al incremento del tamaño de grano.

Como comportamiento general se observa un aumento en la dureza en la ZAC-GF cuando se compara con el MB, siendo este aumento más pronunciado para la dureza de la región ZAC-GG. Asimismo, este efecto es más marcado para el acero tratado durante 180 minutos, lo que puede ser explicado por el efecto del tamaño de grano sobre la templabilidad del material.

Por último se observa que, en todos los casos, con el proceso PAW se obtienen los mayores valores de dureza, lo que estaría asociado a la característica del proceso de alta densidad de energía, lo que genera un mayor

gradiente de temperatura en la pieza y por lo tanto una mayor velocidad de enfriamiento en el metal de la soldadura.

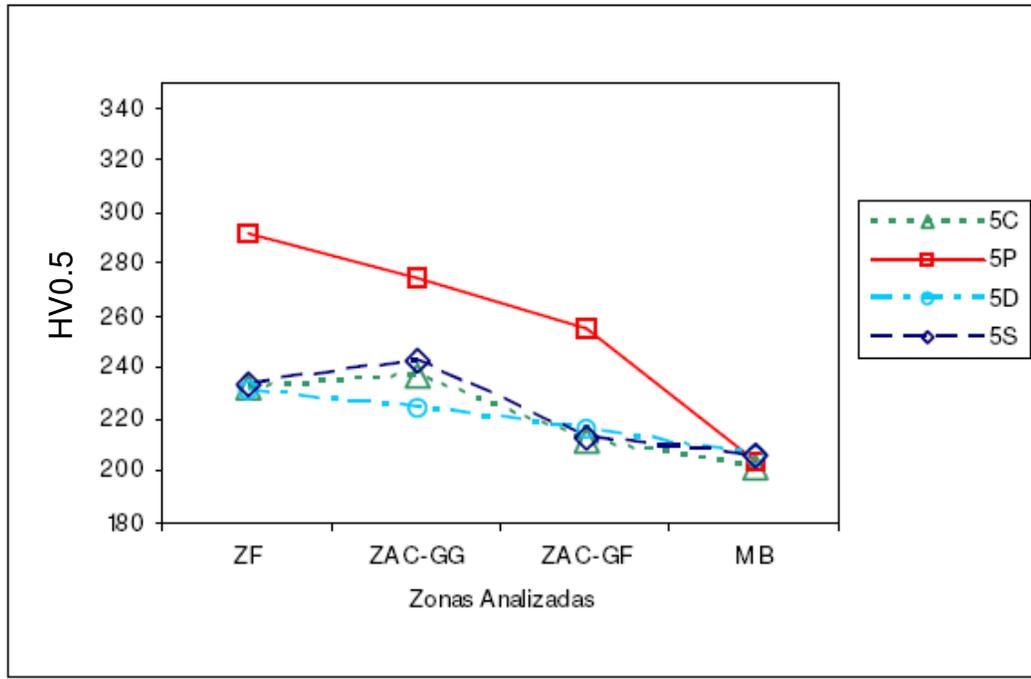


Figura 2.17. Resultados de dureza en tratamiento de 5 min.[21]

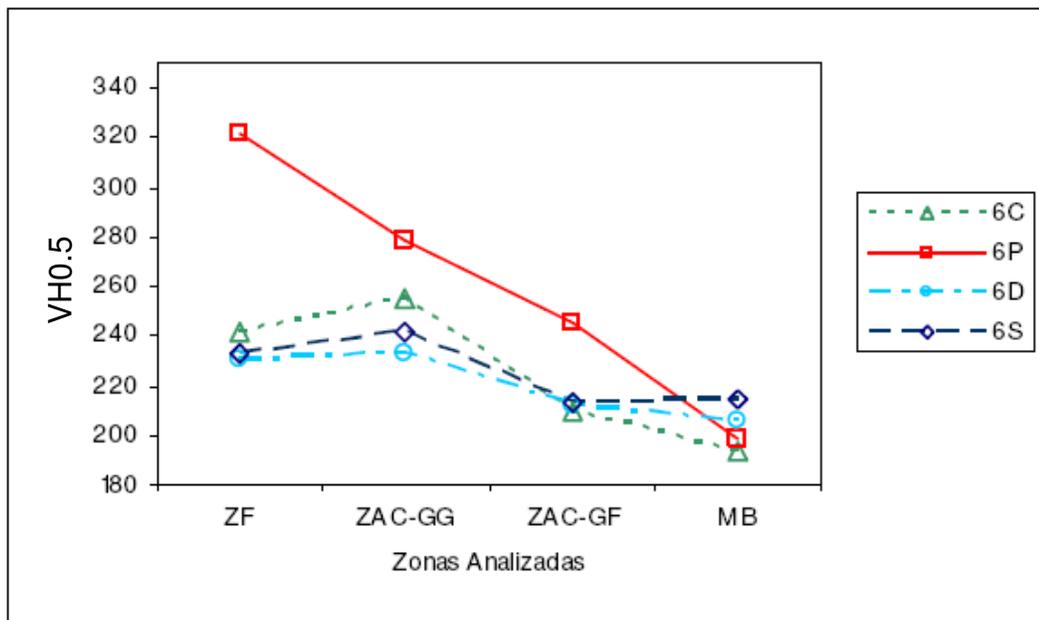


Figura 2.18. Resultados de dureza en tratamiento de 60 min. [21]

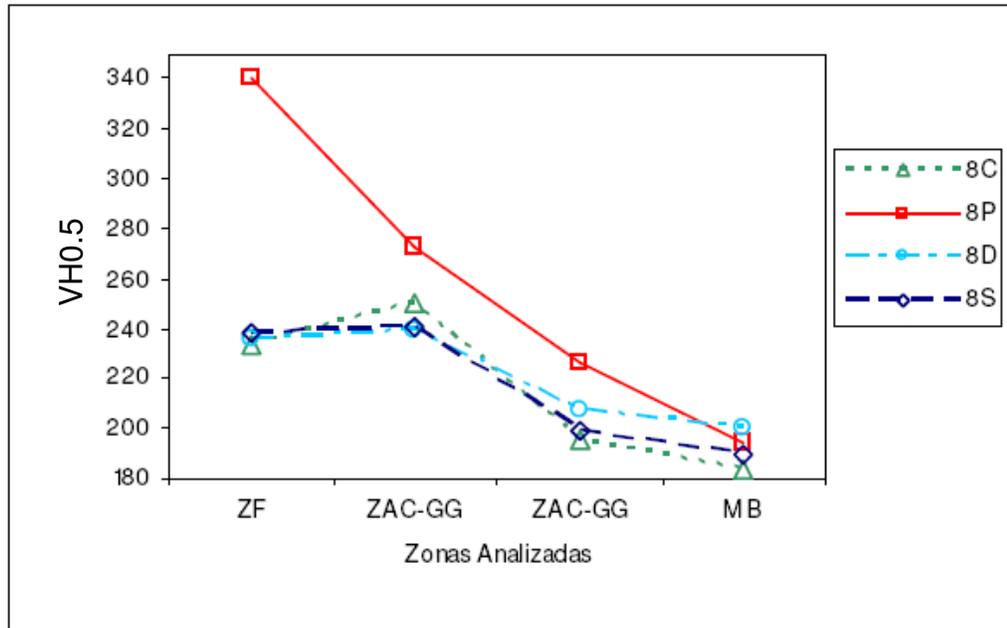


Figura 2.19. Resultados de dureza en tratamiento de 180 min. [21]

Basado en las condiciones experimentales de este trabajo, se puede definir que:

- 1 El proceso GMAW-DP presentó mayor potencia efectiva, mientras el proceso PAW mostró menor potencia efectiva y la máxima potencia media.
- 2 Para GMAW la tendencia observada para los valores de penetración, ancho y área fundida correspondió al efecto de la potencia.
- 3 Los valores dimensionales fueron mayores para el proceso GMAW-DP y menores para el proceso PAW.
- 4 Para todos los casos hubo un refinamiento de grano en la ZAC-GF, especialmente para el proceso GMAW-STT.

- 5 Comparando los procesos GMAW, se observa que para GMAW-DP hubo un menor refinamiento.
- 6 El efecto del tiempo de tratamiento del acero sobre el tamaño de grano se mantuvo constante independientemente del proceso.
- 7 Para el acero tratado durante 180 min a 800°C, no se observó diferencia en los tamaños de grano de la ZAC-GF para los distintos procesos.
- 8 El proceso GMAW-DP presentó el mayor porcentaje de MA, lo que está en conformidad con los valores de potencia.
- 9 Para todos los procesos el contenido de MA fue mayor en la ZAC-GF que en el MB.
- 10 Se observó un aumento de la dureza en la ZAC respecto de la del MB; este efecto fue más pronunciado cuando se compara con la ZAC-GG
- 11 La dureza de la ZF para los procesos GMAW fue similar a la de la ZAC-GG.
- 12 En todos los casos, para el proceso PAW se obtuvieron los mayores valores de dureza en todas las regiones de soldadura.

Capítulo 3

Metodología

3.1 Descripción de la metodología a utilizar

Diseño factorial 2^k

El diseño estadístico de experimentos contempla una amplia variedad de estrategias experimentales que son óptimas para generar la información que se quiere analizar. El diseño de experimentos 2^k describe los experimentos más adecuados para conocer simultáneamente qué efectos tienen k factores sobre una respuesta y descubrir si interaccionan entre ellos. Estos experimentos están planeados de forma que se varían simultáneamente varios factores pero se evita que cambien siempre en la misma dirección. Al no tener factores correlacionados se evitan que se cambien siempre en la misma dirección. Al no haber factores correlacionados se evitan los experimentos redundantes. Además los experimentos se contemplan de tal modo que la información buscada se obtiene combinando las respuestas de todos ellos. Esto permite obtener la información con el menor número de experimentos (y por lo tanto, con el menor costo) y con la menor incertidumbre posible (debido a que los

errores aleatorios de las respuestas se promedian). Este diseño permite explorar un área escogida del dominio experimental y encontrar una dirección para la optimización del proceso investigado. Utilizaremos un diseño factorial de 2^3 para estudiar cómo un cambio de temperatura de precalentamiento, de voltaje y amperaje afectan la microestructura de un acero HSLA en la zona afectada por el calor.

