

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**OPTIMIZACIÓN DEL PROCESO DE SOLDADURA GTAW PARA LA
FABRICACIÓN DE TUBOS DE ACERO INOXIDABLE 304L**

POR

ING. MIGUEL ÁNGEL BANDA GUZMÁN

TESIS

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

SALTILLO, COAHUILA, MÉXICO, ABRIL DEL 2012

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**OPTIMIZACIÓN DEL PROCESO DE SOLDADURA GTAW PARA LA
FABRICACIÓN DE TUBOS DE ACERO INOXIDABLE 304L**

POR

ING. MIGUEL ÁNGEL BANDA GUZMÁN

TESIS

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

SALTILLO, COAHUILA, MÉXICO, ABRIL DEL 2012

AGRADECIMIENTOS.

A Dios por haberme permitido terminar este trabajo.

A mi esposa Monica por haberme apoyado durante la realización de este proyecto.

A mis hijas Sofia y Lucia por hacerme sonreír en momentos difíciles.

A mis Padres y Hermanos por el apoyo.

A la Corporación Mexicana de Investigación en Materiales por darme la oportunidad de realizar mis estudios de posgrado.

A mis tutores los Doctores Jorge Leobardo Acevedo, Felipe Garcia Vazquez y Jose Jorge Ruiz, por su apoyo y asesoría.

A la empresa Tubos Samuel de Mexico por darme la oportunidad de realizar la experimentación en especial a los Ingenieros Sergio Salinas y Alfredo.

A mis compañeros de COMIMSA en especial a Pedro, Francisco, Carlos, German y Josue.

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

Los miembros del Comité Tutorial recomendamos que la Tesis
"OPTIMIZACIÓN DEL PROCESO DE SOLDADURA GTAW PARA LA
FABRICACIÓN DE TUBOS DE ACERO INOXIDABLE 304L ", realizada por el
alumno **MIGUEL ÁNGEL BANDA GUZMÁN**, con número de matrícula **10-
MS017** sea aceptada para su defensa como Maestro en Tecnología de la
Soldadura Industrial.

El Comité Tutorial



Dr. Jorge Leobardo Acevedo
Dávila
Tutor Académico



Ing. Sergio Salinas
Cabrera
Tutor de Planta



Dr. Felipe de Jesús García
Vázquez
Asesor



Dr. José Jorge Ruíz
Mondragón
Asesor



Vc.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 **MIGUEL ÁNGEL BANDA GUZMÁN**, una vez leída y revisada la Tesis titulada **“OPTIMIZACIÓN DEL PROCESO DE SOLDADURA GTAW PARA LA FABRICACIÓN DE TUBOS DE ACERO INOXIDABLE 304L”**, 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.

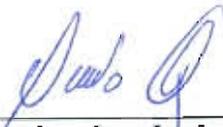
Y para que así conste firmamos la presente a los 20 días de mes de abril del 2012.



Dr. Dagoberto Vazquez
Obregon
Presidente



Dr. Marco Aurelio Jimenez
Gomez
Secretario



Dr. Jorge Leobardo Acevedo
Dávila
Vocal

ÍNDICE

	Página
SÍNTESIS	1
CAPÍTULO 1	
INTRODUCCIÓN Y ANTECEDENTES	3
1.1 ANTECEDENTES	3
1.2 OBJETIVOS	4
1.2.1 OBJETIVO GENERAL	4
1.2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	4
1.3 JUSTIFICACIÓN	5
1.4 PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA	5
1.5 HIPÓTESIS	6
1.6 LÍMITES DEL ESTUDIO	6
CAPITULO 2	
ESTADO DEL ARTE	7
2.1 PROCESO DE SOLDADURA GTAW	7
2.1.1. FUNDAMENTOS DEL PROCESO	8
2.2. EQUIPO	9
2.3 PRINCIPALES VARIABLES QUE AFECTAN EL PROCESO DE SOLDADURA GTAW.	12
2.3.1 CORRIENTE DEL ARCO	12
2.3.2 VOLTAJE DEL ARCO	12
2.3.3. VELOCIDAD DE AVANCE.	13
2.4. TIPOS DE GASES DE PROTECCIÓN.	13
2.4.1. VELOCIDAD DEL FLUJO DE GAS	15
2.4.2 TASA DE FLUJOS DE GAS RECOMENDADAS	15
2.5. ACEROS INOXIDABLES	16
2.5.1. DEFINICIÓN DE ACERO INOXIDABLE	16
2.5.2. INFLUENCIA QUE EJERCEN LOS DIFERENTES ELEMENTOS DE ALEACIÓN EN LOS ACEROS	

INOXIDABLES	16
2.5.3. CLASIFICACIÓN DE LOS ACEROS INOXIDABLES	20
2.5.4. ACEROS INOXIDABLES AUSTENÍTICOS	21
2.5.5. CARACTERÍSTICAS DE LOS ACEROS	
INOXIDABLES AUSTENÍTICOS	23
2.6. EVOLUCIÓN DE LA MICROESTRUCTURA EN LA ZONA DE FUSIÓN	24
2.6.1 SOLIDIFICACIÓN COMPLETAMENTE AUSTENITICA (TIPO A)	24
2.6.2 SOLIDIFICACIÓN TIPO AF	26
2.6.3 SOLIDIFICACIÓN TIPO FA	27
2.6.4 SOLIDIFICACIÓN TIPO F	29
2.7. SOLDABILIDAD DE LOS ACEROS INOXIDABLES AUSTENÍTICOS	31
2.8. EFECTO DEL HIDRÓGENO COMO GAS DE PROTECCIÓN	33
2.9 TRATAMIENTO TÉRMICO DE ACEROS INOXIDABLES AUSTENÍTICOS	36
2.9.1 RELEVADO DE ESFUERZOS	37
2.9.2 RECOCIDO DE ABRILLANTAMIENTO DE ACEROS INOXIDABLES AUSTENÍTICOS	37
2.10. DESCRIPCIÓN DEL PROCESO DE FABRICACIÓN DE TUBERÍA DE ACERO INOXIDABLE 304L	38
CAPÍTULO 3	
METODOLOGÍA	41
3.1. DESCRIPCIÓN DE LA METODOLOGÍA UTILIZADA PARA LA EVALUACIÓN DE LA SOLDADURA	41
3.1.1. ANÁLISIS METALOGRAFICO	42
3.1.2 PRUEBAS MECÁNICAS	42
3.1.2.1 ENSAYO DE DUREZA	42
3.1.2.2. ENSAYO DE REVERSE	42

3.2. DESCRIPCIÓN DE LA METODOLOGÍA UTILIZADA PARA LA EVALUACIÓN DE LA CAMARA DE ABRILLANTAMIENTO	43
3.2.1. ANÁLISIS METALOGRAFICO	44
3.2.2. PRUEBAS MECÁNICAS	44
3.2.2.1. ENSAYO DE DUREZA	44
3.2.2.2. ENSAYO DE TENSIÓN	45
3.3. DESARROLLO EXPERIMENTAL	45
3.3.1. EXPERIMENTACIÓN REALIZADA EN LA MEZCLA DE GASES DE PROTECCIÓN	45
3.3.1.1. EXPERIMENTACIÓN DE LA PRIMERA ETAPA	45
3.3.1.2. PRUEBAS REALIZADAS	46
3.3.1.3. EXPERIMENTACIÓN DE LA SEGUNDA ETAPA	47
3.3.1.4. EXPERIMENTACIÓN DE LA TERCERA ETAPA	48
3.3.2. EXPERIMENTACIÓN REALIZADA EN LA CAMARA DE ABRILLANTAMIENTO	49
CAPÍTULO 4	
RESULTADOS Y DISCUSIÓN	51
4.1. RESULTADOS DE LA EVALUACION DE LA SOLDADURA	51
4.1.1. RESULTADOS DE LA PRIMERA ETAPA	51
4.1.1.1. ANÁLISIS METALOGRAFICO DE LAS MUESTRAS	51
4.1.1.2. MICROSCOPIA DE ENERGÍA DISPERSIVA (EDS)	53
4.1.1.3. PENETRACIÓN	55
4.1.1.4. PRUEBAS MECÁNICAS	57
4.1.1.4.1. DUREZA	57
4.1.1.4.2. REVERSE	58
4.1.1.5. ANÁLISIS DE VARIANZA (ANOVA)	59
4.1.2. RESULTADOS DE LA SEGUNDA ETAPA	62
4.1.2.1. ANÁLISIS METALOGRAFICO DE LAS MUESTRAS	62
4.1.2.2. PENETRACIÓN	62

4.1.2.3. PRUEBAS MECÁNICAS	64
4.1.2.3.1. DUREZA	64
4.1.2.3.2. REVERSE	64
4.1.3. RESULTADOS DE LA TERCERA ETAPA	65
4.1.3.1. PENETRACIÓN	65
4.1.3.2. REVERSE	66
4.1.3.3. ANÁLISIS DE LA METODOLOGÍA DE SUPERFICIE DE RESPUESTA (RSM)	67
4.2. RESULTADOS DE LA EVALUACION DE LA CAMARA DE ABRILLANTAMIENTO	69
4.2.1. RESULTADOS DE LA PRIMERA ETAPA	69
4.2.1.1. INSPECCION VISUAL	69
4.2.1.2. ANÁLISIS METALOGRÁFICO DE LAS MUESTRAS	72
4.2.1.3. PRUEBAS MECÁNICAS	75
4.2.1.3.1. DUREZA	75
4.2.1.3.2. ENSAYO DE TENSIÓN	79
4.2.2. RESULTADOS DE LA SEGUNDA ETAPA	80
4.2.2.1. ANÁLISIS METALOGRAFICO DE LAS MUESTRAS	80
4.2.2.2. PRUEBAS MECÁNICAS	83
4.2.2.2.3. DUREZA	83
4.3 CONCLUSIONES	87
BIBLIOGRAFÍA	89
LISTA DE FIGURAS	92
LISTA DE TABLAS	95
RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO	96

SÍNTESIS

Los aceros inoxidable austeníticos son aleaciones ternarias compuestas por Fe-Cr-Ni, las cuales contienen del 16 - 20%Cr, y de un 7 - 20% Ni, más otros elementos como Mn,Mo,N,Nb,Ti,Cu. A este tipo de aleaciones se les denomina austeníticas. Los aceros inoxidable austeníticos del tipo 304L, son aceros que presentan un contenido de carbono menor a 0.03% los cuales poseen una buena soldabilidad, el cual tiene entre otras aplicaciones, el emplearse para la fabricación de tubería de diferentes diámetros, utilizados en los sistemas de enfriamiento en la industria automotriz.

Para la fabricación de este tipo de materiales se requiere de diferentes insumos entre los que se encuentran los gases de protección los cuales elevan el costo del producto, de ahí la tarea de hacer más eficiente el proceso para disminuir los costos.

En la tesis presente se realiza un estudio de las variables involucradas en la soldadura como lo son la velocidad de avance y la mezcla de los gases de protección, adicional a esto se realiza un estudio acerca del tamaño de la cámara de recocido de abrillantamiento utilizada en la etapa final del proceso a fin de encontrar la distancia óptima de la misma, se pretende mejorar las condiciones de proceso utilizadas durante la fabricación de tubos de acero inoxidable austenítico del tipo 304L, mediante el proceso soldadura de arco tungsteno con gas inerte (del inglés gas tungsten arc welding GTAW) sin aporte, por lo que se planteo un diseño de experimentos factorial 2^2 , se utilizaron técnicas de caracterización de microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido, así como pruebas mecánicas de dureza y reverse, para evaluar el efecto de los parámetros como lo son la velocidad de avance y el porcentaje de hidrógeno utilizado en la mezcla del gas de protección, en las propiedades mecánicas y microestructurales de la tubería de acero inoxidable de bajo espesor, se realizo un análisis de varianza con la finalidad de obtener

las variables de mayor impacto en el proceso posteriormente se realizó la optimización mediante superficie de respuesta). De acuerdo a los datos obtenidos mediante el análisis de varianza se obtuvo que la variable que mayor impacto tiene en la penetración es el contenido de hidrógeno en la mezcla de gas de protección. De acuerdo a los datos obtenidos de la superficie de respuesta se encontró que el contenido de hidrógeno necesario en la mezcla de gas debe ser mayor a 8.5% para obtener una penetración de 100% con velocidades de avance de 365.76 m/h la cual es la velocidad máxima de trabajo del presente estudio.

Durante la fabricación de tubería de acero inoxidable el material es sometido a un tratamiento térmico de relevado de esfuerzos, con la finalidad de disminuir los esfuerzos generados por el proceso de deformación y aplicación de la soldadura, por lo que el material después de realizarle el tratamiento pasa por una cámara de abrillantamiento de dimensiones específicas, durante esta etapa es sometido en una mezcla de N-H, con la finalidad de darle acabado final a la pieza, siendo el hidrógeno un consumible de elevado costo del proceso se realizó un análisis en las diferentes zonas de la cámara. De acuerdo a las diferentes pruebas realizadas se encontró las dimensiones de la cámara pueden ser disminuidas hasta un 60 % sin afectar la calidad de la pieza.

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN Y ANTECEDENTES

1.1 ANTECEDENTES.

Para la fabricación de tubos de acero inoxidable austenítico, de diámetro de 11.98 mm y espesor de pared de 0.711 mm, se emplea como materia prima flejes de lámina de acero inoxidable austenítico que se alimenta en forma continua a una máquina que cuenta con un proceso de rolado que da la forma al tubo, para posteriormente ser soldados por el proceso de soldadura de arco de tungsteno y gas el cual se realiza automáticamente, entre las variables de mayor importancia para este tipo de procesos se encuentran la velocidad de avance, la mezcla de gas de protección y el amperaje.

Los tubos de acero inoxidable austenítico tienen aplicación en la industria automotriz, principalmente en las líneas de conducción de fluidos que componen el sistema de frenos, las líneas de conducción de combustible y el sistema de calefacción.

Dentro de las variables manejadas para la elaboración de esta tesis, están los gases de protección del arco durante la aplicación de la soldadura, estos contienen una mezcla de hidrógeno-argón en una proporción de 12-18% de hidrógeno y el resto de argón, debido a los elevados costos en el uso del hidrógeno, es necesario disminuir su uso en la mezcla de gases de protección, por lo que es necesario realizar un estudio de su efecto en la soldadura.

Como parte complementaria se realizó un análisis del tratamiento de abrillantamiento al que es sometido el material para disminuir el uso del hidrogeno al que es sometida la pieza dentro de una cámara.

1.2 OBJETIVOS.

1.2.1 OBJETIVO GENERAL.

Estudiar y optimizar los parámetros involucrados en la aplicación del proceso GTAW para la fabricación de tubería de acero inoxidable del tipo 304L mediante metodología de superficie de respuesta (RSM).

1.2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS.

- I. Realizar un estudio del estado del arte de fabricación de tubería de acero inoxidable austenítico.
- II. Analizar el efecto de la disminución en el uso del hidrógeno como gas de protección.
- III. Analizar el efecto de la velocidad de avance sobre la penetración y propiedades mecánicas.
- IV. Realizar mediante metodología de superficie de respuesta (RSM) un análisis de las variables de mezcla de gas y velocidad de avance y obtener los valores óptimos.
- V. Establecer la zona efectiva de la cámara de abrillantamiento.

1.3 JUSTIFICACIÓN.

Debido a la competitividad que hay en el mercado es necesario optimizar las condiciones de proceso para la producción de tubería de acero inoxidable, en el presente estudio se desea establecer la concentración de la mezcla de gas de protección adecuada con la finalidad de hacer más eficiente el uso de hidrógeno, debido a que es uno de los consumibles más caros del proceso por otro lado como parte complementaria, durante la realización del proceso el material es sometido a una cámara de abrillantamiento para darle el acabado final, por lo que se desea estudiar si el tamaño de dicha cámara es el adecuado garantizando la calidad en las piezas finales.

1.4 PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA.

Actualmente, debido a la situación económica que prevalece en el sector automotriz a nivel mundial, surge la necesidad de buscar alternativas que permitan establecer precios más competitivos de los productos, una alternativa surgida a partir de un proyecto tecnológico es la de estudiar los efectos del uso de hidrógeno como gas de protección en la mezcla con el argón para encontrar la mezcla de gas adecuada, que permita hacer más eficiente el proceso, por otro lado es necesario conocer el efecto de la velocidad de avance en las propiedades mecánicas y microestructurales de tubería de acero inoxidable de bajo espesor.

El hidrogeno es utilizado en la etapa posterior al tratamiento térmico, con la finalidad de eliminar una capa de oxido que se forma durante la aplicación de dicho tratamiento, como se comentó anteriormente el hidrógeno es uno de los consumibles más caros del proceso por lo que es necesario establecer las dimensiones adecuadas de la cámara de abrillantamiento.

1.5 HIPÓTESIS.

Sobre la base de estado del arte consultado, el uso de hidrógeno permite incrementar la velocidad de avance durante el proceso de soldadura de acero inoxidable austenítico 304L, siendo este uno de los consumibles más caros del proceso de fabricación. Los estudios realizados por otros autores se enfocan a la aplicación de GTAW para espesores que van de 19.05 – 25.4 mm, sin embargo poco se ha hecho para espesores delgados, de acuerdo a los resultados obtenidos en la literatura el uso del hidrogeno en la mezcla de gas puede ser disminuido con el fin de optimizar su uso durante la aplicación de la soldadura, ya que el espesor de este tipo de materiales es bajo (.071 mm), esta disminución puede ser de hasta 0%, garantizando una penetración completa en el material. Durante la realización del acabado final del material el hidrogeno también está presente por lo que se busca tener una disminución en las dimensiones de la cámara manteniendo la calidad del producto.

1.6 LÍMITES DEL ESTUDIO.

El presente estudio solo es aplicado en tubería de acero inoxidable austenítico 304L de espesor de (0.711 mm), por lo que no aplica para otros espesores.

CAPÍTULO 2

ESTADO DEL ARTE

2.1 PROCESO DE SOLDADURA GTAW.

La soldadura por arco de tungsteno y gas (gas tungsten arc welding, GTAW) es un proceso de soldadura por arco donde utiliza un arco entre el electrodo y el charco de soldadura, en el proceso se emplea un gas de protección sin presión. La adición de metal de aporte es opcional (figura 2.1). El proceso GTAW se ha vuelto una herramienta indispensable en muchas industrias en virtud de la alta calidad de las soldaduras producidas [1].



Figura 2.1. Aplicación del proceso GTAW [1].

2.1.1 FUNDAMENTOS DEL PROCESO [1].

El proceso de soldadura GTAW es el proceso de soldadura por arco con gas de protección el cual utiliza la intensidad de calor, generada por el arco eléctrico entre un electrodo de tungsteno y el metal base que será soldado. El arco es protegido por un gas o mezclas de gases inertes (figura 2.2)

Los electrodos de tungsteno no se funden como en los procesos de electrodo consumible. Por consecuencia, el material de aporte debe ser agregado al área del arco en forma separada. En el caso de materiales base delgados, algunas veces no es necesario aplicar material de aporte para realizar la soldadura. Cuando el metal de aporte no es usado, el arco funde la superficie del metal base, para producir el depósito de la soldadura. En la aplicación, donde el material de aporte es requerido, el procedimiento es similar al del proceso de soldadura por oxi-acetileno. La antorcha es sostenida en una mano y la varilla del material de aporte en la otra mano. El calor del arco funde la varilla del metal de aporte dentro del metal base para producir el depósito de la soldadura.

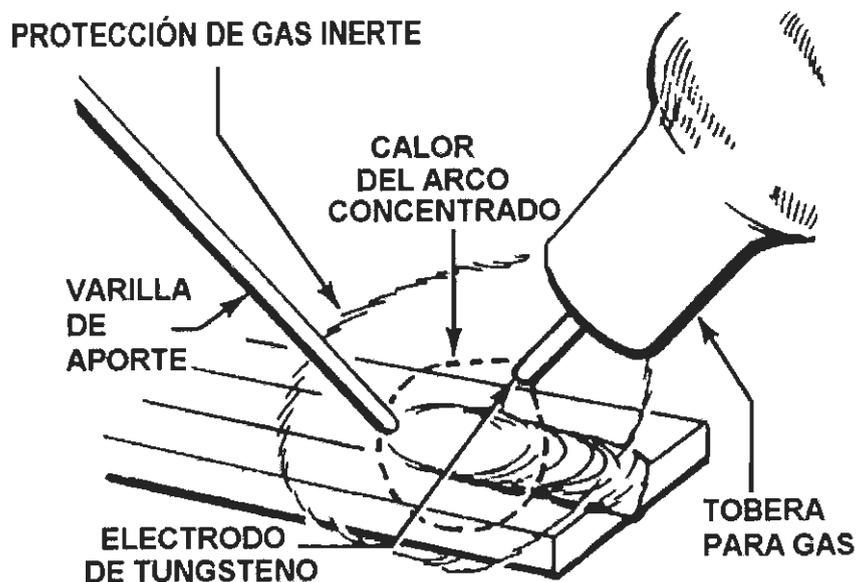


Figura 2.2. Esquema representativo del proceso de soldadura GTAW [1].

2.2. EQUIPO [1].

El equipo usado con el proceso incluye una fuente de poder, antorcha con cables eléctricos, suministro de gas protector con mangueras, suministro de agua para enfriamiento y un control de pedal.

La fuente de poder es de tipo de corriente constante. El suministro de este tipo de corriente tiene una curva inversamente proporcional de volt-amperes. El nivel del voltaje es determinado por el largo del arco que maneje el soldador. Cuando el soldador aumenta el largo del arco, el voltaje aumenta y el amperaje disminuye ligeramente.

El cambio de amperaje es relativamente pequeño por lo que se dice que la fuente de poder entrega la corriente constante.

Cuando el largo del arco es reducido, el voltaje disminuye y el amperaje aumenta en una pequeña proporción.

La fuente de poder para el proceso GTAW normalmente opera entre un rango de 5 a 300 A, 10 a 35 V en un 60% del ciclo de servicio. La fuente de poder deberá ser capaz de proporcionar corriente alterna y corriente directa, dependiendo del metal que será soldado.

El suministro del gas de protección es normalmente almacenado en cilindros de alta presión. El gas de protección es llevado a la antorcha a través de un flujómetro regulador de presión, válvulas y tubería. En aplicaciones donde se usan altos volúmenes de gas, este se almacena en tanques de almacenamiento de gran capacidad. El gas es después entubado a cada estación de soldadura. En estas estaciones de soldadura el gas es entregado a la antorcha gracias al flujómetro, válvulas y tuberías.

Los gases de protección normalmente utilizados con el proceso GTAW, son inertes. La palabra "inerte" significa que el gas no se puede combinar químicamente con otros elementos para formar compuestos. Argón, helio, o una mezcla de este tipo de gases son de los más comunes. El argón es el más popular y el menos caro.

Las antorchas para el proceso de soldadura GTAW son usadas para sostener el electrodo de tungsteno y dirigir el flujo del gas de protección. La antorcha puede ser enfriada con aire o con agua. Las antorchas enfriadas con aire son comúnmente usadas cuando se manejan amperajes bajos. El maneral de la antorcha contiene los conductos que proporcionan el gas de protección y las conexiones del sistema eléctrico.

Las antorchas enfriadas con agua son similares a las antorchas enfriadas con aire, a excepción de que contienen conductos adicionales requeridos para el flujo del agua. Las antorchas enfriadas con agua, pueden ser operadas a altos amperajes. El rango normal de operación es de 200 a 650 A. El cuerpo de la antorcha contiene la porta mordaza y la mordaza para sujetar el electrodo de

tungsteno. Un casquillo protector de electrodo es montado en la parte de atrás del cuerpo de la antorcha y la tobera es montada en la parte frontal del cuerpo de la antorcha. Las toberas pueden ser hechas de material cerámico, metal o vidrio. Las de tipo de cerámica son las más comunes.

Los electrodos usados en el proceso son de tungsteno o aleaciones de tungsteno con un punto de fusión aproximado de 3410°C . Los electrodos de tungsteno puro son los más económicos y son identificados con una banda de color verde. Los electrodos de tungsteno puro son normalmente usados para soldar aluminio y magnesio. Los tungstenos aleados con zirconio son utilizados en metales similares. Estos electrodos son más caros pero tienen una densidad de carga mucho más alta. Los electrodos de zirconio se identifican con una banda café.

Los electrodos de tungsteno aleados con 1 ó 2% de torio son los que normalmente se utilizan en metales ferrosos tales como el acero y el acero inoxidable. Estos electrodos tienen una capacidad de conducción de corriente, larga vida y son los menos susceptibles a la contaminación de las puntas. El del 1% torio es identificado con una banda de color amarillo, mientras que el del 2% es reconocido por una banda de color rojo.

