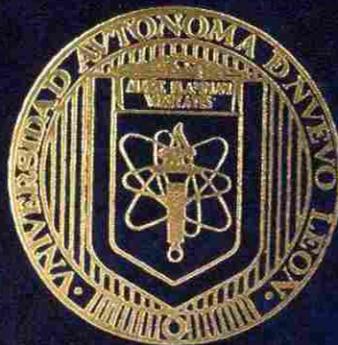


UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON  
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA  
DIVISION ESTUDIOS DE POST-GRADO



ESTUDIOS EN SOLDADURAS DE TUBERIAS  
DE ACEROS AL CARBONO

POR

MIGUEL ANGEL YESCAS GONZALEZ

T E S I S

EN OPCION AL GRADO DE MAESTRO EN  
CIENCIAS DE LA INGENIERIA MECANICA  
CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

CD. UNIVERSITARIA

ABRIL DE 1998

ESTUDIOS EN TUBERIAS SÓLIDAS  
ADQUIRIRÁS DE TUBERIAS

DE ACEROS AL CARBONO

TM  
Z5853  
.M2  
FIME  
1998  
Y4

999



1020122973



# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



ESTUDIOS EN SOLDADURAS DE TUBERÍAS  
DE ACEROS AL CARBONO

UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

POR  
MIGUEL ANGEL YESCAS GONZÁLEZ  
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

®

TESIS

EN OPCION AL GRADO DE MAESTRO EN  
CIENCIAS DE LA INGENIERIA MECANICA  
CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

CD. UNIVERSITARIA

ABRIL DE 1998



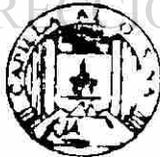
# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



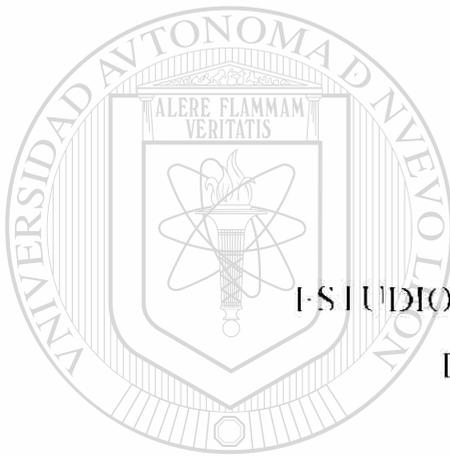
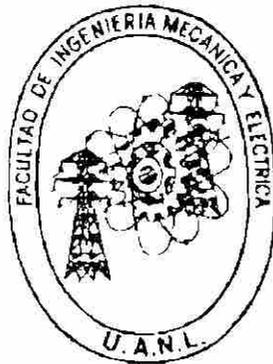
FONDO  
TESIS



**UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON**

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



ESTUDIOS EN SOLDADURAS DE TUBERIAS  
DE ACEROS AL CARBONO

UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

POR

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS  
MIGUEL ÁNGEL YESCAS GONZÁLEZ

TESIS

EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA  
MECANICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

CID UNIVERSITARIA

ABRIL DE 1998



# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

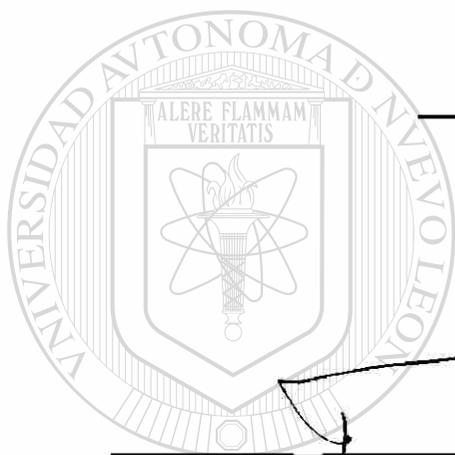


FONDO  
TESIS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN  
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA  
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis: Estudios en soldaduras de tuberías de acero al carbono realizada por Miguel Angel Yescas González sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales

El Comité de Tesis



Asesor  
Dr. Rafael Colás Ortiz

Coasesor

Dr. Florentino Fernández Guzmán

Coasesor

Dra. Martha Patricia Guerrero Mata

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Yo. Bo.

M.C. Roberto Villarreal Garza  
División de Estudios de Postgrado

# DEDICATORIA

## *A DIOS*

*PORQUE DÍA CON DÍA ILUMINA MI CAMINO*

### ***A QUIEN MAS QUIERO EN LA VIDA:***

*A MIS PADERES, Ma DE LOS ANGELES y FRANCISCO. PORQUE HAN SIDO MI MAS FU ERTE INSPIRACION Y PORQUE DE ELLOS HE RECIBIDO TODO EL AMOR Y SABIDURIA QUE UN HIJO PU EDE DESEAR*

---

*A MIS HERMANOS, P.ACO, DULCE, ROGELIO, MIRIAM, CESAR Y CUAUHTEMOC POR LOS FUERTES LASOS QUE NOS UNEN, POR SUS ADMIRABLES EJEMPLOS Y APOYO INCONDICIONAL EN TODO MOMENTO DE MI VIDA*

## AGRADECIMIENTOS

**Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología, por el apoyo económico brindado para realizar mis estudios de maestría.**

**Al Doctorado en Ingeniería de Materiales (DIMAT) de la FIME, UANL que fue mi casa por más de dos años.**

**A la empresa Tubacero, S.A.de C.V. y al personal que labora en ella, por las facilidades otorgadas durante el desarrollo de este trabajo.**

**Muy especialmente al Dr. Rafael Colás por que gracias a su apoyo, consejos y enseñanzas ha hecho que yo siga creciendo personal y profesionalmente.**

---

**A la Dra. Martha Patricia Guerrero y al Dr. Florentino Fernández por sus consejos y acertadas sugerencias a este trabajo.**

**Al Dr. Alberto J. Pérez por sus valiosos consejos, por la buena disposición para ayudarme en todo momento cuando se lo pedí y además por su valiosa amistad.**

**A todos mis profesores del DIMAT por sus invaluable enseñanzas**

**A mis compañeros de generación: Salvador, Víctor, Guillermo, Enrique, Javier Longinos y Javier Rivera.**

**A mis amigos: Fernando Pérez, Gregorio A., Juan Manuel Angulo, Juan C. Portugal, Salvador Almaguer, Víctor Páramo, Rafa Mercado, Adriana Salas, Margarita Mezzetti y Vicky Garza.**

**A mis todos mis compañeros del DIMAT.**



UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



# ÍNDICE

Contenido	Página
<b>DEDICATORIA</b>	<b>i</b>
<b>AGRADECIMIENTOS</b>	<b>ii</b>
<b>RESUMEN</b>	<b>1</b>
<b>CAPITULO 1 INTRODUCCIÓN.</b>	<b>3</b>
<b>CAPITULO 2 ANTECEDENTES</b>	<b>6</b>
2.1 Introducción	6
2.2 Fabricación de tubos para gas amargo	6
2.2.1 Soldadura de resistencia eléctrica de alta frecuencia (FRW)	8
2.2.2 Soldadura por arco sumergido (SAW)	11
2.2.3 Soldadura multi-electrodo	17
2.2.4 Fundentes	19
2.3 Requerimientos mecánicos	21
2.3.1 Resistencia mecánica	22
2.3.2 Dureza	24
2.3.3 Impacto	25
2.3.4 Fragilización por hidrógeno	25
<b>CAPITULO 3 METALURGIA DE LA SOLDADURA</b>	<b>27</b>
3.1 Introducción	27
3.2 Solidificación de soldaduras	28
3.2.1 Factores que controlan la forma de la pileta líquida de soldadura	29
3.2.2 Crecimiento epitaxial	31
3.2.3 Crecimiento competitivo	32
3.2.4 Sobreenfriamiento constitucional	34
3.2.5 Modo de solidificación	36
3.2.6 Condiciones que influyen en el modo de solidificación	36
3.2.7 Elementos estructurales.	40
3.3 Transformaciones de fase en metales soldados	43
3.4 Influencia de parámetros de soldadura	49
3.4.1 Transferencia de calor	49
3.4.2 Entrada de calor	50
3.4.3 Penetración y área de soldadura	52

<b>CAPITULO 4 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL</b>	<b>54</b>
4.1 Introducción	54
4.2 Obtencion de las muestras	54
4.2.1 Equipo y materiales utilizados en la línea de arco sumergido	56
4.3 Preparación de las muestras	58
4.4 Descripcion de las pruebas	60
<b>CAPITULO 5 RESULTADOS Y DISCUSIÓN</b>	<b>63</b>
5.1 Introducción	63
5.2 Caracterización microestructural	63
5.3 Ensayos de microdureza	78
5.4 Ensayos de impacto	82
5.5 Ensayos de tensión	85
<b>CAPITULO 6 CONCLUSIONES</b>	<b>88</b>
<b>REFERENCIAS</b>	<b>90</b>
<b>LISTA DE TABLAS</b>	<b>93</b>
<b>LISTA DE FIGURAS</b>	<b>94</b>
<b>ANEXO I</b>	

**ANEXO II**

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



## RESUMEN

Existen diferentes técnicas de soldadura para la fabricación de tubería de gran diámetro, una de ellas es el proceso por arco sumergido que actualmente emplea Tubacero, S.A. de C.V. El cuidado en el control de los parámetros que afectan tanto a la soldadura como a la zona afectada por el calor (ZAC) es muy importante, no sólo por lo que dicha tubería conducirá, sino por lo que representa para la empresa una buena calidad y productividad del proceso. El proceso de soldadura por arco sumergido (SAW) que se analiza en este trabajo utiliza dos electrodos y se aplica en tubos que han sido soldados previamente por resistencia eléctrica. El proceso de fabricación de estos tubos inicia con la soldadura de resistencia eléctrica de alta frecuencia (ERW) a la salida del molino conformador para posteriormente llevar a cabo el proceso de soldadura por doble arco sumergido (DSAW).

El presente estudio incluye la caracterización microestructural, el barrido de microdurezas, ensayos de impacto y tensión. Los resultados indican que dentro de la

ZAC generada por el proceso ERW existen tres sub-zonas con diferentes microestructuras en cada una de ellas, observando además que hacia el borde exterior

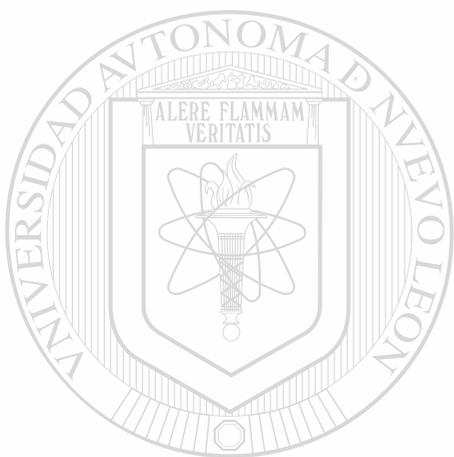
se obtienen los tamaños de grano más grandes y las durezas más altas porque es en esta región donde se observa la presencia de bainita. Aún así, dicha porción es muy pequeña y queda dentro de la zona fundida del proceso DSAW, el cual genera una

ZAC constituida de 4 sub-zonas designadas como 1) de grano basto y ferrita widmanstätten, 2) ferrita poligonal con ligeras mezclas de granos aciculares y perlita,

3) refinación del tamaño de grano y 4) de perlita semiesferoidizada. La observación metalográfica también muestra que la cantidad de bainita siempre es mayor en el cordón interior que en el exterior.

El perfil de durezas realizado en la ZAC de probetas soldadas con ERW+DSAW y DSAW en cuerpo indica que en la sub-zona 3 existe un ablandamiento del acero producido por la esferoidización de la perlita.

Los resultados de las pruebas de tensión muestran que la soldadura siempre fue más resistente que el metal base para ambos grupos de muestras analizadas y los resultados de la prueba de impacto indican que los tubos soldados con el proceso DSAW en cuerpo presentan mayor tenacidad en la soldadura, línea de fusión y ZAC. sin embargo, el metal base presenta los valores de tenacidad más bajos



# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

# CAPÍTULO 1

## INTRODUCCIÓN

La soldadura de aceros, empleada por décadas en la fabricación de edificios, puentes, recipientes a presión y diversos equipos, también se emplea en la fabricación de tubería de gran diámetro para la conducción de petróleo y sus derivados. El riesgo de fallas catastróficas en soldaduras es alto y las pérdidas económicas y humanas pueden ser muy importantes. De ahí la insistencia por parte de organismos e institutos de conocer con mayor certeza las microestructuras en soldadura y su zona de influencia térmica. Por otro lado, las compañías fabricantes de tubos con costura, están también interesadas en conocer más a fondo sus procesos de soldadura, con el fin de controlar la estructura metalúrgica de las uniones y las propiedades mecánicas de las mismas.

Las plantas industriales no pueden controlar sus proceso de fabricación en algunos casos y, por lo tanto, el obtener una calidad óptima en sus productos, se vuelve una tarea por demás difícil, que día con día enfrentan los responsables de producción. La investigación y desarrollo aplicados en planta puede resolver gran parte de este problema, siempre y cuando exista coherencia en el planteamiento de los proyectos a realizar, esto es, que los análisis se enfoquen a problemas específicos, no sin antes llevar a cabo estudios preliminares que permitan el conocimiento básico mínimo del proceso de fabricación y su comportamiento. Es a partir de esta base que se pueden ubicar las áreas de interés primarias, a donde se deberán dirigir estudios posteriores. Se debe tomar conciencia que éste no es un proceso a corto plazo, sino que involucra la fuerte inversión de recursos humanos y económicos, que de manera continua se deben estar realizando. El trabajo que aquí se presenta es precisamente un estudio dirigido a conocer más de acerca del proceso de soldadura por arco sumergido de aceros grado API para tubería, llevado a cabo en la empresa Tubacero, S.A. de C.V.

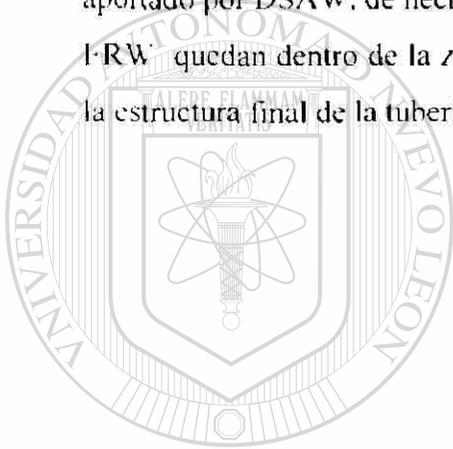
Los tubos destinados a conducir fluidos amargos o provenientes de campos petrolíferos son fabricados a partir de placas de acero obtenidas por el proceso de colada continua, y posteriormente procesadas en el molino de laminación mediante la técnica de control del proceso termomecánico, que incluye la laminación controlada y enfriamiento acelerado, de tal manera que, en combinación con el bajo contenido de carbono y elementos de aleación, como Ti y Nb entre otros, se obtienen tamaños de grano muy finos, con lo que se aseguran buenas propiedades mecánicas, esfuerzo de cedencia, resistencia al impacto, manteniendo buena soldabilidad y sobre todo una máxima resistencia a la fragilización por hidrógeno.

La intención de este trabajo es conocer la influencia de la soldadura de resistencia eléctrica en la microestructura producida por el proceso de arco sumergido, ya que la zona de soldadura es una región crítica por presentar heterogeneidad microestructural con microconstituyentes que muchas veces no son recomendables bajo las condiciones de operación, además de la contribución de los esfuerzos residuales generados por el proceso de soldadura. En dicha zona es más fácil que se generen problemas de fragilización o agrietamiento, que muchas veces se combinan con agentes corrosivos, favoreciendo diversos mecanismos de daño. Por lo que es importante el conocimiento de la estructura metalúrgica en la región de soldadura y zona afectada por el calor, independientemente que dicho conocimiento ayuda a la compañía fabricante de tubos a conocer el comportamiento de su producto y realizar, de manera más precisa, ajustes en los parámetros que determinan la microestructura y por lo tanto las propiedades mecánicas de dichos componentes.