Planteamiento del problema

Se quiere comprobar el efecto de la temperatura de precalentamiento, el voltaje y el amperaje en la micro dureza en la zona afectada por el calor en un acero HSLA templado y revenido soldado por un proceso de GMAW utilizado para unir pisos de la caja del camión de minería. Figura 3.1 y 3.2. Por lo tanto se pretende determinar cuál es la combinación óptima de la temperatura de precalentamiento y el voltaje para lograr un nivel de micro dureza en la zona afectada por el calor que no sea riesgo de fragilidad.

Tabla 3.1 Propiedades mecánicas del acero HSLA templado y revenido

Acero HSLA			
	TS (Ksi)	YS (Ksi)	E (%)
Material de inicio	175	145	15

Tabla 3.2 Composición química del acero HSLA templado y revenido.

C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	B	Ni	V	Cu
0.20	1.25	0.45	0.025	0.015	0.16	0.13	0.003	0.02	0.005	0.10

Contenido del carbono equivalente: fórmula del instituto internacional de la soldadura (IIW).

$$CE = \%C + \%Mn/6 + \%Ni/15 + Mo/5 + \%Cr/5 + \%Cu/15 + \%V/5$$

CE = 0.415



Figura 3.1. Piso de la caja del camión unido por el proceso GMAW en acero HSLA templado y revenido cortesía Equipos de Acuña

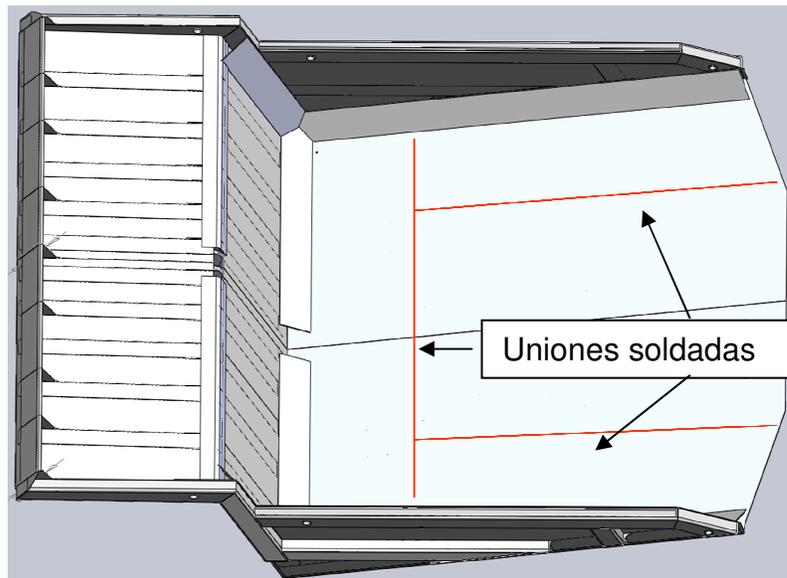


Figura 3.2 Esquema de la caja de camión de minería cortesía Equipos de Acuña

Factores y dominio experimental.

Los factores a considerarse para el experimento son la temperatura de precalentamiento antes de soldar, el voltaje y el amperaje de la máquina de soldar considerados los 3 factores de mayor importancia en el efecto de la microdureza de la ZAC. Como estos factores son continuos, su dominio experimental se expresa con los valores máximos y mínimos que pueden tomar. En nuestro experimento se toma como valor mínimo de dureza 360 HB y como máximo 440 HB.

Tabla 3.3 Factores y dominio experimental

Factores	Dominio experimental	
	Nivel (-)	Nivel (+)
A: Temperatura de precalentamiento	25° C	150 ° C
B: Voltaje de la máquina de soldar	25	32
C: Amperaje de la máquina de soldar	200	300

Fabricación de las probetas.

Se cortaron en pantógrafo 16 piezas rectangulares de acero HSLA de $\frac{3}{4}$ " de pulgada de espesor con las dimensiones de 4 pulgadas de ancho por 12 pulgadas de largo, posteriormente pasan al proceso de biselado para realizarles un corte de 45 grados en cada una de las piezas rectangulares en uno de los extremos de 12 pulgadas Ver figura 3.4.

Las piezas se unen bajo el proceso de GMAW utilizando el WPS # 062-09.(Ver figura 3.3). Las probetas se precalientan a una temperatura mínima de 150° C. ver Figura 3.5 y se mide la temperatura de precalentamiento con un

pirómetro láser (Ver figura 3.6), se limpian los biseles con pulidor para asegurar que esté libre de impurezas (ver figura 3.7).

Depositar la soldadura de multi pasos hasta llegar a la superficie de la probeta ver figura 3.8 al terminar todos los cordones del relleno de la junta, se hace un saneo en la parte posterior del pase de raíz de la probeta (ver figura 3.9).

Se deja enfriar al medio ambiente. Ya que esté la probeta a temperatura ambiente se procede a cortar subprobeta de $\frac{1}{2}$ pulgada de ancho por $1 \frac{1}{2}$ de pulgada de largo despreciando 2 pulgadas del borde de la probeta. Esta subprobeta se utilizará para hacer la preparación metalográfica para detectar la zona afectada por el calor y hacer la micro indentaciones para la prueba de dureza.

AWS D1.1 ESPECIFICACION DE PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA (W P S)								
PRECALIFICADO <input type="checkbox"/>				CALIFICADO POR PRUEBAS <input checked="" type="checkbox"/>				
Proceso(s) de Soldadura		GMAW		Identificación No.		WPS-062-09		
Soportado por PQR No.(s)		PQR-WPS-062-09		Rev.		0 Fecha 22-OCTUBRE-2009		
				Autorizado por:		FCO. GARCIA Fecha 22-OCTUBRE-2009		
DISEÑO DE JUNTA USADO				Tipo: Semi-automatico <input type="checkbox"/>				
Tipo: B				Mecanizado <input checked="" type="checkbox"/> Automatico <input type="checkbox"/>				
Simple <input checked="" type="checkbox"/> Doble <input type="checkbox"/>				Manual <input type="checkbox"/>				
Respaldo: Si <input type="checkbox"/> No <input checked="" type="checkbox"/>				POSICION				
Material de Respaldo:		NA		Posición de Ranura:		1G Filete: NA		
Apertura Raíz: ANEXO 2		Cara de Raíz: ANEXO 2		Progresion Vertical:				
Angulo ranura: ANEXO 2		Radio (J - U) NA		Ascendente <input type="checkbox"/>		Descendente <input type="checkbox"/>		
Saneado de Raíz: Si <input checked="" type="checkbox"/> No <input type="checkbox"/>		Metodo: DISCO		CARACTERISTICAS ELECTRICAS				
METALES BASE				Modo de Transferencia(GMAW):				
Especificación del Material:		ANEXO 1		Corto Circuito <input type="checkbox"/>		Spray <input checked="" type="checkbox"/>		
Tipo o Grado:		ANEXO 1		Corriente:				
Espesor:		1" Filete NA		Globular <input type="checkbox"/>		Pulsado <input type="checkbox"/>		
Diámetro (Tubo):		NA		AC <input type="checkbox"/>		DCEN <input type="checkbox"/>		
				DCEP <input checked="" type="checkbox"/>				
METALES DE APORTE				Otro:				
Especificación AWS		A5.18		Electrodo de Tungsteno(GTAW):				
Clasificación AWS		ER70S-6		Tamaño: NA		Tipo: NA		
PROTECCION				TECNICA				
Flux		Gas Ar/CO2/O2		Aportación Rectas o Oscilantes:		RECTAS		
		Composición 90/8/2		Multi pases o Pases simples				
Electrodo-Flux		Rango del		(por lado) n-PASES				
(Clase)		Flujo 40 - 50 CFH		No. de Electrodo:				
Tamaño de la Copa del gas		1/2 - 5/8"		Espacio entre electrodos: NA				
				Distancia del Tubo de Contacto a pieza: 1/2 - 3/4"				
PRECALENTAMIENTO				Martilleo NA				
Temp. mín. de Precal.		ANEXO 1		Limpieza entre pasos: CEPILLO DE CARDA, DISCO				
Temp. mín. interpasos		ANEXO 1		TRATAMIENTO DE POSTCALENTAMIENTO				
				Temperatura: NA Tiempo: NA				
PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA								
Pasos de Sold.	Proceso	Metales de Aporte		Corriente		Volts	Vel. avance	Detalle de la Junta
		Clase	Diam.	Tipo y Polaridad	Amps/Vel. Alambre			
1-n	GMAW	ER70S-6	0.045"	DCEP	220-350Amp	27-33 V	15-25 IPM	

Figura 3.3. WPS Especificación de procedimiento de soldadura. Cortesía Equipos de Acuña

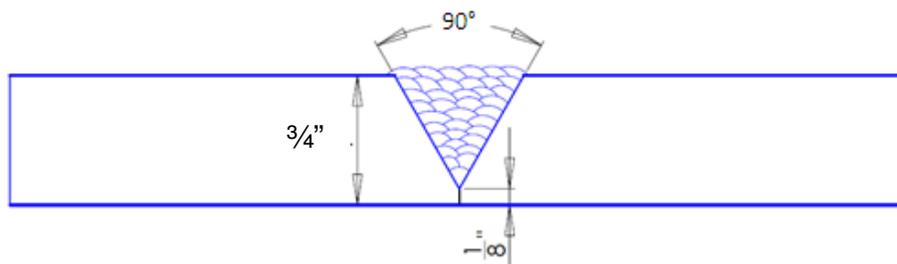


Figura 3.4. Tipo de junta de la probeta. Cortesía Equipos de Acuña



Figura 3.5 Pre calentamiento de probeta a 150° C. Cortesía Equipos de Acuña



Figura 3.6 Medición de la temperatura de pre calentamiento por medio de pirómetro láser. Cortesía Equipos de Acuña



Figura 3.7 Limpieza entre pasos de soldadura con pulidor. Cortesía Equipos de Acuña



Figura 3.8 Cordones de soldadura hasta el borde de la superficie de la probeta. Cortesía Equipos de Acuña



Figura 3.9 Preparación de saneo de la probeta. Cortesía Equipos de Acuña



Figura 3.10 Cordón de soldadura aplicado en la preparación del saneo de la probeta Cortesía Equipos de Acuña

Matriz de experimentos para el diseño factorial de 2³

Tabla 3.4 Matriz del diseño experimental.