Un control de pedal es algunas veces incluido al equipo de soldadura por proceso GTAW. Este control actúa como un interruptor de encendido y apagado que inicia y detiene el arco. Cuando el pedal del control es equipado con un control reóstato, el soldador es capaz de variar la corriente de soldadura durante el proceso. Un botón de control en la antorcha puede ser usado en lugar del pedal. Este botón permite iniciar y detener el arco, tal como lo hace el control del pedal.

2.3. PRINCIPALES VARIABLES QUE AFECTAN EL PROCESO DE SOLDADURA GTAW.

Las principales variables reportadas en la literatura en el proceso son el voltaje del arco (longitud del arco) la corriente de soldadura, la velocidad de avance y gas protector. Donde la cantidad de material producido por el arco es proporcional a la corriente y el voltaje. La cantidad transferida por longitud de soldadura es inversamente proporcional a la trayectoria del recorrido [1].

2.3.1 CORRIENTE DEL ARCO.

La corriente del arco y la penetración de la soldadura son variables que pueden ser controladas, donde el efecto es directamente proporcional, por otro lado la corriente afecta al voltaje, si se mantiene constante la longitud de arco y su voltaje aumenta en proporción con la corriente, por esta razón si se desea mantener una longitud de arco fija es preciso ajustar el voltaje cuando se realiza un ajuste en la corriente[1].

La corriente continua con electrodo negativo ofrece la ventaja de penetración profunda y velocidades de soldadura alta sobre todo cuando se usa helio como gas de protección. El uso de corriente continua con el electrodo positivo esta polaridad casi nunca se usa porque hace que se caliente el electrodo.

2.3.2 VOLTAJE DEL ARCO.

El voltaje medio entre el electrodo de tungsteno y el área de trabajo se conoce como voltaje del arco, la cual es una variable dependiente que influye en los efectos de la soldadura por lo siguiente.

- 1) Corriente del arco.
- 2) Forma de la punta del electrodo de tungsteno.

3) Distancia entre el electrodo y el trabajo.

4) Tipo de gas protector.

El voltaje del arco se altera cuando se modifican las otras variables y solo se utiliza para describir el procedimiento de soldadura debido a que es más sencillo de medir otras variables como lo es el gas de protección, el electrodo y la corriente. El voltaje del arco puede servir para controlar la longitud del arco la cual es una variable crítica que es difícil de controlar y monitorear. La longitud del arco es importante en este proceso porque afecta el ancho del cordón de soldadura, el cual es directamente proporcional a la longitud del arco, por lo tanto la mayoría de las aplicaciones con excepción de aquellas en las que se suelda lamina, la longitud de arco recomendada es la más corta posible teniendo en cuenta de que el electrodo pueda hacer corto circuito con el charco de soldadura o con el material de aporte si el arco es demasiado corto[1].

2.3.3. VELOCIDAD DE AVANCE.

La velocidad de avance afecta tanto el ancho del cordón como la penetración, siendo el efecto del ancho más pronunciado que el de la penetración. La velocidad de avance es importante por su efecto sobre el costo, donde la velocidad se determina como un objetivo y las demás variables se ajustan para cumplirlo [1].

2.4. TIPOS DE GASES DE PROTECCIÓN.

La función principal de los gases de protección es la de proteger el electrodo y el metal fundido de la contaminación por gases atmosféricos. También puede usarse un gas purgante de respaldo para proteger el lado de abajo de la soldadura y la superficie del metal base adyacentes contra la oxidación durante la soldadura [2].

El argón y el helio ó la mezcla de estos dos, son los más comunes empleados como gases de protección, dependiendo el volumen a utilizar estos

gases pueden ser suministrados por cilindros o en tanques aislados. En algunas aplicaciones especiales se usa mezclas de argón e hidrógeno. A continuación se describen algunas características de estos gases.

Argón.

El argón grado soldadura se refina hasta una pureza mínima del 99.95%. Esto es aceptable para soldar con GTAW, la mayor parte de los metales excepto los reactivos y los refractarios, para los cuales se requiere una pureza de 99.997% en muchos casos estos metales se procesan en cámaras de las que se ha purgado todo el aire antes de iniciarse la operación de soldadura.

El argón se utiliza más ampliamente que el helio porque tiene las siguientes ventajas::

1. Menor penetración
2. Acción de limpieza al soldar materiales como el aluminio y el magnesio.
3. Menor costo y mayor disponibilidad.
4. Buena protección con tasas de flujo más bajas.
5. Mayor resistencia a ráfagas transversales.
6. Más facilidad de flujo de arco.

La menor penetración de un arco escudo con argón resulta especialmente útil al soldar a mano materiales delgados, ya que se reduce la tendencia a una perforación excesiva. Esta característica representa una ventaja en soldaduras fuera de posición plana porque se reduce la tendencia del metal base a pandearse ó escurrir.

Helio.

El helio de grado soldadura se refina hasta una pureza de por lo menos el 99.99%.

Con valores fijos de corriente de soldadura y longitud de arco, el helio transfiere más calor al trabajo que el argón. El mayor poder de calefacción del arco de helio puede ser ventajoso al soldar metales con alta conductividad térmica y en aplicaciones de alta velocidad. Además, el helio se usa con mayor frecuencia que el argón para soldar placas de espesor grande. Las mezclas de argón helio se utilizan cuando se desea términos medios entre las características de estos dos gases. [3]

2.4.1 VELOCIDAD DEL FLUJO DE GAS.

Los requisitos de flujo de gas protector se basan en el diámetro de la copa y el tamaño del charco de la soldadura.

Escogiendo un diámetro de boquilla apropiado para el tamaño del charco de soldadura que va a generarse.

2.4.2 TASA DE FLUJOS DE GAS RECOMENDADAS.

Los requisitos de flujo de gas protector se basan en el diámetro de la copa, el tamaño del charco de la soldadura. En general la tasa de flujo aumenta en proporción con el área de sección transversal de la boquilla. Se escoge un diámetro de boquilla apropiado para el tamaño del charco de soldadura el metal que se va a soldar. La tasa de flujo mínima esta determinada por la necesidad de un chorro rígido que venza los efectos de calentamiento del arco y las corrientes de aire transversales. Con las antorchas de uso más comunes las tasas de flujo de gas protector típicas son de (15-30 pies³/h) para argón y de (30-50 pies³/h) para helio. Una tasa de flujo excesiva causará turbulencia en el chorro de gas que puede introducir contaminantes atmosféricos en el charco de soldadura.

Un viento o corriente de aire transversal con velocidad de 8 Km./h puede romper el escudo de gas de protección.

2.5. ACEROS INOXIDABLES.

2.5.1. DEFINICIÓN DE ACERO INOXIDABLE.

Los aceros inoxidable son aleaciones a base de hierro, cromo, carbono y otros elementos, principalmente níquel, molibdeno, silicio y titanio, que les confieren una resistencia particular a algunos tipos de corrosión en determinadas aplicaciones industriales [4].

Esta característica de buena resistencia a la corrosión se debe a la propiedad de estas aleaciones de pasivarse en un ambiente oxidante. La formación de una película superficial de óxido de cromo sirve para la protección del acero inoxidable.

Los aceros inoxidable son aleaciones muy complejas, en las que están en juego múltiples elementos. El porcentaje de dichos elementos y su variación cambia la proporción de las fases presentes, lo cual da lugar a aceros inoxidable austeníticos, ferríticos, martensíticos y dúplex [4].

2.5.2. INFLUENCIA QUE EJERCEN LOS DIFERENTES ELEMENTOS DE ALEACIÓN EN LOS ACEROS INOXIDABLES AUSTENÍTICOS [4].

Hierro

Debido a sus formas alotrópicas; entre 1400 y 1538°C, existe hierro puro con una estructura cúbica centrada en el cuerpo, a esta forma alotrópica se le conoce como ferrita delta [3]. Entre 910 y 1400°C el hierro cúbico centrado en las caras es denominado fase gama o austenita. Abajo de 910°C, el hierro una vez más se convierte en cúbico centrado en el cuerpo y ésta estructura es identificada como ferrita alfa. Los aceros inoxidable austeníticos tienen una estructura cúbica centrada en las caras (ccc), y alcanza a través del uso de elementos estabilizadores de la austenita (gamagénos) tales como níquel, manganeso, cobre, cobalto; siendo éstos átomos sustitucionales y átomos

intersticiales como el nitrógeno.

Cromo

El cromo tiene una estructura cúbica centrada en el cuerpo (cc) abajo del punto de fusión de 1900°C. Cuando el cromo está disuelto en hierro, forma una solución sólida continua bcc por arriba de 100°C. El cromo es un elemento estabilizador del hierro delta y alfa o ferrita. El efecto de adicionar cromo a la aleación disminuye el intervalo de temperatura de 910 a 1400°C donde la fase austenítica es estable. El equilibrio a temperaturas abajo de 800°C es regido por la formación de la fase sigma (FeCr) que es conocida como una forma congruente de ferrita a 820°C y 48% de cromo. El cromo es el elemento esencial en la formación de la película pasiva de Cr_2O_3 , toma lugar solamente cuando el contenido de cromo es necesario para conferir pasividad está en el intervalo de 11 a 13%.

Níquel

El níquel tiene una estructura cúbica centrada en las caras (fcc) debajo del punto de fusión de 1453°C. En cantidades suficientes, estabiliza la estructura austenítica; esto realza grandemente las propiedades mecánicas y también mejora la resistencia a la corrosión.

Carbono

El límite de solubilidad del carbono en la austenita es de 0.03 a 0.07%. Es un átomo intersticial y estabilizador de la austenita. El carbono es perjudicial porque afecta la resistencia a la corrosión cuando reacciona con cromo. Aceros inoxidables austeníticos que contienen más de 0.03% de carbono quedan susceptibles a la corrosión intergranular porque los carburos de cromo precipitan a lo largo del límite de grano cuando el acero es expuesto a

temperaturas de 450 a 950°C[18]. En el caso de endurecimiento por solución sólida actúa en el fortalecimiento de la precipitación cuando Nb, Ti o V están presentes.

Nitrógeno

La adición de 0.1 a 0.25% de nitrógeno sirve para mejorar la resistencia a la corrosión. El nitrógeno se disuelve intersticialmente en el acero y es un gran estabilizador de la austenita en la misma manera que el carbono. Este forma nitruros de cromo (Cr_2N). A diferencia del carbono, el nitrógeno no incrementa la tendencia a la sensibilización. Además de que la adición de nitrógeno estabiliza la fase austenita a altos niveles de cromo, asimismo previenen la precipitación de las fases intermetálicas con la fase sigma [18]. Resultados más recientes indican que el nitrógeno aumenta la difusión del cromo, pero retarda la nucleación del M_{23}C_6 porque su solubilidad es más lenta en este carburo.

Manganeso

El manganeso tiene una estructura cúbica centrada en las caras (ccc) y es un efectivo estabilizador de austenita y tiene gran afinidad por el níquel. En cantidades moderadas y en asociaciones con el níquel podría representar varias de las funciones atribuidas por el níquel. Aun cuando puede ser un sustituto del níquel por razones económicas no es recomendable el reemplazo total del níquel por manganeso ya que no es práctico.

El manganeso interactúa con el azufre en el acero inoxidable para formar sulfuro de manganeso. La morfología y composición de estos sulfuros, afecta la resistencia a la corrosión. El manganeso inclusive puede aumentar insolubilidad del nitrógeno en la austenita.

Molibdeno

El molibdeno en combinación con cromo es muy efectivo en términos de estabilización de la película pasiva en la presencia de cloruros. El Molibdeno en los aceros inoxidables endurecidos por solución sólida aumenta la resistencia por corrosión de picaduras y grietas. Es un elemento que promueve la formación de ferrita, además de tener una estructura cúbica centrada en el cuerpo (bcc). También el molibdeno tiene el efecto de reducir la solubilidad del carbono y acelerar la precipitación de $M_{23}C_6$. El molibdeno también promueve la formación de la fase Laves y la fase σ , en periodos largos de envejecido aumenta las propiedades de deslizamiento.

Fósforo

El fósforo es considerado como un acelerador de la velocidad de precipitación de $M_{23}C_6$ por incrementar la concentración de vacancias. La naturaleza quebradiza del fósforo y la formación de precipitados en el límite de grano restringe su presencia en los aceros inoxidables.

Silicio

Es un elemento estabilizador de la ferrita, favorece la formación de la fase sigma. Asimismo, favorece la formación de estructuras bifásicas ($\alpha+\gamma$), incrementa la resistencia mecánica en caliente y disminuye la resistencia a la corrosión intergranular, especialmente en aceros que contienen molibdeno.

Azufre

Aunque este elemento es indeseable en los aceros, este incrementa la maquinabilidad. Dificulta la ejecución de la soldadura, disminuye la resistencia a la corrosión y fragiliza en caliente al acero.

Aluminio

En un acero con alto contenido de Níquel, el aluminio puede precipitar compuestos que den lugar al endurecimiento microestructural, además de mejorar la resistencia a la corrosión, en ambientes salinos.

Titanio

Evita la precipitación de carburos de cromo durante la soldadura, estabiliza al carbono y reduce la ductilidad.

Niobio

Previene la corrosión intergranular después de la exposición a altas temperaturas, también reduce la ductilidad.

2.5.3. CLASIFICACIÓN DE LOS ACEROS INOXIDABLES.

Entre las clasificaciones mas consideradas en el sector de los aceros inoxidable se encuentra la AISI (American Iron and Steel Institute). Según esta sociedad los aceros inoxidable se subdividen en:

- Aceros austeníticos al cromo-manganeso-níquel, designados por un numero de tres cifras que comienzan con la cifra 2, conocidos como la serie 200.
- Aceros austeníticos al cromo-níquel designados por un numero 3, serie 300 que tienen como composición básica 12% cromo y 8% níquel, siendo la gama con más éxito comercial. Para esta última serie la composición química se modifica según el tipo de uso del material añadiendo o reduciendo elementos como el carbono y/o nitrógeno y/o modificando el balance níquel/cromo.

- Aceros ferríticos y martensíticos con la cifra 4, que representan a la serie 400 en el que las dos últimas cifras dependen de los otros tipos de elementos.
- Como la característica de acero inoxidable viene dada por el porcentaje de cromo, el cual debe ser mayor a 10.5%, el aumento de este porcentaje y la combinación con el níquel (figura 2.3a) y el carbono (figura 2.3b) determina la naturaleza y la proporción de las fases presentes y en consecuencia define el tipo de acero inoxidable [5].

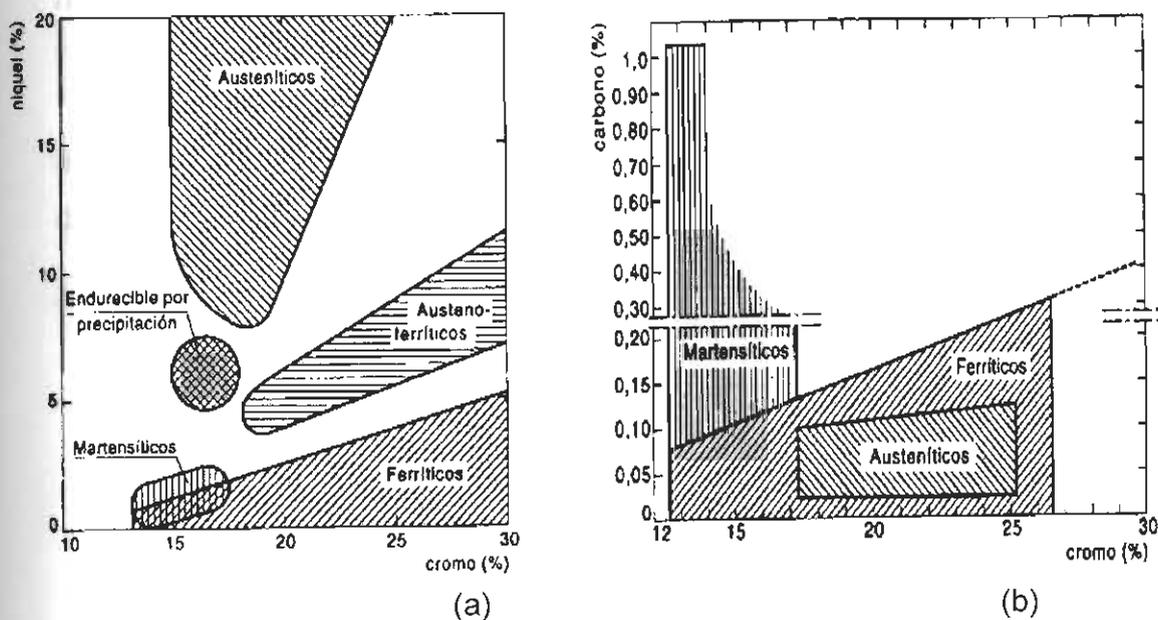


Figura 2. 3. Tipos de familia de aceros inoxidables en función del contenido de cromo y níquel (a) y cromo y carbono (b) [3].

2.5.4. ACEROS INOXIDABLES AUSTENÍTICOS.

Los aceros inoxidables austeníticos constituyen la familia con el mayor número de aleaciones disponibles su aceptación en la industria automotriz se debe a la excelente conformabilidad y superior resistencia a la corrosión. Estos aceros se obtienen adicionando elementos formadores de la fase austenita tales como: níquel, manganeso y nitrógeno. Su contenido de carbono es del rango de 0.03 al 0.08 %, el contenido de cromo varía del 16 al 26% [5].

La serie 300-AISI es la más extensa en aplicaciones mantiene un alto contenido de níquel 8-12% y hasta un 2% de manganeso, también puede contener molibdeno, cobre, silicio, aluminio, titanio y niobio, elementos que son adicionados para conferir características específicas, en ciertos aceros de esta clase se emplea azufre o selenio para mejorar su habilidad de ser maquinados.

Para evitar la formación de carburos de Cromo que disminuyen la resistencia a la corrosión se alean con elementos estabilizadores como titanio y niobio, formándose carburos de titanio y niobio primero que los de cromo.

Para determinar la estructura de su matriz metálica se emplean diferentes diagramas estructurales de los cuales el más conocido es el diagrama de Schaeffler figura 2.4 [4].

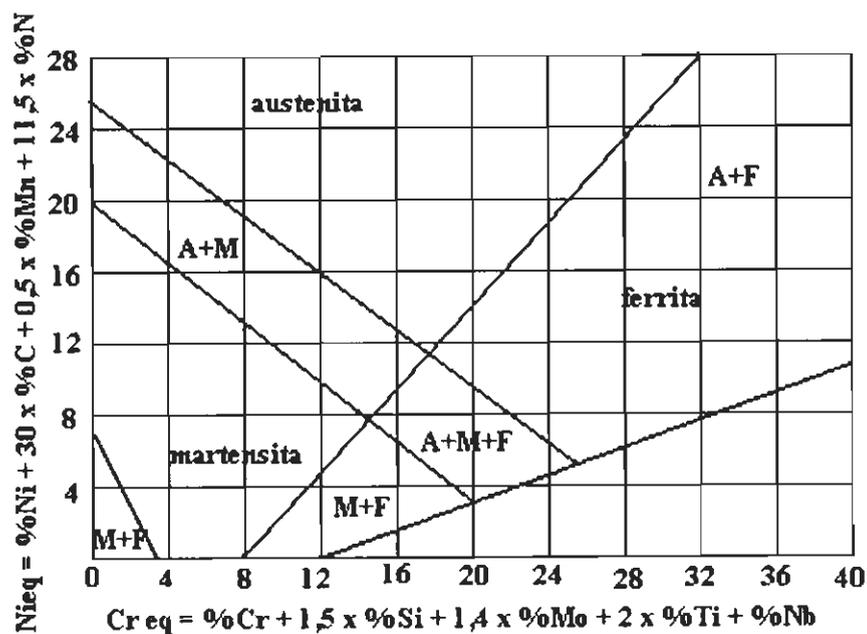


Figura 2.4. Diagrama de schaeffler [3].

Los diagramas de Schaeffler se utilizan calculando los valores de Ni equivalente y de Cr equivalente, se gráficán los valores sobre el diagrama para determinar la mezcla de estructuras presentes en la microestructura de la

aleación, las fases presentes en el diagrama son la austenita, la martensita y la ferrita.

El acero inoxidable austenítico del tipo 304L es una modificación de bajo carbono del tipo 304. La ventaja del acero inoxidable del tipo 304L es que se minimiza el problema de precipitación de carburos durante el proceso de soldadura, en la figura 2.4 se muestra como están interrelacionados los aceros inoxidables austeníticos usando como base el tipo 304. Los contenidos de las aleaciones se pueden adaptar para modificar las características del acero, según la designación de las normas EN 10088 y AISI [6].

2.5.5. CARACTERÍSTICAS DE LOS ACEROS INOXIDABLES AUSTENÍTICOS [7,8].

Los aceros inoxidables tienen las características siguientes.

- Excelente resistencia a la corrosión.
- Endurecidos por trabajado en frío y no por tratamiento térmico.
- Buena Soldabilidad.
- Excelente factor de higiene y limpieza.
- Formado sencillo y de fácil transformación.
- Tienen la habilidad de ser funcionales en temperaturas extremas.
- Son no magnéticos.

Presentan como problemas fundamentales:

- Tendencia al agrietamiento.
- Precipitación de carburos.
- Formación de fase intermetálica sigma.

2.6. EVOLUCIÓN DE LA MICROESTRUCTURA EN LA ZONA DE FUSIÓN.

En los aceros inoxidables austeníticos existen cuatro diferentes formas de solidificación en soldaduras [3,9-10], el modo de solidificación A y AF son asociadas con la formación de austenita como fase primaria, donde la austenita es la primera fase que se forma durante la solidificación. Por otra parte los modos de solidificación FA y F, la fase ferrita delta es la fase que se forma al inicio de la solidificación. Los diferentes modos de solidificación y sus características son:

2.6.1 SOLIDIFICACIÓN COMPLETAMENTE AUSTENÍTICA (TIPO A) [3].

Cuando la solidificación ocurre como austenita primaria dos microestructuras de la soldadura se pueden formar, si la austenita se forma hasta el final de la solidificación y se tendrá austenita remanente encima de la temperatura de solidificación hasta la temperatura ambiente y se muestra una estructura de solidificación diferente cuando se observa metalográficamente.

Este modo de solidificación se define como del tipo A y se muestra esquemáticamente en la figura 2.5, un ejemplo de la forma en que se puede ver la microestructura se observa en la figura 2.6, se puede observar que la subestructura (celular y dendrítica) es más definida en esta microestructura.

Esto es característico de la solidificación de la austenita primaria debido a la segregación de los elementos de aleación y de las impurezas durante la solidificación y la baja difusividad de estos elementos a temperaturas elevadas, con lo que se conserva el perfil de segregación que se desarrolla durante la solidificación.

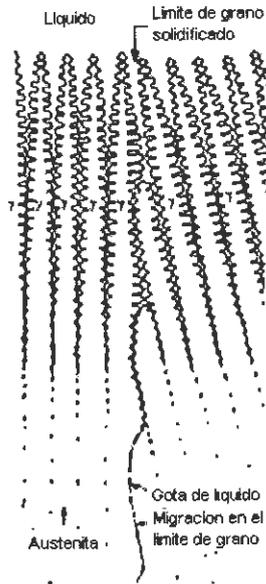


Figura 2.5. Modo de solidificación tipo A (completamente austenítica) [3].

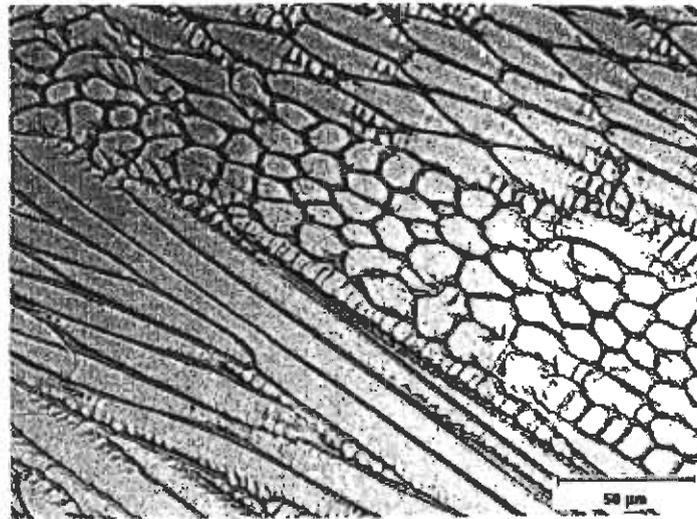


Figura 2.6. Microestructura de la zona de fusión del modo de solidificación tipo A [3].

2.6.2 SOLIDIFICACIÓN TIPO AF [3].

En este tipo de solidificación se genera cuando se forma algo de ferrita al final de la solidificación de la austenita primaria por una reacción eutéctica.