En la fabricación de tubería de gran diámetro, existen diferentes técnicas de soldadura y, entre ellas, destaca el proceso de soldadura por arco sumergido. El cuidado en el control de los parámetros que deben considerarse es muy importante, no sólo por lo que dicha tubería conducirá, sino por lo que representa para la empresa fabricante una buena calidad y productividad del proceso. El procedimiento de soldadura por arco sumergido (SAW) que se analizará utiliza dos electrodos y se aplica en tubos que han sido soldados previamente por resistencia eléctrica de alta frecuencia (ERW). Cabe aclarar que este primer proceso de soldadura es usado

únicamente como punteado cuando la tubería será soldada por el proceso SAW , así mismo es importante mencionar que el proceso ERW también se emplea para ductos que van directamente al cliente. No se hace ningún tipo de preparación en V (biselado) antes o después de la soldadura por ERW y la soldadura SAW se realiza tanto en la superficie interna como en la externa para cubrir el espesor total del tubo, dando origen al doble arco sumergido (DSAW).

El calor aportado al metal por cada proceso genera cambios microestructurales locales, sin embargo, el calor aportado en el proceso ERW es mucho menor que el aportado por DSAW, de hecho, las zonas fundida y afectada por el calor del proceso ERW quedan dentro de la zona fundida por el proceso DSAW, lo que implica que la estructura final de la tubería depende del último proceso aplicado.



# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



# CAPÍTULO 2

## ANTECEDENTES

### 2.1 INTRODUCCIÓN

En el mundo existen diferentes procesos para fabricación de tubería de gran diámetro para conducción de petróleo y gas a altas presiones. En México, dos de las empresas más importantes que fabrican de este tipo de tubería son Productora Mexicana de Tubería, S.A. de C.V. (PMT, S.A. de C.V.) y Tubacero, S.A. de C.V. La primera está ubicada en Lázaro Cárdenas Michoacán y utiliza el proceso "U.O.E" que consiste en someter la placa a un sistema de prensas en donde inicialmente adquiere la forma "U", siendo los siguientes pasos, la obtención de la forma "O", la soldadura provisional por puntos y, posteriormente, la soldadura automática continua de arco sumergido (SAW).

Posteriormente el ducto se expande "E" y se le hace una prueba hidrostática que en conjunto evalúan la integridad del mismo. Por otro lado, Tubacero, S.A. de C.V., está ubicada en Monterrey, N.L., y utiliza un proceso único en el mundo, con un molino conformador continuo después del cual se aplica soldadura de resistencia eléctrica para mantener la forma y finalmente aplicar soldadura SAW. Este proceso se describirá con más detalle en la siguiente sección ya que la investigación que aquí se presenta está dirigida a dicho proceso.

### 2.2 FABRICACIÓN DE TUBOS PARA GAS AMARGO

En esta sección se describe brevemente el proceso de fabricación de tubos de gran diámetro para transporte de fluidos amargos que emplea Tubacero, S.A. de C.V. Dicho proceso inicia en la nave de recepción de materia prima, de donde se prepara el acero ya

sea en placa o rollo para iniciar el conformado del tubo. La placa o rollo antes de ser alimentada a un molino conformador, tiene que pasar por una inspección mediante la técnica de ultrasonido que se realiza mediante un barrido longitudinal con transductores angulares separados cada 15 cm (6 in), para detectar posibles defectos internos tales como laminaciones o segregaciones. Posteriormente se realizan mediciones de ancho y espesor de la placa en zonas seleccionadas, el siguiente paso es el corte de orilla (cuando es necesario), donde el ancho de placa se ajusta al diámetro solicitado por el cliente. La placa o rollo pasa al molino formador donde se somete a pasos progresivos de conformado (4 de preforma y 3 de conformado final), donde la materia prima adquiere prácticamente la forma de "O". Durante el último paso, cuando el tubo se cierra completamente, se aplica la soldadura por el proceso de resistencia eléctrica de alta frecuencia (FRW). Una vez soldado, se le practica un tratamiento térmico de relevado de esfuerzos en la zona de unión. La etapa termina con el corte del tubo a 12.5 m (cuando se trata de rollo) e identificación del tubo. La siguiente etapa es el proceso de soldadura por doble arco sumergido (DSAW), denominado así porque se lleva a cabo tanto por el lado interno como por el lado externo del tubo. La soldadura por arco sumergido (SAW) se realiza con máquinas automáticas de doble electrodo, el primero de corriente directa y el segundo de corriente alterna. Una vez realizada la soldadura por arco sumergido, el tubo pasa a una inspección visual para después continuar con la examinación de los cordones de soldadura mediante la técnica de ultrasonido. Si el tubo no tiene defectos rechazables, éste pasa a las máquinas de expansión, en donde, por requerimiento del procedimiento de fabricación para tubos de gas amargo, se exige una expansión de aproximadamente el 1% del diámetro<sup>11</sup>, con lo que se uniformizan el diámetro y rectitud de los tubos y se recuperan propiedades mecánicas perdidas en el proceso de formado. Finalmente se realiza la prueba hidrostática, inspección mediante rayos X, una nueva examinación por ultrasonido y una inspección visual final, para pasar por último a la zona de embarques. Si el cliente lo solicita el tubo puede ser recubierto empleando técnicas como el FBE y tres capas. La Fig. 1 muestra un diagrama de bloques indicando la secuencia del proceso antes descrito.

Una vez que se ha explicado brevemente el proceso de fabricación de tubos de gran diametro, se tratarán con mas detalle los procesos de soldadura por ERW y DSAW puesto que es a estas etapas y, principalmente en la segunda, hacia donde va dirigido este trabajo.

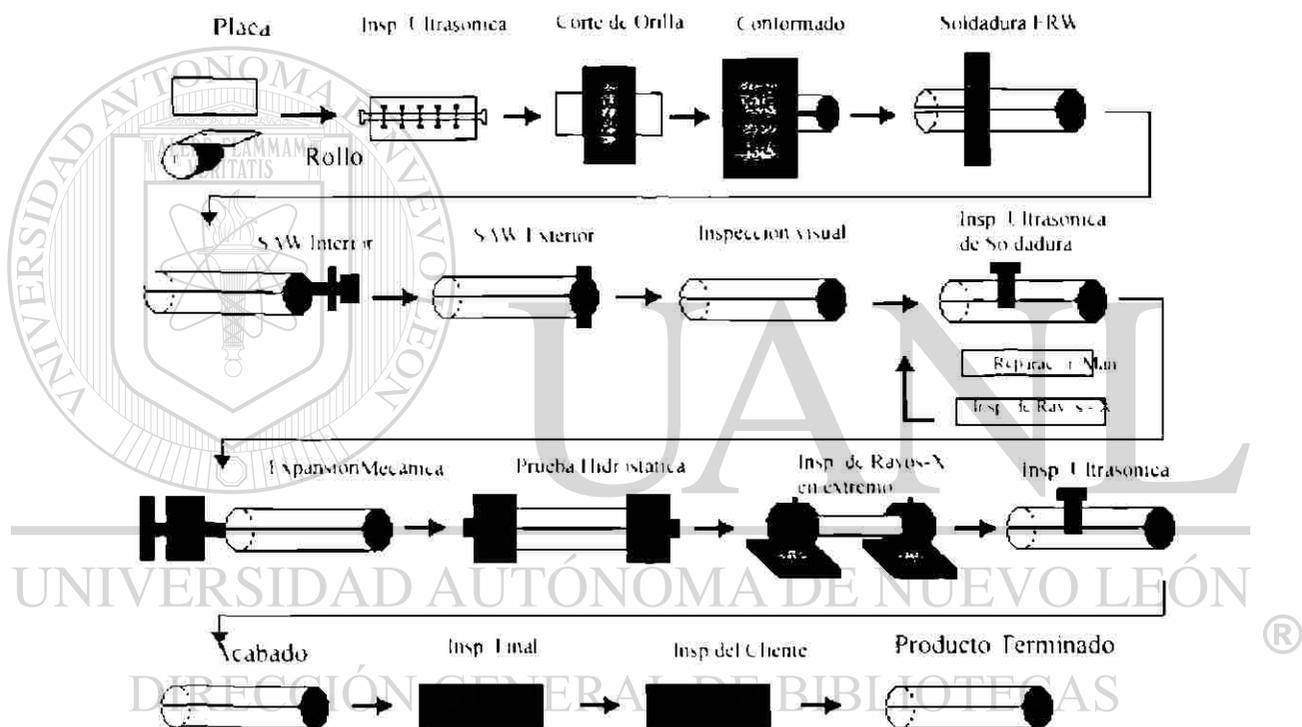


Figura 1 Diagrama que muestra la fabricación de tubos

### 2.2.1 PROCESO DE SOLDADURA DE RESISTENCIA DE ALTA FRECUENCIA (ERW).

Antes que nada, cabe mencionar que el proceso de unión por ERW que se emplea en Tubacero, S.A. de C.V. para venta directa, se utiliza para fabricar tubos de hasta 12.7 mm (0.5 in.) que es el máximo espesor que la máquina soldadora puede unir sin tener el

riesgo de generar faltas de fusión, de hecho el proceso ERW para fabricación de tubería no es aceptado en México para servicio amargo. El producto así obtenido sólo necesitaría un tratamiento térmico de normalizado para que puede ser vendido directamente como tubo

soldado por resistencia eléctrica. Sin embargo, en el caso de tubos de conducción de gas amargo, que generalmente sobrepasan el espesor antes mencionado, la soldadura ERW se considera solamente como un proceso de punteado, es decir, que su único objetivo es el de mantener el tubo unido, mientras pasa a las máquinas de soldadura por arco sumergido. Esto es lo que hace único el proceso de fabricación de Tubacero, S.A. de C.V. Este tubo al cual se le aplica el proceso de soldadura por ERW sólo como punteo, no requeriría del tratamiento térmico de normalizado debido a que no es necesario regenerar la microestructura pero se aplica para aliviar los esfuerzos generados por el proceso de unión, y poder manejarlo en la etapa de corte y sizer sin ningún riesgo de fisuración.

Cuando se realiza el proceso de soldadura por ERW, tanto el flujo de la corriente eléctrica, como la metalurgia de la soldadura deben analizarse conjuntamente. La corriente para el calentamiento por resistencia es, usualmente, de alto amperaje<sup>[3]</sup> y bajo voltaje a 60 Hz, de corriente alterna, la cual se introduce mediante dos contactos (Fig. 2), uno en cada borde de la placa. La corriente sigue la trayectoria de menor resistencia en el acero a lo largo de la "V" desde un electrodo hasta el otro, es decir que el circuito se inicia en el contacto 1, circula por el borde de la placa hasta llegar al vertice formado en la zona donde se unen los dos bordes para formar el tubo y se cierra en el contacto 2. En las zonas aledañas a cada electrodo se proporciona suficiente corriente como para formar un corto circuito entre los bordes a unir y el mecanismo de calentamiento es por el efecto skin<sup>[19]</sup> que conduce al incremento de temperatura en el borde de la placa. A medida que el metal en la zona de unión alcanza la temperatura de soldadura y se acerca al paso final, un par de rodillos angulares aplican una fuerza lo suficientemente alta como para unir y recalcar ambos lados de la placa, con lo que parte del metal forma

una rebaba, que posteriormente se elimina con una herramienta de corte al momento de salir del molino.

A la salida del proceso de soldadura por ERW, el tubo es sometido de forma continua a un tratamiento térmico de normalizado o relevado de esfuerzos localizado justo en la region recién soldada. Dicho calentamiento se lleva a cabo por inducción utilizando valores de parámetros que estén de acuerdo con las características de la tubería que se esta fabricando.

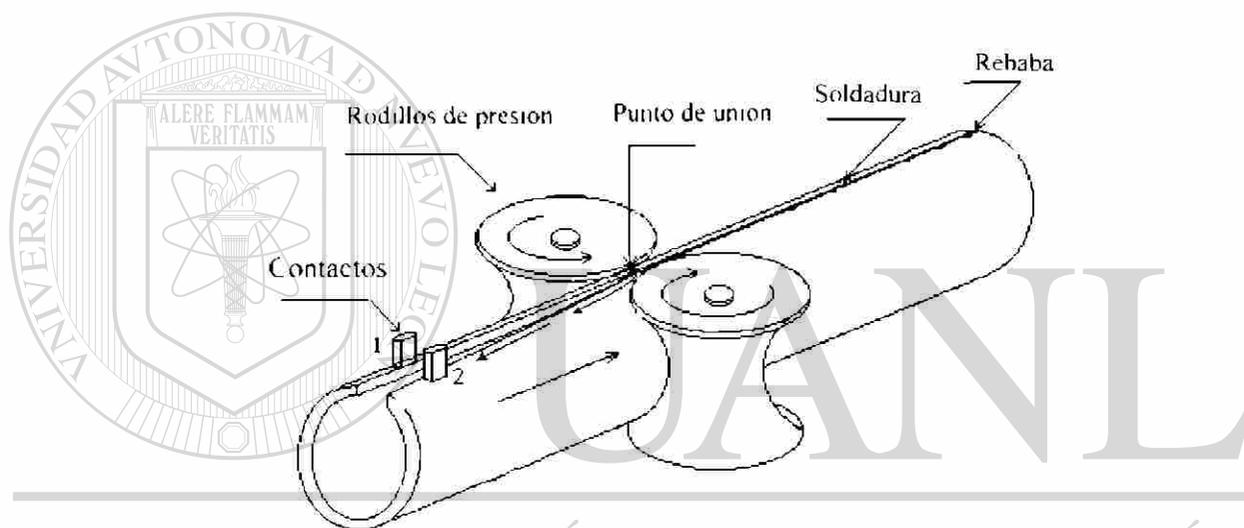


Figura 2 Soldadura de resistencia eléctrica longitudinal a tope.

## DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

El proceso ERW emplea una combinación de fuerza y calor para lograr la unión de los bordes de la placa. El calentamiento por resistencia ocurre, como ya se mencionó, mediante el flujo de corriente eléctrica a través de la pieza de trabajo, la cual generalmente esta en el circuito secundario de un transformador que convierte alto voltaje y baja corriente de potencia comercial, en alta corriente con bajo voltaje. El calor generado<sup>[4]</sup> por el flujo de corriente puede ser expresado mediante la siguiente relacion:

$$H = I^2 R t \quad (1)$$

Donde  $H$  es el calor generado en joules,  $I$  es la corriente en amperes,  $R$  la resistencia en ohms y  $t$  es el tiempo del flujo de corriente en segundos. La corriente de soldadura y el tiempo pueden ser fácilmente medidos, pero la resistencia es un factor complejo y difícil de medir, ya que en ella influyen factores como:

- La resistencia de contacto entre el electrodo y la pieza de trabajo.
- La resistencia de contacto entre las piezas de trabajo.
- La resistencia de la pieza de trabajo.
- La resistencia de los electrodos.

La resistencia de contacto es fuertemente afectada por las condiciones de la superficie<sup>31</sup>, tales como limpieza, presencia de óxidos u otros compuestos químicos y por la rugosidad de las superficies. La resistencia de contacto está directamente relacionada con la resistividad de los materiales en contacto. En superficies de condición uniforme, la presión de soldadura se vuelve un factor muy importante para lograr una buena soldadura, de esta forma, superficies no uniformes y oxidadas, como las que se presentan en el acero, ocasionan un difícil control de energía en la soldadura.

Es por lo tanto preferible eliminar estos óxidos química o mecánicamente antes de soldar.

La cantidad de energía requerida para producir una soldadura de resistencia está determinada por varios factores. La zona que se desea soldar (volumen a calentar), temperatura máxima, calor específico de la pieza de trabajo y las pérdidas de calor en el metal cercano a la unión, así como los electrodos, son factores claves. Un incremento en magnitud de uno o más de éstos, requiere el correspondiente incremento en energía para producir la soldadura.

### 2.2.2 PROCESO DE SOLDADURA POR ARCO SUMERGIDO (SAW).

Este es un proceso en el cual el calor necesario para la soldadura se suministra mediante un arco (o arcos) que se lleva a cabo entre una barra de metal consumible o electrodo y

la pieza de trabajo<sup>[5]</sup>. El arco se cubre mediante una cama de fundente que protege al metal líquido y al metal base que está cerca de la junta, funcionando como una capa protectora. En el proceso SAW la corriente fluye a través del arco y la piletta de soldadura, la cual consiste de metal y fundente líquidos. Generalmente el fundente en su estado líquido es altamente conductor, aun cuando en su estado sólido no conduzca la electricidad. Además de actuar como una cubierta protectora, el fundente puede aportar elementos desoxidantes y escorificadores que reaccionan químicamente con el metal de soldadura. Los fundentes para SAW pueden también contener elementos aleantes que modifiquen la composición química original del acero<sup>[5]</sup>.