	Factor			Experimentación			Velocidad de avance in/min	Calor de entrada Q J/in
	A	B	C	Temperatura	Voltaje	Amperaje		
1	-	-	-	25	25	200	15	20,000
2	+	-	-	150	25	200	15	20,000
3	-	+	-	25	32	200	15	25,600
4	+	+	-	150	32	200	15	25,600
5	-	-	+	25	25	300	15	30,000
6	+	-	+	150	25	300	15	30,000
7	-	+	+	25	32	300	15	38,400
8	+	+	+	150	32	300	15	38,400

Fórmula para calcular el calor de entrada:

$$\text{Calor de entrada (J/in)} = \frac{\text{Voltaje X Amperaje X 60}}{\text{Velocidad de avance (in/min)}}$$

Capítulo 4

Discusión de resultados

Se ensayaron ocho probetas en resistencia a la tensión, resistencia al impacto, microdureza y análisis metalográfico.

Resultados.

Ensayos de resistencia a la tensión

Los ensayos de resistencia a la tensión fueron realizados de acuerdo con la norma ASTM E8/8 M-2008, AWS D1.1 ED. 2008.

Equipo utilizado: Tinius Olsen 100 Ton. Identificación EPM-002, Número. De serie Máquina 1593330, número de serie del módulo 602: 202654. Los resultados se muestran en la gráfica.4.1.

Ensayos de resistencia a la tensión

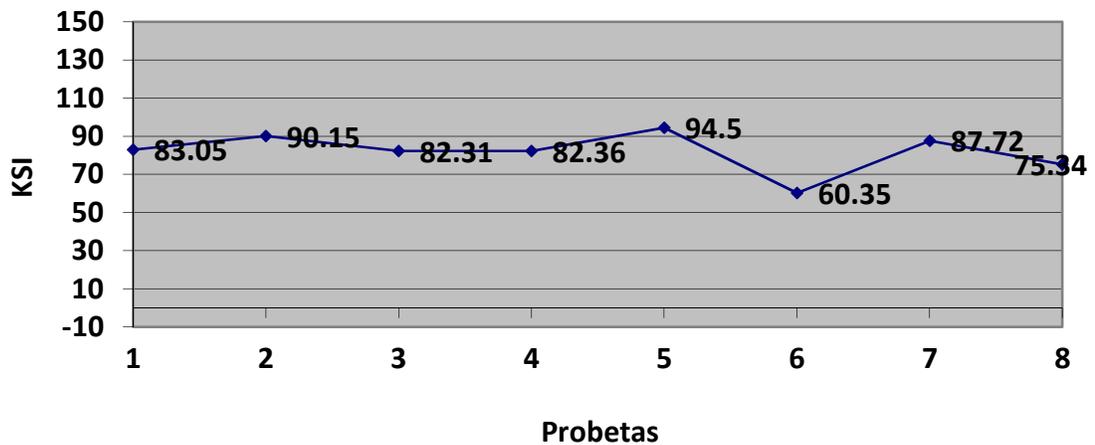


Figura 4.1 Gráfica de los resultados de los ensayos de resistencia a la tensión.

Los resultados del ensayo de resistencia a la tensión mostraron que en todas las probetas la zona de ruptura fue en la soldadura. Lo cual fue congruente de acuerdo a la especificación del metal base que tiene un esfuerzo mínimo de tensión de 175 Ksi y la soldadura de 70 Ksi, por lo tanto la zona más susceptible a la ruptura en el ensayo de resistencia a la tensión es en la soldadura por su bajo valor de esfuerzo mínimo de tensión en comparación al metal base. El promedio de los ensayos de resistencia a la tensión fue de 81.97 Ksi. El tipo de ruptura que mostraron todas las probetas fue dúctil.

En el caso de la probeta 6 la ruptura fue por debajo de la tensión mínima de la soldadura de 70 Ksi esta probeta presentó falta de fusión en la soldadura al igual que la probeta N0. 8 que fue la segunda más baja en los resultados de los ensayos de resistencia a la tensión. El efecto del calor de entrada en los resultados de los ensayos de resistencia a la tensión mostraron que las probetas que obtuvieron los resultados más altos fueron las probetas 5 y 2 con un calor de entrada de 30,000 y 20,000 J/in y las de más bajo valor que fueron las probetas 6 y 8 con un calor de entrada de 30,000 y 38,400 J/in, lo cual nos

indica que en este caso el calor de entrada no fue determinante para el resultado de la tensión.

Resultados de ensayos de resistencia al impacto.

Los ensayos de resistencia al impacto fueron elaborados de acuerdo a la norma ASTM E23/07.

Equipo utilizado: Tinius-Olsen con capacidad de 358 Joules, tipo de ranura en "V", dimensión de las probetas de 10 mm. X 10 mm X 55 mm, se elaboraron tres pruebas de impacto a cada probeta, una en la Zona Afectada por el Calor, otra en la soldadura y la última en el metal base, a una temperatura de -40° centígrados. Los resultados se muestran en la grafica 4.2.

Ensayos de resistencia al impacto

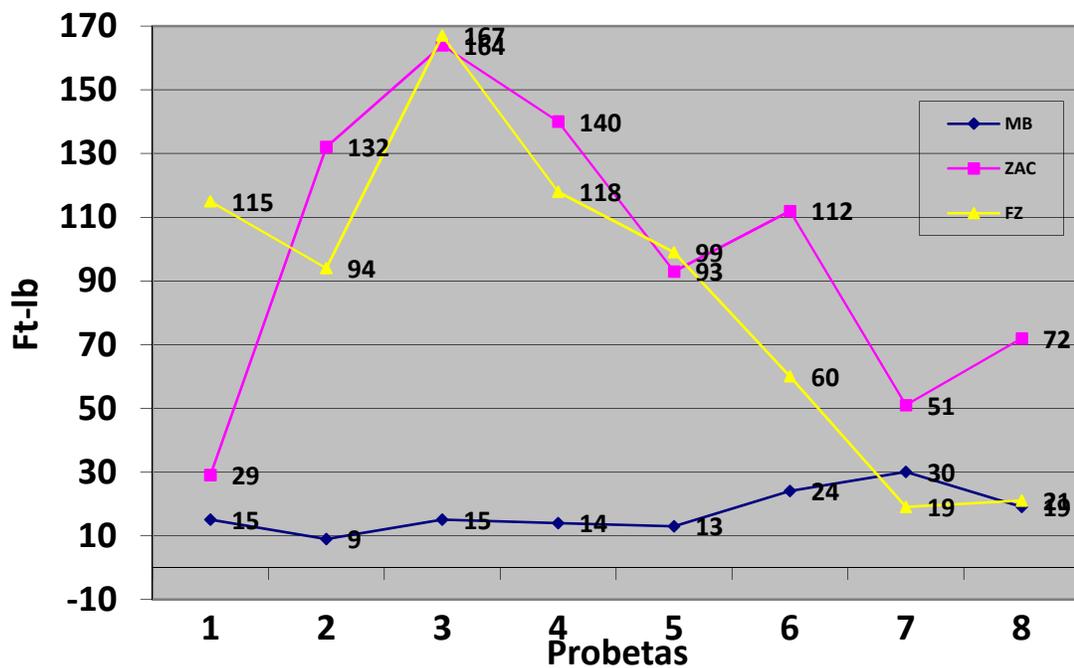


Figura 4.2 Gráfica de los resultados de los ensayos de resistencia al impacto por zona de mapeo MB, ZAC y FZ.

Los resultados de los ensayos de resistencia al impacto mostraron que la zona con los valores más bajos fue la del metal base con un promedio de 17.37 Ft-Lb, las otras zonas mostraron promedios más altos para la zona afectada por el calor fue de 99.12 Ft-Lb y para la zona de la soldadura fue de 86.62 Ft-Lb. Este resultado nos indica que la zona afectada por el calor no es la más susceptible a fracturarse por un impacto dado que las condiciones de calor de entrada del proceso de soldadura y el enfriamiento a medio ambiente provocaron una microestructura con una mezcla de martensita ferrita y bainita las cuales resultaron con altas propiedades de resistencia al impacto comparándolos con los resultados del metal base. Este resultado nos comprueba que los diferentes parámetros de soldadura que se utilizaron en el diseño de experimentos no provocaron una zona frágil en la zona afectada por el calor. El efecto del calor de entrada en la prueba de impacto nos revela que la probeta que obtuvo el valor más alto en la ZAC fue la número 3 con un calor de entrada de 25,600 J/in y la probeta de menor valor en la ZAC fue la número 1 con un calor de entrada de 20,000 J/in. La gráfica muestra una gran tendencia de aumento en los resultados de impacto conforme el calor de entrada fue aumento de 20,000 a 38,400 J/in

Resultados de los ensayos de microdureza.

Los ensayos de microdureza fueron elaborados de acuerdo a la norma ASTM E3:84- 2008.

El equipo utilizado: Wilson Instron, identificación: EPM-060, número de serie: T2100 BR 2106, tipo de penetrador $\alpha = 136^\circ$, escala: $HV_{0.5}$, carga utilizada 500 gf. Los resultados se muestran en siguiente gráfica.

Las zonas de análisis de la microdureza se dividieron en 3 áreas: **O** que es la parte superior de la probeta, **W** que es la parte central de la probeta, y la **G**

que es la parte inferior de la probeta, además de las zonas de mapeo que son metal base, zona afectada por el calor y la soldadura. Ver figura 4.3.