Esto ocurre si se tiene elementos que promuevan la formación de la fase ferrítica (principalmente Cr y Mo) para segregar subgranos en las fronteras durante la solidificación y promover la formación de ferrita como producto final durante la solidificación.

La ferrita que se forma en las fronteras es relativamente estable y resiste la transformación a austenita durante la solidificación de la soldadura debido a que esta enriquecida de elementos que promueven su formación.

Una forma esquemática de este tipo de solidificación se muestra en la figura 2.7, en la figura 2.8 se presenta como se puede observar metalográficamente esta microestructura

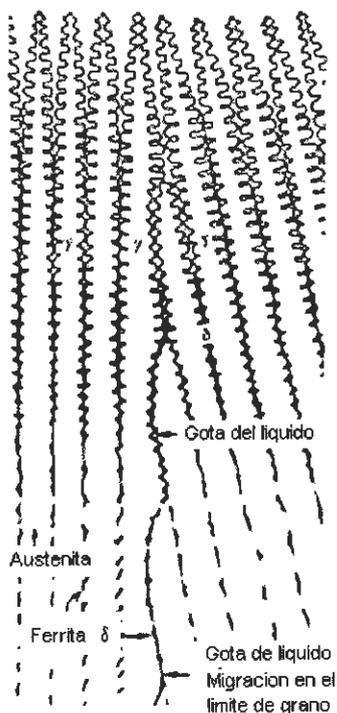


Figura 2.7. Modo de solidificación tipo AF[3].

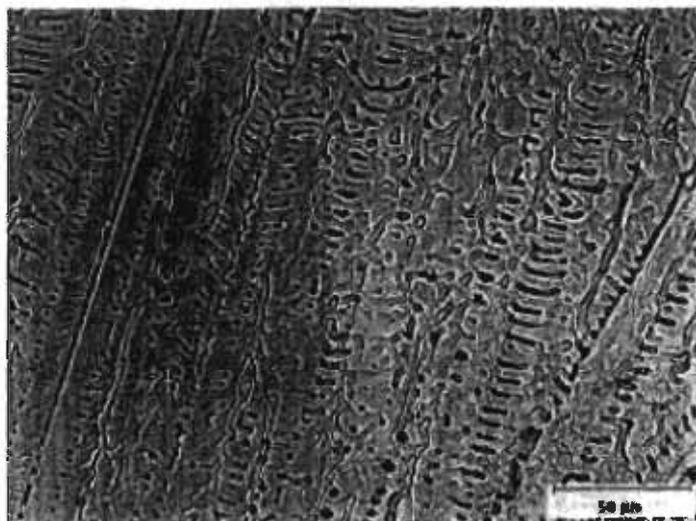


Figura 2.8. Microestructura de la zona de fusión del modo de solidificación tipo AF [3].

2.6.3 SOLIDIFICACIÓN TIPO FA [3].

Este tipo de solidificación se presenta cuando se forma ferrita como fase primaria, en la cual se tienen dos posibles modos de solidificación (figura 2.9 y 2.10), si se forma algo de austenita en la fase final de la solidificación este modo se conoce como tipo FA.

La austenita se forma debido a la reacción peritectica-eutectica y se presenta en las fronteras de la solidificación ferrifica en la etapa final.

La formación de las morfologías depende de lo siguiente:

1. Al final de la solidificación de la ferrita primaria, una reacción peritectica-eutética resulta en la formación de ferrita a lo largo de las fronteras de las dendritas de austenita. La reacción peritectica lleva este nombre porque esta composición depende y es resultado de la transición de la reacción peritectica en el sistema Fe-Ni a la reacción eutectica en el sistema Fe-Cr-Ni.
2. Cuando la solidificación se lleva de forma completa, la microestructura consiste de dendritas de ferrita primaria con una capa interdendrítica de austenita, la cantidad de austenita presente depende de las condiciones

de solidificación y los valores del Cr_{eq}/Ni_{eq} . Si la relación de Cr_{eq}/Ni_{eq} aumenta la cantidad de austenita disminuye y la solidificación es solamente ferrítica, en este caso la solidificación cambia del tipo FA al tipo F.

3. Si durante la soldadura el enfriamiento pasa a través del campo de dos fases (ferrita δ + austenita) la ferrita se vuelve cada vez más inestable por lo que la austenita comienza a consumir a la ferrita por medio de una reacción de difusión controlada.
4. Cuando la velocidad de enfriamiento es moderada o la relación del Cr_{eq}/Ni_{eq} es baja pero está dentro del rango de la solidificación FA resulta de una morfología vernicular o esqueletica.

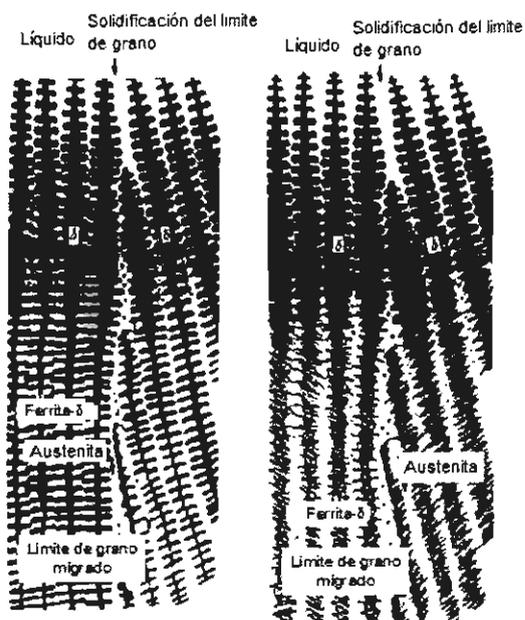


Figura 2.9. Modo de solidificación tipo FA a) Morfología esqueletica b) Morfología de matriz [3].

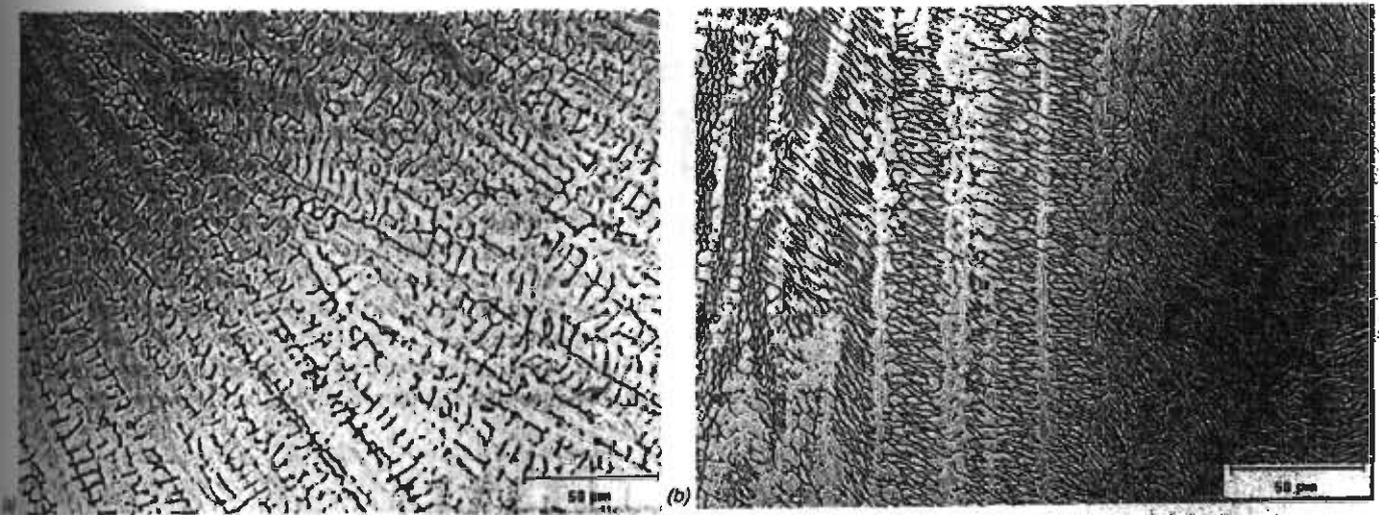


Figura 2.10. a) Microestructura de la zona de fusión del modo de solidificación tipo FA Morfología esquelética b) Morfología de matriz [3].

2.6.4 SOLIDIFICACIÓN TIPO F [3].

Si la solidificación ocurre completamente la ferrita el modo de solidificación es conocido como del tipo F. En este caso la solidificación es totalmente ferrítica hasta el final de la solidificación como se observa en la figura 2.11. Cuando el enfriamiento de la soldadura es por encima de la línea de solvus de la ferrita se va formando austenita primero en los límites de grano de la ferrita. La razón por la que es completamente ferrítico es debido a que en la difusión se eliminan la mayoría o todos los gradientes térmicos que resultan por la solidificación, entonces cuando comienza la solidificación, la microestructura consiste en granos grandes y homogéneos de ferrita (figura 2.12).

El grado de transformación de ferrita depende de la velocidad de enfriamiento y la relación del Cr_{eq}/Ni_{eq} .

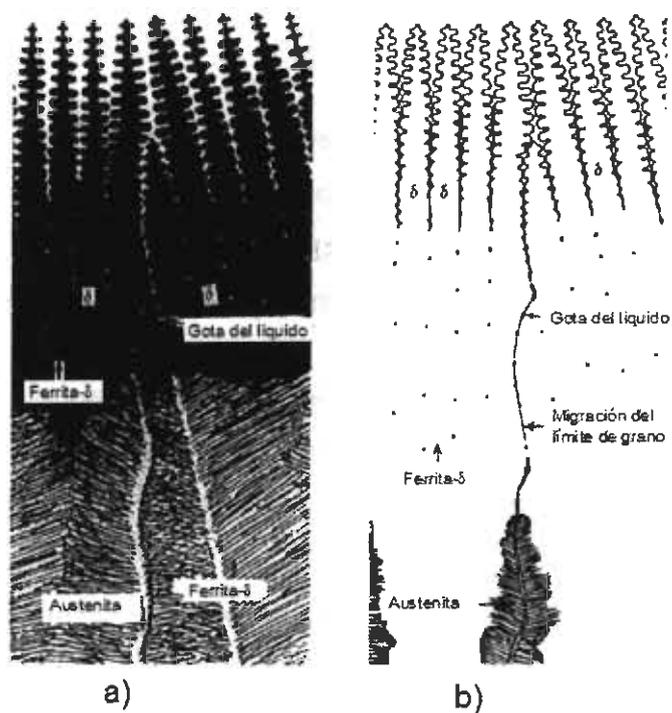


Figura 2.11. Modo de solidificación tipo F a) Ferrita acicular b) Austenita y ferrita Widmanstätten [3].

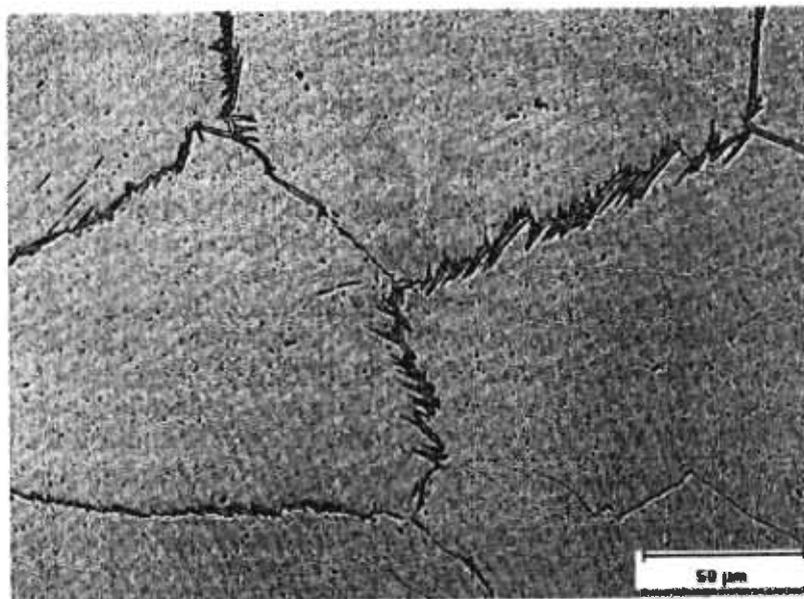


Figura 2.12. Microestructura de la zona de fusión del modo de solidificación tipo F [3].

2.7. SOLDABILIDAD DE LOS ACEROS INOXIDABLES AUSTENÍTICOS.

La susceptibilidad de los aceros inoxidables austeníticos a la formación de dos distintos defectos de soldadura, como lo son agrietamiento por solidificación y falta de penetración, están relacionados con la composición química del material base y el material de aporte [1,11-15].

La tendencia al agrietamiento está determinada primeramente por el modo de solidificación y la cantidad de elementos residuales atrapados como lo son el fosforo y azufre [15].

Sin embargo, un entendimiento completo de las interacciones específicas de los constituyentes primarios y los elementos residuales que pueden afectar la soldabilidad de las aleaciones es útil para garantizar la especificación del material adecuado.

En general los aceros inoxidables del tipo 304L son soldables por procesos comunes de arco tales como soldadura por arco de tungsteno y gas (GTAW), soldadura por arco de metal protegido (SMAW), soldadura por arco de metal y gas (GMAW)[1].

Estos procesos de soldadura de arco tradicionales producen tazas moderadas de calor de entrada con enfriamientos moderados sus correspondientes velocidades de solidificación los cuales generalmente producen soldaduras libres de grietas con microestructuras aceptables en los aceros del tipo 304L.

Para soldaduras autógenas (sin material de aporte), la composición química del metal base de los componentes soldados se determinará, por una

velocidad de enfriamiento en particular, la composición y los microconstituyentes de la microestructura de la soldadura.

La microestructura y la historia térmica determinan las propiedades físicas y de servicio de las soldaduras resultantes.

El primer sólido formado durante la solidificación del charco de soldadura determinará el modo de solidificación, si el primer sólido es la estructura cristalina FCC, el modo de solidificación primario es austenita, pero si el primer sólido formado es BCC, el modo de solidificación primario es ferrita. El primer modo de solidificación de la soldadura es importante para predecir la integridad de la soldadura, especialmente desde una perspectiva de agrietamiento durante la solidificación [1].

El concepto de níquel equivalente (Ni_{eq}) está relacionado con los efectos acumulativos de los elementos estabilizadores de la austenita. El níquel equivalente es expresado como la suma ponderada de los niveles de concentración de los estabilizadores de la austenita y lo que proporciona una medida de tendencia para la formación de austenita [1].

El cromo equivalente (Cr_{eq}) es un término similar relacionado con los efectos acumulativos de los estabilizadores de ferrita. La relación entre los dos términos por ejemplo relación equivalente, es usualmente tomado como Cr_{eq} / Ni_{eq} , basado en la composición química actual de los aceros involucrados. Esta relación puede ser usada como un indicador cuantitativo para predecir el modo de solidificación primario para las soldaduras por arco de los aceros inoxidable austeníticos de la serie 300. Entonces una pequeña cantidad de ferrita muy fina (3-4% vol.) en las soldaduras finales es deseada, la solidificación del charco de soldadura como ferrita primaria es preferida para prevenir el agrietamiento en caliente durante la solidificación [1].

2.8. EFECTO DEL HIDRÓGENO COMO GAS DE PROTECCIÓN.

En el proceso de soldadura GTAW la composición del gas de protección tiene un papel importante, la composición de la mezcla de gas depende del material a ser soldado, para la selección de la composición se debe de considerar la relación química-metalúrgica del proceso entre el gas y el charco de soldadura que ocurre durante el proceso de soldadura.

La densidad del gas de protección tiene una influencia importante sobre la eficiencia de la protección del arco y la soldadura contra el ambiente. Los valores que indican la densidad del gas de protección en relación con el aire son de primordial importancia.

El argón y dióxido de carbono son gases que tienen una densidad alta por lo que forman una excelente protección del arco. El hidrógeno y el helio por otro lado tienen una densidad de 10 a 20 veces menor a la del argón por lo que son propensos a un flujo turbulento a la salida de la boquilla debido a su flotabilidad térmica [16].

En la figura 2.13 se observa la conductividad térmica de diferentes gases, se puede observar que la conductividad del hidrógeno en un rango de temperatura de 3000-4500°C es casi 10 veces más alta que la del argón, este rango de temperatura es el que prevalece durante la aplicación de la soldadura, la conductividad térmica afecta la forma del arco.

En la figura 2.14 se observa la entalpía de cuatro diferentes gases. La entalpía del hidrógeno es más alta que la del argón en casi todo el rango de temperatura. La entalpía del gas de protección afecta la formación, forma y distribución de temperatura del arco, al presentar la mezcla de gas una entalpía alta se funden materiales con punto de fusión alto.

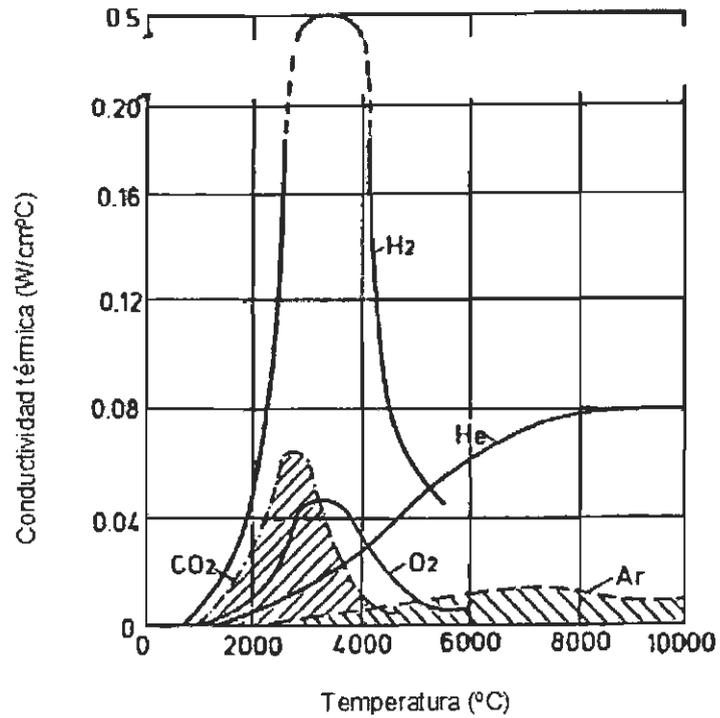


Figura 2.13. Conductividad térmica de diferentes gases en función de la temperatura [16].

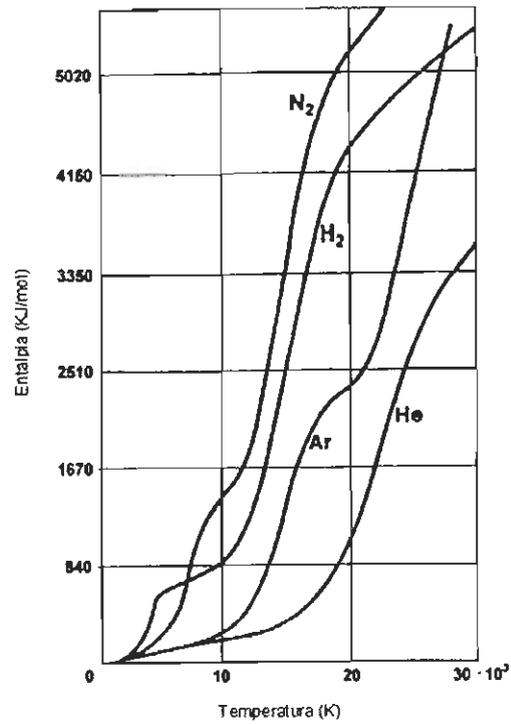


Figura 2.14. Entalpía de diferentes gases en función de la temperatura [16].

En la mezcla de gas de protección, al agregar hidrógeno se obtiene una distribución de temperatura más amplia, un aumento del calor de entrada y se reduce ligeramente la atmosfera [17].

El aumento del calor de entrada puede ser relacionado con la disociación del hidrógeno biatómico en el arco para formar hidrógeno atómico por lo que se recombina en la forma molecular en las regiones más frías del arco y en la superficie de la pieza de trabajo [18].

El hidrógeno en la mezcla de gas de protección incrementa la tensión superficial del liquido en el acero inoxidable debido a que disminuye la concentración del oxígeno en la superficie [19].

La variable sobre la cual presenta mayor influencia el uso de hidrógeno en la mezcla de gas es la penetración [20-22], como se puede observar en la figura 2.15, en donde se presenta un aumento en la penetración del acero inoxidable cuando se incrementa el contenido de hidrógeno (0-4%) en la mezcla de Ar-H a diferentes valores de amperaje, de acuerdo a los resultados observados en la figura 2.15 se presenta un aumento en la penetración de hasta 50 % a 200 A.

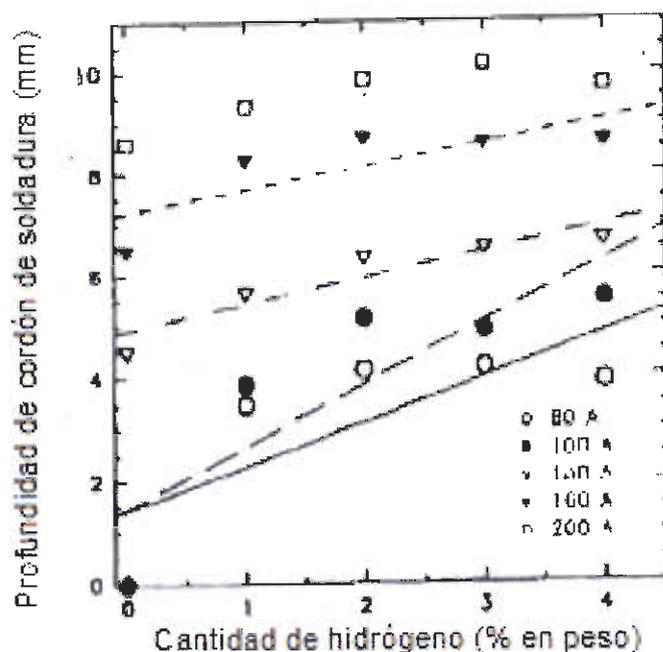


Figura 2.15. Variación de la profundidad de soldadura a diferentes amperajes y concentración de hidrógeno [18].

2.9 TRATAMIENTO TÉRMICO DE ACEROS INOXIDABLES AUSTENÍTICOS.

Los aceros inoxidables 304L no pueden ser endurecidos mediante un tratamiento térmico [23], este tipo de materiales son endurecidos mediante una deformación en frío, cuando se realiza la soldadura se le puede realizar un recocido subsecuente para obtener una óptima resistencia a la corrosión y ductilidad. Durante el recocido, los carburos de cromo que precipitaron son disueltos. La temperatura óptima para el recocido del acero inoxidable 304 es 1850-2050°F (1010-1120°C).

2.9.1 RELEVADO DE ESFUERZOS [21].

Para lograr un relevado de esfuerzos (recocido) adecuado, se debe realizar a una temperatura encima de 900°C (1650°F), los mejores resultados de este tipo de tratamiento se obtienen cuando se tiene una velocidad de enfriamiento lenta, se puede realizar un temple u otra forma de enfriamiento rápido, pero puede reintroducir esfuerzos residuales.

El relevado de esfuerzos es necesario solamente cuando el material está sujeto a condiciones corrosivas, por lo que hay que tener cuidado con la formación de la fase sigma durante el recocido.

2.9.2 RECOCIDO DE ABRILLANTAMIENTO DE ACEROS INOXIDABLES AUSTENÍTICOS.

Los aceros austeníticos pueden ser abrillantados con hidrogeno puro o con amoniaco disociado, siempre que el punto de rocío de la atmosfera sea menos de -50°C (-60°F) además que la pieza se encuentre muy seca y limpia, debido a las restricciones de utilizar esta temperatura, durante el tratamiento térmico en línea, otra alternativa es la utilización de una mezcla de Hidrogeno-Nitrogeno. [24]

Para realizar el recocido de abrillantamiento el horno deberá estar limpio y libre de humedad, si no es posible mantener el punto de rocío una capa de oxido verdoso puede formarse en la pieza, el cual es difícil de remover [24,25].

El tratamiento térmico en línea o recocido de abrillantamiento es un proceso que tiene ventajas respecto al tratamiento térmico en horno entre las que destacan [25]:

La superficie del tubo se queda limpio y brillante.

Bajo consumo de atmósfera inerte.

No se requiere proceso de mecanizado adicional.

Menor espacio.

Tiempo de tratamiento térmico menor.

2.10. DESCRIPCIÓN DEL PROCESO DE FABRICACIÓN DE TUBERÍA DE ACERO INOXIDABLE 304L DE ESPESOR DE 0.711 mm.

El proceso utilizado para la fabricación de tubería de acero inoxidable, inicia con el recibo de la materia prima en rollos, en los cuales el material se presenta en forma de fleje (figura 2.16 a).