Existen tres características de proceso SAW con altas corrientes que requieren especial consideración: a) el alto porcentaje de metal base en el depósito de la soldadura cuando se utiliza polaridad inversa de corriente directa, b) la gran cantidad de escoria que resulta de la operación y c) la gran cantidad de calor (in-put), que afecta a la microestructura. Cuando el porcentaje de metal base en el depósito de soldadura es alto, es importante que las impurezas dañinas del metal base, tales como sulfuros y fosfuros sean mínimos. La gran cantidad de escoria generalmente constituye una fuente de silicio o manganeso y parte de ellos puede ser transferida al depósito de soldadura. La gran cantidad de calor que resulta de la soldadura al utilizar corrientes cercanas a los

1200 A con baja velocidad de avance puede provocar microestructuras bastas en la zona afectada por el calor y disminuir por lo tanto su tenacidad al impacto.

La extensión de los cambios en la microestructura del metal base depende de cuatro factores: la temperatura pico o máxima a la cual se calienta el metal, el tiempo que el metal se mantiene a esa temperatura, la composición química del metal base y la velocidad de enfriamiento. La microestructura del metal de soldadura es columnar, debido a que los granos comienzan a formarse en un borde sólido y crecen en una sola dirección. En aceros al carbono templables, la zona del metal base inmediatamente adyacente a la soldadura puede ser de grano basto<sup>[5,9]</sup> porque se alcanzan temperaturas en el intervalo de 1200 a 1550 °C, en tanto la porción de metal que alcanza las temperaturas comprendidas entre 900 a 1200 °C sufre una refinación del tamaño de grano. Aunque esta zona ha sobrepasado la temperatura de transformación, ni la

temperatura ni el tiempo de permanencia son lo suficientemente altos como para generar un crecimiento del tamaño de grano. La siguiente zona, 750 a 900 °C, es un intervalo de temperatura donde el acero sufre un recocido y es considerablemente más suave que en las zonas cercanas a la unión, a partir de esta zona y hasta donde no se registra ningún cambio en el metal base, puede haber una zona de esferoidización de carburos de hierro debido al largo tiempo de permanencia a temperaturas cercanas a los 723 °C<sup>51</sup>. El propósito de este trabajo es precisamente determinar las microestructuras desarrolladas en la zona afectada por el calor debido al proceso de soldadura por arco sumergido, así como su extensión en función de los parámetros involucrados. En capítulos posteriores se tratarán con más detalle los cambios microestructurales y su efecto en las propiedades mecánicas de la soldadura y zona afectada por el calor.

Existen varios factores que afectan la calidad del proceso de soldadura por arco sumergido. Entre las variables de la soldadura por arco sumergido que deben ser cuidadosamente controladas para obtener una buena calidad de la soldadura están, en orden de importancia, el amperaje, tipo de corriente (y si es corriente de polaridad directa), el voltaje y la velocidad de soldadura. El efecto combinado de estos factores en el metal base, el alambre del electrodo y el fundente determinan la naturaleza y calidad de la piqueta de soldadura y, por ende, de la soldadura. Otras variables de operación que afectan la forma y tamaño del cordón, así como la calidad, son la profundidad de la capa de fundente, la separación del electrodo, el diámetro del electrodo y el ángulo entre el metal base y el electrodo.

En el Anexo II se presenta un trabajo desarrollado en Tubacero S.A. de C.V. que evalúa los principales parámetros que controlan la penetración y área de soldadura en el proceso SAW, mediante datos registrados en planta, se ajustaron los valores de las constantes de las ecuaciones que aplican al cálculo tanto de penetración como del área esperadas en el cordón de soldadura para las condiciones de la planta y se realizó un programa computacional, actualmente empleado en la planta, que facilita los cálculos y predice la penetración y área del cordón en función del voltaje, amperaje y velocidad a

utilizar en las maquinas soldadoras. Dicho trabajo fue presentado en el X Congreso Internacional de Soldadura llevado a cabo en Morelia, Michoacán en Noviembre de 1996.

Sin embargo, en esta sección se menciona de manera breve como influye cada una de las variables más importantes para el proceso SAW.

La corriente de soldadura controla la velocidad con la que el electrodo se funde, la profundidad de la fusión y la cantidad de metal base que se funde. Si la corriente es muy alta para una velocidad dada, la profundidad de fusión o penetración serán muy grandes, la soldadura puede cruzar el espesor y la zona afectada por el calor será también muy grande. Los costos también se incrementarán debido a la potencia excesiva y al consumo del electrodo. Por otro lado, corrientes muy bajas conducirán a penetración insuficiente.

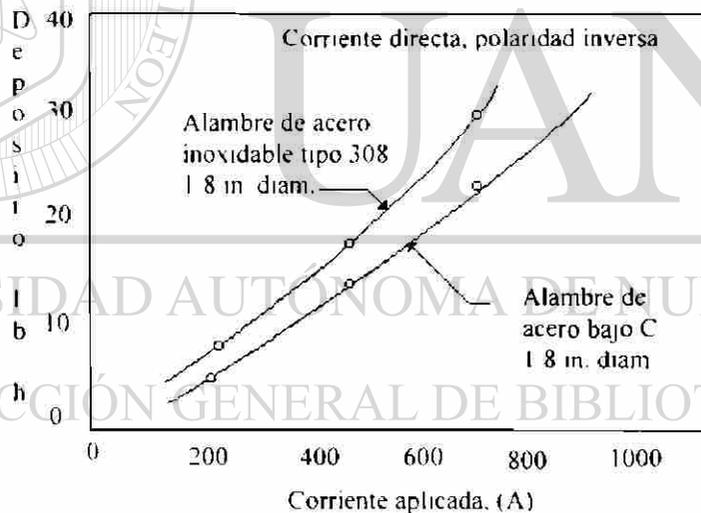


Figura No. 3 Influencia del amperaje en el depósito de soldadura.

La cantidad de metal de soldadura depositado por unidad de tiempo es prácticamente proporcional al amperaje<sup>[5]</sup>. Esto se ilustra en la Fig. 3 la cual muestra el efecto del amperaje en la velocidad de depósito de una soldadura de acero al carbono y una de acero inoxidable con electrodos de 3.2 mm (1.8 in) de diámetro. Como lo muestra la Fig 4, aproximadamente 1 a 1.5 kg. (2 a 3 lb.) de alambre de acero de bajo carbono se

deposita por hora para cada 100 A de corriente directa de polaridad inversa, mientras que para el acero inoxidable se deposita aproximadamente 30% más, debido a que presenta mayor resistencia eléctrica y capacidad calorífica, así como a su punto de fusión (la velocidad de depósito por cada 100 A se puede incrementar aumentando la separación del electrodo, sin embargo la penetración disminuye).

El voltaje determina principalmente la forma de la zona de fusión. A medida que aumenta el voltaje, el cordón de soldadura se vuelve más plano y más ancho, mayor cantidad de fundente se expone al arco y el consumo se incrementa. El arco puede romper la protección del fundente que lo cubre y el metal entra en contacto con el aire del medio ambiente dando como resultado una gran cantidad de poros cuando el voltaje es excesivamente alto. El efecto del incremento en los niveles de voltaje en la forma de las soldaduras por arco sumergido se puede observar en la Fig. 4.

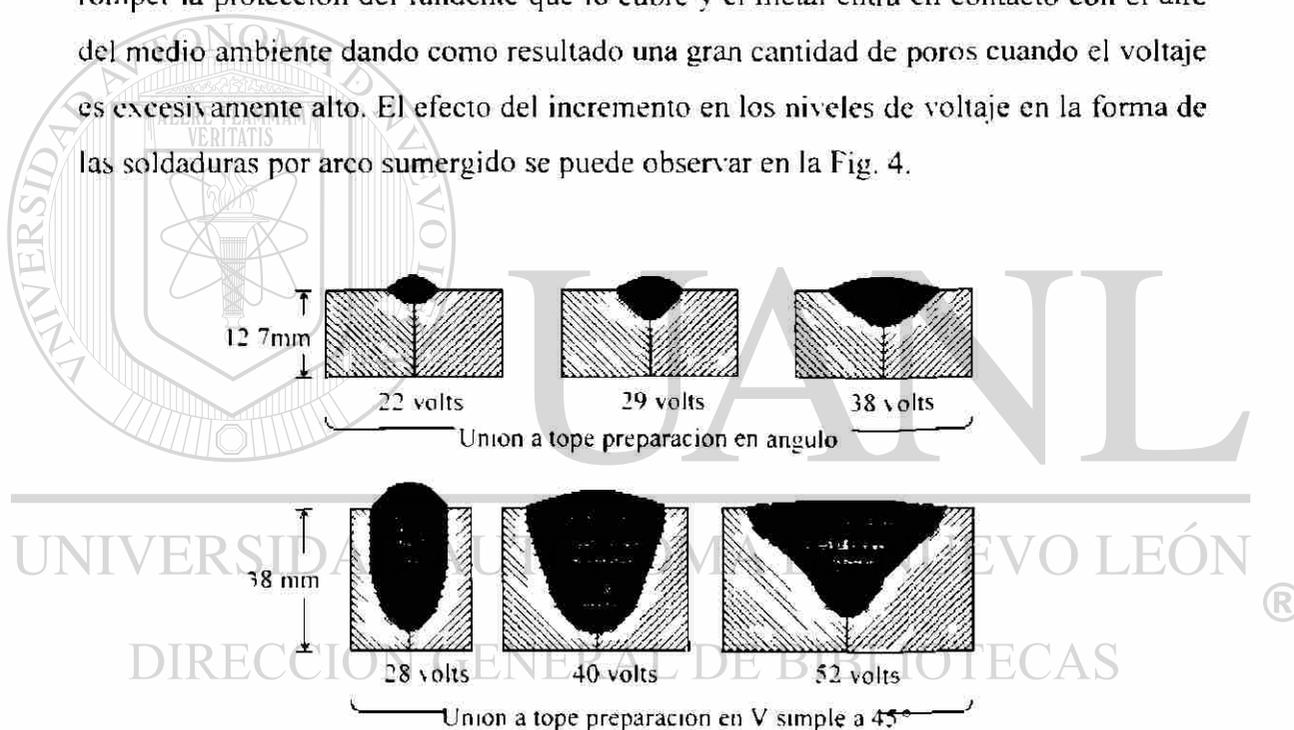


Figura 4. Influencia del voltaje en la geometría del cordón de soldadura.

Si la corriente del arco se mantiene constante y el voltaje es bajo comparado con la corriente, el metal base no fundirá lo suficiente para generar una buena soldadura. Las gotas de metal líquido que pasen del electrodo a la pieza de trabajo provocarán un continuo corto circuito, el cual resultará en un cordón de soldadura interrumpido y alto. a medida que el voltaje se vaya incrementando se podrá alcanzar un punto óptimo en el cual el arco no se interrumpe más y se mantiene constante. Bajo esta condición se

obtendrá además una buena penetración. Si el voltaje se incrementa más allá de este punto óptimo la longitud del arco se incrementará y se volverá inestable lo que genera un cordón ancho y plano. El incremento en la separación del electrodo tendrá esencialmente el mismo efecto en la forma del cordón que el decremento de voltaje.

La velocidad de soldadura o velocidad de viaje es una variable importante que controla la velocidad de producción y la calidad metalúrgica de la soldadura. Incrementos en la velocidad disminuyen el tiempo de producción por soldadura realizada. La velocidad también afecta la cantidad de calor absorbida en la unión. De aquí se establece que incrementos en la velocidad de soldadura y decrementos en la corriente son dos maneras prácticas de disminuir la cantidad de calor que se suministra a la unión. La velocidad de soldadura ayuda a determinar el ancho y la profundidad de la soldadura, como se muestra en la Fig. 5. Un cordón de soldadura se constituye parcialmente de alambre o electrodo y metal base fundidos por el arco. El metal base puede constituir del 15 al 60% de la soldadura por arco sumergido y este valor disminuye a medida que aumenta la velocidad de soldadura. Velocidades excesivamente altas conducen a inestabilidad del arco, porosidad de la soldadura y cordones de forma irregular. Velocidades excesivamente bajas producen cordones con forma de sombrero que son susceptibles de agrietamientos; generan también una excesiva cantidad de metal fundido y producen una gran pileta de soldadura que fluye alrededor del arco, resultando en un cordón rugoso y con inclusiones de escoria.

En la soldadura automática por arco sumergido, el equipo realiza toda la operación (excepto la carga y descarga del tubo en la máquina soldadora, que puede hacerse manual o automáticamente) y con la poca o nula intervención de un operador para el ajuste de los controles. El alambre del electrodo es alimentado automáticamente por medio de un motor eléctrico ubicado en la cabeza de la máquina soldadora. La cabeza soldadora también contiene el equipo de montaje y ajuste necesarios para dirigir el arco, así como para mantener constante la distancia o altura del arco. La cabeza soldadora avanza mediante un mecanismo automático, el fundente se alimenta a través de un tubo adaptado en la cabeza soldadora y un dispositivo detrás de ésta absorbe el restante.

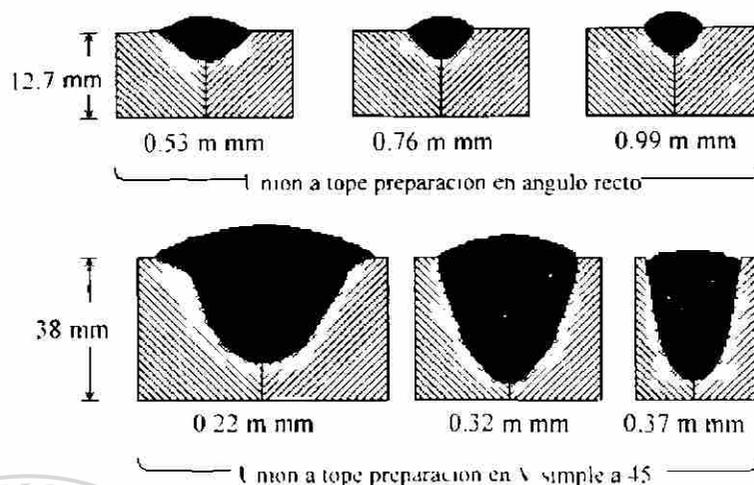


Figura 5. Influencia de la velocidad en la geometría del cordón de soldadura.

#### 2.2.4 SOLDADURA MULTI-ELECTRODO.

La velocidad de aporte puede ser notablemente incrementada mediante el uso del sistema de soldadura de multi-electrodo<sup>51</sup>. Este sistema presenta tres diferencias importantes con respecto al sistema básico: número y posición de electrodos y tipo de conexiones en la potencia utilizada. Dependiendo del sistema seleccionado, el número

de electrodos en operación simultánea puede variar desde dos hasta cuatro, o aún más.

La conexión de la potencia se convierte en una multiconexión que puede ser en paralelo o en serie. En una conexión múltiple, cada electrodo tiene su propio suministro de potencia, la cabeza soldadora, el mecanismo del control del voltaje y la conexión al alambre. La conexión bifásica o trifásica y cualquier combinación de corriente directa o alterna puede ser administrada a los electrodos. La tierra se conecta a la pieza de trabajo y la unidad de control del voltaje gobierna cada cabeza de soldadura. Con la conexión tipo multi-electrodo se pueden alcanzar altas velocidades de soldadura. Con corriente bifásica o trifásica los efectos magnéticos permiten mejor control del arco y se mejora la operación al favorecer una soldadura angosta y de buena penetración.

En una conexión en paralelo, los electrodos se conectan al mismo suministro de potencia y la conexión a tierra es a la pieza de trabajo. Una unidad de control de voltaje

gobierna la operación de una sola cabeza que alimenta a ambos electrodos simultáneamente. Este es el único sistema de soldadura multi-electrodo que requiere sólo una cabeza de trabajo. La densidad de corriente se reduce y la penetración disminuye con respecto al sistema de conexión independiente.

Cuando se emplea una conexión en serie, los dos electrodos se conectan de esa forma y se utilizan dos cabezas soldadoras, cada electrodo tiene su unidad de control de voltaje y trabaja independientemente de la otra, un cable de suministro de potencia se conecta a la cabeza soldadora y el otro se conecta a la segunda cabeza en vez de conectarla a la pieza de trabajo como sería en la soldadura convencional. La corriente viaja de un electrodo al otro a través de la piletta líquida de soldadura y el material alrededor de esta zona, no hay conexión entre el suministro de potencia y la pieza de trabajo, casi toda la potencia se emplea en fundir el electrodo y muy poca potencia entra a la pieza de trabajo.