Figura 4.3 Fotografía de las zonas de análisis de la microdureza

Microdureza probeta 1

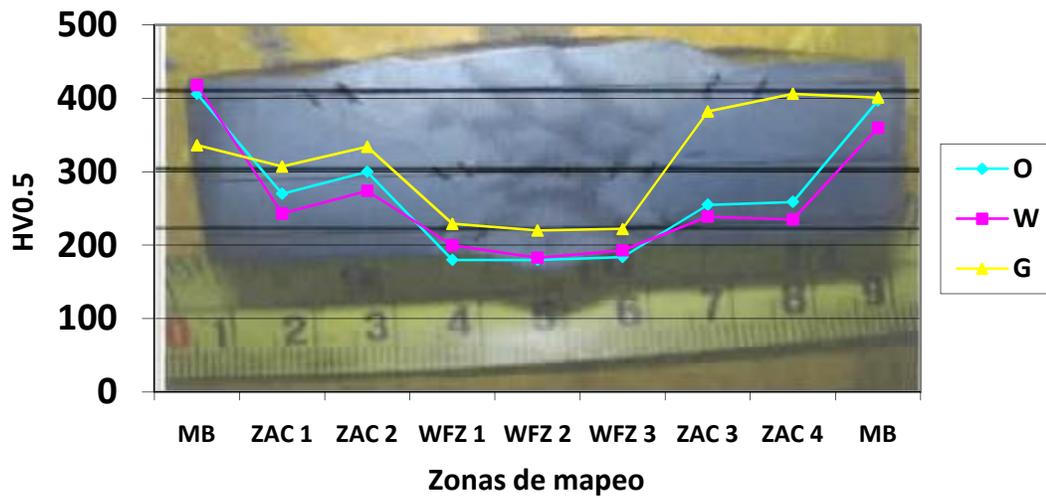


Figura 4.4 Gráfica de resultados de microdureza Vikers en la probeta 1 en las diferentes zonas de mapeo.

Microdureza probeta 2

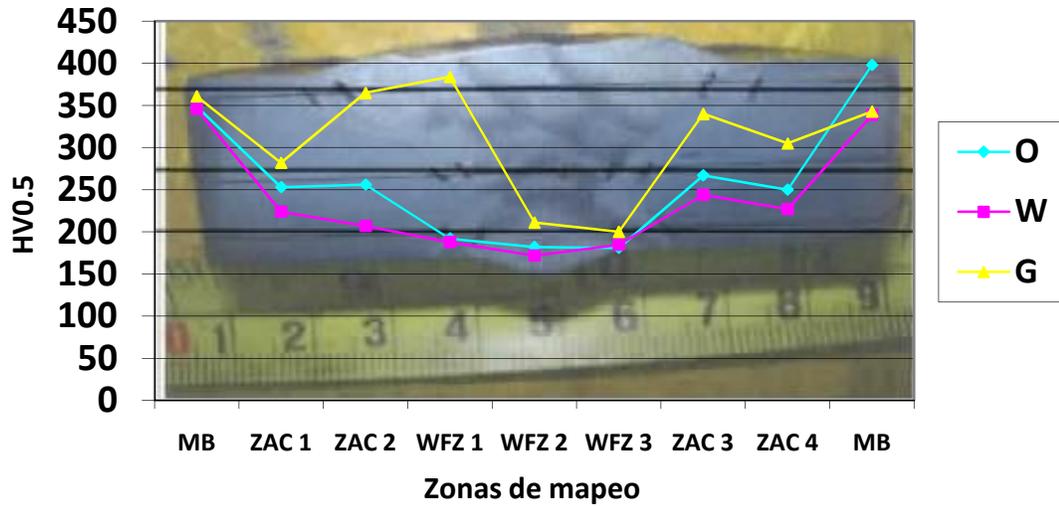


Figura 4.5 Gráfica de resultados de microdureza Vickers en la probeta 2 en las diferentes zonas de mapeo.

Microdureza probeta 3

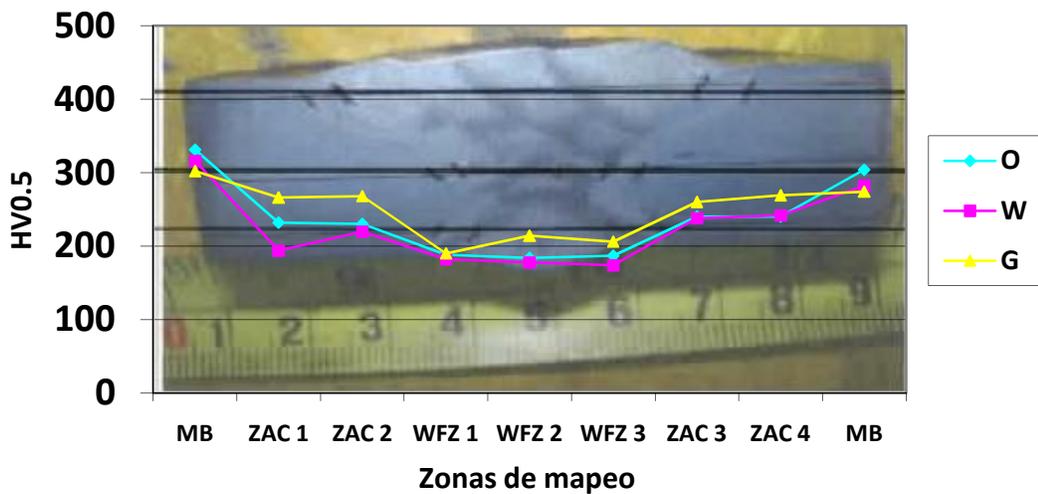


Figura 4.6 Gráfica de resultados de microdureza Vickers en la probeta 3 en las diferentes zonas de mapeo.

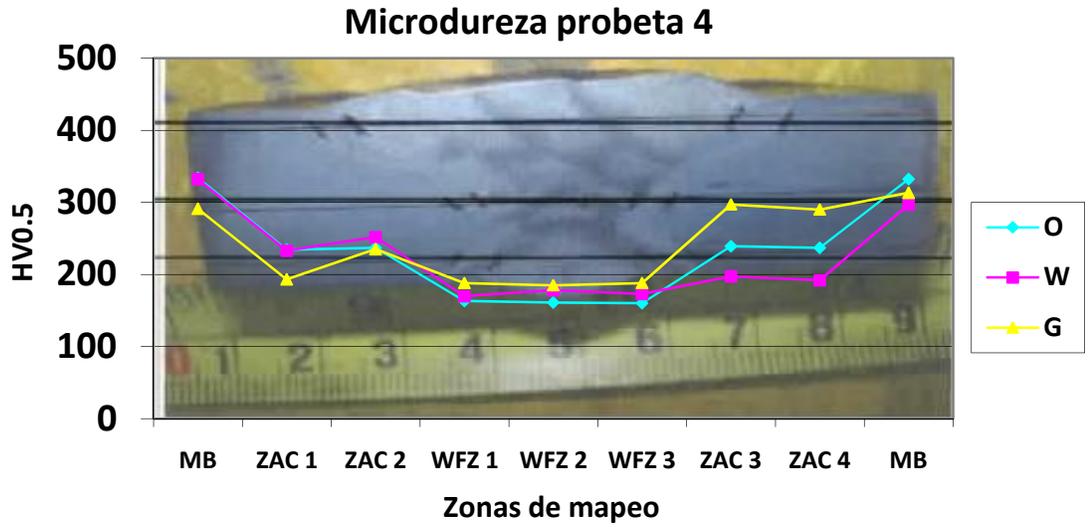


Figura 4.7 Gráfica de resultados de microdureza Vickers en la probeta 4 en las diferentes zonas de mapeo.

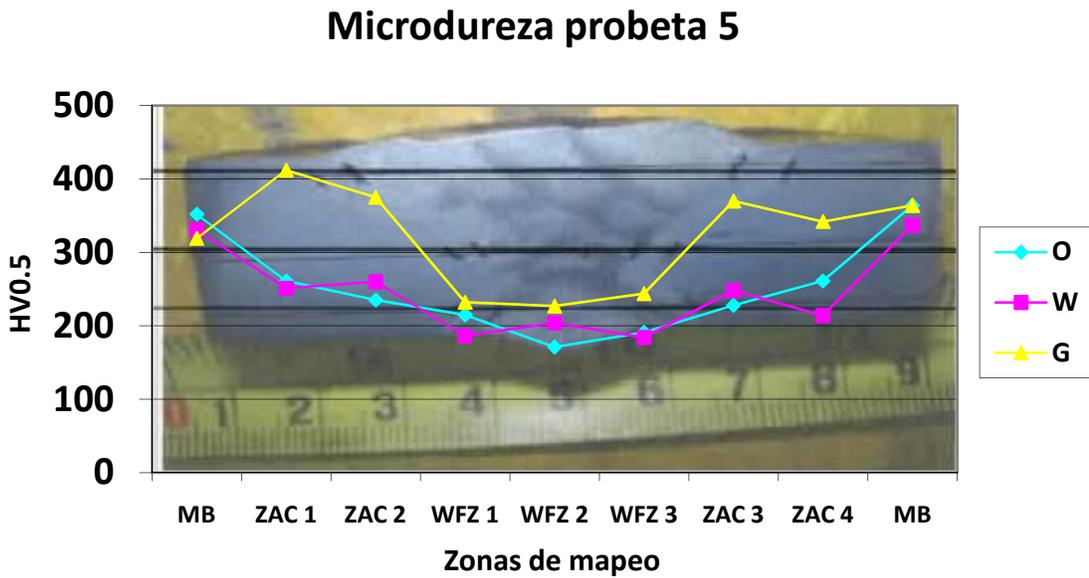


Figura 4.8 Gráfica de resultados de microdureza Vickers en la probeta 5 en las diferentes zonas de mapeo.