Posteriormente el material es colocado en la línea de producción (figura 2.16 b), el material pasa por una serie de rodillos donde recibe una deformación en frío y comienza a darle la forma del tubo de acuerdo a las especificación del tamaño del tubo por parte del cliente, es el tamaño del fleje, así como la deformación a la que es sometido.



Figura 2.16. a) Materia prima. b) Etapa de deformación del material (Tubos Samuel S.A de C.V.).

Una vez deformado el material con la forma deseada se procede a realizar la aplicación de la soldadura (figura 2.17 a), la cual se realiza sin

material de aporte, el electrodo tiene un diámetro 3.17 mm el cual está en un ángulo de 20 - 30°, la composición del gas de protección utilizada durante la aplicación de la soldadura es de 88- 92% argón el resto se utiliza hidrógeno. Posteriormente el material recibe un tratamiento térmico por inducción en línea con una bovina (figura 2.17 b), con la finalidad de disminuir los esfuerzos generados por el proceso de deformación, inmediatamente después el material entra en una cámara la cual tiene una longitud de 3.62 m, donde se realiza un proceso de abrillantamiento por medio de un flujo de gas compuesto por H-N el cual tiene una composición de 60 % hidrógeno y el resto nitrógeno.



Figura 2.17. a) Aplicación de la soldadura. b) Etapa de tratamiento térmico
(Tubos Samuel S.A de C.V.).

Por último, el material pasa por un dispositivo de corrientes de Eddy (figura 2.18), con el cual se realiza una inspección de posibles discontinuidades que puede presentar el material, posteriormente el tubo se corta en longitudes especificadas por el cliente.

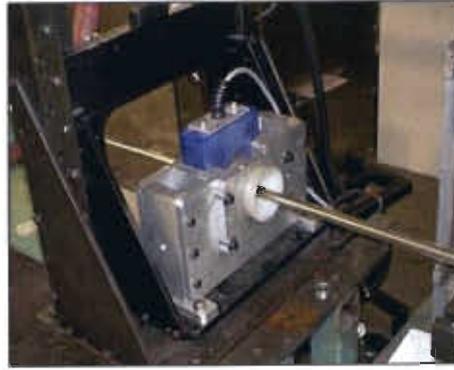


Figura 2.18. Corrientes de Eddy para evaluación de defectos (Tubos Samuel S.A de C.V.).

CAPÍTULO 3

METODOLOGÍA

3.1. DESCRIPCIÓN DE LA METODOLOGÍA UTILIZADA PARA LA EVALUACIÓN DE LA SOLDADURA.

Las muestras obtenidas, se realizaron mediante el proceso de soldadura GTAW automatizado, con la finalidad de cumplir el propósito de la presente investigación, se planteo el siguiente desarrollo experimental (ver figura 3.1)

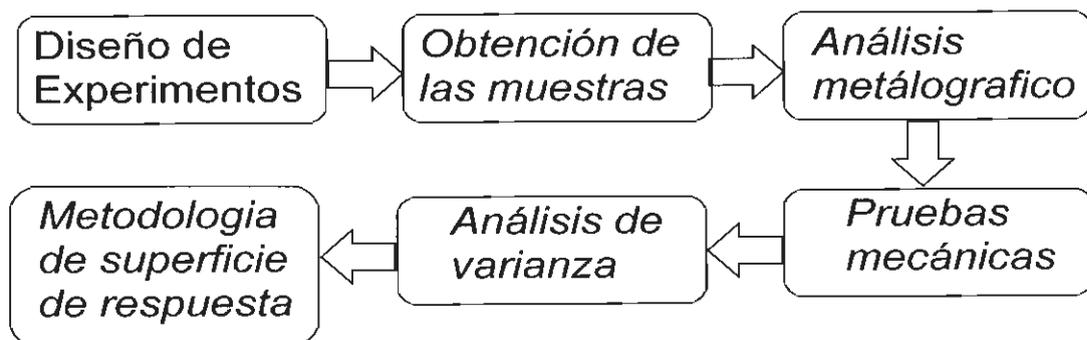


Figura 3.1. Metodología utilizada en la evaluación de los gases de protección.

3.1.1. ANÁLISIS METALOGRAFICO

Las muestras fueron debidamente cortadas utilizando una cortadora la cual emplea discos de SiC de 5 in de diámetro marca DISCOTOM-2 STRUERS, posteriormente tratadas con una devastadora de disco marca KNUTH-ROTOR - 2 STRUERS y pulidas con equipo marca PLANOPOL. STRUERS hasta obtener un acabado espejo. Las muestras enseguida fueron analizadas por microscopia óptica (MO) y microscopia electrónica de barrido (MEB) con la finalidad de analizar la microestructura obtenida del proceso de soldadura. Las muestras fueron atacadas con el reactivo marble's (10 gr de CuSO_4 , 50 ml de HCl y 100 ml de agua destilada) con el fin de revelar su microestructura. Para este fin se utilizo un microscopio OLYMPUS PM6-3, con cámara equipada marca KP-D5 DIGITAL COLOR y un analizador de imágenes Image-Pro Plus.

3.1.2 PRUEBAS MECÁNICAS

3.1.2.1 ENSAYO DE DUREZA

Para las pruebas de microdureza Vickers, se analizaron las probetas utilizadas en el análisis metalográfico, estas se llevaron a cabo de acuerdo a la norma ASTM E384 con un durómetro marca Future Tech FM7 y una carga de 500g.

3.1.2.2 ENSAYO DE REVERSE

El ensayo se realizó de acuerdo a la especificación ASTM E 269, la cual consiste en aplicar una carga con la finalidad de doblar el tubo en un ángulo de 45° , si el material presenta agrietamiento, la prueba es rechazada, debido a que no hay penetración adecuada.

3.2. DESCRIPCIÓN DE LA METODOLOGÍA UTILIZADA PARA LA EVALUACIÓN DE LA CÁMARA DE ABRILLANTAMIENTO.

Para la realización del estudio del comportamiento de la cámara de abrillantamiento posterior al tratamiento térmico, se realizó una evaluación de la evolución del material dentro de la cámara y su efecto en las propiedades mecánicas y microestructurales, la metodología utilizada se muestra en la figura 3.2.

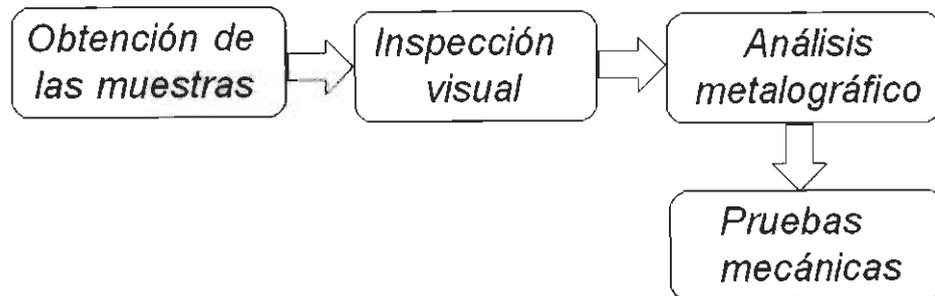


Figura 3.2. Metodología utilizada en la evaluación de la cámara de abrillantamiento.

3.2.1. ANÁLISIS METALOGRÁFICO

El análisis metalográfico se llevó a cabo sobre muestras previamente preparadas mediante la metodología descrita en la sección (2.1.1) y atacadas químicamente con el reactivo BERAHA'S (0.5 gr de metabisulfato de potasio, 5 gr de bifloruro de amonio y 25 ml de agua destilada)

3.2.2. PRUEBAS MECÁNICAS

3.2.2.1. ENSAYO DE DUREZA.

En lo que respecta a la prueba de microdureza Vicker's, se realizó bajo la norma ASTM E-384, utilizando una carga de 500 gr. La forma de realización de la microdureza para el material base (fleje) y los tubos se observan en las figuras 3.3 y 3.4.

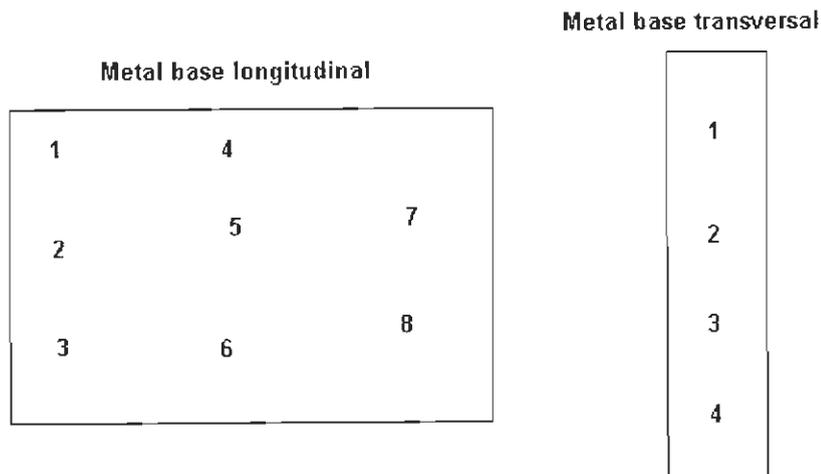


Figura 3.3. Ubicación esquemática de las áreas evaluadas con dureza vickers en fleje.

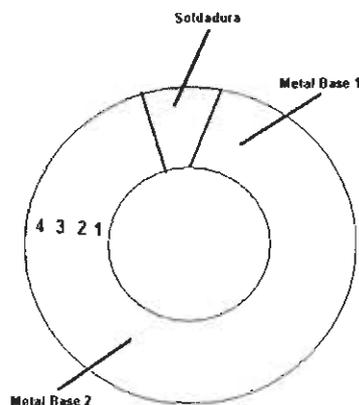


Figura 3.4. Ubicación esquemática de las áreas evaluadas con dureza vickers en los diferentes tubos.

A las muestras recibidas, se les realizó un corte en cada extremo, con la finalidad de obtener una relación más homogénea del comportamiento de la dureza de cada tubo, obteniendo 12 muestras en total. Se realizaron mediciones en la soldadura, metal base cercano a la soldadura (metal base 1) y metal base alejado a la soldadura (metal base 2) con la finalidad de observar el comportamiento del tubo y determinar la homogeneidad del tratamiento térmico.

3.2.2.3. ENSAYO DE TENSIÓN.

El ensayo se realizó de acuerdo a la especificación ASTM E 8/03 utilizando un equipo TINIUS-OLSEN (60 TON.).

3.3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.3.1. EXPERIMENTACIÓN REALIZADA EN LA MEZCLA DE GASES DE PROTECCIÓN.

3.3.1.1. EXPERIMENTACIÓN DE LA PRIMERA ETAPA.

Se utilizó un diseño de experimentos factorial completo, como primera etapa para observar el efecto del hidrógeno en la mezcla de gas de protección y establecer la velocidad de avance. Los valores utilizados en los factores de la

velocidad de avance y el porcentaje de hidrógeno en el gas de protección, fueron 335 y 365.76 m/h para el caso de la velocidad de avance, para el caso del hidrógeno como gas de protección se manejaron 0 y 12 %.

Por lo que se realizó un factorial 2^2 con sus replicas, la distribución de la forma en que se realizaron las pruebas se muestra en la tabla siguiente.

Tabla 3.1. Diseño de experimentos utilizado en la primera etapa.

Muestra	Velocidad de avance (m/h)	Hidrógeno (%)
1	335.28	0
2	365.76	0
3	335.28	12
4	365.76	12

3.3.1.2. PRUEBAS REALIZADAS.

Una vez realizadas las pruebas del diseño de experimentos se procedió a realizar la caracterización de las muestras obtenidas, por lo que se realizaron pruebas mecánicas de reverse y dureza, además de pruebas metalográficas de microscopia óptica y espectroscopia de energía dispersa esto con la finalidad de evaluar la sanidad de la soldadura, se realizó un análisis de varianza con el fin de observar el comportamiento de las variables involucradas, la figura 3.5 muestra las pruebas utilizadas.

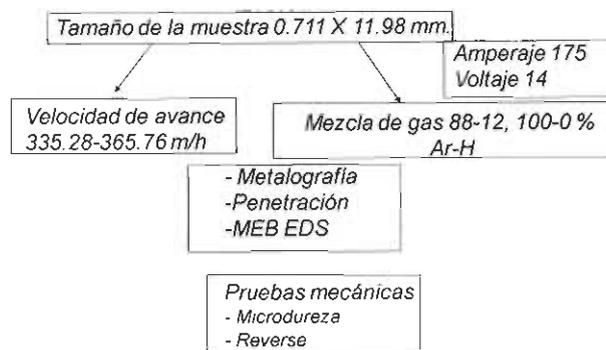


Figura 3.5. Experimentación realizada en la primera etapa.

3.3.1.3. EXPERIMENTACIÓN DE LA SEGUNDA ETAPA.

Una vez establecido el efecto del hidrógeno y la velocidad de avance en la microestructura, comportamiento mecánica y penetración, se observó que las muestras en donde no se utilizó hidrógeno en la mezcla de gas presentaron penetración incompleta, propiciando que el material se rompa al realizar la prueba de reverse por lo que se realizó una segunda experimentación utilizando la mezcla de gas de protección en 8 % (este contenido de gas se utilizó debido a que se observó una penetración de longitud mayor al espesor del metal base, además que es necesario disminuir el contenido de hidrógeno en la mezcla para ahorrar costos del proceso), variando la velocidad en 350.52 y 365.76 m/h, esto con la finalidad de establecer las condiciones de inicio para la optimización, la figura 3.6 muestra las condiciones que se utilizaron para la realización de las pruebas.

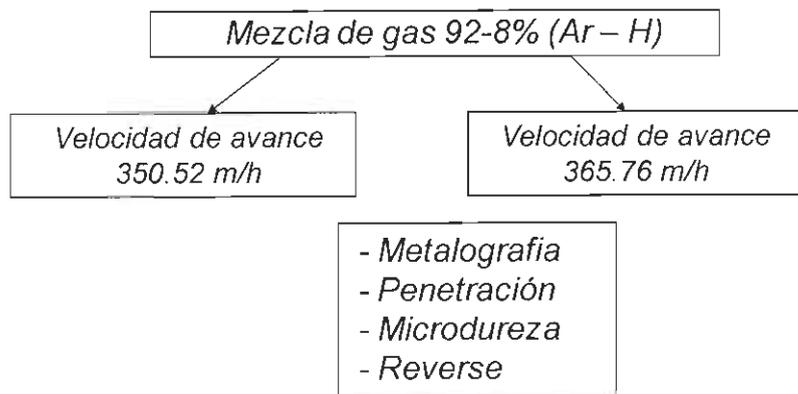


Figura 3.6. Experimentación realizada en la segunda etapa.

3.3.1.4. EXPERIMENTACIÓN DE LA TERCERA ETAPA.

De acuerdo a los resultados obtenidos en la primera y segunda etapa se observó que el hidrógeno es necesario en la mezcla de gases de protección, por lo que se establecieron las condiciones para la utilización de la metodología de superficie de respuesta, esto con la finalidad de obtener una optimización del proceso, de acuerdo a los resultados obtenidos se observó que la microestructura y dureza permanece similar, se procedió a utilizar la superficie de respuesta para optimizar la penetración, ya que esta propiedad es la que presento un comportamiento diferente cuando se presenta una variación tanto en la velocidad de avance, como en la mezcla de gases de protección, además de evaluar la sanidad de la soldadura mediante la prueba de reverse, la tabla 3.2 muestra el diseño experimental establecido.

Tabla 3. 2. Variables utilizadas en la metodología de superficie para diferentes muestras

Muestra	Hidrógeno (%)	Velocidad de avance (m/h)
1	12.00	365.76
2	8.00	365.76
3	10.00	368.8
4	10.00	358.14
5	8.00	350.52
6	10.00	345.94
7	7.00	358.14
8	10.00	358.14
9	10.00	358.14
10	10.00	358.14
11	10.00	358.14
12	12.83	358.14
13	12.00	350.52

3.3.2. EXPERIMENTACIÓN REALIZADA EN LA CÁMARA DE ABRILLANTAMIENTO.

La deformación involucrada en el proceso de rolado además de los esfuerzos térmicos generados durante la aplicación de la soldadura promueven la acumulación de esfuerzos residuales en el material por lo que es necesario aplicar un tratamiento térmico de recocido de relevado de esfuerzos.

El proceso de tratamiento térmico, se realiza a una temperatura de 1900-2050°F (1311 a 1394°C), esto con la finalidad de relevar los esfuerzos al material el cual es un acero inoxidable 304L rolado en frío.

Se realizó un muestreo de las diferentes zonas de la cámara de abrillantamiento, se tomaron 6 muestras para realizar el estudio, cinco de las muestras corresponden a las diferentes zonas de la cámara (muestra 1 - muestra 5), una muestra corresponde a la zona fuera de la cámara (muestra 6). Las medidas y distribución de las distintas muestras. se observa en la figura 3.7. De acuerdo al muestreo realizado, se considero una separación de 31 cm entre cada muestra.

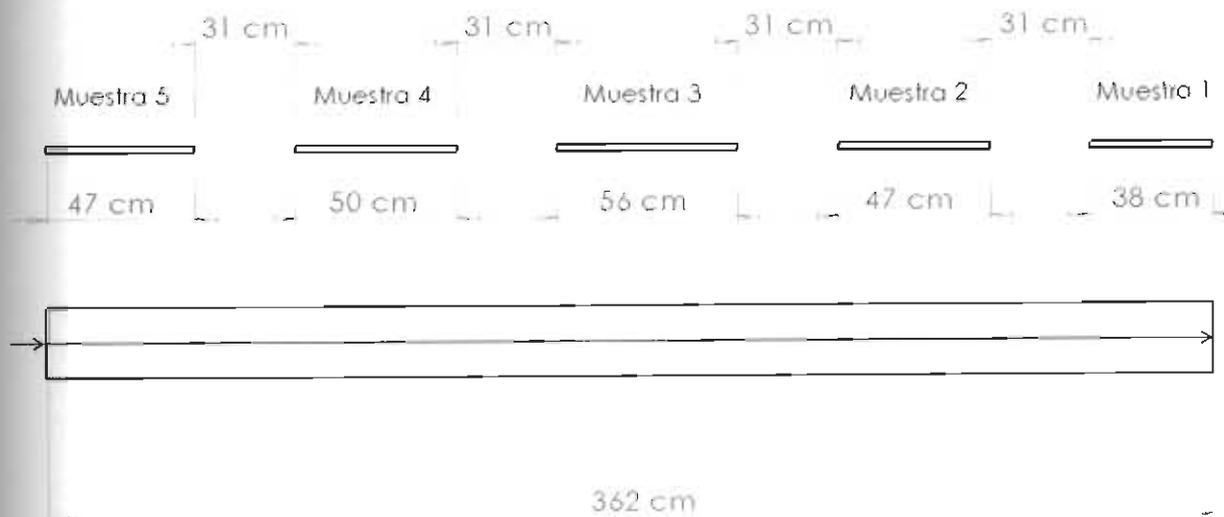


Figura 3.7. Representación esquemática de las muestras obtenidas de la cámara de tratamiento térmico del primer muestreo.

Con el fin de corroborar los resultados obtenidos durante el primer estudio, se realizó un segundo muestreo, con la finalidad de obtener una evidencia más contundente del comportamiento del tubo dentro de la cámara de tratamiento térmico, para la realización de estas pruebas se obtuvieron 7 tubos, 5 correspondientes a la cámara de tratamiento térmico, 1 tubo correspondiente al material antes de entrar a la cámara y un tubo correspondiente a la zona después de la cámara, la figura 3.8 muestra la distribución de los tubos dentro de la cámara a evaluar de acuerdo a los datos proporcionados.

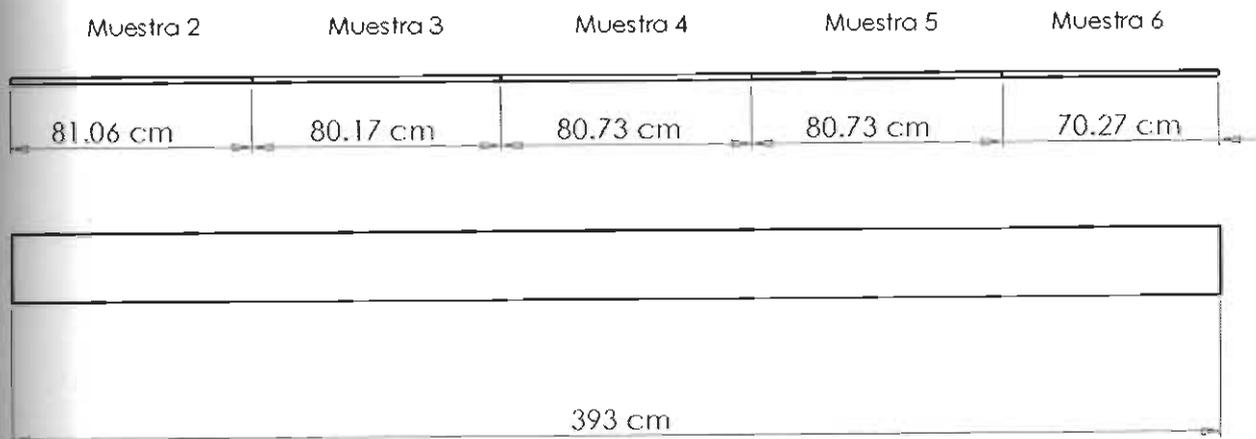


Figura 3.8. Representación esquemática de las muestras obtenidas de la cámara de tratamiento térmico del segundo muestreo.

De acuerdo a lo observado en la figura 3.8, las muestras recibidas no tienen ningún espacio de separación entre ellas, por lo que el material analizado corresponde a todas las zonas dentro del tubo.

CAPÍTULO 4

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1. RESULTADOS DE LA EVALUACIÓN DE LA SOLDADURA.

4.1.1. RESULTADOS DE LA PRIMERA ETAPA.

4.1.1.1. ANÁLISIS METALOGRAFICO DE LAS MUESTRAS.

De acuerdo a los resultados de las muestras analizadas se puede observar una microestructura dendrítica en todas las muestras analizadas, el modo de solidificación de la soldadura corresponde a un tipo de solidificación FA, donde la ferrita se forma al inicio de la solidificación y termina con austenita, esto favorece la disminución del agrietamiento en caliente, las diferentes muestras presentaron una metalografía similar como se muestra en las siguientes figuras.



Figura 4.1. Metalografía de las muestras 200X a) Vel. 335.28 m/h 0% H. b) Vel. 365.76 m/h 0 % H.

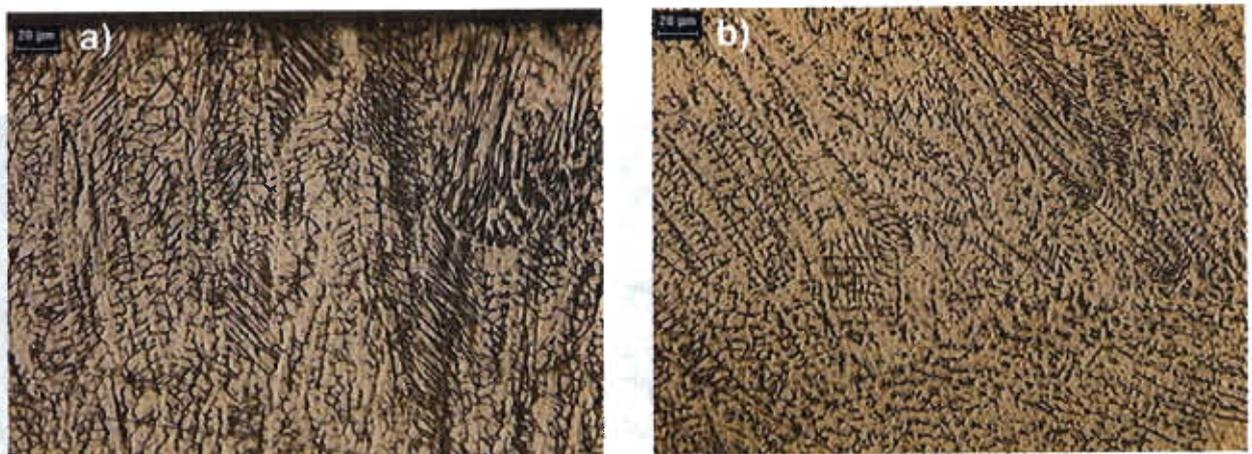


Figura 4.2. Metalografía de las muestras 200X a) Vel. 335.28 m/h 12% H. b) Vel. 365.76 m/h 12 % H.

Por otro lado se presentó una migración de la ferrita hacia los granos austeníticos, como se puede observar en las siguientes figuras (4.1 a 4.4).