Figura 6 Esquema que muestra la disposición de los electrodos

Otro factor importante en el proceso SAW es la posición de los electrodos. En cualquiera de los tres tipos de conexión de corriente se pueden generar efectos en la geometría del cordón mediante la modificación de la posición de los electrodos con respecto a la dirección de avance. Los electrodos pueden colocarse de manera

longitudinal uno tras otro, siguiendo la dirección de avance de la soldadura (también llamado tandem) o de manera transversal. sin embargo la forma más común es la primera. La Fig. 6 muestra la posición de los electrodos cuando se colocan en forma longitudinal. Cuando se tienen tres electrodos pueden utilizarse más opciones en la disposición de éstos..

### 2.2.5 FUNDENTES

En la soldadura por arco sumergido los fundentes pueden ser fabricados de tres maneras: profundos, mezclados y aglomerados.

En la producción de los fundentes profundos, los ingredientes se mezclan en seco y después se funden en un horno de arco eléctrico, el calor se genera al hacer pasar altas corrientes a través del baño fundido y no como se genera convencionalmente mediante el arco en la superficie del baño. Después de las últimas adiciones, el fundente líquido es enfriado rápidamente con agua o vaciado en placas enfriadoras y después molido hasta obtener tamaños adecuados de partículas con apariencia vítrea. Algunas ventajas de este tipo de fundente son:

- a) Presentan una muy buena homogeneidad química
- b) Los finos pueden ser separados sin perder la composición química del fundente.
- c) El producto no es higroscópico, por lo tanto los problemas de almacenaje disminuyen
- d) Porciones de fundente que no se licuó en el proceso de soldadura puede volver a ser utilizado sin presentar cambio significativo en tamaño y composición química.
- e) Son adecuados para trabajar con las más altas velocidades en las operaciones de soldadura.

La principal desventaja de este tipo de fundente es que los desoxidantes y las ferroaleaciones no pueden ser adicionadas sin evitar segregaciones o pérdida de ellos debido a las altas temperaturas que el proceso involucra.

En la producción de un fundente premezclado, los componentes se muelen finamente y son mezclados en seco para después adicionar silicato de potasio o silicato de sodio.

Con la mezcla resultante se hacen pelets que después pasan a una quebradora mecánica para obtener el tamaño de partícula deseada. Algunas ventajas de los fundentes premezclados son:

- a) Debido a las bajas temperaturas involucradas en el proceso, los desoxidantes metálicos y ferroaleaciones pueden formar parte de la mezcla.
- b) La densidad del fundente es baja, lo cual permite el uso de una cama de fundente de espesor grueso en el área de soldadura.
- c) La escoria solidificada después de la soldadura es fácilmente eliminable.

Una desventaja de estos fundentes es que los finos no pueden ser removidos sin alterar la composición química de la mezcla. Otra desventaja de este fundente es que fácilmente absorbe humedad.

Los fundentes aglomerados son similares a los premezclados, excepto que en este caso se usa un aglomerante cerámico. La alta temperatura de curado del aglomerante (1400 C) limita el uso de los desoxidantes y ferroaleaciones. El control del tamaño del fundente para el proceso SAW es importante, porque de acuerdo a su tamaño y distribución se determina el nivel de corriente para el cual dicho fundente es más eficiente.

A mediados de la década de los treinta, los fundentes prefundidos estaban constituidos de silicatos complejos. La formulación básica contenía silicatos de aluminio, manganeso, calcio y magnesio. La composición de los fundentes de silicato de manganeso se muestra en la Tabla I. Los fundentes incluidos en ella se modifican con silicatos metálicos para producir composiciones más económicas que contengan menos manganeso y mejoren las propiedades de la soldadura; así como el proceso mismo de soldadura. Existen otros fundentes de alta basicidad (con altos contenidos de  $\text{CaO}$  y  $\text{CaF}_2$ ) que también son utilizados para mejorar las propiedades mecánicas y especialmente para aumentar la resistencia al impacto.

Tabla I. Composición típica de fundentes de silicato de manganeso para el proceso SAW

COMPUESTO	TIPO DE FUNDENTE	
	Pretundido (%)	Aglomerado (%)
MnO	42.0	36.50
MnO <sub>2</sub>	-	5.20
SiO <sub>2</sub>	45.0	38.0
CaF <sub>2</sub>	6.90	3.90
CaO	1.20	0.80
MgO	0.30	2.70
BaO	0.10	0.30
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	2.00	1.10
FeO	1.50	-
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	-	2.70
Li <sub>2</sub> O	0.10	0.10
K <sub>2</sub> O	0.40	-
Na <sub>2</sub> O	0.40	1.50
PbO	0.10	0.10
FeSi (50%)	-	7.10

### 2.3 REQUERIMIENTOS MECÁNICOS.

Aunque el desarrollo de la explotación de petróleo y gas en el mar se ha visto estancada en los últimos años a nivel mundial<sup>[6]</sup>, se espera que los hidrocarburos (petróleo gas natural y carbón) sigan siendo los principales combustibles durante el próximo siglo. Sin embargo, como se requiere un período largo para la explotación y producción de estos combustibles es necesario que se sigan haciendo grandes esfuerzos para llevar a cabo dicho desarrollo.

La tubería empleada en el transporte de hidrocarburos, aún en tierra, se expone a ambientes y condiciones severas y se ha observado<sup>[6]</sup> una clara tendencia de incrementar las exigencias para uso de gas amargo debido a que el tendido de estas líneas pasa por lugares cercanos a poblaciones, por lo que se desea reducir el riesgo

tanto para las personas como para el medio ambiente, así como las pérdidas económicas que se generan por la ruptura de una línea. Todos estos factores representan grandes retos para las personas involucradas en la manufactura de dicha tubería, por lo que se requieren aceros de alta resistencia, alta tenacidad y excelente soldabilidad, para la obtención de mejores productos.

La norma TSA-001 REV. 4<sup>[11]</sup> expedida por la Gerencia de Ingeniería y Construcción, Exploración y Producción de PEMEX, establece los requerimientos de fabricación, pruebas, inspección, marcado, identificación y embarque que debe cumplir la tubería de acero para servicio amargo. Esta norma está basada en especificaciones internacionales tales como la API-Spec-5L<sup>[11]</sup> y NACE-std-TM-02-84, entre otras.

En la siguiente sección se mencionarán los puntos más importantes relacionados con los requerimientos mecánicos que la tubería para conducción de gas amargo deberá cumplir, para ser así considerada dentro de ambas normas.

### 2.3.1 RESISTENCIA MECÁNICA.

La resistencia mecánica es fundamentalmente controlada mediante el proceso termomecánico (TMCP por sus siglas en inglés) y adiciones de microaleantes y en menor grado con carbono y manganeso. Esta combinación de TMCP y bajos contenidos de carbono permiten obtener aceros con tamaños de grano muy finos del orden de 10.5 a 3.5  $\mu\text{m}$  (tamaño de grano ASTM 10 a 14 respectivamente)<sup>[11]</sup> con los que se obtiene buena resistencia mecánica y tenacidad<sup>[11]</sup>. Estas mismas composiciones también permiten la obtención de aceros con bajo carbono equivalente, lo que provee una excelente soldabilidad. El TMCP se logra mediante laminación controlada y enfriamiento acelerado de la placa de acero durante su fabricación, de tal manera que tanto la composición química en respuesta a estos procesos, como la microestructura obtenida, son determinantes en la resistencia y tenacidad que se logra con dichos aceros. La Tabla II muestra la composición química típica de aceros destinados a la conducción de gas amargo.

TABLA II Composición química nominal del acero destinado a la conducción de gas amargo.

ELEMENTO		CONTENIDO MÁXIMO EN PESO %
Nombre	Símbolo	
Carbono	C	0.100
Manganeso	Mn	1.100
Silicio	Si	0.300
Fósforo	P	0.025
Azufre	S	0.005
Cobre	Cu	0.250 min - 0.350 max
Níquel	Ni	0.200 min - 0.250 max
Cromo	Cr	0.200
Molibdeno	Mo	0.080
Vanadio	V	0.060
Titanio	Ti	0.020
Aluminio	Al	0.060
Nitrogeno	N	0.009
Niobio	Nb	0.050
Calcio	Ca	5 - 50 ppm

Los valores de resistencia a la cedencia y resistencia máxima están en función del grado de acero que se trate, sin embargo para tubería expandida en frío la relación entre éstas deberá ser de 0.93 como máximo<sup>11</sup>. La especificación de API (American Petroleum Institute) designa el grado de acero con la letra X y dos dígitos que indican la resistencia a la cedencia en kpsi que como mínimo debe tener el acero. Así por ejemplo el acero API-Spec-5L Gr. X-52 debe tener como mínimo 52.000 psi (359 MPa) de resistencia a la cedencia, y un acero API-Spec-5L Gr. X-60 debe resistir 60.000 psi (414 MPa) en cedencia. La obtención de las probetas deberá apegarse a la norma ASTM-A-370<sup>12</sup>. La Tabla III indica los valores de resistencia a la cedencia y de tensión mínimos especificados por la norma API-5L de los aceros más comúnmente usados en conducción de petróleo y sus derivados.

TABLA III. Propiedades mecánicas de aceros de especificación API-5L

Grado	Resistencia a la Cedencia			Resistencia a la Tensión		
	Mínima			Mínima		
	(psi)	(MPa)	(Kg mm <sup>2</sup> )	(psi)	(MPa)	(Kg/mm)
X-42	42 000	290	29 53	60,000	414	42,19
X-46	46 000	317	32,34	63,000	434	44 30
X-52	52 000	359	36,57	66,000	455	46,41
X-56	56 000	386	39 38	71,000	490	49 93
X-60	60 000	414	42,19	75,000	517	52 74
X-65	65 000	448	45,70	77,000	531	54,15
X-70	70 000	483	49 22	82,000	565	57,66
X-80	80 000	552	56 26	90,000	621	63,29

### 2.3.2 DUREZA.

En la placa, la dureza también está relacionada con el tamaño de grano y éste, a su vez, se puede controlar mediante los pasos de laminación en combinación con la composición química, de tal manera que mientras se utilice una temperatura final de laminación baja se evitará el crecimiento de grano. Los microaleantes como niobio, vanadio y titanio contribuyen con el anclaje de los límites de grano evitando su crecimiento<sup>[11]</sup>.

En la soldadura y zonas afectadas por el calor, la dureza está fuertemente influenciada por la velocidad de enfriamiento debido a que, para un acero dado, que se somete a enfriamiento continuo a diferentes velocidades desde su temperatura crítica, sufrirá transformaciones a una variedad de microestructuras que tienen de manera intrínseca diferentes valores de dureza.

La tubería para transporte de petróleo y sus derivados muchas veces se somete a temperaturas por debajo de la ambiente y aún más, a temperaturas muy por debajo de esta, de tal manera que microestructuras frágiles y durezas altas no son deseables. De aquí que la dureza tanto en metal base como en soldaduras y zonas afectadas por el calor no debe sobrepasar el valor de 22 HRC (Dureza Rockwell)<sup>[11]</sup>.

### 2.3.3 IMPACTO.

Aún cuando desde principios del siglo se empezó a tomar conciencia de los serios problemas de tenacidad de los aceros ferríticos cuando se exponían a bajas temperaturas de servicio<sup>[3]</sup>, han ocurrido fallas catastróficas no sólo en tubería, sino también en tanques de almacenamiento, puentes y otras estructuras. Se podría esperar entonces que esa conciencia y gran cantidad de investigación metalúrgica realizada desde entonces, hubiera ya eliminado y controlado este problema. Desafortunadamente, este no es el caso, y se siguen presentando ocasionalmente fallas prematuras debido al problema de tenacidad.

Existen varias razones de porque se siguen presentado problemas de fractura frágil a baja temperatura. Primero porque los aceros que ofrecen buena resistencia tienen estructura ferrítica, la cual es intrínsecamente susceptible a condiciones metalúrgicas que tienen influencia dañina sobre la tenacidad. Segundo, aunque la tenacidad para condiciones de baja temperatura puede ser mejorada con la reducción de algunos elementos residuales y adición de elementos aleantes, así como también mediante procesos especiales o tratamientos térmicos, todo esto incrementa el costo del acero.

Tercero, el aspecto económico juega un papel clave en la determinación de que tanta tenacidad será necesaria para asegurar que el equipo sea seguro a la temperatura más baja de servicio.

De ahí que las normas<sup>[17, 12]</sup> recomiendan que las pruebas de impacto se realicen tanto en metal base como en soldadura, línea de fusión y zona afectada por el calor y que el valor mínimo en la soldadura sea de 68 J (50 lb-ft) de manera individual.

### 2.3.4 RESISTENCIA A LA FRAGILIZACION POR HIDROGENO.

Para evaluar el mecanismo de fragilización por hidrogeno generalmente se aplica la norma NACE T-M -02-84<sup>[8]</sup> que indica el procedimiento para realizar las pruebas de HIC (Hydrogen Induced Cracking). La concentración de hidrogeno deberá ser lo mas baja posible en el acero, de ahí que sea tan importante un estricto control de todo el proceso de manufactura desde la acería hasta la fabricación de la tubería.

Para lograr un buen control de este mecanismo de daño se recomienda cuidar los siguientes aspectos <sup>11</sup> :

- a) Mantener bajo el contenido de azufre
- b) Realizar tratamiento de inclusiones no metálicas para obtenerlas en formas globulares
- c) Llevar a cabo una buena metalurgia de olla para obtener alta limpieza en el acero
- d) Evitar al máximo la segregación de Azufre, Carbono, Manganeso y fósforo durante la solidificación en la colada continua.
- e) Lograr bajos niveles de H<sub>2</sub>.
- f) emplear aceros con bajos contenidos de carbono.
- g) Controlar cuidadosamente las variables que afectan la producción de la tubería
- h) Controlar la dureza y propiedades de impacto del cordón y zona afectada por el calor en el proceso de soldadura.

Existen evidencias <sup>141</sup> de que el HIC puede originarse en inclusiones no metálicas alargadas tales como los sulfuros de manganeso (MnS), en los cuales una vez iniciada una microgrieta, por la presencia de H<sub>2</sub>, puede interconectarse con otra, lo que conduce a un crecimiento de grietas escalonadas y conducir a una falla catastrófica. Una tubería con altos valores de Manganeso y Carbono conduce a bandeamiento en la estructura con regiones de alta concentración de perlita en las cuales también se puede iniciar la fragilización por Hidrogeno. Es por eso importante reducir los niveles de Carbono al mínimo posible y reflejados en un carbono equivalente (Ceq) no mayor de 0.28 ya que este ayuda tanto a la soldabilidad como a la prueba de HIC.

## CAPÍTULO 3

### METALURGIA DE LA SOLDADURA

#### 3.1 INTRODUCCIÓN.

En el capítulo anterior se describieron los requerimientos mecánicos para que la tubería cumpla con su función de manera adecuada y un factor importante es la materia prima. En este caso, tanto el grado y calidad de la placa de acero a utilizar, como el proceso de fabricación del tubo son determinantes. Los aceros empleados en la fabricación de tubería para la industria del petróleo fueron desarrollados hace ya varias décadas y se caracterizan por tener buena resistencia mecánica y tenacidad, en combinación con buena soldabilidad. Este capítulo trata de manera más profunda el aspecto de la metalurgia de soldadura, ya que este es el punto medular del trabajo y se sabe que la soldadura, como proceso tecnológico para la fabricación o elaboración de equipos o componentes soldados, se ha convertido en una herramienta tecnológica muy importante para el desarrollo de la industria del país.

La soldadura involucra muchos fenómenos metalúrgicos, tales como fusión, solidificación, transformaciones en estado sólido, esfuerzos térmicos y esfuerzos residuales que pueden causar diversos problemas prácticos, evitables si se conoce más acerca del proceso de soldadura con que se está trabajando, es decir, una caracterización de la soldadura que ayude a aplicar de manera apropiada los principios metalúrgicos a los procesos de soldadura.

### 3.2 SOLIDIFICACIÓN DE SOLDADURAS

Existe cierta similitud entre la solidificación que se lleva a cabo en un molde o lingote y la que se lleva a cabo en una soldadura. En la primera el calor es absorbido y extraído a través de las paredes del molde, generando las condiciones para que el metal líquido adyacente a la pared del molde se enfríe lo suficiente y empiecen a nuclearse los primeros cristales. Aunque se requiere de una pequeña cantidad de energía para iniciar la nucleación de un cristal, esta puede ser aportada por la superficie del molde. En soldaduras la energía de nucleación es también suministrada por la porción del metal base que se mantiene sólido y actúa como un molde para el metal líquido. En ambos casos se formarán los cristales que crecerán para cubrir la pared de un molde metálico, o la pared de metal base en la pileta de soldadura. En este último caso, la intimidad en el contacto entre el líquido de la soldadura y el metal base tiene influencia en el sistema cristalino bajo el cual empiezan a crecer los nuevos cristales de la capa inicial que se forma, cuando la similitud de composiciones lo permite<sup>[3]</sup>.