Microdureza probeta 6

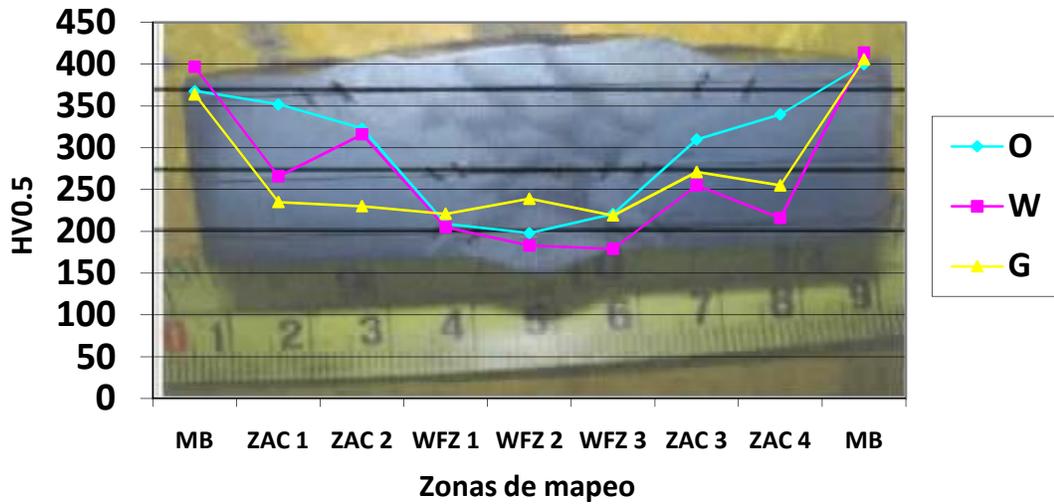


Figura 4.9 Gráfica de resultados de microdureza Vickers en la probeta 6 en las diferentes zonas de mapeo.

Microdureza probeta 7

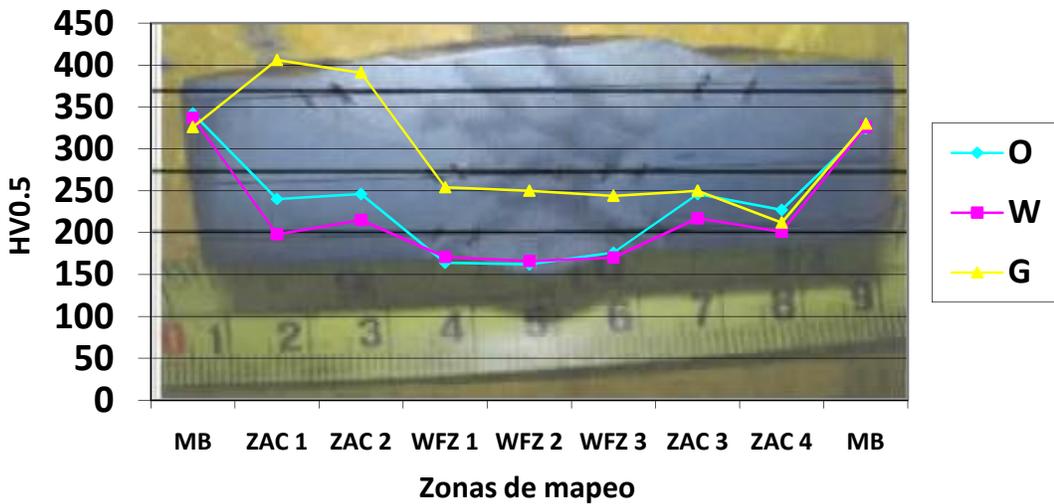


Figura 4.10 Gráfica de resultados de microdureza Vickers en la probeta 7 en las diferentes zonas de mapeo.

Microdureza probeta 8

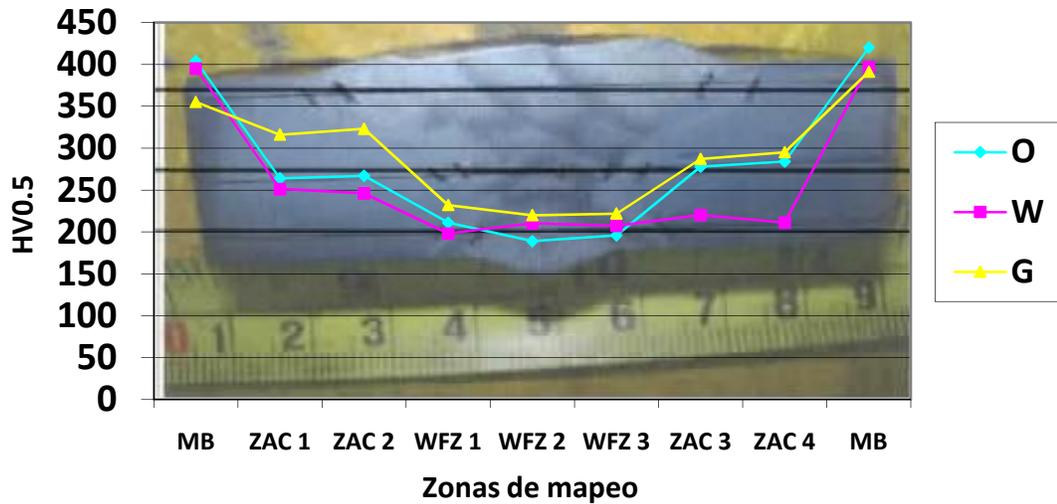


Figura 4.11 Gráfica de resultados de microdureza Vickers en la probeta 8 en las diferentes zonas de mapeo.

Promedio de Microdureza

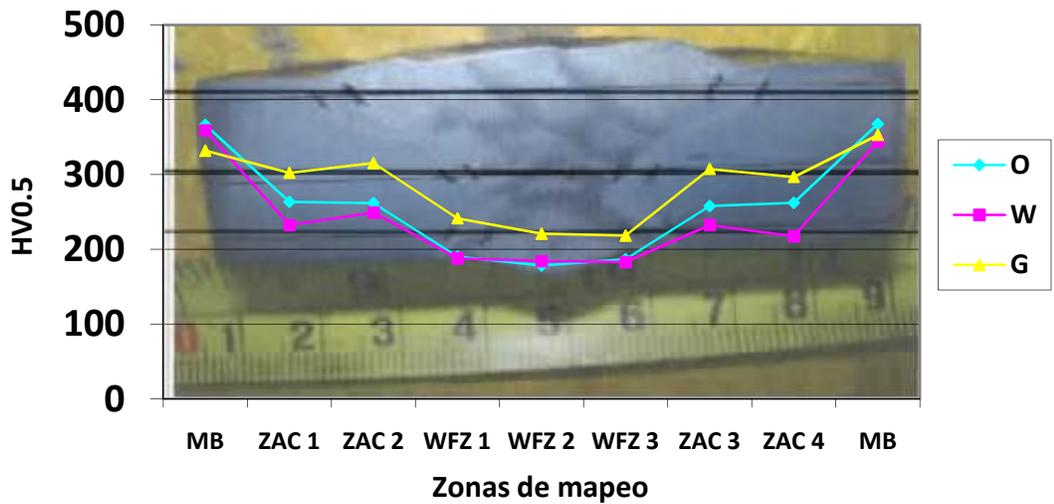


Figura 4.12 Gráfica de los promedios de microdureza Vickers en las diferentes zonas de mapeo.

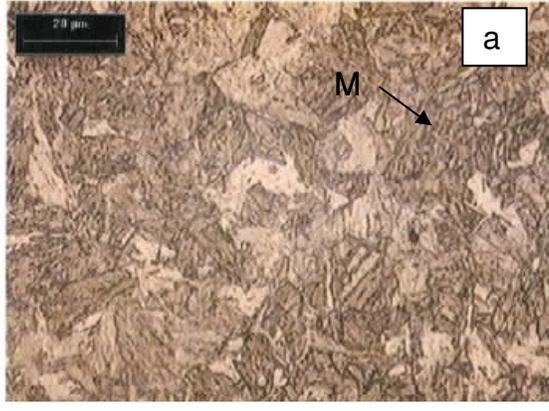
Los resultados de los ensayos de microdureza mostraron una homogeneidad en cada una de las zonas de mapeo, la cual muestra una dureza más elevada en el metal base y la dureza más baja en la zona de la soldadura. Esto provocado por la microestructura del metal base compuesta básicamente de martensita que una de sus características es la alta dureza, en la zona de la soldadura la composición microestructural es de granos columnares ferríticos da una característica de menor dureza y mayor ductilidad.

La Zona Afectada por el Calor (ZAC) muestra en sus resultados una dureza menor que la del metal base y mayor que la de la zona de la soldadura, debido a que la microestructura de la ZAC está compuesta de una mezcla de martensita, ferrita y bainita las cuales ofrecen menor dureza que el metal base y mayor que la soldadura. Los niveles de la microdureza de la ZAC no son considerados riesgo de fracturas al impacto comprobado en los resultados de los ensayos de este tipo.

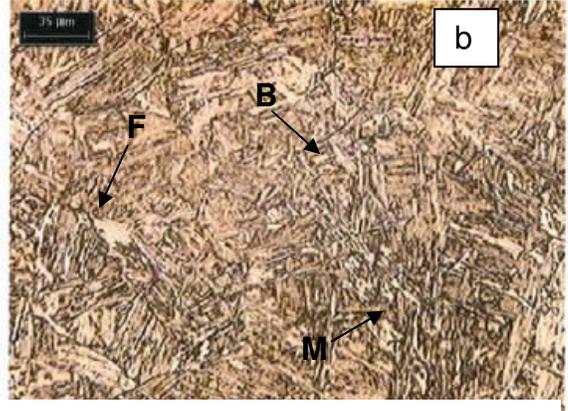
Los parámetros de soldadura como precalentamiento, voltaje y amperaje que se utilizaron para cada probeta no fueron factores que provocaran algún cambio microestructural en la ZAC que originara una zona frágil y de alta dureza.