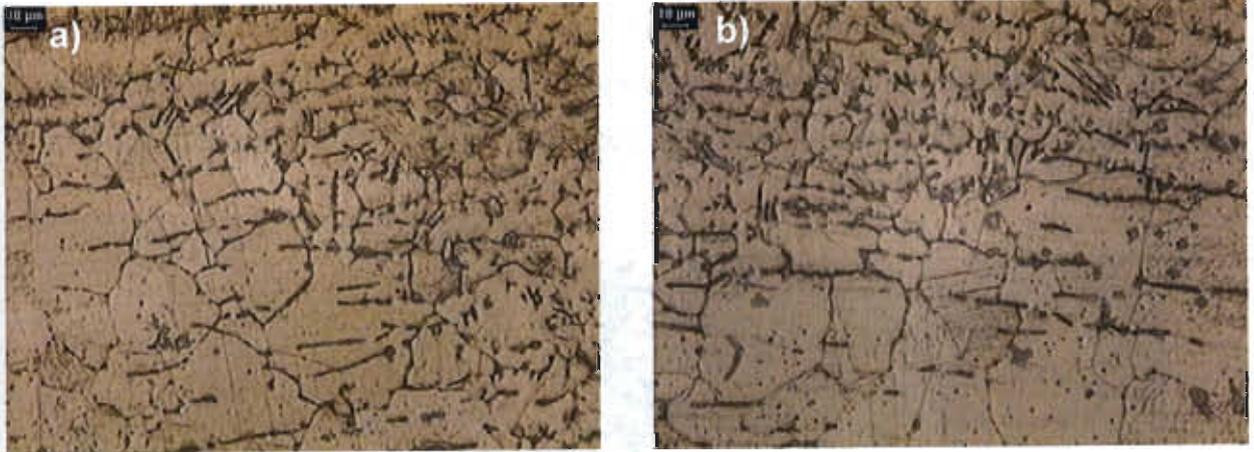


Figura 4.3. Metalografía de las muestras 500X a) Vel. 335.28 m/h 0% H. b) Vel. 365.76 m/h 0% H.

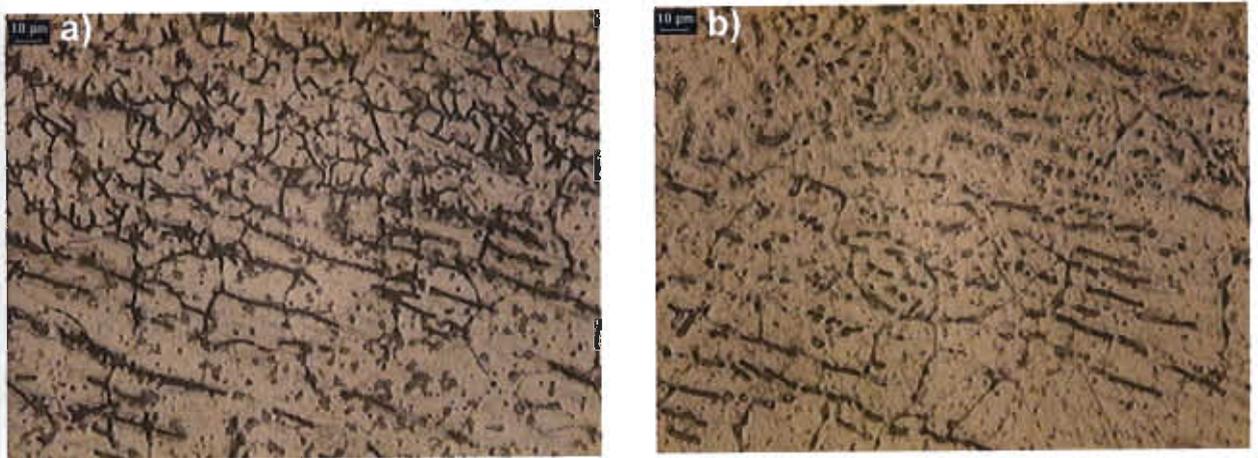


Figura 4.4. Metalografía de las muestras 500X a) Vel. 335.28 m/h 12% H. b) Vel. 365.76 m/h 12 % H.

4.1.1.2. MICROSCOPIA DE ENERGÍA DISPERSIVA (EDS).

Se realizó un análisis mediante EDS a las muestras número 3 (velocidad 335.28 m/h y mezcla de gas 88-12 Ar-H) y número 4 (velocidad 365.76 m/h y mezcla de gas 88-12 Ar-H), con la finalidad de observar su composición, de

acuerdo a los resultados obtenidos se puede observar que las muestras tienen un estructura similar, ya que no presentan la presencia de precipitación de carburos ni la presencia de impurezas, como se observa en la figura 4.5 y 4.6.

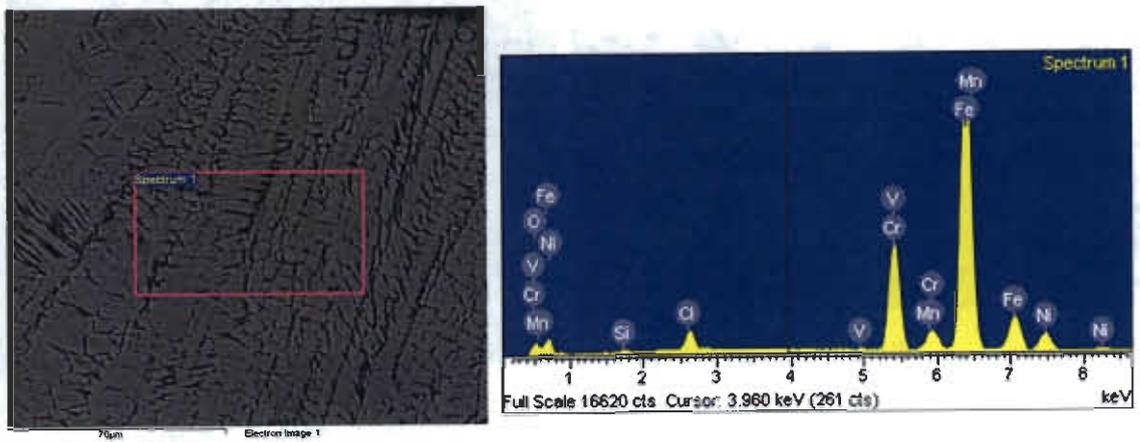


Figura 4.5. Resultados de EDS de la muestra # 3 Vel. 335.28 m/h 12% H.

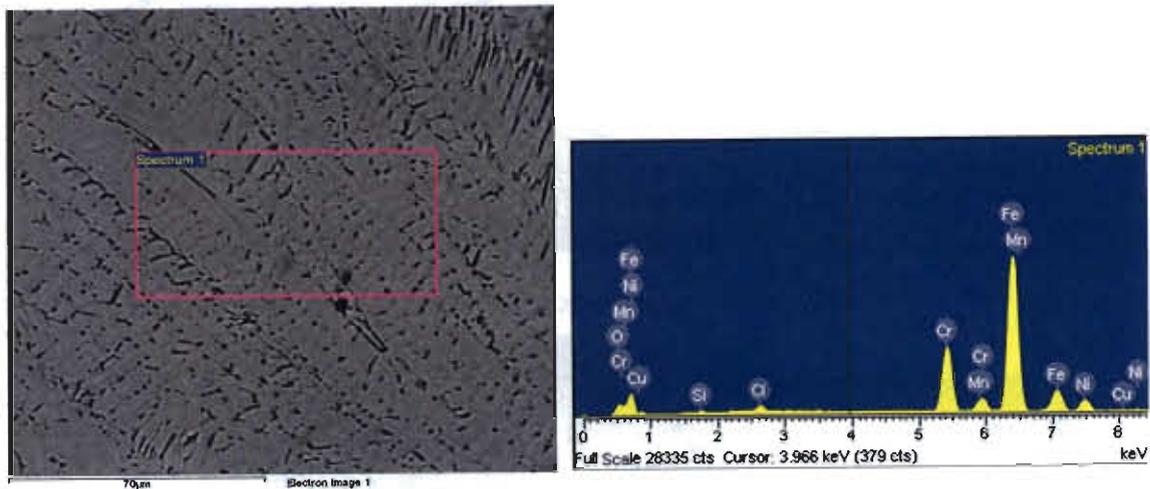


Figura 4.6. Resultados de EDS de la muestra # 4 365.76 m/h 12% H.

4.1.1.3. PENETRACIÓN.

En lo referente a la penetración se puede observar que cuando el hidrógeno no es suministrado como gas de protección se tiene falta de penetración del cordón de soldadura (figura 4.7 y 4.8) independientemente de la velocidad que se está manejando, por otro lado cuando el contenido de hidrógeno está presente en la mezcla de gas (figura 4.9 y 4.10) se observa una penetración completa en el material, esto debido a que cuando el hidrógeno es usado, se tiene una mayor estabilidad en el arco además que existe una mayor ionización en el mismo, favoreciendo el incremento de la penetración.

La figura 4.11 muestra el comportamiento de la penetración en función del contenido de hidrógeno en la mezcla de gases, se puede observar que el cordón de soldadura es de mayor tamaño que el espesor de la placa cuando el hidrógeno está presente en la mezcla de gas, por otro lado cuando no se tiene hidrógeno en la mezcla la penetración es menor al 50%.



Figura 4.7. Perfil metalográfico de la muestra # 1.



Figura 4.8. Perfil metalográfico de la muestra # 2.



Figura 4.9. Perfil metalográfico de la muestra # 3.



Figura 4.10. Perfil metalográfico de la muestra # 4.

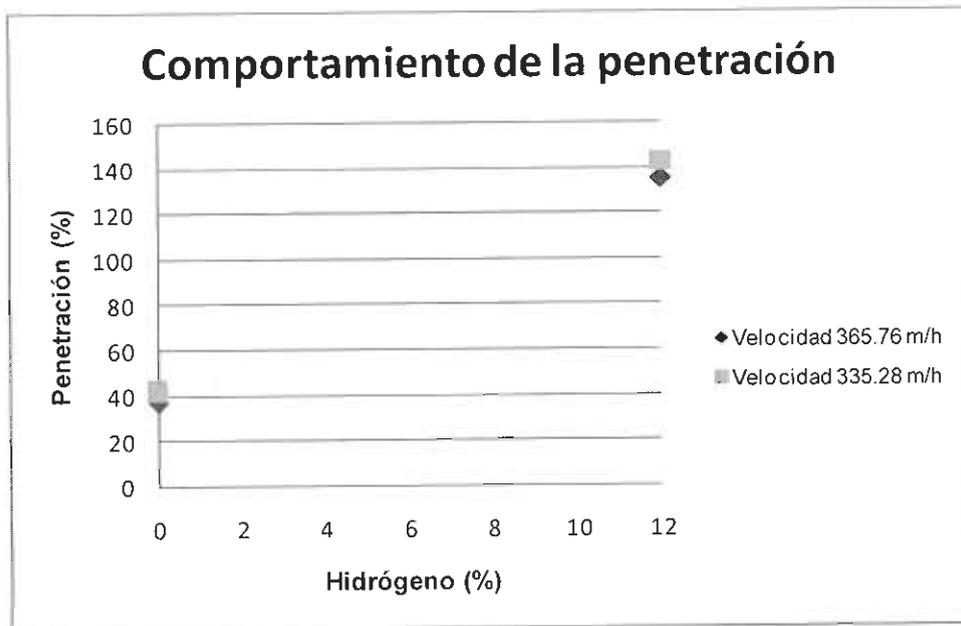


Figura 4.11. Efecto del hidrógeno en la penetración de las muestras analizadas.

4.1.1.4. PRUEBAS MECÁNICAS.

4.1.1.4.1. DUREZA.

La figura 4.12 se observa el comportamiento de la dureza a diferentes velocidades y concentración de hidrógeno, se puede observar que la dureza no sufre cambios significativos en la soldadura de las diferentes muestras analizadas, esto es debido a que el material presenta una misma estructura dendrítica, por lo que el comportamiento es similar, por otro lado el metal base presenta una dureza inferior a la soldadura. Sin embargo puede considerarse que el perfil de dureza alrededor de la unión es homogéneo.

Comportamiento de la dureza



Figura 4.12. Comportamiento de la dureza en las diferentes muestras analizadas.

4.1.1.4.2. REVERSE.

La prueba de reverse es una prueba similar a la prueba de doblaje en donde el material es sometido a un doblaje de manera manual en el área de la soldadura en un ángulo de 45° en donde el material no debe romper. Los resultados de las pruebas de reverse realizadas a las distintas muestras se observan en la tabla 4.1 donde se puede apreciar que los materiales que presentaron penetración completa no presentaron alguna discontinuidad que origine la fractura de la pieza, por otro lado los materiales que presentaron un cordón de soldadura incompleto (como lo son los que no se utilizó el hidrógeno) en la mezcla de gas de protección rompieron en la zona de soldadura durante la aplicación de la prueba.

Tabla 4.1. Resultados de la prueba de reverse de la primera etapa.

Muestra	Reverse (Pasa/No pasa)
1	No pasa
2	No pasa
3	Pasa
4	Pasa

4.1.1.5. ANÁLISIS DE VARIANZA (ANOVA).

De acuerdo a los resultados obtenidos se puede observar que tanto la dureza como la metalografía no sufren cambios significativos en las diferentes pruebas realizadas (figuras 4.1-4.4, 4.7-4.11) la penetración por otro lado se observa que es afectada tanto por la velocidad de avance utilizada como por la mezcla de los gases de protección, por lo que se realizó un análisis de varianza con la finalidad de evaluar cual de los factores utilizados tiene mayor influencia (figura 4.13), de acuerdo a los resultados observados en la figura 4.13 el contenido de hidrógeno es la variable que tiene mayor influencia en la penetración, ya que tiene mayor pendiente en la gráfica, de acuerdo a los resultados, el modelo es adecuado ya que presenta los valores de R^2 de 99.76% R^2 (predicción) de 99.05% $R_{ajustada}$ de 99.59%, estos resultados son significativos ya que los valores de p para la mezcla de gas de protección y la velocidad de avance fueron menores a .05 como se puede observar en la figura 4.14, lo que nos da un buen modelo.

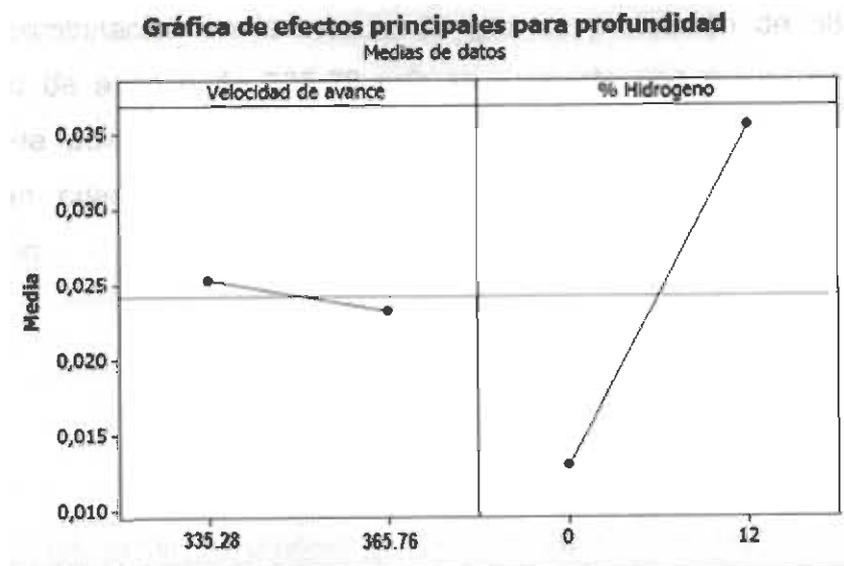


Figura 4.13. Efecto de las variables de proceso en la penetración.

Ajuste factorial: profundidad vs. Velocidad de avance; % Hidrogeno

Efectos y coeficientes estimados para profundidad (unidades codificadas)

Término	Efecto	Coef	Coef. de EE	T
Constante		0,024245	0,000276	87,83
Velocidad de avance	-0,002060	-0,001030	0,000276	-3,73
% Hidrogeno	0,022515	0,011257	0,000276	40,78
Velocidad de avance*% Hidrogeno	-0,001535	-0,000768	0,000276	-2,78

Término	P
Constante	0,000
Velocidad de avance	0,020
% Hidrogeno	0,000
Velocidad de avance*% Hidrogeno	0,050

S = 0,000780753 PRESS = 0,0000097532
R-cuad. = 99,76% R-cuad. (pred.) = 99,05% R-cuad. (ajustado) = 99,59%

Análisis de varianza para profundidad (unidades codificadas)

Fuente	GL	SC sec.	SC ajust.	MC ajust.
Efectos principales	2	0,00102234	0,00102234	0,00051117
2-Interacciones de (No.) factores	1	0,00000471	0,00000471	0,00000471
Error residual	4	0,00000244	0,00000244	0,00000061
Error puro	4	0,00000244	0,00000244	0,00000061
Total	7	0,00102949		

Fuente	F	P

Figura 4.14. Resultados del ajuste de las interacciones.

Por otro lado la gráfica de cubo mostrada en la figura 4.15, se observa que la combinación en la mezcla de gas de protección de 88-12% Ar-H y velocidad de avance de 335.28 m/h se presenta una mayor penetración del cordón de soldadura, además se observa que los mejores resultados se presentan cuando el hidrógeno está presente en la mezcla de gas de protección.

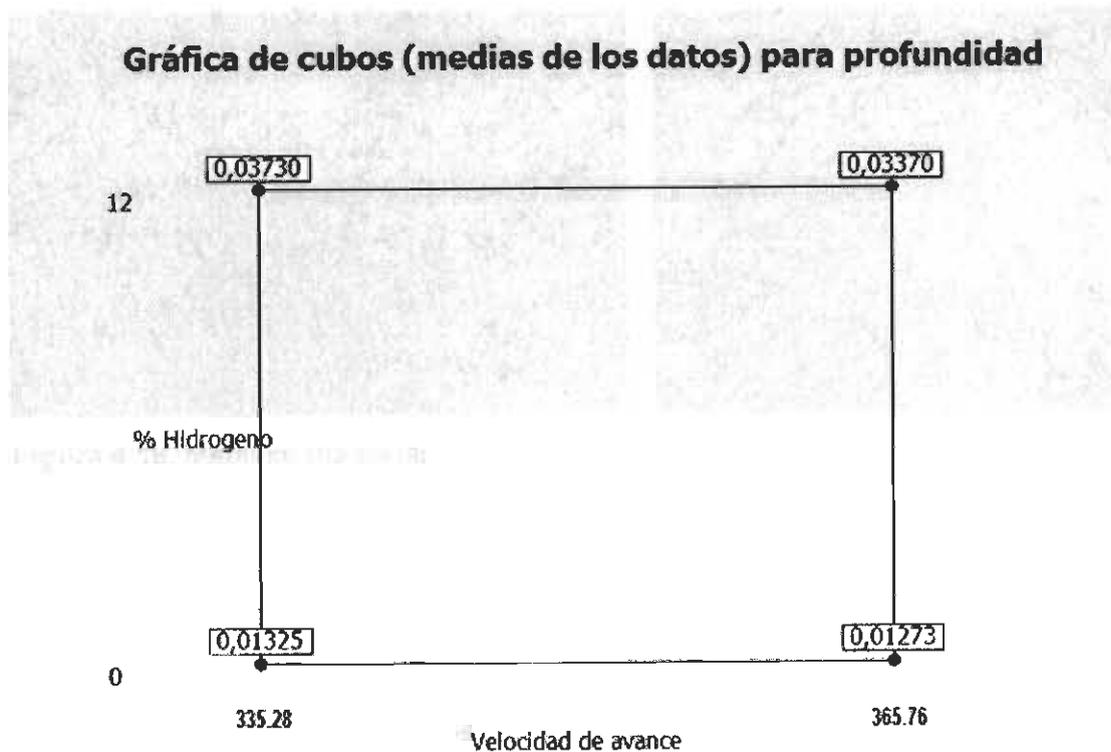


Figura 4.15. Cubo obtenido en el análisis de varianza.

4.1.2. RESULTADOS DE LA SEGUNDA ETAPA.

4.1.2.1. ANÁLISIS METALGRÁFICO DE LAS MUESTRAS.

De acuerdo a los resultados obtenidos en la segunda parte de la experimentación, se presentó una estructura dendrítica en las diferentes muestras analizadas (figura 4.16) independientemente de la velocidad utilizada, corroborando los resultados obtenidos en la primera parte en el hecho de que la velocidad y el hidrógeno presente en la mezcla de gas no tienen efecto en la microestructura.



Figura 4.16. Metalografía de las muestras de la segunda etapa a 200X a) Vel. 365.76 m/h 8% H. b) Vel. 350.52 m/h 8 %H.

4.1.2.2. PENETRACIÓN.

En lo que respecta a la penetración se presentó penetración completa en las muestras analizadas, como se puede observar en la figura 4.17, el valor máximo de la penetración fue de 115 % cuando se tiene una velocidad de avance de 350.52 m/h, cuando la velocidad de avance fue de 365.76 m/h se presentó una penetración de 105 % (figura 4.18), esto corrobora lo observado en la primera parte de la experimentación donde se observó que a medida que se aumenta el contenido de hidrógeno en la mezcla de gas de protección, se

tiene un cordón de soldadura con mayor penetración incluso de mayor dimensión que el espesor del material.

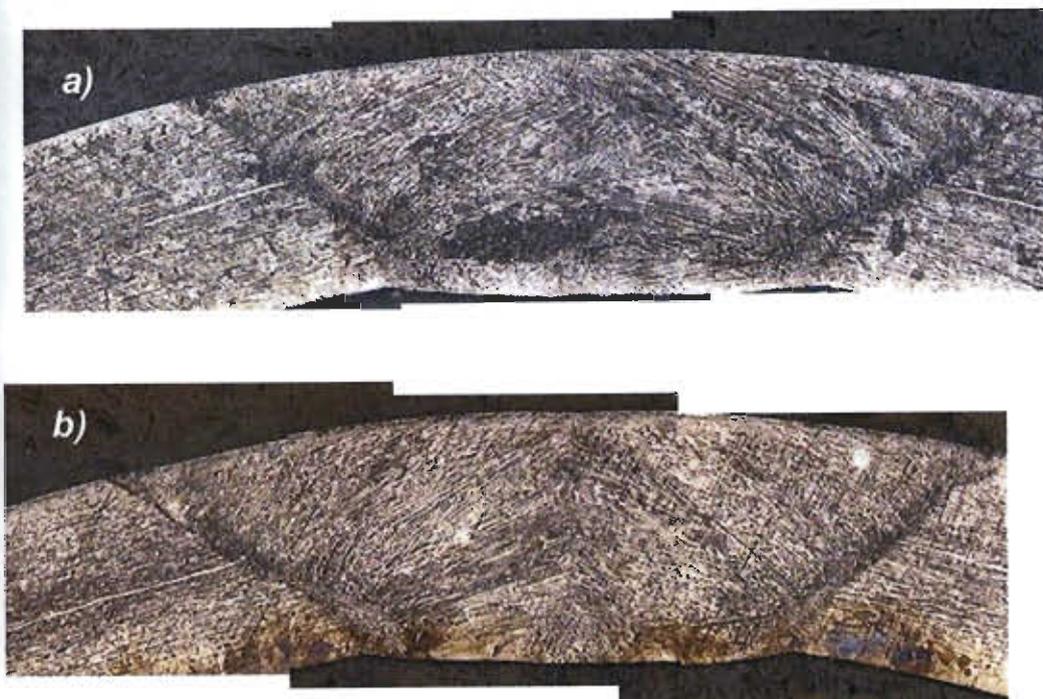


Figura 4.17. Perfil metalográfico de las muestras a 100X a) Vel. 365.76 m/h 8% H. b) Vel. 350.52 m/h 8% H.

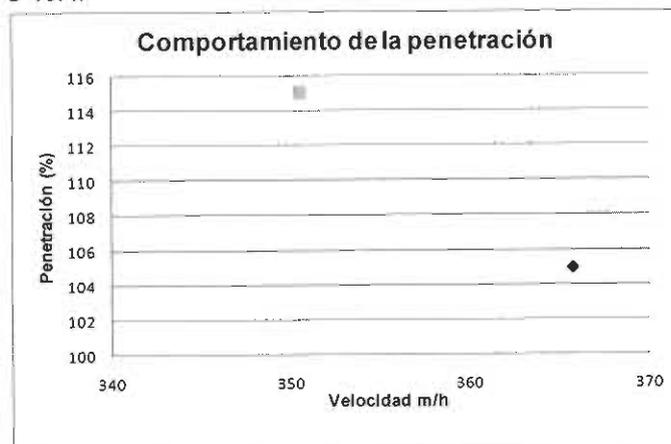


Figura 4.18. Comportamiento de la penetración de la muestras a diferentes velocidades analizadas.