Debido a que la estructura cristalina del metal base está en contacto con el líquido de la soldadura, los átomos del líquido están listos para unirse a la celda unitaria del cristal sólido y ser forzados al mismo arreglo atómico. El término solidificación epitaxial es usado entonces para describir este proceso, el cual es frecuentemente observado en soldaduras de aceros<sup>[3]</sup>. El crecimiento epitaxial, además de gobernar la orientación y forma de los cristales del metal de soldadura que empieza a solidificarse, también influye en el tamaño de los segmentos iniciales de los cristales que poseen una orientación particular formada a lo largo de la interfase.

Si la única característica en la solidificación de una soldadura por fusión, como lo es el crecimiento epitaxial, fuera ignorado, la soldadura por fusión podría ser comparada con la fundición tradicional. Sin embargo, este mecanismo la hace diferente. Cuando una pieza fundida solidifica en un molde metálico, los primeros cristales de la pieza que se forman en su superficie exterior (es decir en las paredes del molde) nuclean de manera

heterogénea y aleatoria. Los granos que posteriormente crecen a partir de estos pequeños núcleos, lo hacen hacia el interior del molde en dirección perpendicular a la pared. De esta manera, la solidificación de metales soldados por fusión se lleva a cabo de forma diferente a la solidificación en molde, debido a que la cara del metal base que está en contacto con el metal fundido provee un sitio donde los átomos se pueden alojar para nuclear y formar granos.

El grado de coherencia entre los granos situados en el metal base y aquellos del metal de soldadura depende tanto de la similaridad de sus composiciones químicas como de la estructura cristalográfica. También ocurren transformaciones alotrópicas en los metales base y de soldadura que pueden enmascarar la microestructura epitaxial previamente formada en la interfase. La velocidad de soldadura es uno de los factores que afectan la manera en la cual el crecimiento epitaxial se lleva a cabo en la interfase.

La zona de metal fundido o pileta líquida se constituye de una fracción de metal que está líquido en un instante de tiempo en el curso de la ejecución de una soldadura. Para el caso general de una soldadura realizada con el desplazamiento de una fuente de calor, el baño adquiere rápidamente una forma dimensional estacionaria, mientras el movimiento sea uniforme.<sup>[13]</sup> Tal como se mostrara más adelante, la geometría del baño de fusión tiene gran importancia durante el proceso de soldadura por condicionar la microestructura resultante.

## DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

### 3.2.1 FACTORES QUE CONTROLAN LA FORMA DE LA PILETA LÍQUIDA DE SOLDADURA.

La Fig. 7 muestra esquemáticamente una pileta elíptica de soldadura con un contorno superficial definido por el lugar geométrico de la temperatura de liquidus de la aleación. Se puede suponer que la pileta líquida mostrada en dicha figura es creada por un arco eléctrico localizado en  $O$  y avanzando de derecha a izquierda con una velocidad  $v$ , la fusión ocurrirá siguiendo el borde  $ABC$  de la pileta líquida. En la huella superficial de la pileta líquida,  $C'DEA$ , el calor latente de fusión debe ser liberado para que pueda presentarse la solidificación. El crecimiento del sólido en promedio, ocurre en forma

paralela al gradiente máximo de temperatura, el cual es perpendicular al avance de la interfase sólido-líquido,  $CDEA$ . Esto significa que si la forma de la pileta líquida se mantiene constante, la velocidad de crecimiento del sólido está dada por:

$$R = V \cos \varphi \quad (2)$$

Donde  $R$  es la velocidad de crecimiento del sólido en un punto dado en el movimiento de la interfase sólido-líquido,  $V$  es la velocidad de soldadura,  $\varphi$  es el ángulo de la interfase en un punto en particular (la dirección promedio de crecimiento) y el vector velocidad de soldadura. Así, la velocidad de crecimiento podría variar desde  $R = 0$  a los lados de la pileta (puntos  $A$  y  $C$ ) donde  $\varphi = 90^\circ$ , a un máximo de  $R = V$  en la línea central del cordón (punto  $F$ ) donde  $\varphi = 0^\circ$ .

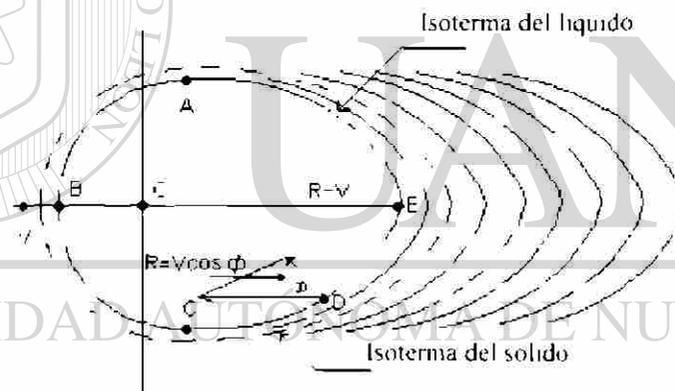


Figura 7 Se muestra el movimiento esquemático de una pileta líquida de soldadura

Puesto que la liberación de calor latente es directamente proporcional a la velocidad de crecimiento del sólido, la máxima tasa de liberación de calor se encuentra en la línea central de la soldadura. Desafortunadamente, el gradiente mínimo de temperatura y, por lo tanto, la mínima capacidad para conducir el calor latente a los alrededores más fríos se encuentra también en dicha zona. Consecuentemente, cuando la velocidad de soldadura alcanza un valor crítico,  $V_c$ , tal que la velocidad de crecimiento paralela a la dirección de soldadura no puede ser mantenida por un tiempo mayor. En ese momento la pileta líquida de soldadura adquiere forma de "gota cerrada" similar a la que se

muestra en la Fig. 8. Cabe mencionar que, cuando la pileta adquiere esta forma, el valor mínimo de  $\phi$  se incrementa y, dado que  $R = V \cos \phi$ , el máximo gradiente de velocidad se reduce.

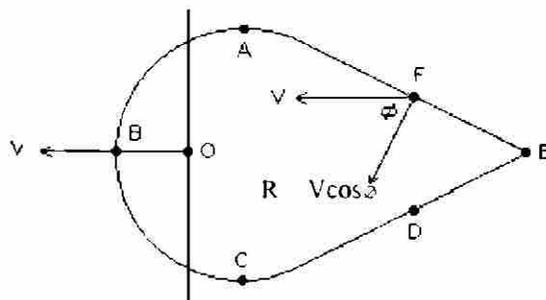


Fig. 8 Representación esquemática de una pileta líquida de soldadura en forma de gota

El volumen de la pileta de soldadura es directamente proporcional a la corriente de soldadura e inversamente proporcional a la velocidad de soldadura<sup>13</sup>. Por lo tanto, el aumento en la corriente de soldadura, a velocidad constante, incrementa el volumen de la pileta sin alterar mayormente su forma.

El voltaje de soldadura tiene influencia secundaria sobre el tamaño y forma de la pileta líquida. El incremento en el voltaje tiende a aumentar algo el volumen y el ancho de la pileta con los procesos de electrodo consumible, tal como el del proceso SAW.

### 3.2.2 CRECIMIENTO EPITAXIAL

En una soldadura por fusión, como lo es el proceso SAW, el metal base es mojado por el metal fundido en la pileta líquida y, siendo similar en composición, actúa como un sustrato ideal sobre el cual ocurre el crecimiento de la fase sólida<sup>14</sup>. La Fig. 9, tomada de una probeta de soldadura de latón realizada por el proceso GTA sobre níquel como metal base, indica claramente los resultados de este mecanismo de crecimiento en el movimiento de las interfases sólido-líquido. Es de hacer notar que todos los granos son continuos a través de AA y BB, los límites de la zona de fusión. La continuidad de la orientación ilustrada y la completa ausencia de los límites de grano paralelos a los límites de la zona de fusión provee una evidencia visual en la demostración de este

mecanismo de crecimiento, conocido como epitaxial. Así, los diámetros de los granos columnares en soldadura por fusión son determinados por los diámetros de los granos de la zona parcialmente fundida en el límite de fusión.

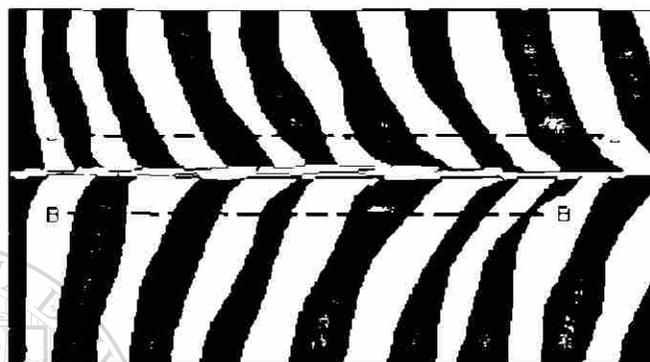


Fig. 9 Micrografía mostrando el crecimiento epitaxial

### 3.2.3 CRECIMIENTO COMPETITIVO.

La forma de los granos en la zona de fusión es controlada por la forma de la pileta líquida a través de la acción de un fenómeno conocido como crecimiento competitivo (se le llama así porque los nuevos granos columnares que están creciendo compiten entre sí para crecer uno a expensas del otro según favorezca su orientación cristalográfica). Como se mencionó anteriormente, la dirección principal de crecimiento durante la solidificación de una soldadura por fusión es la misma que la dirección de extracción de calor y es aproximadamente perpendicular a la interfase sólido-líquido en todos los puntos de la pileta. Sin embargo, el crecimiento de cada grano individual tiende a dirigirse en forma paralela a una dirección cristalográfica en particular, llamada dirección de fácil crecimiento. En los metales cúbicos, esta dirección es la  $\langle 100 \rangle$ . En los metales hexagonales compactos la dirección es  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ , la cual corresponde a la dirección compacta del plano basal. Debido a este fenómeno, la forma de la pileta tiene una importante influencia sobre la forma de los granos en la zona de fusión. Las Figs 10a y 10b ilustran en forma esquemática esta influencia. Puesto que el crecimiento es epitaxial, ciertos granos crecen fuera de la región parcialmente fundida a través del límite de fusión, teniendo su dirección de fácil crecimiento paralela, o

aproximadamente paralela, al máximo gradiente de temperatura. Tal orientación favorable, da a estos granos una ventaja competitiva sobre los granos adyacentes con una orientación menos favorable, en la región justo al lado de la línea o límite de fusión.

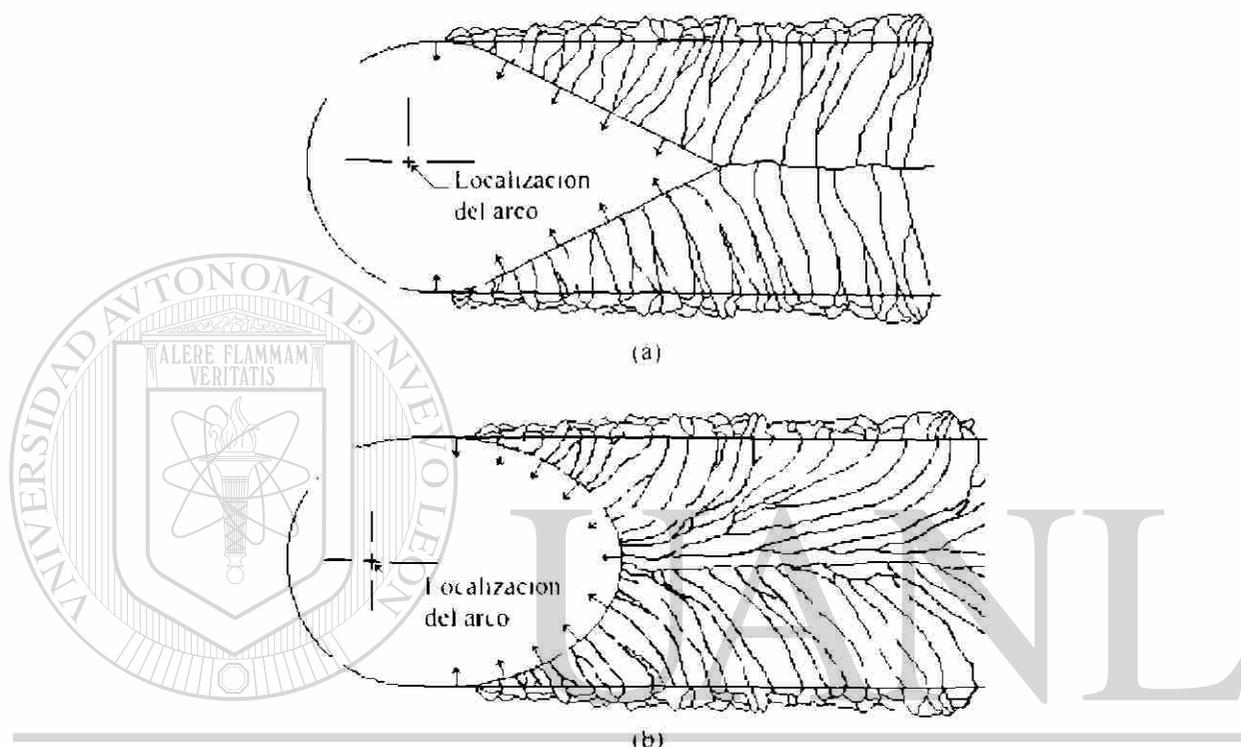


Fig. 10. Diagrama esquemático que muestra el crecimiento competitivo en dos tipos de geometría de piletas de soldadura: a) gota, b) elíptica.

En el caso de la piqueta elíptica, tal como se muestra en la Fig. 10b, el gradiente de temperatura, como se muestra por las flechas normales a la interfase sólido-líquido, cambia continuamente desde ser normal a la dirección de soldadura en la línea de fusión hasta ser paralelo a la dirección de soldadura en la línea central del cordón. Así, con una piqueta elíptica, los granos tienden a curvarse en la dirección de soldadura siguiendo el movimiento de la interfase sólido-líquido y la ventaja competitiva cambia de grano a grano del mismo modo que la reorientación continua de la máxima temperatura favorece la variación de la orientación cristalográfica. Notese también que

cada grano en la forma elíptica de la pileta tiende a mantener contacto con la interfase sólido-líquido en movimiento, hasta que es desviado por los granos vecinos.

Examinando de otra forma la Fig. 10a, se revela que dentro de una pileta elíptica o en forma de lagrimea (teardrop) como también se le conoce, la orientación del máximo gradiente de temperatura se mantiene constante sobre una porción significativa del borde de la pileta. Consecuentemente, cuando un grano que tiene una orientación favorable de fácil crecimiento encuentra esta región donde la orientación del máximo gradiente de temperatura no cambia significativamente, la orientación favorable del grano se desvía hacia los granos vecinos de una orientación menos favorable. Así, únicamente los granos cuyas direcciones de fácil crecimiento son paralelas a la dirección del máximo gradiente, sobrevivirán al proceso del crecimiento competitivo. Esto causa apilamiento de los granos orientados favorablemente de lados opuestos de la pileta a lo largo del eje central del cordón.

### 3.2.4. SOBREENFRIAMIENTO CONSTITUCIONAL.

En un metal puro, el crecimiento dendrítico puede únicamente ocurrir en presencia de un gradiente de temperatura negativo en la interfase sólido-líquido. Sin embargo, en una aleación, la redistribución del soluto en el avance de la interfase sólido-líquido puede establecer una condición conocida como sobreenfriamiento constitucional el cual promueve la solidificación dendrítica aun en presencia de un gradiente positivo de temperatura en la interfase sólido-líquido<sup>3</sup>. La Fig. 11 provee una explicación esquemática de cómo el gradiente de concentración en el líquido delante de la interfase en movimiento puede causar el sobreenfriamiento constitucional. El gradiente de concentración es graficado en la parte izquierda superior de la Fig. 11. La porción relevante de un diagrama de fase hipotético binario es graficado en la parte inferior derecha, usando la misma escala de concentración que fue usada para lo indicado en la parte superior izquierda. Haciendo referencia a la concentración en un punto en particular del gradiente de fusión en la parte superior izquierda de la figura del

diagrama de fases binario, la temperatura efectiva de liquido en cualquier localización puede ser determinada.