Análisis metalográfico: ASTM E3/2001

Se realizó el análisis metalográfico en las zonas de metal base, en la zona afectada por el calor y en la zona de la soldadura. Figuras 4.13 a 4.20.



a) Metal base. Matriz de martensita
500X, Nital 5%

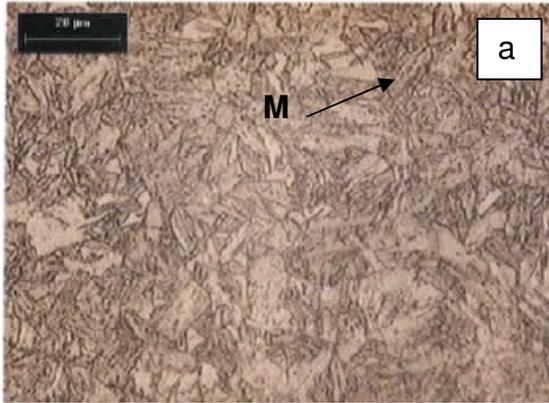


b) ZAC. Mezcla de fases (martensita,
ferrita y bainita), 200X, Nital 5%

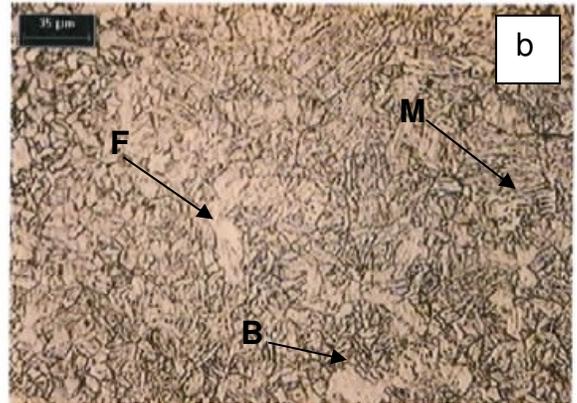


c) Soldadura. Brazos columnares de
ferrita solidificación de soldadura 50X,
Nital 5%

Figura 4.13 Fotomicrografías de las zonas de a) MB, b) ZAC y c) FZ de la probeta 1



a) Metal base. Matriz de martensita 500X, Nital 5%

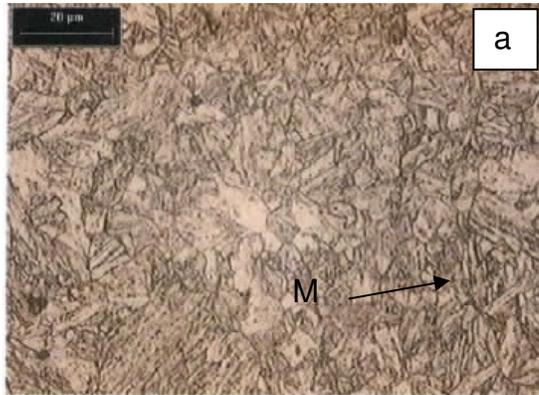


b). ZAC. Mezcla de fases (martensita, ferrita y bainita), 200X, Nital 5%

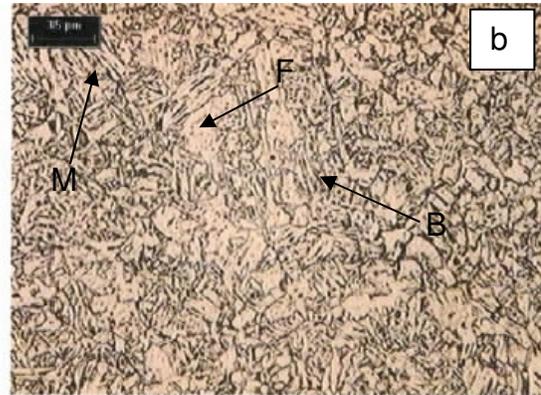


c). Soldadura. Brazos columnares de ferrita solidificación de soldadura 50X, Nital 5%

Figura 4.14 Fotomicrografías de las zonas de a) MB, b) ZAC y c) FZ de la probeta 2



a) Metal base. Matriz de martensita 500X, Nital 5%

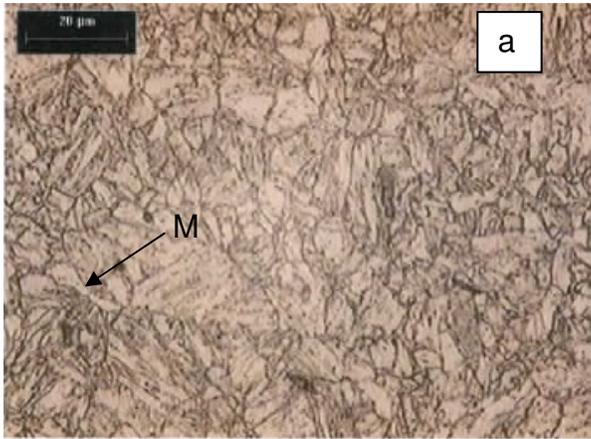


b) ZAC. Mezcla de fases (martensita, ferrita y bainita), 200X, Nital 5%

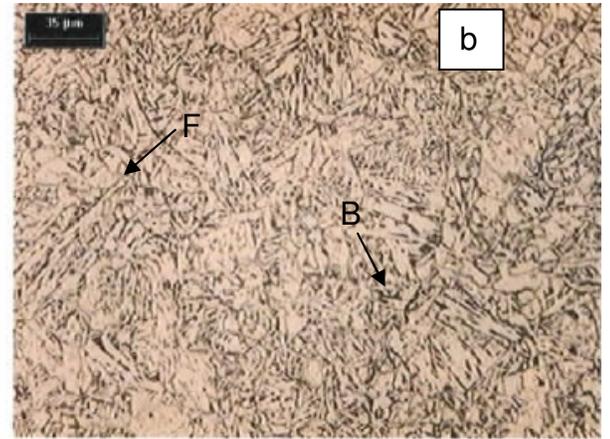


c) Soldadura. Brazos columnares de ferrita solidificación de soldadura 50X, Nital 5%

Figura 4.15 Fotomicrografías de las zonas de a) MB, b) ZAC y c) FZ de la probeta 3



a).Metal base. Matriz de martensita 500X, Nital 5%

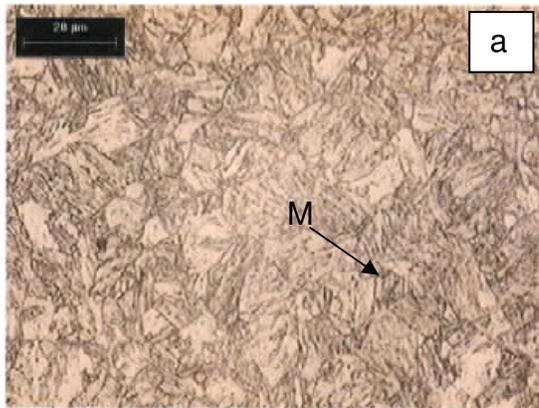


b) ZAC. Granos aciculares de ferrita y bainita,200X, Nital 5%

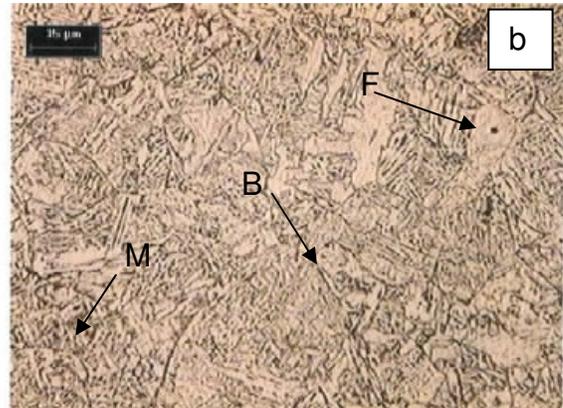


c) Soldadura. Brazos columnares de ferrita solidificación de soldadura 50X, Nital 5%

Figura 4.16 Fotomicrografías de las zonas de a) MB, b) ZAC y c) FZ de la probeta 4



a) Metal base. Matriz de martensita 500X, Nital 5%



b) ZAC. Mezcla de fases (martensita, ferrita y bainita), 200X, Nital 5%

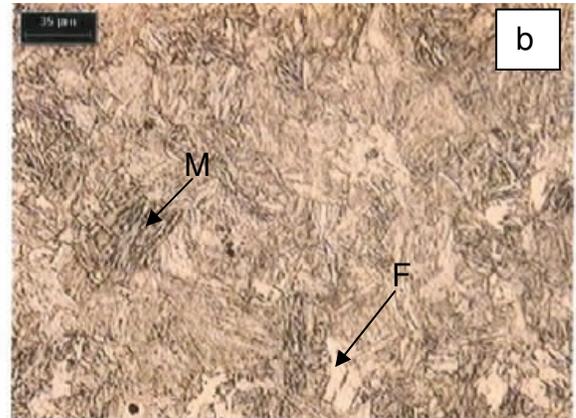


c) Soldadura. Brazos columnares de ferrita solidificación de soldadura 50X, Nital 5%