4.1.2.3. PRUEBAS MECÁNICAS.

4.1.2.3.1. DUREZA.

Los valores de dureza obtenidos se muestran en la figura 4.19, se observa que igual que la microestructura, se presenta un comportamiento similar en las muestras analizadas, manteniendo un comportamiento parecido a los resultados obtenidos en la primera parte de la experimentación.

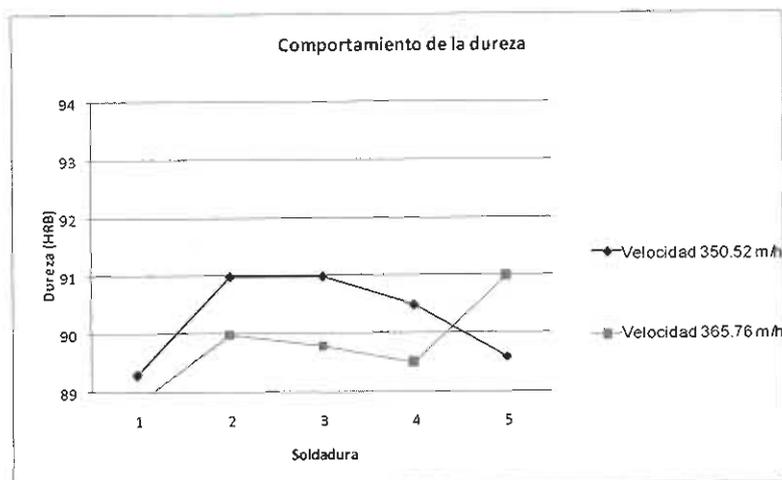


Figura 4.19. Comportamiento de la dureza en las diferentes muestras analizadas.

4.1.2.3.2. REVERSE.

Los resultados de las pruebas de reverse aplicados a las diferentes muestras obtenidas se observan en la tabla 4.2, de acuerdo a los resultados obtenidos los materiales analizados no presentaron rompimiento en el cordón de soldadura, esto es debido que las muestras presentaban penetración completa, corroborando lo obtenido en la primera parte, cuando el material presenta una penetración completa la prueba de reverse nos comprueba que el cordón de la soldadura es sano.

Tabla 4.2. Resultados de las pruebas de reverse.

Muestra	Reverse (Pasa/No pasa)
350.52 m/h	Pasa
365.76 m/h	Pasa

4.1.3. RESULTADOS DE LA TERCERA ETAPA.

4.1.3.1. PENETRACIÓN.

La tabla 4.3. muestra los resultados obtenidos en la penetración, se puede observar que las muestras presentaron penetración completa en la mayoría de las muestras analizadas, solamente una muestra presentó penetración menor al 100% en la cual se utilizó una mezcla de gas de protección de 7-93 % H-Ar y una velocidad de avance de 235 m/h, presentando el mayor porcentaje de penetración la muestra en donde se utilizó una mezcla de gas de protección de 13-87 % H-Ar la cuál presentó una penetración de 135 %.

Tabla 4.3. Resultados de la penetración en la tercera etapa.

Muestra	Hidrógeno (%)	Velocidad de avance (m/h)	Penetración (%)
1	12.00	365.76	130
2	8.00	365.76	100
3	10.00	368.8	123
4	10.00	358.14	118
5	8.00	350.52	104
6	10.00	345.94	125
7	7.00	358.14	96
8	10.00	358.14	113
9	10.00	358.14	115
10	10.00	358.14	119
11	10.00	358.14	113
12	12.83	358.14	135
13	12.00	350.52	132

4.1.3.2. REVERSE.

Los resultados de la prueba de reverse se presentan en la tabla 4.4, de acuerdo a los resultados obtenidos se observa que todos los materiales analizados mediante esta prueba no presentaron rompimiento por lo que el material que presento penetración de 96% presento una sanidad en la soldadura, comprobando que la penetración representa una variable que tiene gran influencia en la sanidad del cordón de soldadura.

Tabla 4.4. Resultados de la prueba de reverse de la tercera etapa

Muestra	Hidrógeno (%)	Velocidad de avance (m/h)	Reverse (Pasa/No pasa)
1	12.00	365.76	Pasa
2	8.00	365.76	Pasa
3	10.00	368.8	Pasa
4	10.00	358.14	Pasa
5	8.00	350.52	Pasa
6	10.00	345.94	Pasa
7	7.00	358.14	Pasa
8	10.00	358.14	Pasa
9	10.00	358.14	Pasa
10	10.00	358.14	Pasa
11	10.00	358.14	Pasa
12	12.83	358.14	Pasa
13	12.00	350.52	Pasa

4.1.3.3. ANÁLISIS DE LA METODOLOGÍA DE SUPERFICIE DE RESPUESTA (RSM).

Se realizó un análisis de los resultados obtenidos mediante el uso de la superficie de respuesta, los cuales se observan en las figuras siguientes, la figura 4.20 nos muestra la forma que presenta la superficie de respuesta de acuerdo a los resultados obtenidos, se observa que la superficie presenta un comportamiento lineal donde a medida que se aumenta el contenido de hidrógeno en la mezcla de gas de protección, se tiene un aumento en la penetración del material, no fue posible determinar la zona en donde se deja de comportar lineal el materia debido a que los valores utilizados no dieron una disminución en la penetración.

Gráfica de superficie de Penetración (%) vs. velocidad; gas

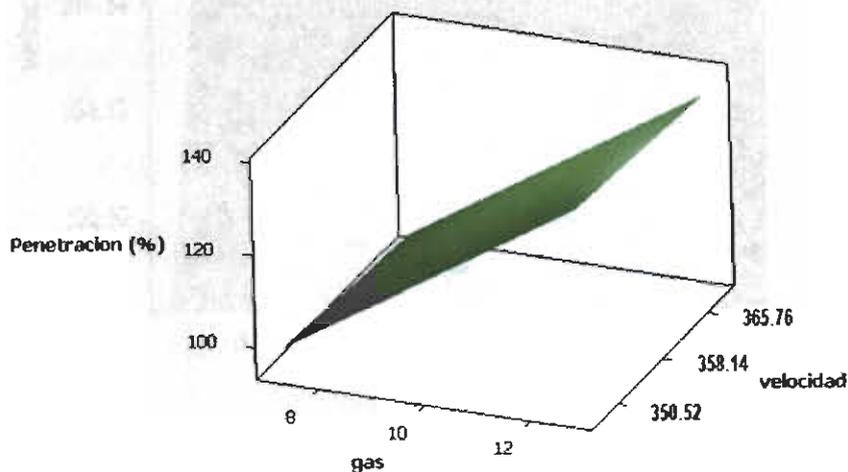


Figura 4.20. Comportamiento de la superficie respuesta.

La figura 4.21 muestra el comportamiento de la gráfica de contorno de la superficie de respuesta, la cual nos indica las regiones del comportamiento de la penetración a diferentes concentraciones de la mezcla de gas y velocidad de avance, se puede observar que la optimización en la penetración se puede

obtener con valores de la mezcla de gas mayores a 7.5- 92.5 Ar-H, cuando la velocidad de avance no sea mayor de 230 m/h, ya que si se le aumenta la velocidad de avance la penetración disminuye por efecto del calor de entrada.

En base a los resultados se puede recomendar el uso de un flujo de gas de 8-92 Ar-H el cual nos asegura buena penetración en el rango de velocidades de proceso entre 530.52 a 365.76 m/h.

Gráfica de contorno de Penetracion (%) vs. velocidad; gas

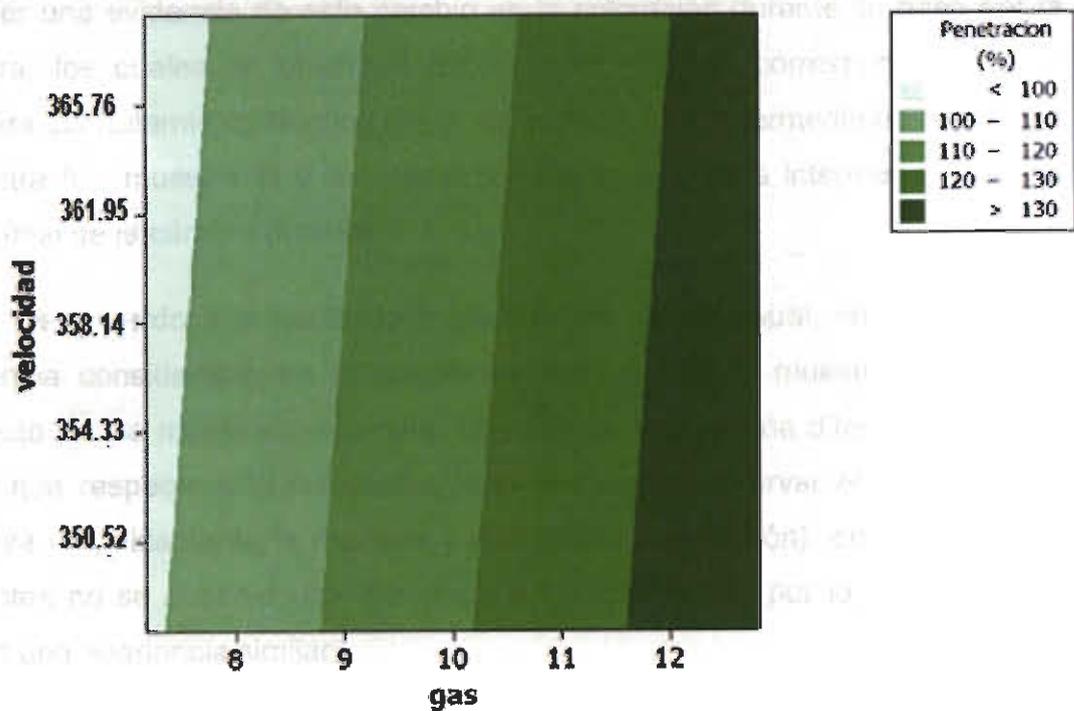


Figura 4.21. Gráfica de contorno de la superficie de respuesta.

4.2. RESULTADOS DE LA EVALUACIÓN DE LA CÁMARA DE ABRILLANTAMIENTO.

4.2.1. RESULTADOS DE LA PRIMERA ETAPA.

4.2.1.1. INSPECCIÓN VISUAL.

De acuerdo las muestras obtenidas de la cámara de abrillantamiento se observó que estas presentaron un cambio en coloración de los tubos por lo que se realizó una inspección visual de los diferentes tubos con la finalidad de obtener una evidencia de este cambio en la coloración durante su paso por la cámara, los cuales se observan en la figura 4.22 a) correspondiente a la muestra sin tratamiento térmico (6), zona inicial y zona intermedia de la cámara (muestra 5 – muestra 4) y 3b) correspondiente a la zona intermedia hasta la parte final de la cámara (muestras 3, 2 y 1).

De acuerdo a lo realizado mediante inspección visual, se observa una diferencia considerable en la coloración del tubo de la muestra 6 y 5 con respecto de las muestras restantes. La muestra 4 tiene una diferencia mínima en lo que respecta a la coloración (solo es posible observar el cambio si se observa detenidamente la muestra y con buena iluminación), en las muestras restantes no se observa una diferencia en la coloración, por lo que los tubos tienen una apariencia similar.

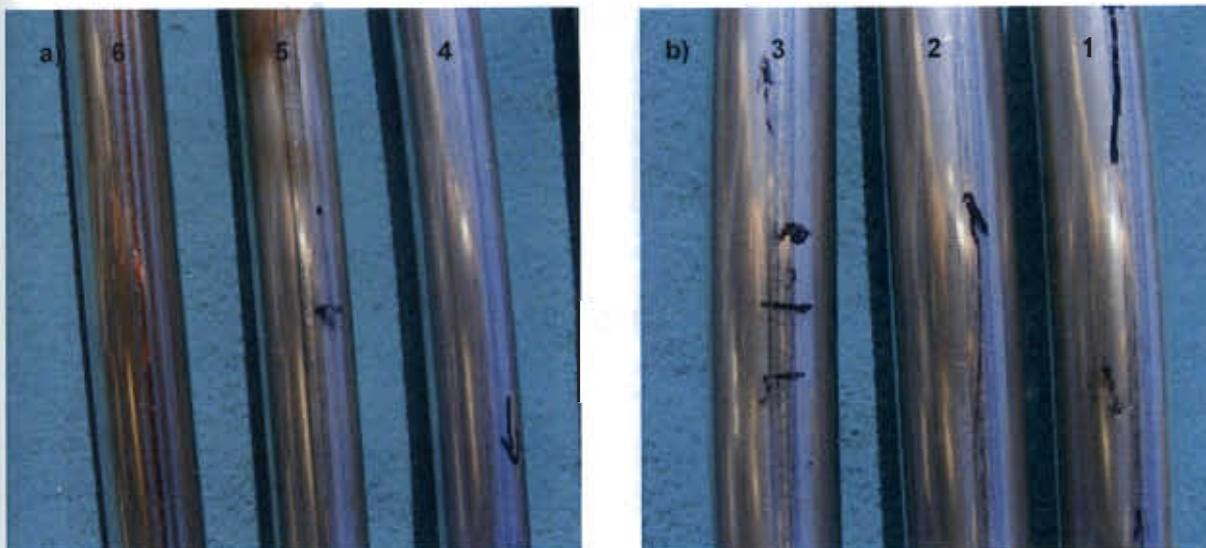


Figura 4.22. Imagen de muestras analizadas mediante inspección visual a) Muestras 6 (fuera de la cámara), 5 y 4. b) Muestras 3,2 y 1.

Se realizó una inspección mediante un estereoscopio con la finalidad de observar la coloración de los diferentes tubos con un aumento mayor y obtener una evidencia del cambio en la coloración a medida que avanza el tubo dentro de la cámara, los cuales se observan de la figura 4.23 de la a) a la f).

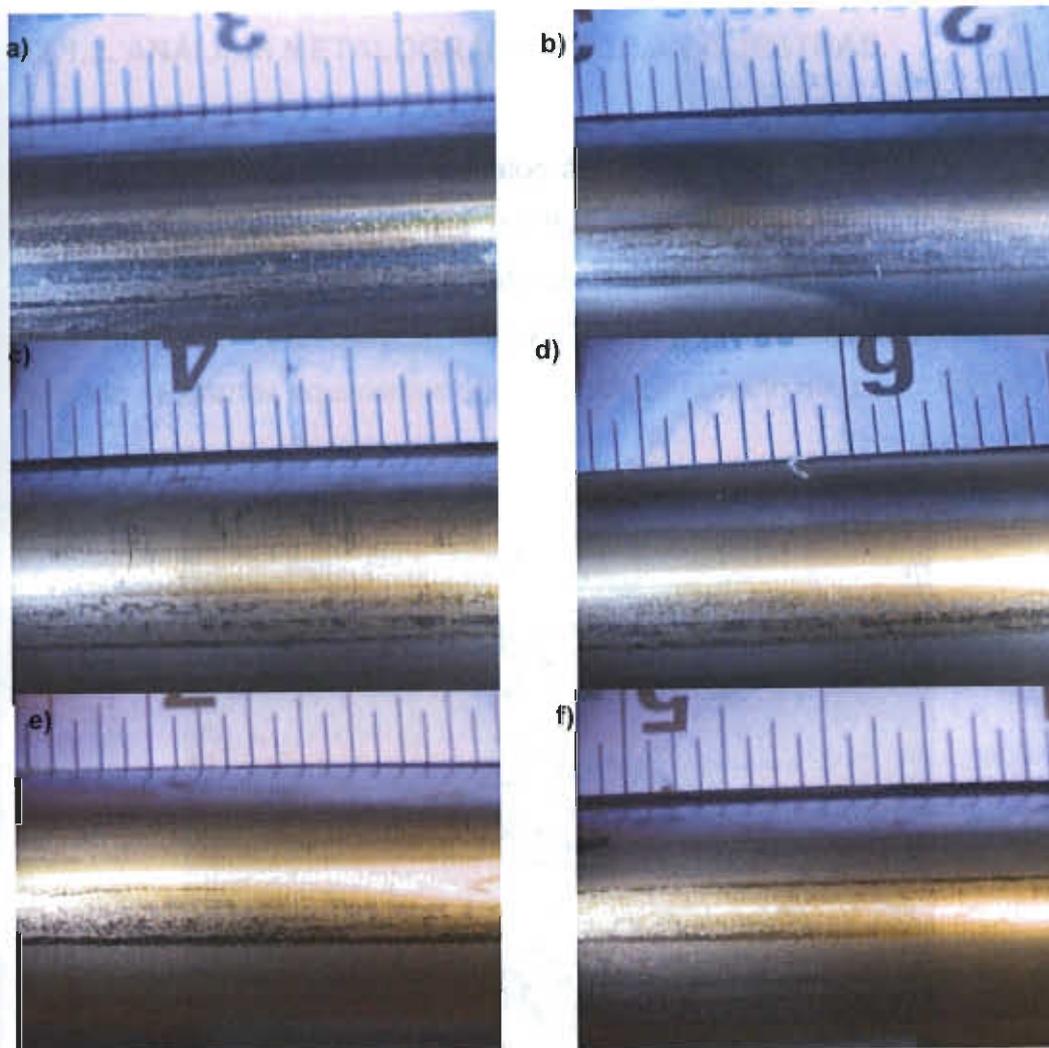


Figura 4.23. Imágenes de las muestras observadas mediante estereoscopia. a) Muestra 6 (sin tratamiento térmico). b) Muestra 5. c) Muestra 4. d) Muestra 3. e) Muestra 2. f) Muestra 1.

De acuerdo en los resultados obtenidos mediante estereoscopia, no fue posible obtener una mayor evidencia del cambio en la coloración de las diferentes muestras, esto debido al tipo de luz y posición de los tubos.

4.2.1.2. ANÁLISIS METALOGRÁFICO DE LAS MUESTRAS.

Se realizó un análisis metalográfico, con el fin de observar si hay algún cambio en la microestructura a medida que avanza el material dentro de la cámara, la microestructura del metal base (fleje), se muestra en la figura 4.24. De acuerdo a lo observado en la figura 10, se presenta una microestructura que consiste de granos equiaxiales austeníticos de tamaño de grano ASTM 7-8.

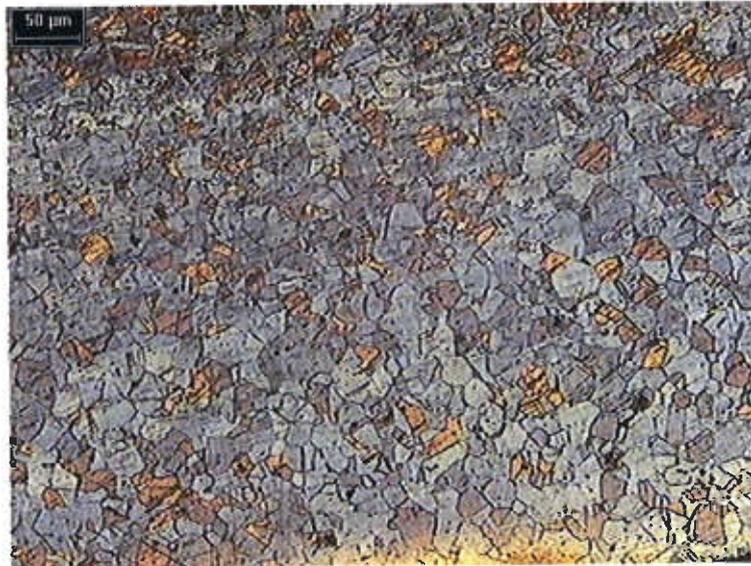


Figura 4.24. Microestructura del metal base a 100X.

En la figura 4.25. Se observa microestructura de las diferentes zonas de la muestra 6 (antes del tratamiento térmico). De acuerdo a los resultados obtenidos, se observa en el metal base una microestructura consistente en granos equiaxiales de austenita similares al de la muestra anterior, la soldadura por su parte presenta una microestructura dendrítica de granos columnares.



Figura 4.25. Microestructura de la muestra # 6 (sin tratamiento térmico) a) Metal base a 100x.
b) Soldadura a 100X.

La metalografía realizada a la muestra # 5, la cual es la zona inicial del tratamiento térmico, se presenta en la figura 4.26. De acuerdo a lo observado en la microestructura, el metal base, presenta características similares de la muestra # 6, granos equiaxiales, la soldadura por su parte consiste de una estructura columnar dendrítica, en la zona exterior de la soldadura puede observarse una recristalización parcial del grano, esto debido al tratamiento térmico, lo cual se puede observar mejor en la figura 4.26 c) en el cual se puede observar con mayor claridad el grano equiaxial producto de la recristalización.

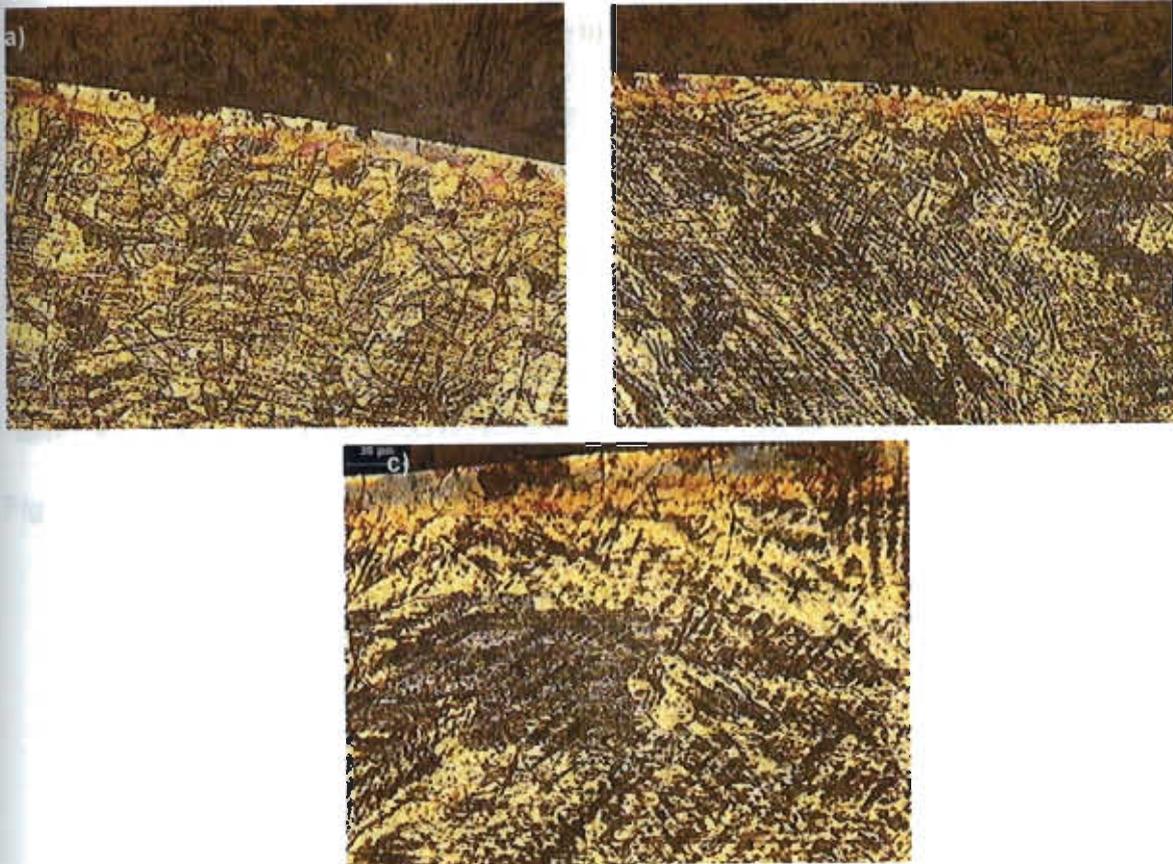


Figura 4.26. Microestructura de la muestra # 5 a) Metal base a 100x. b) Soldadura a 100x. c) Zona de recristalización de la soldadura a 200X.

La figura 4.27 muestra las diferentes microestructuras observadas en la muestra # 3, la cual está ubicada en la zona central de la cámara. Se puede observar que la microestructura es similar a lo observado en la muestra # 5, en el metal base no se observa una precipitación de carburos que puedan afectar las propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión de los tubos, la precipitación y formación de carburos se ocasiona durante un enfriamiento lento, en lo correspondiente a la soldadura, se observa una recristalización parcial del grano.



Figura 4.27. Microestructuras de la muestra # 3 a) Metal base a 200X. b) Soldadura a 50X.

4.2.1.3. PRUEBAS MECÁNICAS.

4.2.1.3.1. DUREZA.

La figura 4.28 muestra el comportamiento de la dureza de la soldadura de las diferentes muestras en escala Vickers. De acuerdo a los resultados obtenidos, el comportamiento de la zona exterior tiene un aumento al inicio, debido a que no tiene tratamiento térmico, a medida que avanza el material dentro de la cámara, hay una disminución de la dureza, posteriormente hay un aumento muy considerable, este incremento en la dureza, puede ser debido a que la medición puede haberse realizado sobre el límite de grano, las cuales son zonas de mayor energía del material por lo que su dureza es mayor, posteriormente la dureza disminuye, y permanece casi constante, debido a que los aumentos y disminuciones obtenidas no son muy significativas.