En la parte inferior izquierda, el gráfico ha sido construido para resumir la variación de la línea efectiva de liquidus con la distancia del movimiento de la interfase sólido-liquido, la ordenada de esta gráfica tiene la misma escala de temperatura que la del diagrama de fases a la derecha, por lo que los valores de liquidus efectivos pueden ser proyectados desde un diagrama a otro. Adicionalmente, la distancia a escala en las abscisas permite referirse transversalmente de las localizaciones entre el gradiente de concentración en la parte superior izquierda y el gráfico de la temperatura liquidus efectiva contra la distancia del movimiento de la interfase sólido-liquido en la parte inferior izquierda.

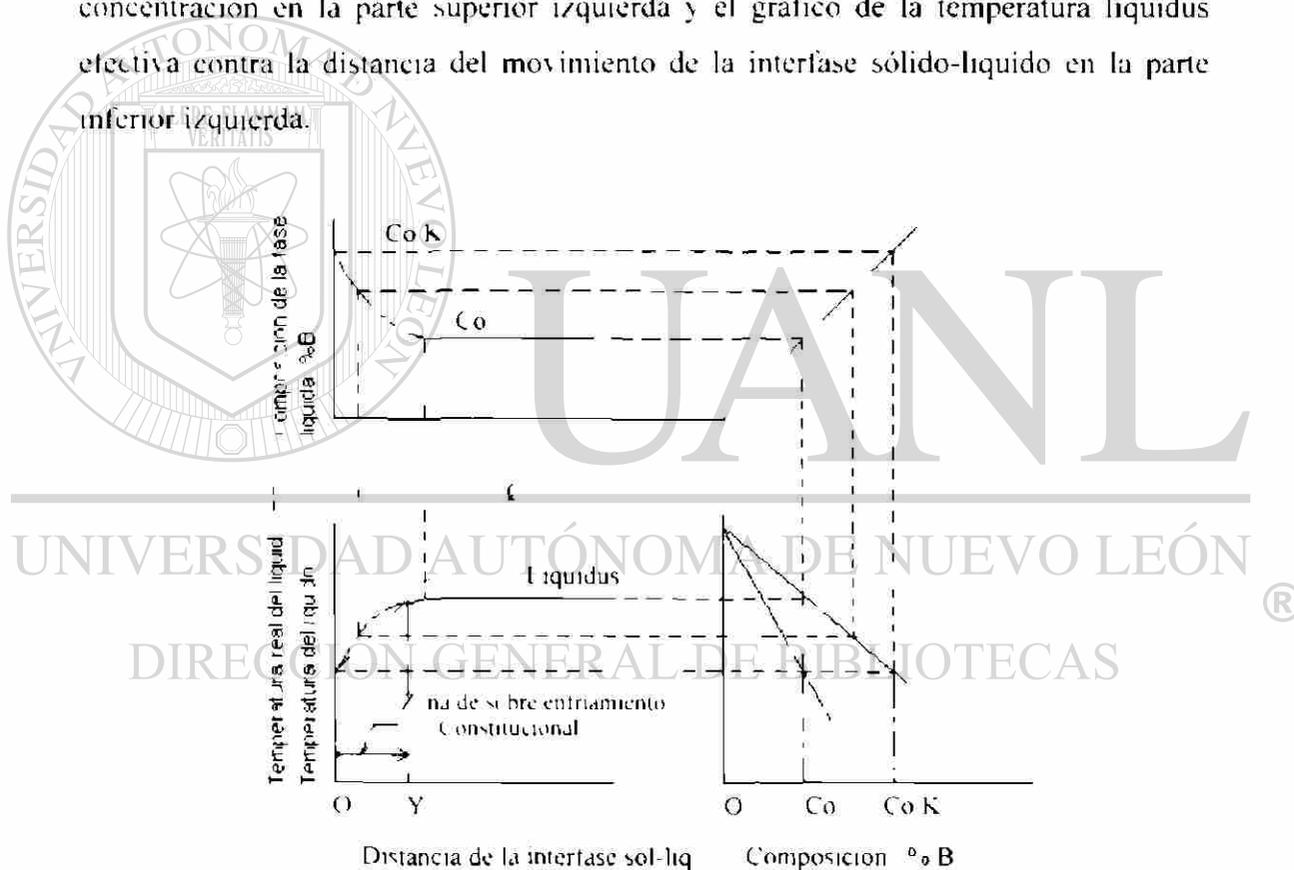


Fig. 11 Explicación esquemática del origen del sobreenfriamiento constitucional

La composición del líquido cerca del movimiento de la interfase sólido-liquido causa que la temperatura efectiva de liquidus sea menor que la de la composición nominal de la aleación. Nótese que si el gradiente de temperatura real en el líquido (definido como

G) adelante del movimiento de la interfase fuera el mostrado por la línea punteada, denominada como G. la temperatura real podría estar abajo de la temperatura efectiva de fusión sobre una distancia "Y". Si existiera la oportunidad de que una protuberancia se formara en la interfase sólido-líquido, su extremo estaría en una región donde la temperatura real estuviera abajo de la temperatura efectiva de fusión del líquido circundante. Así podría crecer dendriticamente y proyectar el calor latente de fusión al vecino sobreenfriado constitucionalmente hasta alcanzar el punto donde la temperatura real coincida con la efectiva de liquidus.

### 3.2.5 MODO DE SOLIDIFICACION

La composición del metal fundido en la unión, específicamente el contenido de elementos solutos, tiene una fuerte influencia en la microestructura de la soldadura durante el sobreenfriamiento constitucional. En la soldadura de aceros al carbono y de baja aleación, la composición típica contiene elementos aleantes y residuales que favorecen la microsegregación y sobreenfriamiento durante la solidificación. Sólo en metales puros, y en un número limitado de aceros especiales no existe microsegregación durante la solidificación de la soldadura. La Fig. 12 muestra una

perspectiva de cuatro modos distintos del crecimiento epitaxial que pueden ocurrir durante el proceso de soldadura, estos modos están dispuestos en orden de aparición empezando con el modo planar, el cual generalmente se presenta cuando el metal fundido tiene poca tendencia de presentar microsegregación. Por su lado, los modos celular y dendríticos se presentan en soldaduras que tienen suficiente cantidad de átomos de soluto que promueven el mecanismo de microsegregación y sobreenfriamiento constitucional. La presencia de estos mecanismos dependerá también de las condiciones de soldadura.

### 3.2.6 CONDICIONES QUE INFLUYEN EN EL MODO DE SOLIDIFICACION.

El modo de solidificación que se presente en la soldadura durante la solidificación es gobernado esencialmente por tres aspectos que se relacionan entre sí, los cuales pueden verse alterados dependiendo de la naturaleza de la unión y las condiciones empleadas

en la operación. Dichos parámetros son la velocidad de soldadura, la forma de la piqueta líquida de soldadura y el gradiente de temperatura en la dirección de solidificación.

La manera en que afecta cada uno de estos factores, se describe más detalladamente en los siguientes párrafos.

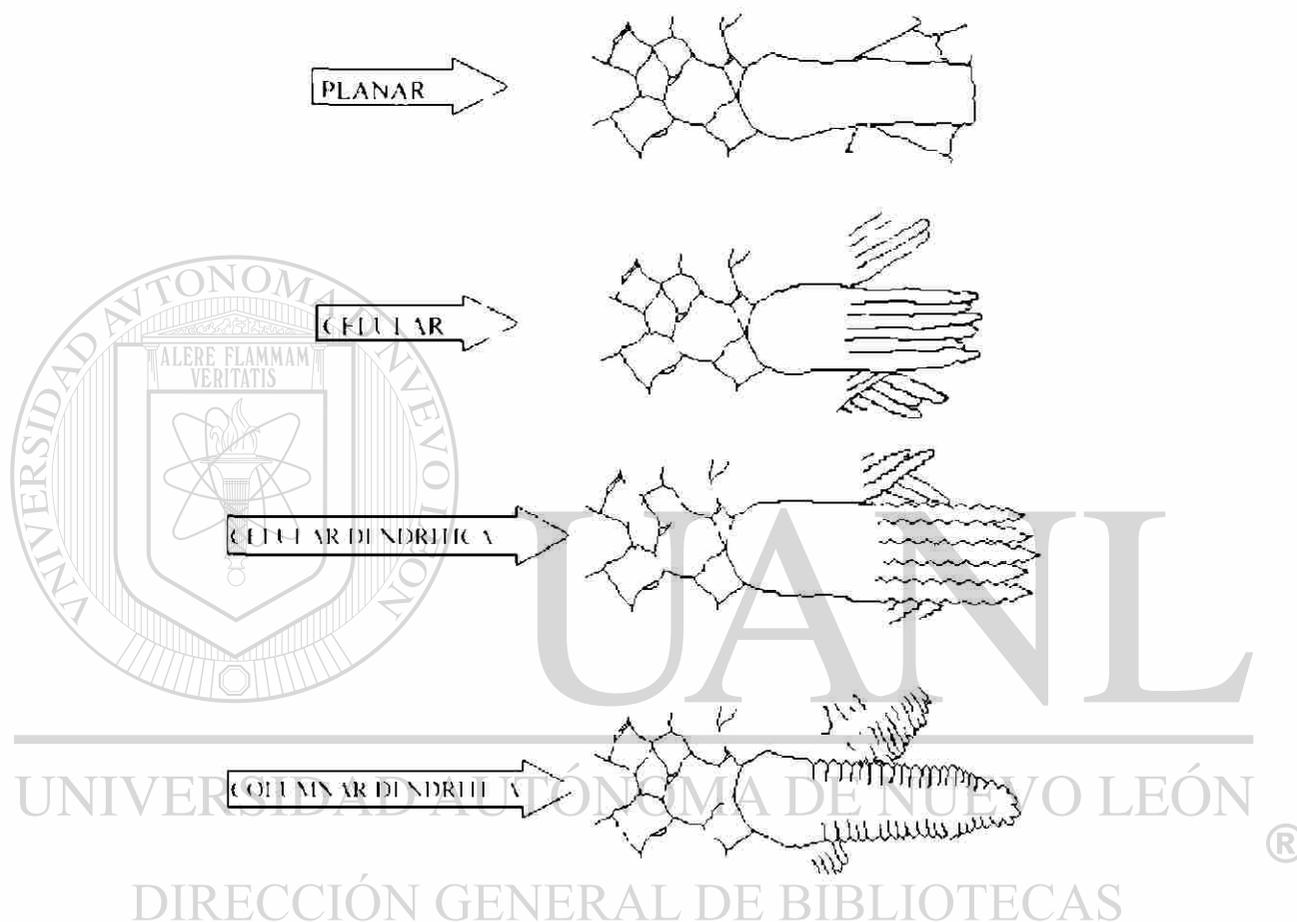


Fig. 12. Modos de solidificación de estructuras encontradas en metal de soldadura

### 3.2.6.1 GRADIENTES DE TEMPERATURA.

Como se sabe, el gradiente de temperatura se extiende desde la zona del arco eléctrico hasta el metal base, sin embargo, en esta sección solo se hablará del gradiente que se extiende desde la zona del arco eléctrico hasta el límite de la piqueta líquida de soldadura, en donde se lleva a cabo la solidificación. El símbolo  $G$  ha sido utilizado por la mayoría de los investigadores para identificar el gradiente de temperatura. Sin embargo, lo crítico del gradiente de temperatura por sí solo, es que no puede ser bien

evaluado o correlacionado con el modo de solidificación. La velocidad y forma de la pileta líquida de soldadura también deben ser considerados cuando se evalúa la influencia del gradiente de temperatura.

### 3.2.6.2. VELOCIDAD DE SOLDADURA

Ya definida con la letra  $V$ , no debe ser confundida con la velocidad de solidificación, la cual juega un papel importante en la solidificación de soldaduras.

### 3.2.6.3. FORMA DE LA PILETA DE SOLDADURA.

Esta es determinada principalmente por la velocidad de soldadura, pero un parámetro clave que afecta al modo de solidificación es la velocidad de avance del frente de solidificación (velocidad de solidificación). El parámetro definido como  $R$  se usa para representar el movimiento de este frente. Generalmente la velocidad de soldadura,  $V$ , es multiplicada por un valor representativo de la forma de la pileta de soldadura para proporcionar un valor de  $R$  más útil. Esta forma de la pileta de soldadura es cuantificada principalmente al considerar el ángulo (usualmente nombrado con la letra  $\phi$ ) ya definido anteriormente. Una alta velocidad de soldadura produce un gradiente de

temperatura ( $G$ ) excesivo, sin embargo cuando este valor se divide entre el valor de  $R$  (velocidad de crecimiento del sólido), se obtiene una relación que sirve como parámetro combinado que se correlaciona con el contenido de soluto nominal del metal de soldadura para definir la microestructura primeramente formada durante la solidificación<sup>13</sup>. Así, la extensión del sobreenfriamiento constitucional tiene un pronunciado efecto en lo que es llamado modo de solidificación y sobre la subestructura resultante de la solidificación<sup>13</sup>. La Fig. 13 resume los efectos del gradiente de temperatura, la velocidad de crecimiento y la concentración del soluto sobre el modo de solidificación. La ordenada de este diagrama esquemático corresponde a la concentración redistribuida del soluto durante la solidificación. La concentración del soluto presente en el acero a soldar es controlada por el fabricante de la placa dentro de un intervalo definido en este caso por la especificación API 5L X-52.

La abscisa corresponde a una escala de  $G \sqrt{R}$ , la cual refleja la contribución relativa de estos parámetros al fenómeno del sobreenfriamiento constitucional. En general, la extensión del sobreenfriamiento constitucional, es inversamente proporcional a  $G \sqrt{R}$ . Como se mencionó en la sección anterior, la elección del proceso, las variables operativas del cordón y las características térmicas del metal base controlan a  $G$ , mientras que  $R$  es controlada por la velocidad de soldadura y la dirección de crecimiento relativa a la dirección de soldadura.

Como puede verse, el diagrama esquemático de la Fig. 13, está subdividido en cinco áreas correspondiendo cada una a un modo diferente de solidificación. En general, el modo de solidificación viene a ser más dendrítico y menos deseable cuando se corre hacia contenidos elevados de soluto y hacia la izquierda donde existe una mayor extensión del sobreenfriamiento constitucional. En general, el valor del parámetro  $G \sqrt{R}$ , se incrementa en la medida que la fuente de calor aumenta, por lo tanto se reduce la extensión del sobreenfriamiento constitucional en un material de una composición dada,  $C$ , resultando una estructura más deseable. Recíprocamente, la selección del proceso y las variables del mismo que causen un gradiente suave de temperatura y un incremento en la extensión del sobreenfriamiento constitucional producen una microestructura menos deseable.

## DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

### 3.2.7 ELEMENTOS ESTRUCTURALES

El modo de solidificación provocado por las condiciones del sobreenfriamiento constitucional imperante durante el crecimiento determinan elementos estructurales tales como microsegregación, inclusiones no metálicas, microporosidades, macrosegregación y bandeamiento, cuyo origen será explicado brevemente.

#### 3.2.7.1 MICROSEGREGACION

Durante la soldadura por fusión ocurre el fenómeno de la microsegregación de muchos elementos de aleación, tanto en el borde de grano como en el espacio intercelular. La

causa de esta heterogeneidad química es la existencia de un frente de solidificación que no es plano sino celular o dendrítico. Por esta razón, el soluto que es expulsado hacia el líquido durante la transformación L-S queda atrapado en todas las piletas de líquidos interdendríticos dentro de la zona de coexistencia L-S.