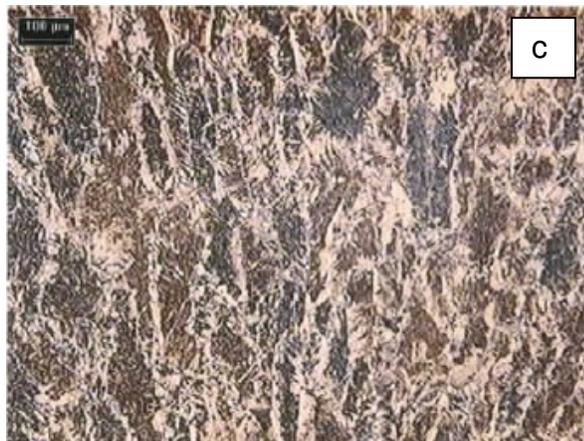
Figura 4.17 Fotomicrografías de las zonas de a) MB, b) ZAC y c) FZ de la probeta 5



a), Metal base. Matriz de martensita 500X, Nital 5%

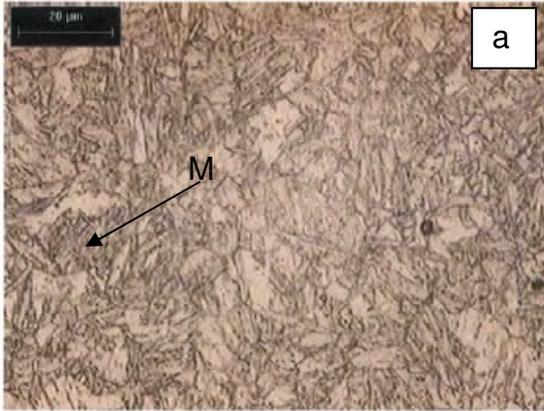


b) ZAC. Martensita y trazas de ferrita, 200X, Nital 5%

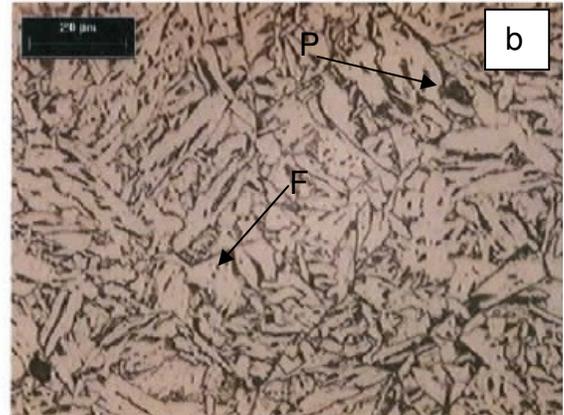


c) Soldadura. Brazos columnares de ferrita solidificación de soldadura 50X, Nital 5%

Figura 4.18 Fotomicrografías de las zonas de a) MB, b) ZAC y c) FZ de la probeta 6



a), Metal base. Matriz de martensita 500X, Nital 5%

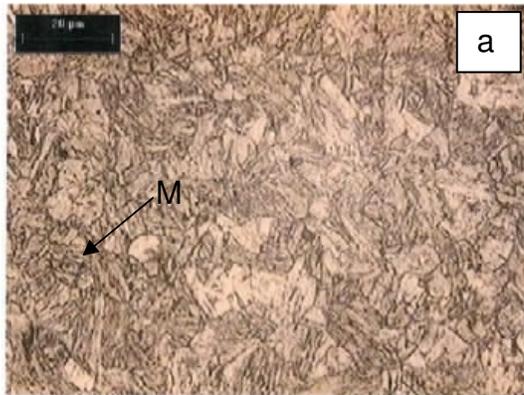


b) ZAC. Granos Aciculares de ferrita y perlita, 500X, Nital 5%

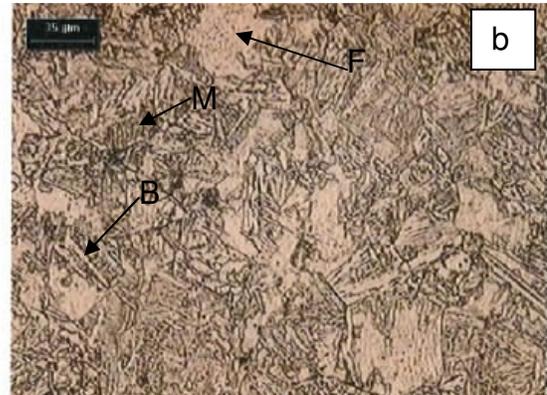


c) Soldadura. Brazos columnares de ferrita solidificación de soldadura 50X, Nital 5%

Figura 4.19 Fotomicrografías de las zonas de a) MB, b) ZAC y c) FZ de la probeta 7



a). Metal base. Matriz de martensita 500X, Nital 5%



b) ZAC. Mezcla de fases (martensita, ferrita y bainita), 200X, Nital 5%



c). Soldadura. Brazos columnares de ferrita solidificación de soldadura 50X, Nital 5%

Figura 4.20 Fotomicrografías de las zonas de a) MB, b) ZAC y c) FZ de la probeta 8

Los resultados de los análisis metalográficos, realizados a las ocho probetas en las diferentes zonas de mapeo, mostraron una homogeneidad en la microestructura del metal base todas las probetas mostraron una matriz de martensita característica normal para los aceros de alta resistencia y baja

aleación templados y revenidos. En la zona afectada por el calor se encontró una mezcla de martensita, ferrita y bainita esto provocado por la transferencia de calor al momento de soldar la probeta y al dejarla enfriar a temperatura ambiente. Y en la zona de la soldadura se encontró una completa homogeneidad en la estructura columnar ferrítica que deja la soldadura al realizar el proceso de solidificación.

Conclusiones

El proceso de precalentamiento antes de iniciar la soldadura no fue relevante en este estudio los resultados de dureza, pruebas de impacto y microestructura revelaron que las temperaturas empleadas en estos ensayos no fueron significantes para tener un cambio que afectará las propiedades de la zona afectada por el calor lo suficiente para producir una zona de riesgo por fractura. Por lo tanto el proceso de soldadura actual es adecuado para soldar el acero HSLA sin correr riesgos de fracturas en la zona afectada por el calor.

Los resultados de los ensayos de pruebas de impacto mostraron que la zona afectada por el calor es más resistente que la del metal base, esto debido a la microestructura formada en esta zona que es de una combinación de martensita, ferrita y bainita la cual dio mejores resultados en la prueba de impacto.

La caracterización de las microestructuras fue totalmente homogénea en cada una de sus zonas de mapeo, lo cual nos indica que el precalentamiento no tuvo influencia significativa en la microestructura, quedando de la siguiente forma: metal base, estructura martensítica, zona afectada por el calor, estructura de martensita, ferrita y bainita y en la soldadura una estructura columnar típica de la soldadura y altamente ferrítica.

Los resultados de la dureza de cada una de las zonas de mapeo fueron homogéneas, obteniendo los resultados más altos en la zona del metal base se obtuvo un promedio de 353 HV0.5, en la zona afectada por el calor se obtuvo un promedio de 265 HV0.5 y en la zona de la soldadura se obtuvo un promedio de 198 HV0.5. Estos resultados son

congruentes con los resultados de la prueba de impacto ya que la ruptura del metal base fue a menor impacto que la zona afectada por el calor y la soldadura. Por lo tanto los niveles de dureza mostrados en estos resultados no son un factor de riesgo para las fracturas en campo.

Recomendaciones

Las recomendaciones para asegurar una sana soldabilidad en los aceros de alta resistencia y baja aleación Algo Tuf 400 F, son los siguientes:

- Los resultados de este estudio han demostrado que no hay cambios de riesgo en la microestructura y sus propiedades si precalentamos a 150° C. o a 25° C. se recomienda seguir el procedimiento de precalentar a 150° C. de esta forma aseguramos una homogeneidad en la microestructura de la zona afectada por el calor y así evitar el riesgo de fractura en esta zona.

Trabajo futuro

Monitorear el comportamiento del acero HSLA en temperaturas invernales por debajo de los 0° C. en busca de fracturas visibles o microestructuras de riesgo de fractura.

Listado de figuras

Figura 1.1 Proceso de soldadura GMAW [1].....	9
Figura 1.2 Proceso de soldadura GMAW magnificado [1].....	10
Figura 1.3 Caja de volteo del camión de minería (cortesía Equipos de Acuña).....	13
Figura 2.1 Esquema de nueve tipos de macroestructuras observadas en diferentes procesos de soldaduras por fusión. [7]	16
Figura 2.2 Esquema que ilustra el desarrollo de la ferrita Widmanstätten a través del grano austenítico para bajo y alto contenido de aleación [7].....	19
Figura 2.3 Ilustración esquemática del efecto del tamaño de grano en la descomposición de la austenita [7]	21
Figura 2.4 Esquema de la formación de la martensita α' . Secuencia de corte s homogéneo e inhomogéneo [7]	23
Figura 2.5 Microscopía óptica que muestra la estructura de ferrita mas perlita para los materiales de partida que fueron suministrados con placas de acero laminado en caliente (a) Acero V+Nb y (b) Acero V. [11]	33
Figura 2.6 Ejemplo de microestructura de bainita con ferrita acicular (a) Micrografía de LOM (Microscopía óptica de luz) del acero V+Nb tratado a 450° C durante 30 minutos, (b) Micrografía de SEM (Microscopía electrónica de barrido) del acero V+Nb tratado a 450° C durante 30 minutos.[11]	33
Figura 2.7 Fracción en volumen de ferrita acicular para los diferentes tratamientos térmicos y aceros. [11].....	34
Figura 2.8 Evolución de los valores de microdureza a 300gf (HVN 300gf) de las muestras en función de la temperatura de tratamiento térmico para los diferentes aceros y tiempos de tratamientos térmicos. [11]	35
Figura 2.9 Curvas Charpy para ambos aceros. [11].....	36
Figura 2.10 Resultados de resistencia a la tracción (TS), límite elástico (YS) y elongación (E%) obtenidos a partir de los ensayos de tracción para las estructuras bainítica de los aceros V+Nb y V, en función de la temperatura de tratamiento térmico. [11].....	37
Figura 2.11 Probetas de soldadura [21].....	40
Figura 2.12. Microestructuras de MB a los distintos tiempos de tratamiento térmico. [21]	41