La zona media exterior presenta un comportamiento similar a los resultados obtenidos en la zona exterior.

La zona media interior y zona interior, presentan un comportamiento similar, en las cuales se observa un aumento en la dureza al inicio, debido al proceso de deformación que recibió el material antes de aplicarle la soldadura,

posteriormente el material presenta un incremento en la dureza, posteriormente la dureza disminuye, el comportamiento del material tanto su aumento como su disminución son poco significativos.

SOLDADURA

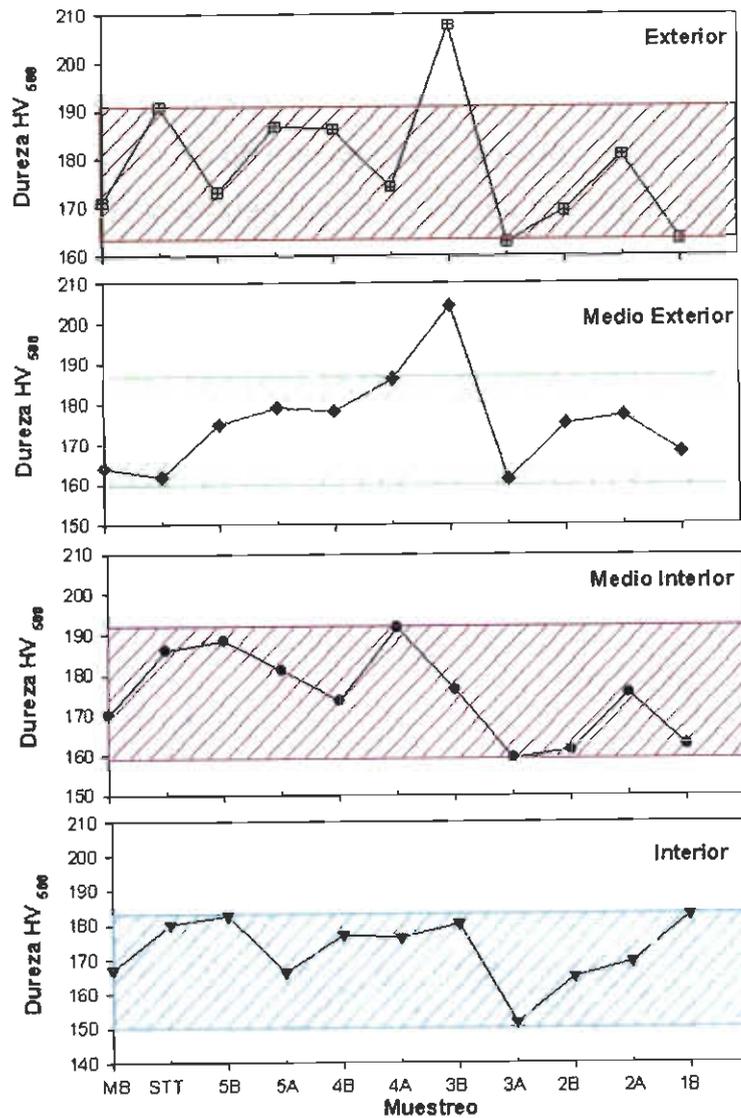


Figura 4.28. Representación gráfica de los resultados de las pruebas de dureza realizadas en la soldadura.

La figura 4.29. muestra los resultados de las durezas obtenidas en el metal base 1, para las diferentes zonas. De acuerdo a los resultados obtenidos, es considerable el aumento que se presenta en el material cuando es deformado, posteriormente la dureza del material disminuye, por efecto del relevado de esfuerzos producto del tratamiento térmico, se presenta un aumento en la dureza de las distintas muestras, pero el aumento entre una muestra y otra es poco significativo, las zona que presentaron los valores de dureza más bajos en las diferentes muestras son el diámetro exterior y diámetro interior, esto por la velocidad con la que pasa el tubo a través del inductor logra que la temperatura no sea homogénea en todo el tubo y permite calentar mas la zona del exteriores que las zonas interiores del material.

METAL BASE 1

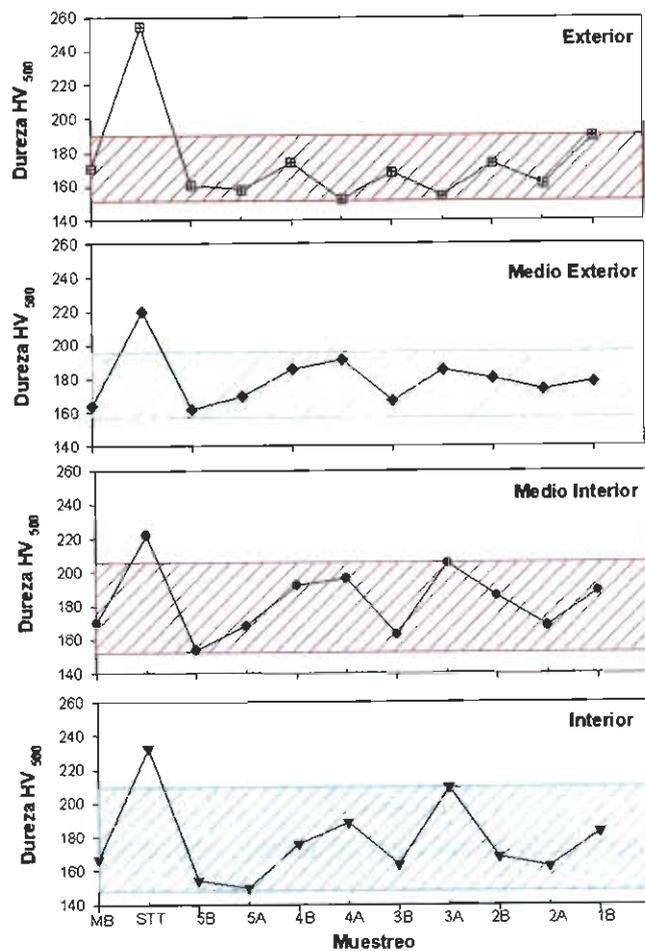


Figura 4.29. Representación gráfica de los resultados de la prueba de dureza realizadas al material base 1.

En la figura 4.30, se observa la gráfica de los resultados obtenidos de la dureza realizada en la zona de metal base 2. De acuerdo a los resultados obtenidos, el comportamiento del material base 2 es similar al material base 1, presentando las muestras con dureza mayor en las zonas medias interiores y exteriores, las cuales son las zonas que no alcanzan la temperatura durante el proceso de tratamiento térmico.

METAL BASE 2

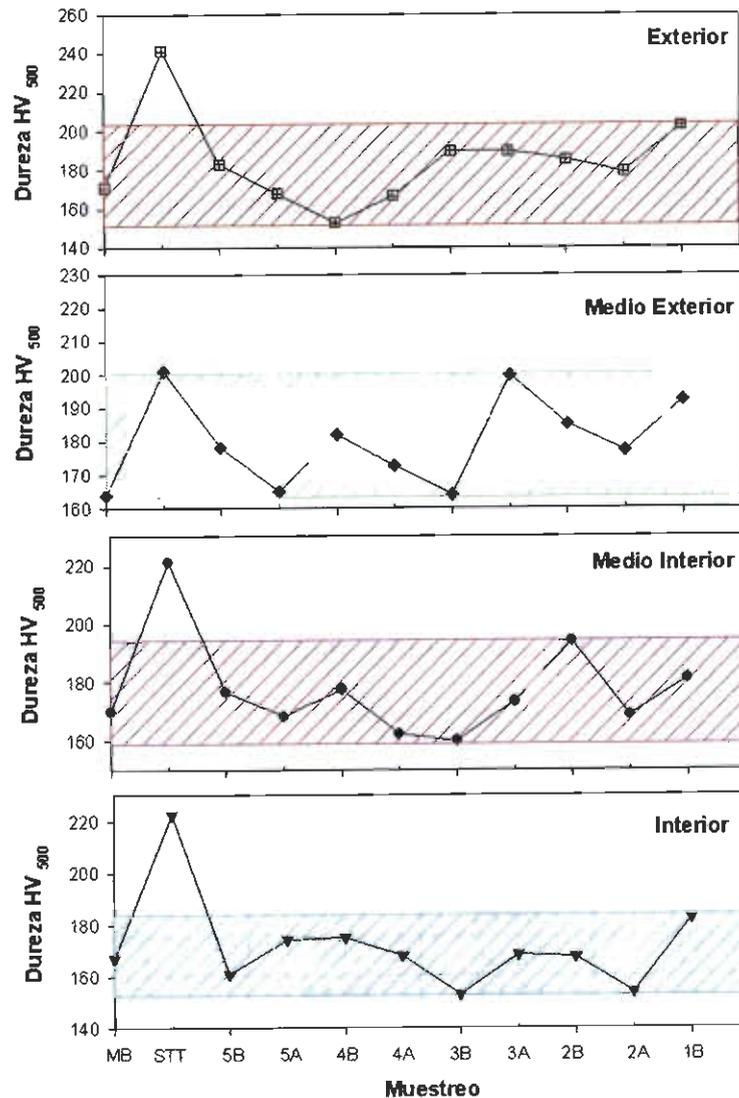


Figura 4.30. Representación gráfica de los valores obtenidos de la prueba de dureza realizada sobre el metal base 2.

4.2.1.3.2. ENSAYO DE TENSIÓN.

Los resultados de la prueba de tensión se muestran en la tabla 4.5. De acuerdo a los resultados obtenidos, el material con mayor valor de esfuerzo máximo es la muestra 6, el cual es el material que no recibió tratamiento térmico, por lo que su resistencia es mayor debido a los esfuerzos acumulados, cuando el material es sometido a tratamiento térmico (muestra 1- muestra 5), se observa una disminución de la resistencia en la tensión producto del relevado de esfuerzos.

En lo que respecta al esfuerzo de cedencia, la muestra sin tratamiento térmico presento el mayor valor, debido a que el material presenta una rigidez mayor, por lo que es necesario un mayor esfuerzo para deformarlo (paso del rango elástico al rango plástico), las muestras restantes tienen un comportamiento similar.

Los resultados obtenidos correspondientes a la elongación, las muestras 2, 4 y 6 presentaron un comportamiento similar, la muestras 6 y 3 presentaron el mayor porcentaje, mientras que la muestra 1 presentó los valores más bajos.

Tabla 4.5. Resultados obtenidos durante la elaboración de la prueba de tensión.

Identificación de la muestra	Esfuerzo maximo (KSI)	Esfuerzo de cedencia (KSI)	Elongación (%)
1	98	40.37	33
2	94.93	40.64	49
3	94.51	41.2	60
4	92.69	40.87	49
5	93.13	38.27	47
6	107.68	76.17	59

4.2.2. RESULTADOS DE LA SEGUNDA ETAPA.

Las pruebas realizadas consistieron en dureza y metalografía, las muestras tienen una apariencia similar por lo que no fue requerido realizar inspección visual y estereoscopia, debido a que no se obtendrán resultados contundentes en el cambio de la coloración.

4.2.2.1. ANÁLISIS METALOGRAFICO DE LAS MUESTRAS.

En lo referente a las pruebas metalográficas realizadas, los resultados se observan en las figuras siguientes. La figura 4.31 muestra las microestructuras obtenidas del metal base antes de sufrir el proceso de deformación (fleje). Se puede observar que la microestructura del metal base consiste en granos equiaxiales, con un tamaño de grano ASTM 7-8.

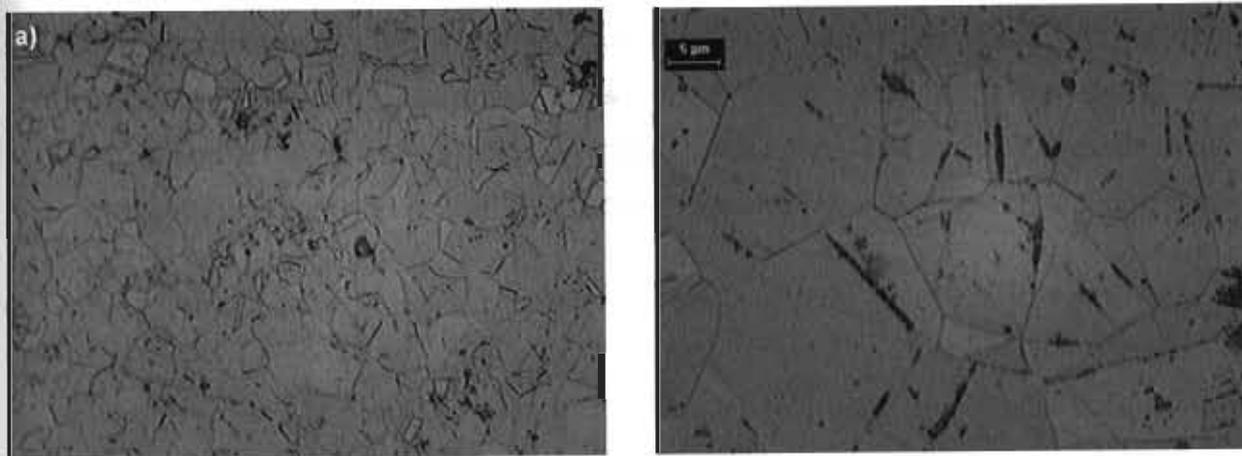


Figura 4.31. Microestructura observada en el metal base (fleje) a) 100X b) 200X.

En la figura 4.32. se muestran las microestructuras observadas de la muestra 1 (no lleva tratamiento térmico). Como se puede observar en las microestructuras obtenidas, el metal base tiene una microestructura similar al material antes de ser deformado, la soldadura por otro lado consiste en una estructura dendrítica, no se observa recristalización en la soldadura esto es por que el material no ha recibido tratamiento térmico.

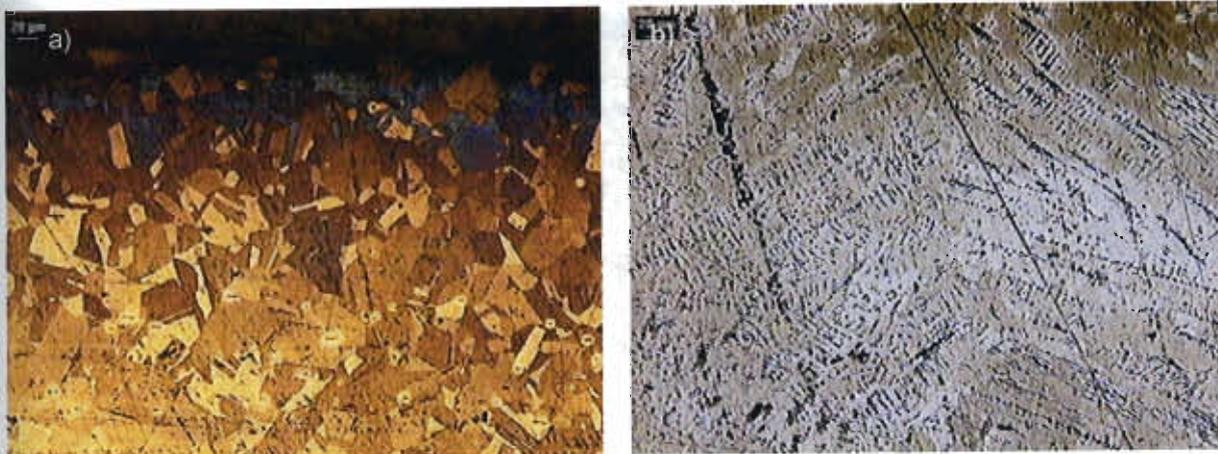


Figura 4.32. Microestructuras obtenidas de la muestra #1. a) Metal base a 100X. b) Soldadura a 100X.

La muestra # 3 fue analizada para observar si existe algún cambio en la microestructura cuando el material se encuentra en la zona central de la cámara de tratamiento térmico, en la figura 4.33 se observan las microestructuras encontradas. De acuerdo a lo observado en la metalografía, el metal base tiene una microestructura similar al de las muestras anteriores, la soldadura por otro lado tiene una recristalización en su zona exterior, similar a los resultados obtenidos en el primer estudio realizado, destacando que la zona recristalizada es de mayor área que en los resultados obtenidos en el primer estudio, como se puede observar en la figura 4.33 c)

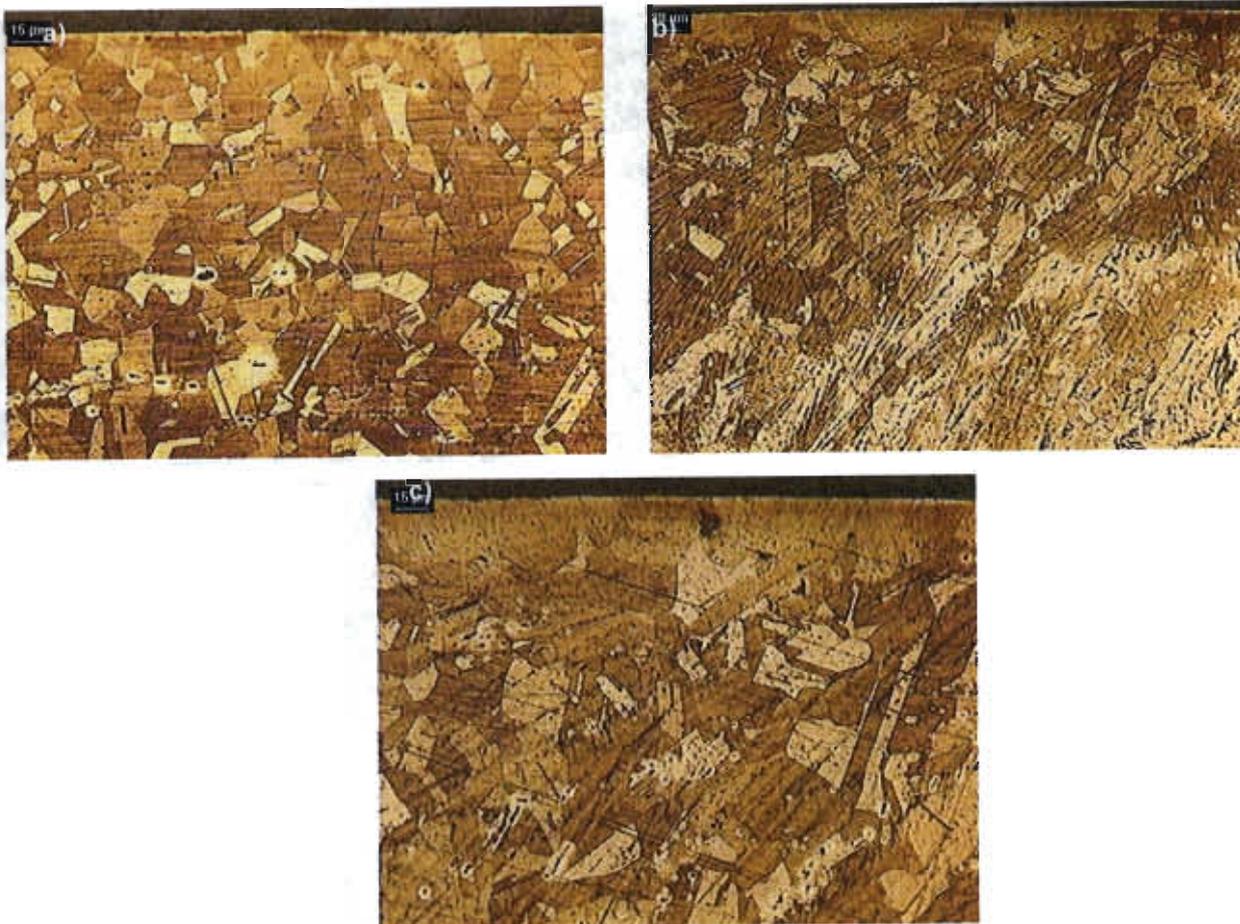


Figura 4.33. Microestructuras obtenidas en la muestra # 3. a) Metal base a 100 X. b) Soldadura a 100 X. c) Recristalización en la soldadura a 200X.

Por otro lado se observó metalográficamente la muestra # 7, con el fin de observar el comportamiento del material al finalizar su paso por la cámara de tratamiento térmico y las microestructuras obtenidas se observan en la figura 4.34. De acuerdo a los resultados obtenidos se observa un comportamiento similar al de la muestra # 3 (metal base, soldadura), la soldadura presenta una recrystalización pero no se observa un aumento en dicha zona, por lo que el material no sufre algún cambio en la microestructura al terminar su paso dentro de la cámara de tratamiento térmico, no se observó precipitación de carburos por efecto de una velocidad de enfriamiento lenta.

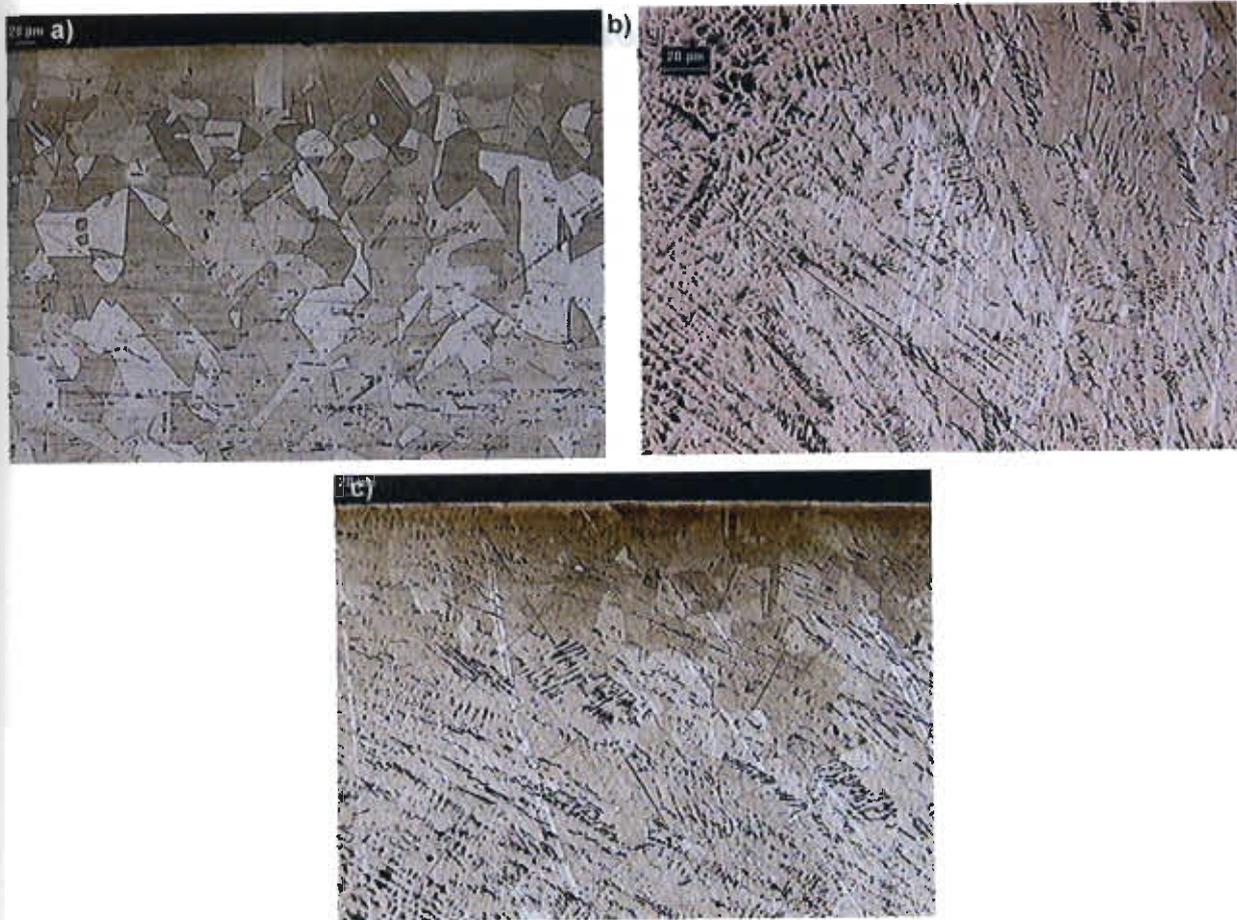


Figura 4.34. Microestructuras obtenidas de la muestra # 7. a) Metal base a 100 X. b) Soldadura a 100X. c) Recristalización en soldadura a 100 X.