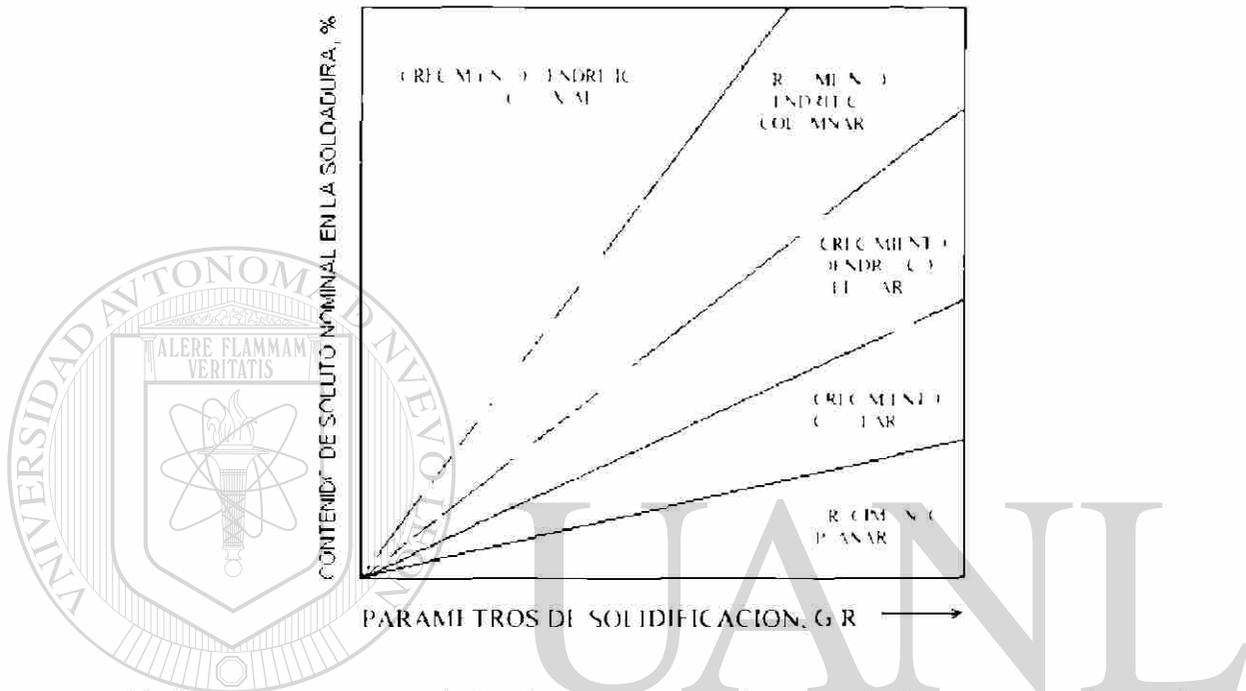


FIG. 13 Resumen esquemático de los factores que controlan el modo de crecimiento durante la solidificación

### 3.2.7.2 INCLUSIONES NO METÁLICAS

Algunas de estas inclusiones tales como las de  $Al_2O_3$  y  $SiO_2$ , provienen del fundente y se introducen al metal líquido, otras, se forman durante la solidificación. Las primeras provienen de las reacciones metal-gas y metal escoria que ocurren durante la transferencia metálica y el mantenimiento del metal líquido dentro de la piletta.

**Inclusiones primarias:** Cuando se adiciona un desoxidante, el producto de desoxidación es generalmente una fase cristalina o vítrea que comienza a solidificarse antes que la fase principal, originándose de esta forma las inclusiones primarias. Estas inclusiones que flotan en el baño antes de que comience la solidificación, crecen al agruparse por colisiones y sinterización, pudiendo aparecer tanto asociadas con el espaciado interdendrítico como en cualquier parte de la estructura.

Inclusiones secundarias: Son las que se forman durante o después de la solidificación de la fase principal. Estas resultan debido a los elementos de aleación o impurezas que, son usualmente expulsados, hacia el espaciado interdendrítico durante la solidificación.

### 3.2.7.3 POROSIDADES.

La evolución de los gases disueltos durante la solidificación y la falta de llenado de los rechupes están relacionados con el fenómeno que lleva a la porosidad en las aleaciones fundidas. La porosidad puede estar localizada en unidades macroscópicas, o dispersa entre los brazos dendríticos y en los bordes de grano como microporosidades. Estos poros son causados principalmente por CO o H<sub>2</sub> (el CO se forma durante la solidificación).

Con respecto a las microporosidades, estas se reproducen cuando la presión parcial del gas disuelto en el líquido interdendrítico supera la presión del líquido dentro del canal. El tamaño del poro interdendrítico formado depende del espaciado dendrítico. La porosidad gaseosa resultante puede ser un gas diatómico (H<sub>2</sub>) o más complejo (CO, H<sub>2</sub>O, SO<sub>2</sub>)<sup>[14]</sup>.

Además de las microporosidades asociadas con el espacio interdendrítico y que no son detectables fácilmente ni llegan a constituir un defecto, la evolución de los gases causa en soldadura poros macroscópicos de forma alargada o tubular o en forma combinada.

### 3.2.7.4 MACROSEGREGACION

Si se tiene en cuenta que durante la solidificación se produce un fenómeno de contracción, es evidente que este cambio de volumen debe estar relacionado con un movimiento del metal líquido capaz de compensarlo. Este flujo de líquido se produce en el espaciado interdendrítico.

El líquido interdendrítico tiene la característica de ser de alta concentración, debido al fenómeno de microsegregación ya mencionado. Cuando este líquido enriquecido de

soluto se desplaza por los canales interdendríticos se produce una segregación de soluto de largo alcance (a distancias mayores que el espaciado dendrítico) que se denomina macrosegregación.

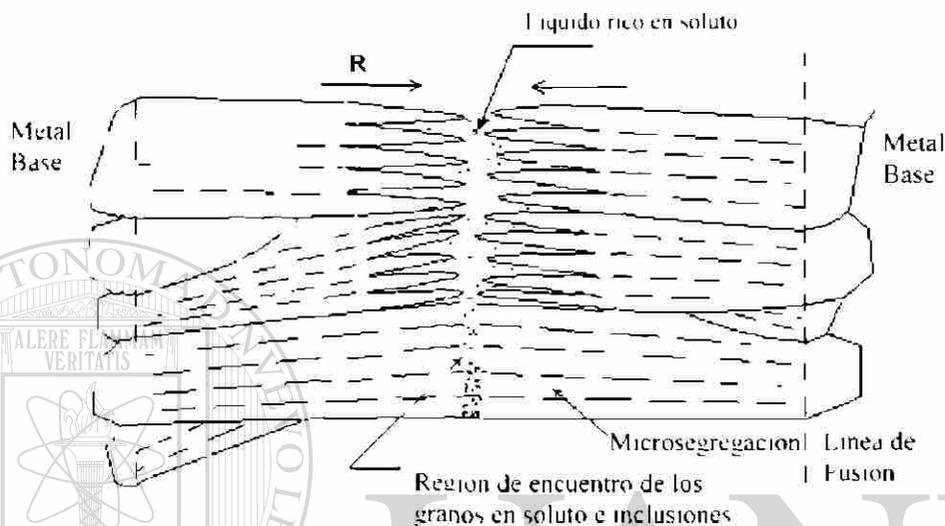


Figura 14 Representación esquemática de la micro y macrosegregación

Este fenómeno en soldadura aparece en el encuentro de los granos columnares en la línea central resultando de ésta una zona altamente segregada, si la soldadura se efectúa a altas velocidades, Fig. 14.

### 3.2.7.5 BANDEAMIENTO.

Este tipo de segregación de soluto consiste en una región periódica enriquecida o empobrecida de soluto que corresponde a sucesivas marcas de la posición de la interfase sólido-líquido dando una imagen de la forma de la pileta líquida. Las causas de estas bandas periódicas de soluto son fluctuaciones periódicas de las condiciones de solidificación (velocidad de crecimiento, etc.) Este bandeo está relacionado con las ondulaciones superficiales de los cordones de soldadura, a estas ondulaciones se les suele denominar ondas superficiales. Tanto las ondulaciones superficiales como el bandeamiento representan perturbaciones en la pileta líquida que se reflejan en las

condiciones de solidificación. Estas perturbaciones periódicas han sido atribuidas a fluctuaciones debido a efectos magnéticos en el líquido, variaciones en la potencia suministrada, variaciones locales en la velocidad de solidificación, influencia del flujo de gases, pudiendo considerarse como inherente a las condiciones de soldadura.

### 3.3 TRANSFORMACIONES DE FASE EN METALES SOLDADOS.

La estructura secundaria de cualquier depósito de soldadura por fusión, está compuesta por un amplio espectro de microestructuras, producto de las transformaciones de fase en estado sólido que toman lugar durante el ciclo de calentamiento y enfriamiento posterior al proceso de solidificación. Este espectro dependerá de todos los parámetros operativos que intervienen en el proceso de soldadura.

Las microestructuras en soldadura de aceros son diferentes de las obtenidas en fundiciones o piezas conformadas en caliente. Muchas veces se utiliza la metalografía cuantitativa con microscopio óptico o electrónico de barrido para analizar los microconstituyentes presentes y, de esta manera, relacionarlos con las propiedades mecánicas que tendrá la unión. No son fases o compuestos radicalmente nuevos los que se detectan en soldadura, sino que las diferencias estriban principalmente en la morfología de las fases, compuestos e inclusiones no metálicas. Estas diferencias son promovidas por un número de condiciones peculiares del proceso de soldadura y metal que se está aportando y, que a su vez, afectan la solidificación, difusión, transformaciones alotrópicas y otras circunstancias que se presentan en un lapso de tiempo muy corto.

La variedad de microestructuras encontradas en metal de soldadura ha ocasionado algo de confusión entre los especialistas del tema. Por lo tanto se han hecho esfuerzos para crear una designación y símbolos alfabéticos que identifiquen a los constituyentes microestructurales de soldadura de aceros. La Tabla IV muestra las designaciones y símbolos a usar en este trabajo y que son usados otros textos<sup>3</sup>. Además se listan los

diferentes términos que han sido empleado por varios autores, por más de una década para las mismas microestructuras. Actualmente se continúan haciendo esfuerzos para que una sola designación sea aceptada internacionalmente bajo la aprobación del Instituto Internacional de la Soldadura (IIW), sin embargo todavía no se ha llegado a un acuerdo.

Tabla IV. Microestructuras encontradas en el metal de soldadura de aceros

Simbolo	Descripcion del microconstituyente	Otros terminos usados en la literatura
GF	Ferrita de borde de grano	Ferrita alotriomorfa, Ferrita intergranular Ferrita primaria Ferrita proeutectoide (G)
AF	Ferrita acicular	Placas de ferrita intergranular, Ferrita fina intragranular, Ferrita fina bainitica
PF	Ferrita poligonal	Islas de ferrita, Ferrita primaria
AC	Ferrita con fases secundarias alineadas	Ferrita con martensita austenita carburos alineada. Placas laterales de ferrita creciendo en los limites de granos. Ferrita con segundas fases alineadas.
NAC	Ferrita con segundas fases no alineadas	Ferrita mas segundas fases no alineadas (I S-NA)
IC	Ferrita y agregados de carburos	Ferrita-Agregados de carburos (incluyendo) perlita laminar
SP	Placas laterales nucleada en bordes de grano	Ferrita lateral de borde de grano
IP	Placas lateral nucleada intragranularmente	Listones de ferrita intragranularmente nucleada

Por otro lado, la atención es mayormente dirigida a la soldadura y a sus propiedades mecánicas, debido a la demanda en la mejora de tenacidad. Se ha encontrado, en estudios de tenacidad en soldadura<sup>11</sup>, que dicha propiedad esta controlada por diminutos detalles de la microestructura, el reto para la ingeniería de soldadura es detectar y familiarizarse íntimamente con estos detalles para controlar su presencia.

La microestructura de la soldadura es controlada principalmente por dos variables: la composición química y la velocidad de entriamiento. Muchos aspectos relacionados

con la primera son algo complejos e incluye por ejemplo, los elementos en menor presencia como los desoxidantes y refinadores de grano, así como la cantidad de elementos gaseosos presentes en forma de inclusiones no metálicas. Las velocidades de enfriamiento por su lado, son muy rápidas como para permitir una difusión apreciable. Por lo tanto los mecanismos de transformación dependientes de la difusión no operan adecuadamente. Por esta razón la perlita no es frecuentemente observada en los depósitos de soldadura.

Para obtener una perspectiva de las transformaciones que ocurren en el metal de soldadura, se mencionará brevemente como se lleva a cabo la solidificación de un acero con bajo contenido de carbono en el intervalo de temperatura de 1510 a 1495 °C. En el metal de soldadura primero se forma la ferrita delta, a medida que avanza el enfriamiento, la austenita sustituye prácticamente grano por grano a la ferrita delta todavía en el intervalo de alta temperatura donde tiene lugar la reacción peritectica. Este mecanismo de transformación retiene la forma columnar de los granos que generalmente crecen durante la solidificación. La siguiente transformación ocurre cuando el metal alcanza el intervalo crítico de austenita a ferrita y es a partir de esta zona donde el efecto de la velocidad de enfriamiento determina las microestructuras

que pueden ser observadas en el acero. Ahora, el problema es expresar de la mejor manera como se analiza o como se obtiene cuantitativamente una velocidad de enfriamiento. Algunos investigadores<sup>1151</sup> han descrito sus experimentos en términos que indican velocidad de enfriamiento a través del intervalo de temperatura de 800 a 500 °C (dada en grados por segundo), o como tiempo total en segundos consumidos en dicho intervalo. Varios estudios<sup>1151</sup> que emplean modelos enfocados a la predicción de microestructuras y dureza en zona afectada por el calor utilizan también este intervalo de temperatura.

La microestructura típica de un depósito de soldadura de acero API 5L X-52 cion por proceso de arco eléctrico sumergido enfriado a una velocidad intermedia (aproximadamente de 5 segundos en el intervalo de 800-500°C) se presenta en la Fig. 15. La estructura en la micrografía se compone de ferrita en borde de grano (GF), ferrita

acicular (AF), y placas laterales de ferrita (SP). La transformación inicial ocurre a lo largo de los granos columnares de austenita formando una red de ferrita en toda la microestructura. La red de GF puede variar y presentarse en forma de red delgada o puede formar una red gruesa de granos de ferrita. El interior de los granos originales de austenita en la Fig. 15 transformó a ferrita acicular (AF) la cual es una microestructura muy deseable desde el punto de vista de tenacidad. Este microconstituyente generalmente se observa debido a la transformación de austenita durante el entriamiento de aceros de baja aleación depositados mediante soldadura de arco eléctrico<sup>14, 12</sup>. La ferrita acicular consiste de pequeñas placas o listones alargados que forman un patrón entrecruzado. Estos listones son de aproximadamente uno o dos micrómetros de ancho. El carbono expulsado de la austenita durante la transformación a ferrita acicular se presenta como partículas de carbono dispersas entre las placas de ferrita acicular. Dos factores que, de manera importante, influyen en la nucleación y crecimiento de la ferrita acicular independientemente de la velocidad de enfriamiento son las inclusiones no metálicas y el tamaño de grano en la soldadura<sup>14</sup>. Al modificar la velocidad de enfriamiento se pueden presentar otros microconstituyentes tales como la bainita superior, martensita, carburos finos etc.

Existen otros microconstituyentes típicamente observados en soldadura de aceros al carbono y baja aleación, sin embargo no serán mencionados a detalle debido a que son generalmente obtenidos en aceros con mayor contenido de carbono y soldados mediante otros procesos de soldadura diferentes del proceso SAW.

En el caso de la zona afectada por el calor (ZAC), las microestructuras que en ésta se obtienen dependen también de la composición química, la temperatura máxima o pico alcanzada durante la soldadura y la velocidad de enfriamiento. La American Welding Society (AWS) define la ZAC como la porción de metal base en la cual las propiedades mecánicas y microestructura han sido alteradas por el calor desarrollado durante la operación de soldadura, algún otro método de unión que involucre calor o corte térmico. Este punto de vista no considera el efecto del calor de la soldadura que puede

alterar las propiedades mecánicas del acero aun sin cambios detectables en la microestructura <sup>31</sup>.

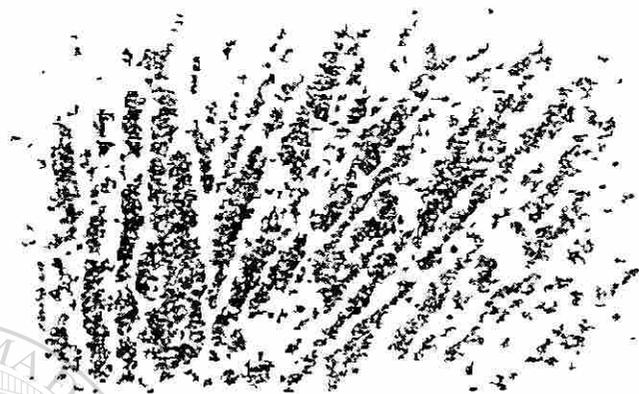


Figura 15. Microestructura típica de acero al carbono obtenida mediante el proceso SAW

La Fig. 16 indica mediante un diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C las temperaturas alcanzadas en diferentes puntos de la ZAC. La zona de influencia térmica, como también se le conoce a la ZAC es una región expuesta a diferentes ciclos térmicos, sin embargo, de manera general esta puede dividirse a su vez en dos regiones <sup>15</sup>. La de alta temperatura (1150-1350 °C), en la cual ocurren cambios estructurales importantes tales como

transformaciones y crecimiento de grano, a dicha región también se le conoce como de grano basto. La segunda es la región de baja temperatura (900-1150°C), en la cual se pueden llevar a cabo efectos secundarios tales como precipitación y refinamiento del tamaño de grano, conocida como región de grano fino. En la región de alta temperatura el tamaño de grano final para cualquier aleación dependerá principalmente de la temperatura máxima o pico que se alcance y de las velocidades de calentamiento y enfriamiento que dicha zona experimente <sup>51</sup>.