Figura 2.13. Macrográficas de los distintos cordones. [21]	42
Figura 2.14. Variación de las mediciones macrográficas del proceso.[21]	42
Figura 2.15. Comparativa de tamaño de grano de ZAC-GF para los distintos procesos.[21]	44
Figura 2.16. Comparativa de los porcentajes de constituyentes MA para los distintos procesos.[21]	44
Figura 2.17. Resultados de dureza en tratamiento de 5 min.[21]	45
Figura 2.19. Resultados de dureza en tratamiento de 180 min. [21]	46
Figura 3.1.Piso de la caja del camión unido por el proceso GMAW en acero HSLA templado y revenido cortesía Equipos de Acuña	50
Figura 3.3. WPS Especificación de procedimiento de soldadura. Cortesía Equipos de Acuña	53
Figura 3.4. Tipo de junta de la probeta. Cortesía Equipos de Acuña	53
Figura 3.5 Precalentamiento de probeta a 150° C. Cortesía Equipos de Acuña	54
Figura 3.6 Medición de la temperatura de precalentamiento por medio de pirómetro láser. Cortesía Equipos de Acuña.....	54
Figura 3.7 Limpieza entre pasos de soldadura con pulidor. Cortesía Equipos de Acuña	55
Figura 3.8 Cordones de soldadura hasta el borde de la superficie de la probeta. Cortesía Equipos de Acuña	55
Figura 3.9 Preparación de saneo de la probeta. Cortesía Equipos de Acuña	56
Figura 3.10 Cordón de soldadura aplicado en la preparación del saneo de la probeta Cortesía Equipos de Acuña	56
Figura 4.1 Gráfica de los resultados de los ensayos de resistencia a la tensión.....	59
Figura 4.2 Gráfica de los resultados de los ensayos de resistencia al impacto por zona de mapeo MB, ZAC y FZ.	60
Figura 4.3 Fotografía de las zonas de análisis de la microdureza.....	62
Figura 4.5 Gráfica de resultados de microdureza Vickers en la probeta 2 en las diferentes zonas de mapeo.....	63
Figura 4.6 Gráfica de resultados de microdureza Vickers en la probeta 3 en las diferentes zonas de mapeo.....	63
Figura 4.7 Gráfica de resultados de microdureza Vickers en la probeta 4 en las diferentes zonas de mapeo.....	64

Figura 4.8 Gráfica de resultados de microdureza Vickers en la probeta 5 en las diferentes zonas de mapeo.....	64
Figura 4.9 Gráfica de resultados de microdureza Vickers en la probeta 6 en las diferentes zonas de mapeo.....	65
Figura 4.10 Gráfica de resultados de microdureza Vickers en la probeta 7 en las diferentes zonas de mapeo.....	65
Figura 4.11 Gráfica de resultados de microdureza Vickers en la probeta 8 en las diferentes zonas de mapeo.....	66
Figura 4.12 Gráfica de los promedios de microdureza Vickers en las diferentes zonas de mapeo.	66
Figura 4.13 Fotomicrografías de las zonas de a) MB, b) ZAC y c) FZ de la probeta 1 .	68
Figura 4.14 Fotomicrografías de las zonas de a) MB, b) ZAC y c) FZ de la probeta 2 .	69
Figura 4.15 Fotomicrografías de las zonas de a) MB, b) ZAC y c) FZ de la probeta 3 .	70
Figura 4.16 Fotomicrografías de las zonas de a) MB, b) ZAC y c) FZ de la probeta 4 .	71
Figura 4.17 Fotomicrografías de las zonas de a) MB, b) ZAC y c) FZ de la probeta 5 .	72
Figura 4.18 Fotomicrografías de las zonas de a) MB, b) ZAC y c) FZ de la probeta 6 .	73
Figura 4.19 Fotomicrografías de las zonas de a) MB, b) ZAC y c) FZ de la probeta 7 .	74
Figura 4.20 Fotomicrografías de las zonas de a) MB, b) ZAC y c) FZ de la probeta 8 .	75

Listado de tablas

Tabla 2.1 Composición química de los aceros 16 MnNi4 y 16Mn4 (% en peso) [11] ...	32
Tabla 2.2 Resultados de los ensayos de tracción para los aceros V+Nb y V en condiciones de recepción (laminados en caliente) [11]	36
Tabla 2.3 Composición química del material analizado. [21].....	39
Tabla 2.4. Identificación de las probetas estudiadas [21]	40
Tabla 2.5. Requerimientos de composición química para el alambre AWS ER70S-6 según norma A5.18/A5.18M:2005 [21].....	41
Tabla 2.6. Ancho de las ZAC, ZAC-GG y ZAC-GF [21].....	42
Tabla 3.1 Matriz del diseño experimental.....	57
Tabla 3.2 Propiedades mecánicas del acero HSLA templado y revenido	49
Tabla 3.3 Factores y dominio experimental	51
Tabla 3.4 Matriz del diseño experimental.....	57

BIBLIOGRAFÍA

- 1 American Welding Society, (1996) Welding Handbook 8^a ed., volume 2
- 2 Kou, S. (2003). Welding Metallurgy. 2^a ed. Eds. Wiley – Interscience. Publicado por John Wiley and sons. Inc., New Jersey, USA.
- 3 Praxair (1998). Shielding Gases Selection Manual.
- 4 www.aws.com, [En línea] [consultado, Agosto 2009]
- 5 Compressed Gas Association [En línea] [consultado, Agosto 2009]
- 6 www.thefabricator.com [En línea] [consultado, Septiembre 2009]
- 7 Vedia, L .A., Svoboda, H. G. (2004.) Introducción a la metalurgia de la soldadura.[En línea Soldadura. org. ar] [Agosto, 2009]
- 8 Metals Handbook Desk Edition, second edition, (1998) edited by Joseph R. Davis.
- 9 Standard guide for preparation of metallographic specimens, ASTM Designation: E3 – 01, Edition approved April 10, 2001
- 10 Standard guide for microindentation hardness of materials, ASTM Designation E384-05a, Edition approved, August 15, 2005
- 11 Illescas, S. Fernández, J. Asencio, J. Asencio, Sanchez Soto, M. y Guilemany, M. Estudio de las propiedades mecánicas de aceros HSLA de bajo contenido en carbono.(revista de metalurgia, 45 (6) Noviembre – Diciembre 424-431, 2009)
- 12 Balart, M.J., Davis, C.L. y Strangwood, M., Mater. Sci. Eng. A328 (2002) 48-57
- 13 Garcia, C.I., Lis, A.K., Pytel, S.M.I y Derado, A.J., Ironmak. Steelmak. 18(1991) 97-106
- 14 Hulka, K.,Hesterkamp, F. y Nachtel, L., processing, Microstructure and properties of HSLA steels, TMS, Warrendale, 1988, pp 153.

- 15 Wang, J. P. Yang, Z. G. Bai B. Z. y Fang, H. S. Mater. Sci. Eng. A 369 (2004) 112-118.
- 16 He, K. y Edmonds, D.V. Mater, Sci. Technol.1 (2002) 289-292
- 17 Fernández, J. Illescas S. y Guilemany, J.M. Mater Lett. 61 (2006) 2389-2392
- 18 Illescas, S. Fernández J. y Guilemany, J. M. Rev. Met. Madrid 44 (2008) 39-51.
- 19 Illescas, S. Fernández J. y Guilemany, J. M. Prakt. Metallogr. 44 (2007) 334-346.
- 20 Babu S. S. y Bhadeshia, Mater. T. JIM 32 (1991)679-688.
- 21 Ramini de Rissone, N.M. Svododa, H.G. Surian, E.S. Santos D. e Bott. I. S. Estudio de la zona afectada por el calor y el metal de soldadura de cordones soldados por diferentes procesos sobre chapas de acero de grano ultrafinó. IIW International Congress, 2nd Latinamerican Welding Congress 18-21 May. (2008) Sao Pablo, Brazil.
- 22 Tanaka, T. Proc. Int. Conf. on High Strength Low Alloy Steels. AIME/Australasian Inst. Of Metals, Wollongong, Australia, (1984).
- 23 Horvath, D. C, Fekete, J. R. Advanced High Strength Sheet Steels for Automotive Applications .Colorado, USA, (2004).
- 24 Song, R. et al. "Overview of processing, microstructure and mechanical properties of ultrafinegrained bcc steels" Materials Science and Engineering, A 441, 1-17, (2006).
- 25 Hodgson, P.D., Hickson, M.R. and Gibbs, R.K. "Ultrafine ferrite in low carbon steel" Scripta Materialia, Vol. 40, N° 10 pp. 1179-1184, (1999).
- 26 Santos, D.B., Bruzszek, R. K, Rodriguez, P. C. M., Pereloma, E. V. "Formation of ultrafine ferrite microstructure in warm rolled and annealed C-Mn steel". Materials Science and Engineering A346, p. 189-195 (2003).

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO

AUTOBIOGRAFÍA

DATOS GENERALES DEL ASPIRANTE:

NOMBRE: MAURICIO MONSIVAIS CAMPOS

LUGAR Y FECHA DE NACIMIENTO: CD. ACUÑA, COAH. ABRIL 20 DE 1964

NIVEL DE ESTUDIOS: LICENCIATURA EN ADMINISTRACIÓN DE EMPRESAS. / ESPECIALISTA EN LA TECNOLOGIA DE SOLDADURA

INSTITUCION DONDE CURSO ESTUDIOS: UNIVERSIDAD AUTONOMA DEL NORESTE. / COMIMSA

AÑO DE TERMINACION: 1984 /2010

PROMEDIO DE CALIFICACION: 88

CENTRO DE TRABAJO: EQUIPOS DE ACUÑA, MÉXICO

POSICION: LIDER DEL CENTRO DE CAPACITACION DE SOLDADURA.

DATOS GENERALES DEL PROYECTO:

ESTUDIO MICROESTRUCTURAL DE LA ZONA AFECTADA POR EL CALOR EN LOS ACEROS HSLA SOLDADOS POR EL PROCESO GMAW EN LOS PISOS DE LA CAJA DEL CAMIÓN DE MINERÍA.

INSTITUCION PROPONENTE: EQUIPOS DE ACUÑA, MÉXICO.

TUTOR ACADEMICO: DR. MARCO AURELIO JIMENEZ.

COSTO ESTIMADO DEL PROYECTO: 51,376.92

FUENTE DE FINANCIAMIENTO: EQUIPOS DE ACUÑA, MEXICO.