4.2.2.2. PRUEBAS MECÁNICAS.

4.2.2.2.3. DUREZA.

Los resultados obtenidos de la zona de la soldadura se muestran en la figura 4.35. De acuerdo a los resultados obtenidos se puede observar una disminución de la dureza después de recibir el tratamiento térmico, posteriormente se observa un aumento en la dureza, seguido de una disminución, estos cambios en la dureza son poco significativos, por lo que se puede decir que existe un comportamiento similar en las distintas zonas analizadas.

SOLDADURA

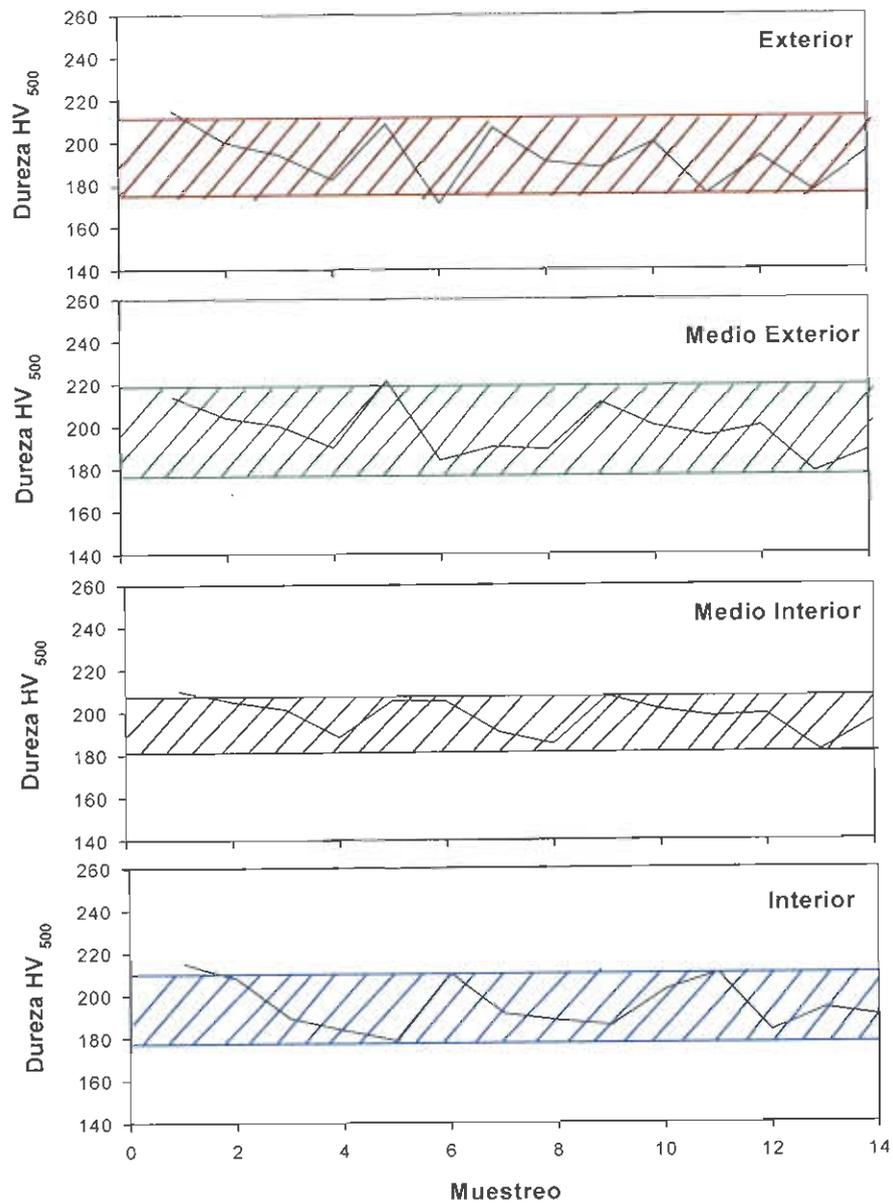


Figura 4.35. Representación gráfica de la prueba de dureza realizada a la zona de soldadura.

Los resultados de la zona de metal base 1 se muestran en la figura 4.36. De acuerdo a lo observado mediante la prueba de dureza, al inicio se tiene un aumento esto debido a que el material es deformado y no recibe el tratamiento térmico, cuando el material recibe tratamiento térmico la dureza disminuye por efecto de la disminución de los esfuerzos residuales. Posteriormente el comportamiento de las muestras tiende a ser similar debido a que los aumentos y disminuciones observados son en escala Vicker's, por lo que los aumentos son poco significativos.

METAL BASE 1

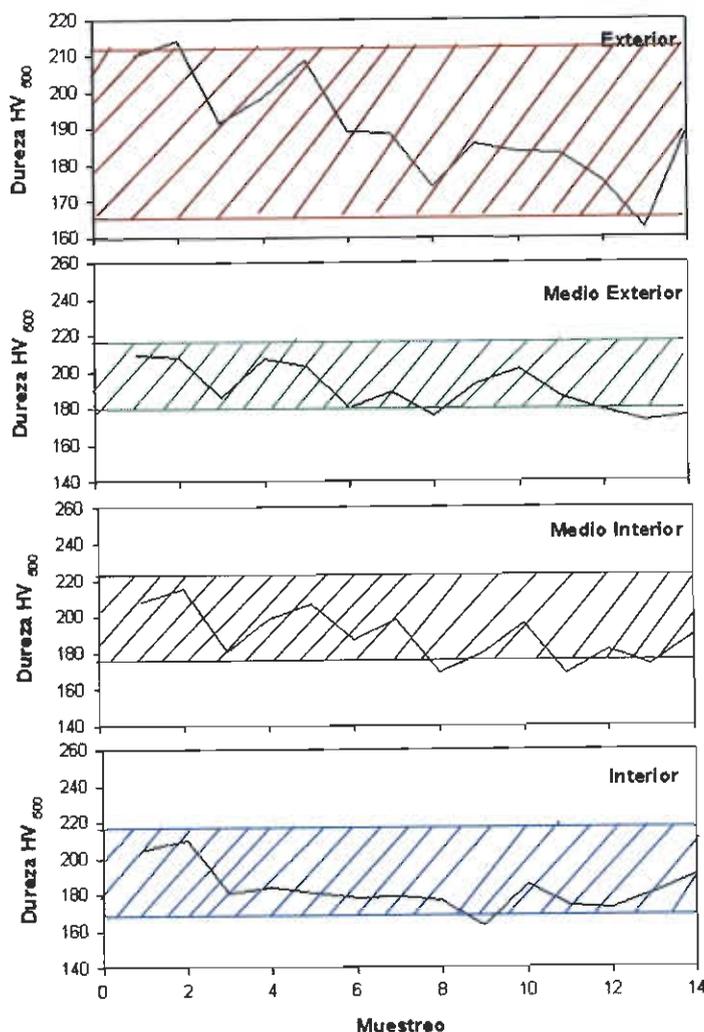


Figura 4.36. Representación gráfica de la prueba de dureza realizada a la zona del metal base 1.

Los resultados de la zona de metal base 2 se muestran en la figura 4.37. De acuerdo a los resultados obtenidos, se observa un comportamiento similar, al de metal base 1, la disminución en la dureza es producto del tratamiento térmico, y un comportamiento similar a medida que el material avanza dentro de la cámara de tratamiento térmico, la diferencia de valores entre la zona del metal base 1 y 2, es debido a que la deformación a la que es sometido el material durante el proceso no es homogénea en todas las zonas.

METAL BASE 2

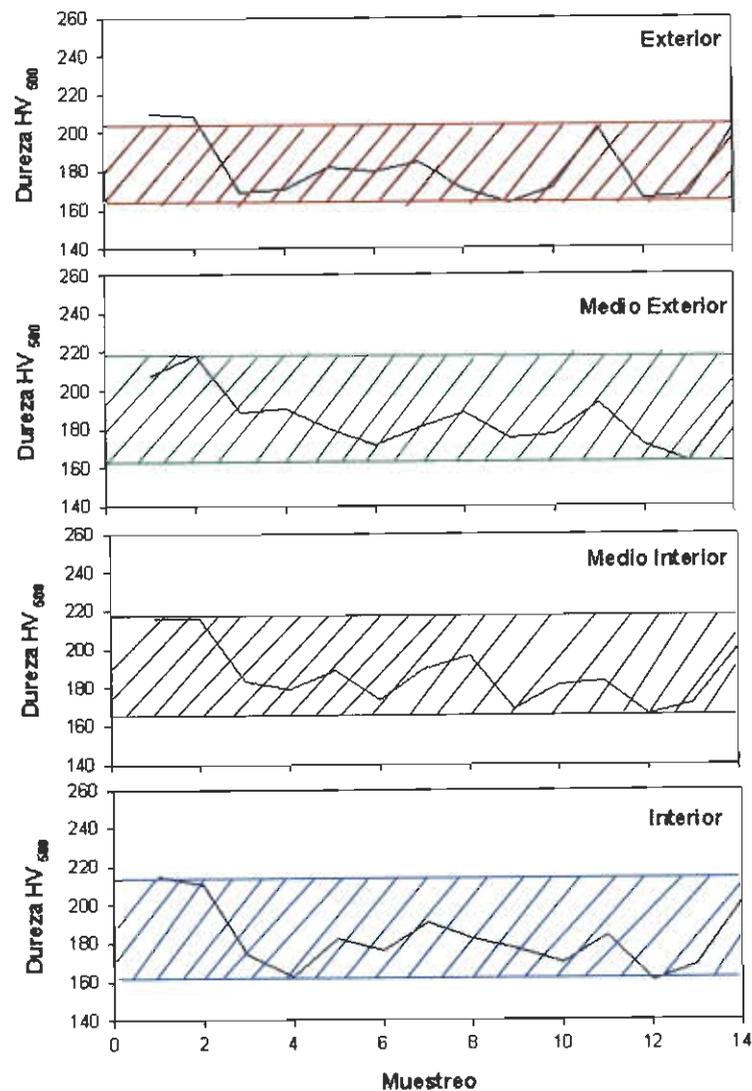


Figura 4.37. Representación gráfica de la prueba de dureza realizada a la zona del metal base 2.

4.3 CONCLUSIONES

De acuerdo a los resultados obtenidos en las pruebas realizadas en las diferentes etapas se concluye lo siguiente:

- El modo de solidificación de las diferentes muestras corresponde a un tipo FA, la cual es caracterizada por la formación de la ferrita al inicio de la solidificación y posteriormente a la formación de la fase austenita.
- Hay migración de la ferrita a través de los granos austeníticos.
- Se presenta una microestructura dendrítica en las muestras analizadas.
- No hay un incremento significativo en la dureza cuando se aumenta la velocidad de avance a 365.76 m/h.
- El uso del hidrógeno incrementa la penetración del material debido a un aumento en el calor de entrada.
- De acuerdo a los resultados del análisis de varianza la variable que mayor influencia tiene sobre la penetración, es el porcentaje de hidrógeno en la mezcla de gas.
- La superficie de respuesta nos indica que es posible tener penetración al 100% utilizando un porcentaje de hidrógeno mayor a 8.5%.
- En lo que respecta a la cámara de abrillantamiento a la inspección visual, se observa una diferencia, tanto en el aspecto de los tubos como en su coloración cuando el material no ha recibido tratamiento térmico y en las zonas iniciales. A partir de la zona central la coloración del tubo es similar en los diferentes tubos, por lo que no hay diferencia alguna ni en coloración como en el aspecto en general.

- En la dureza se observaron cambios con aumentos y disminución de la misma en las diferentes muestras, estos cambios no son tan significativos por lo que se puede considerar el comportamiento del material como homogéneo.
- En lo que respecta a la microestructura, el material base consiste de granos equiaxiales de tamaño ASTM 7-8, la soldadura por su parte tiene una microestructura dendrítica, la cual presenta una recristalización en su zona exterior cuando el material es sometido a tratamiento térmico.

BIBLIOGRAFÍA

1. R.L.O'brin editor;(1996); Manual de soldadura; Tomo 1; octava edición /American Welding society; Traducción Ing. Roberto Escalona Garcia M.C en la UNAM.
2. Huang Her-Yeng; (2009); "Effects of shielding gas composition and activating flux on GTAW weldments"; Materials and Design; Vol. 30; pp 365.764-365.769.
3. Lippold Jhon C.; Damian J. Kotecki; (2005); Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels; Cap 7 Austenitic Stainless Steels.
4. ASM, Metals Handbook, "Properties and Selection: Irons, Steel and High performance Alloys" ASM.Vol.1,nineth edition,,2005.
- 5.O Brien R. L.; (1998); Welding handbook; vol2; Welding Processes; 8th edition; American Welding Society; cap 3 p. 74-106.
6. American Welding Society; (2004); Welding Handbook; welding processes part 1; Nine edition volume 2;
7. Kang B.Y.; Yarlagadda K.V.D; Kang M.J.; Kim H. J. and Kim I.S.; (2009); "The effect of alternate supply of shielding gases in austenite stainless steel GTA welding"; Journal of Materials Processing Technology; Vol. 209; pp 4722-4727.
8. Hsieh C.C.; Chang T.; Lin D.; Chen M and Weite W; (2007); "Precipitation Behavior of σ Phase in Fusion Zone of Dissimilar Stainless Steel Welds during Multi-Pass GTAW process"; Metals and Materials International; Vol. 13, No. 5; pp. 411-416.

9. Jamshidi H., A. Farzadi A., Serajzadeh S. and Kokabi H. K.; (2009); "Theoretical and experimental study of microstructures and weld pool geometry during GTAW of 304 stainless steel"; Int J Adv Manuf Technol; Vol. 42; No. 1043-1051.
10. Kumar B., Mahato B., Bandyopadhyay R., and Bhattacharya B.T.; (2005); "Influence of Strain-Induced Phase Transformation on the Surface Crystallographic Texture in Cold-Rolled-and-Aged Austenitic Stainless Steel"; Metallurgical and materials transactions A; Vol. 36 A; No. 3165-3174
11. Lin D. and Hsieh.; (2009); "Precipitation Examination of δ , σ and γ Phases using Modified Cr/Ni Equivalent Ratios during the Multipass Welding of Sainless Steel"; Metals and Materials International; Vol. 15, No. 3; pp. 507-514.
12. Chandra K. Kain V. and Ganesh P. (2008); "Controlling End-Grain Corrosion of Austenitic Stainless Steel"; Journal of Materials Engineering and Performance"; Vol. 17, No. 1; pp. 115-122.
13. Korinko P.S. and Malene S.H.; (2001); "Considerations for the weldability of types 304L and 316 Stainless Steel"; Practical Failure Analysis; Vol. 1, No. 4.; pp. 61-68.
14. Aidum D. K. and Martin S.A.; (1997); "Effect of Sulfur and Oxygen on Weld Penetration of High-Purity Austenitic Stainless Steels"; Journal of Materials Engineering and Performance; Vol. 6, No. 4; pp. 496-502.
15. Suban M. Tusek J.; (2001); "Dependence of melting rate in MIG_MAG welding on the type of shielding gas used"; J mater Proces Technol; Vol. 119; pp 185-192.

16. Brosilow R.; (1978) "Gases for shielding metal arc welding"; Welding design and fabrication; Vol. 46, No. 10; pp 63-72.
17. Key J. F. Chan J. W. McIlwain M. W.; (1983); "Process variable influence on arc temperature distribution"; Welding Journal; Vol. 63, No.(7); pp 179-184.
18. Wen J. and Lundin C.D.; (1986); "Technical Note: Surface tension of 304 stainless steel under welding conditions"; Welding Journal Vol. 66 No.5; pp 138.
19. Onsoien M.; Peters R.; Olson D.L: and Liu S; (1995); "Effect of hydrogen in an Argon GTAW shielding Gas: Arc characteristics and Bead Morphology"; Welding Journal; Vol. 74, No. 1; pp 10-15.
20. Tusek J and Suban; (2000); "Experimental research of the effect of hydrogen in argon as a shielding gas in arc welding of high-alloy stainless steel"; International Journal of Hydrogen energy; Vol. 25; pp 369-376.
21. Williams B.; (2010); "Tips for Welding Stainless Steel"; Welding journal; Vol. 89, No. 5; pp 46-48.
22. Durgutlu A.; (2004); "Experimental investigation of the effect of hydrogen in argon as a shielding gas on GTAW welding of austenitic stainless steel"; Materials and Design; Vol. 25; pp 19-23.
23. ASM, Metals Handbook, "Heat Treating" ASM.Vol.4,nineth edition, 1991.
24. Sadough A.; Audouard J. and Marcus P (1994); "The role of the Nitrogen in the passivity of austenitic stainless steels"; Corrosion Science; Vol. 36, No 11; pp 1825-1834.
25. Dominic S.; Dughiero F.; and Pillin B.; "In line induction bright annealing of stainless steels tubes"; Saet group;

LISTADO DE FIGURAS

Figura 2.1	Aplicación del proceso GTAW	8
Figura 2.2	Esquema representativo del proceso de soldadura GTAW	9
Figura 2.3	Tipos de familia de aceros inoxidables en función del contenido de cromo y níquel (a) y cromo y carbono (b)	21
Figura 2.4	Diagrama de schaeffler	22
Figura 2.5	Modo de solidificación tipo A (completamente austenítico)	25
Figura 2.6	Microestructura de la zona de fusión del modo de solidificación tipo A	25
Figura 2.7	Modo de solidificación tipo AF	26
Figura 2.8	Microestructura de la zona de fusión del modo de solidificación tipo AF	27
Figura 2.9	Modo de solidificación tipo FA a) Morfología esquelética b) Morfología de matriz	28
Figura 2.10	Microestructura de la zona de fusión del modo de solidificación tipo FA a) Morfología esquelética b) Morfología de matriz	29
Figura 2.11	Modo de solidificación tipo F a) Ferrita acicular b) Austenita y ferrita Widmanstätten	30
Figura 2.12	Microestructura de la zona de fusión del modo de solidificación tipo F	30
Figura 2.13	Conductividad térmica de diferentes gases en función de la temperatura	34
Figura 2.14	Entalpia de diferentes gases en función de la temperatura	34
Figura 2.15	Variación de la profundidad de soldadura a diferentes amperajes y concentración de hidrógeno	36
Figura 2.16	a) Materia prima antes de ser procesada. b) Materia prima durante su etapa de procesamiento	38
Figura 2.17	a) Aplicación de la soldadura. b) Etapa de tratamiento térmico.	39
Figura 2.18	Corrientes de Eddy para evaluación de defectos	40
Figura 3.1	Metodología utilizada en la evaluación de los gases de protección	41
Figura 3.2	Metodología utilizada en la evaluación de la cámara de abrillantamiento	43
Figura 3.3	Ubicación esquemática de las áreas evaluadas con dureza vickers en fleje	44
Figura 3.4	Ubicación esquemática de las áreas evaluadas con dureza vickers en los diferentes tubos.	44
Figura 3.5	Experimentación realizada en la primera etapa	47
Figura 3.6	Experimentación realizada en la segunda etapa	47
Figura 3.7	Representación esquemática de las muestras obtenidas de la cámara de tratamiento térmico del primer muestreo	49
Figura 3.8	Representación esquemática de las muestras obtenidas de la cámara de tratamiento térmico del segundo muestreo	50
Figura 4.1	Metalografía de las muestras 200X a) Vel. 335.28 m/h 0% H. b) Vel. 365.76 m/h 0% H	52
Figura 4.2	Metalografía de las muestras 200X a) Vel. 335.28 m/h 12% H. b) Vel. 365.76 m/h 12% H	52
Figura 4.3	Metalografía de las muestras 500X a) Vel. 335.28 m/h 0% H. b) Vel. 365.76 m/h 0% H	53
Figura 4.4	Metalografía de las muestras 500X a) Vel. 335.28 m/h 0% H. b) Vel. 365.76 m/h 0% H	53

Figura 4.5	Resultados de EDS de la muestra # 3 Vel. 335.28 m/h 12% H	54
Figura 4.6	Resultados de EDS de la muestra # 4 Vel. 365.76 m/h 12% H.	55
Figura 4.7	Perfil metalográfico de la muestra # 1	56
Figura 4.8	Perfil metalográfico de la muestra # 2	56
Figura 4.9	Perfil metalográfico de la muestra # 3	56
Figura 4.10	Perfil metalográfico de la muestra # 4	56
Figura 4.11	Efecto del hidrógeno en la penetración de las muestras analizadas	57
Figura 4.12	Comportamiento de la dureza en las diferentes muestras analizadas	58
Figura 4.13	Efecto de las variables de proceso en la penetración	60
Figura 4.14	Resultados del ajuste de las interacciones	60
Figura 4.15	Cubo obtenido en el análisis de varianza	61
Figura 4.16	Metalografía de las muestras de la segunda etapa a 200X a) Vel. 365.76 m/h 8% H. b) Vel. 230 m/h 8 %H	62
Figura 4.17	Perfil metalográfico de las muestras a 100X a) Vel. 365.76 m/h 8% H. b) Vel. 230 m/h 8 %H	63
Figura 4.18	Comportamiento de la penetración de la muestras a diferentes velocidades analizadas	63
Figura 4.19	Comportamiento de la dureza en las diferentes muestras analizadas	64
Figura 4.20	Comportamiento de la superficie respuesta	67
Figura 4.21	Gráfica de contorno de la superficie de respuesta	68
Figura 4.22	Imagen de muestras analizadas mediante inspección visual a) Muestras 6 (fuera de la cámara), 5 y 4. b) Muestras 3,2 y 1	69
Figura 4.23	Imágenes de las muestras observadas mediante estereoscopia. a) Muestra 6 (sin tratamiento térmico). b) Muestra 5. c) Muestra 4. d) Muestra 3. e) Muestra 2. f) Muestra 1	70
Figura 4.24	Microestructura del metal base a 100X	72
Figura 4.25	Microestructura de la muestra # 6 (sin tratamiento térmico) a) Metal base a 100x. b) Soldadura a 100X	73
Figura 4.26	Microestructura de la muestra # 5 a) Metal base a 100x. b) Soldadura a 100x. c) Zona de recristalización de la soldadura a 200X	74
Figura 4.27	Microestructuras de la muestra # 3 a) Metal base a 200X. b) Soldadura a 50X	75
Figura 4.28	Representación gráfica de los resultados de las pruebas de dureza realizadas en la soldadura	76
Figura 4.29	Representación gráfica de los resultados de la prueba de dureza realizadas al material base 1	77
Figura 4.30	Representación gráfica de los valores obtenidos de la prueba de dureza realizada sobre el metal base 2	78
Figura 4.31	Microestructura observada en el metal base (fleje) a) 100X b) 200X	80
Figura 4.32	Microestructuras obtenidas de la muestra #1. a) Metal base a 100X. b) Soldadura a 100X	81
Figura 4.33	Microestructuras obtenidas en la muestra # 3. a) Metal base a 100 X. b) Soldadura a 100 X. c) Recristalización en la soldadura a 200X	82
Figura 4.34	Microestructuras obtenidas en la muestra # 7. a) Metal base a 100 X. b) Soldadura a 100 X. c) Recristalización en la soldadura a 200X	83

- Figura 4.35** Representación gráfica de la prueba de dureza realizada a la zona de soldadura 84
- Figura 4.36** Representación gráfica de la prueba de dureza realizada a la zona del metal base 1 85
- Figura 4.37** Representación gráfica de la prueba de dureza realizada a la zona del metal base 2 86

LISTADO DE TABLAS

Tabla 3.1	Diseño de experimentos utilizado en la primera etapa	46
Tabla 3.2	Muestras obtenidas a partir de la Metodología de superficie de respuesta	48
Tabla 4.1	Resultados de la prueba de reverse de la primera etapa	59
Tabla 4.2	Resultados de las pruebas de reverse	65
Tabla 4.3	Resultados de la penetración en la tercera etapa	65
Tabla 4.4	Resultados de la prueba de reverse de la tercera etapa	66
Tabla 4.5	Resultados obtenidos durante la elaboración de la prueba de tensión	79

RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO

Nombre	Miguel Ángel Banda Guzmán
Grado a obtener	Maestro en Tecnología de la Soldadura Industrial
Título de Tesis	Optimización del proceso de soldadura GTAW para la fabricación de tubos de acero inoxidable
Títulos obtenidos	Especialista en Tecnología de la Soldadura Industrial Ingeniero en Materiales
Universidades	Corporación Mexicana de Investigación en Materiales Instituto Tecnológico de Saltillo
Campo profesional	Producción y Calidad
Experiencia profesional	Johnson Controls Metales S.A. de CV. Supervisor de calidad COMIMSA S.A de C.V. Especialista en Tecnología de la Soldadura Industrial Zf Sachs Automotive México S.A. de CV. Calidad Laboratorio Metalúrgico Fundición J.V. S.A. de C.V. Supervisor de producción Sealed Power Autopartes S.A de CV. Supervisor de Calidad
Lugar y fecha de nacimiento	Saltillo, Coahuila, 06 de Septiembre de 1982
Nombre de padres	José Francisco Banda Medina Francisca Guzmán López