Cuando el acero se calienta hasta obtener la fase austenítica, y posteriormente es enfriada, la velocidad de enfriamiento ejerce una fuerte influencia en el mecanismo mediante el cual transformará la austenita desde su estructura cristalina FCC hasta la estructura BCC la cual se presenta por debajo de la temperatura  $A_{r1}$ . La transformación perlítica ocurre mediante un mecanismo de nucleación y crecimiento, bajo condiciones

de equilibrio o condiciones muy cercanas a éste y se puede disponer de suficiente tiempo para que este mecanismo opere. Aún cuando el enfriamiento sea moderadamente acelerado, el mecanismo de nucleación y crecimiento puede operar pero, como consecuencia del sobreenfriamiento, las islas de perlita son más pequeñas y tanto las laminillas de cementita como las de ferrita son más finas. Mientras que la velocidad de enfriamiento de la austenita se va incrementando progresivamente, los refinamientos en la perlita antes mencionados continuarán hasta que se alcance una velocidad de enfriamiento con la cual los mecanismos de nucleación y crecimiento no sean capaces de operar<sup>11</sup>. A una velocidad de enfriamiento crítica para el acero, la austenita transformará mediante un mecanismo diferente y la microestructura resultante tendrá una morfología completamente diferente.

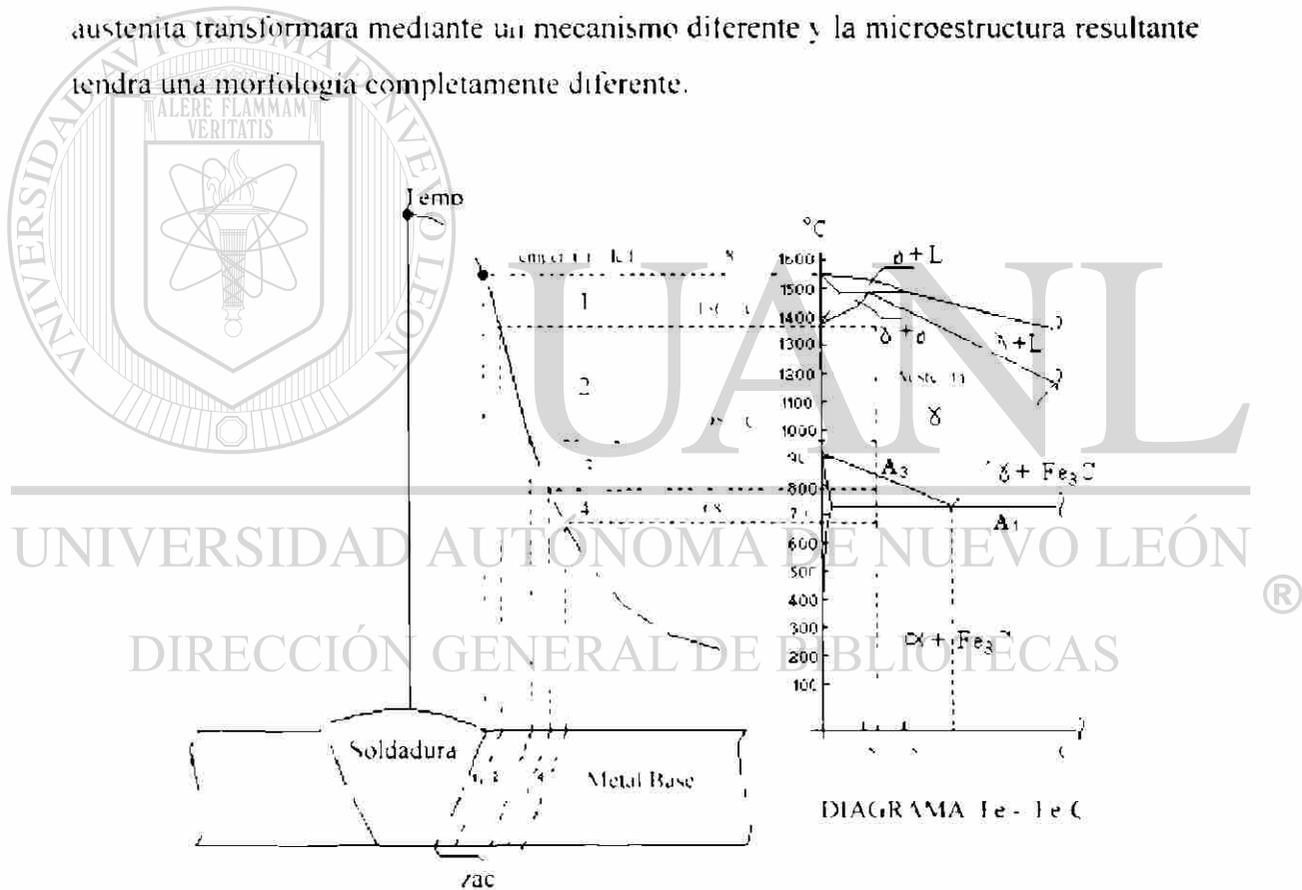


Figura 16 Diagrama Fe-Fe-C y su relación con las temperaturas alcanzadas en la ZAC de una soldadura

Entre las microestructuras observadas en la región de grano basto y más próxima a la zona fundida del metal de soldadura se observa la ferrita Widmanstätten (WF)<sup>[39][61]</sup>.

que es generalmente observada cuando hay un crecimiento de grano austenítico en la ZAC y es enfriado a una velocidad relativamente lenta, por ejemplo cuando la austenita es enfriada

desde las más altas temperaturas en la ZAC<sup>3</sup>. La forma de la estructura widmanstätten corresponde a una forma y distribución muy peculiar de la ferrita proeutectoide. La ferrita tiene una fuerte inclinación de precipitar a partir de los granos bastos de austenita en forma de granos alargados con una relación largo-ancho muy grande y se distribuyen en ambos sentidos, paralelos o en forma transversal entre sí. Este patrón se desarrolla debido a que la ferrita nuclea y crece a lo largo de planos cristalográficos preferenciales de la austenita.

En esta misma región de grano basto existe la posibilidad, bajo ciertas condiciones, de que se presenten otros microconstituyentes, tales como la bainita y la ferrita acicular.

### 3.4 INFLUENCIA DE PARÁMETROS DE SOLDADURA.

Se ha mencionado que el calor (heat input) involucrado durante el proceso de soldadura afecta la extensión de la ZAC y las microestructuras generadas en esta y en el metal de soldadura<sup>4</sup>. Sin embargo, no se ha indicado como se calcula, que parámetros intervienen y cuál es la eficiencia del calor generado para el caso del proceso de soldadura por arco sumergido. Antes de exponer los aspectos anteriores, se mencionaran las características básicas de la transferencia de calor de soldaduras

#### 3.4.1 TRANSFERENCIA DE CALOR.

Las condiciones térmicas en la soldadura y cerca de ella deben mantenerse bajo ciertos límites, para controlar la estructura metalúrgica, las propiedades mecánicas, los esfuerzos residuales y las distorsiones que resulta de la operación de soldadura. Dentro de esto es importante mencionar la conexión entre la velocidad de solidificación del

metal que se aporta, la distribución de la temperatura máxima o pico en la ZAC y por último la velocidad de enfriamiento en la soldadura y en la ZAC.

La transferencia de calor en las soldaduras está gobernada principalmente por la dependencia del tiempo en la conducción de calor que se expresa mediante la ecuación:

$$\frac{\partial}{\partial x} \left[ k(T) \frac{\partial T}{\partial x} \right] + \frac{\partial}{\partial y} \left[ k(T) \frac{\partial T}{\partial y} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k(T) \frac{\partial T}{\partial z} \right] = \rho c(T) \frac{\partial T}{\partial t} - Q \quad (3)$$

En donde  $x$  es la coordenada en la dirección de soldadura, en mm,  $y$  es la coordenada en la dirección transversal a la soldadura, en mm,  $z$  es la coordenada en dirección normal a la superficie de la soldadura, en mm,  $T$  es la temperatura en la soldadura en  $^{\circ}\text{C}$ ,  $k(T)$  es la conductividad térmica del metal, en  $\text{J mm s}^{-1} \text{ } ^{\circ}\text{C}^{-1}$ ,  $\rho$  es la densidad del metal, en  $\text{g mm}^{-3}$ ,  $c$  es el calor específico del metal, en  $\text{J g}^{-1} \text{ } ^{\circ}\text{C}^{-1}$ , y  $Q$  es la velocidad de generación de calor interna en  $\text{W mm}^{-3}$ .

Es importante mencionar que parte del calor se pierde a los alrededores por combinación de los mecanismos de radiación y convección, o se transfiere a la mesa de trabajo si la pieza a soldar es pequeña, en el caso de fabricación de tubos de gran diámetro el calor se distribuye en toda la placa del tubo.

### 3.4.2 ENTRADA DE CALOR.

El área de entrada de calor es relativamente pequeña con respecto a las dimensiones de toda la pieza de trabajo y son tres las variables que gobiernan la entrada de calor a la pieza de trabajo, durante la aplicación de este en la superficie o en el interior de la soldadura<sup>4</sup>. Estas tres variables son: (1) la magnitud de energía que entra (el producto de la eficiencia y la energía por unidad de tiempo producida por la fuente de potencia que es usualmente expresada en W), (2) la distribución del calor que entra y (3) la velocidad de soldadura. El término calor de entrada o involucrado, se usa debido a que no toda la energía generada en la soldadura entra a la pieza de trabajo, se designa como  $H_{in}$  y es el cociente de la potencia del arco que entra a la pieza de trabajo sobre la

velocidad de soldadura. Sin embargo, se requieren ciertas condiciones para que la velocidad de entrada de calor y la velocidad de soldadura puedan ser tratadas separadamente cuando se describe el ciclo térmico de la soldadura en la vecindad del metal a soldar y la ZAC.

La eficiencia  $\eta$ , se define como la relación de la energía realmente transferida a la pieza de trabajo y la energía producida por la fuente de potencia<sup>15,41</sup>. La Fig. 17 esquematiza la eficiencia que se obtiene con el proceso SAW y otros procesos como el SMAW, GMAW y GTAW y se puede observar que el primero es el de mayor eficiencia. En el proceso GTAW, el electrodo no es consumible y el arco no es térmicamente aislado de sus alrededores, como resultado, la pérdida de calor total del electrodo a los alrededores puede ser alta. En los procesos con electrodo consumible tales como el SAW, SMAW y GMAW casi toda la energía consumida en la fusión del electrodo se transfiere a la pieza de trabajo con las gotas de metal fundido. Como resultado, la eficiencia en estos procesos es elevada. En el proceso SAW la eficiencia del arco es adicionalmente incrementada, debido a que el arco se cubre mediante una capa aislante de fundente y por lo tanto, la pérdida de calor a los alrededores se minimiza.

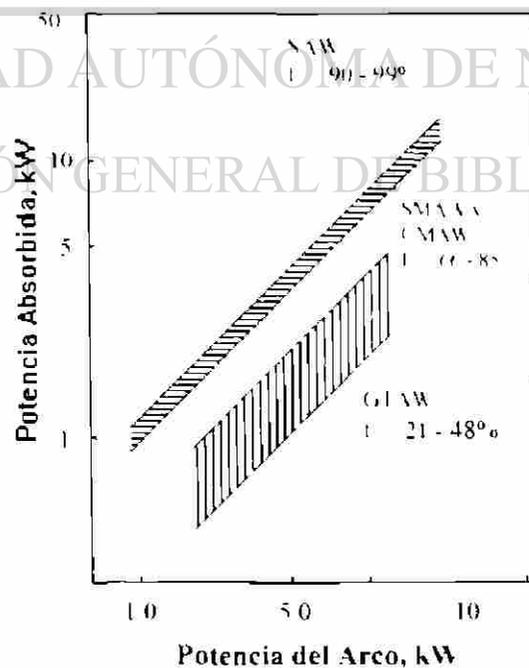


Figura 17 Eficiencia que muestran diferentes procesos de soldadura

Es fundamental para el estudio de transferencia de calor considerar la entrada de esta energía, primero desde el punto de vista de la influencia que tiene el calor en el material que se está soldando, ya que en el caso de la soldadura por arco, ésta energía que entra a la pieza de trabajo es precisamente generada por el arco eléctrico, y es una cantidad de energía introducida por unidad de longitud de soldadura, expresada en joules por metro o milímetro. La energía de entrada se calcula mediante la relación de potencia total de entrada en la fuente de calor en watts y su velocidad de avance.

$$H = P v \quad (4)$$

Donde  $H$  es el calor o energía de entrada, en joules por mm,  $P$  es la potencia generada en la fuente de calor, en W, y  $v$  es la velocidad de avance de la fuente de calor, en mm/s. Como la fuente de calor es un arco eléctrico, la ecuación anterior se puede escribir como

$$H = EI v \quad (5)$$

$E$  es el voltaje e  $I$  es el amperaje.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

Ahora, considerando la eficiencia del proceso SAW que como se observó en la Fig. 17 es alta, se puede obtener el calor de entrada real o neto calculado mediante:

$$H_{net} = \eta \frac{EI}{v} \quad (6)$$

### 3.4.3 PENETRACION Y AREA DE SOLDADURA

Las variables que más afectan la geometría del cordón de soldadura son el amperaje, el voltaje y la velocidad de soldadura, dichas variables están también involucradas en el cálculo del calor de entrada a la soldadura, pero muchas veces el valor de  $H_{net}$  no

proporciona información de cómo es la geometría del cordón, dos factores que están estrechamente relacionados con ésta son la penetración y área de soldadura.

La penetración de una soldadura depositada en un surco o en la superficie del metal base generalmente se define como la distancia, bajo la superficie original, a la cual la fusión del metal culmina. La corriente es la variable más significativa en la penetración; la velocidad de soldadura y el voltaje son menos importantes<sup>[5]</sup>. En cálculos del aporte térmico y velocidades de enfriamiento, el contenido calórico del metal de soldadura fundido es importante y es proporcional al área de sección transversal del cordón, el cual representa la cantidad de metal que ha sido calentado hasta el estado líquido<sup>[5]</sup>. El área del cordón se incrementa con la corriente de soldadura y disminuye con el aumento de la velocidad de soldadura. Las ecuaciones empíricas utilizadas para calcular la penetración ( $P$ ) y área ( $a$ ) del cordón de soldadura son las siguientes:

$$P = k \frac{I^2}{vV} \quad (7)$$

$$a = \frac{I^2}{10^3 v} \quad (8)$$

donde la penetración y área se expresan en mm y mm<sup>2</sup> respectivamente.  $I$  es la corriente de soldadura,  $v$  es la velocidad en metros por minuto y  $V$  es el voltaje empleado.  $k$  es un parámetro que depende del tipo de fundente empleado y que, para el caso particular de los basados en silicatos de calcio, toma el valor de  $3.53 \times 10^{-4} [\text{V}^{-2} \text{m} (\text{A}^2 \text{min})]^{1/2}$ .

Existen otros parámetros que también afectan la geometría del cordón, como la altura de los electrodos, la separación entre ellos así como el ángulo en que se posicionen, sin embargo, su influencia es menor, además de que dichas variables generalmente se mantienen constantes.

# CAPÍTULO 4

## PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

### 4.1 INTRODUCCIÓN

En este capítulo se indica la composición química tanto de la placa de acero con que se fabricaron los tubos bajo estudio, el material de aporte o varilla empleada en la soldadura por arco sumergido; así como los valores de los parámetros empleados en dicho proceso. Se describe la obtención, identificación y preparación de muestras, además de las pruebas realizadas en ellas. Es importante mencionar que los tubos a partir de los cuales se obtuvieron las muestras a estudiar, fueron fabricados en la planta II de la empresa Tubacero, S.A. de C.V.

### 4.2 OBTENCIÓN DE LAS MUESTRAS.

Antes de mencionar como fueron obtenidas las muestras para el análisis microestructural y de propiedades mecánicas, es necesario indicar algunas características de la materia prima utilizada para la fabricación de tubos, como lo son la composición química y dimensiones de las placas de acero. Dichas placas de acero fueron fabricadas mediante el proceso de control termomecánico bajo requerimientos químicos de la norma API (American Petroleum Institute). De ahí que su composición química se ajuste a la especificación 5L, grado X-52 de la misma según se observa en la Tabla V. El tamaño de grano del acero bajo estudio está entre 9 y 6.4  $\mu\text{m}$  (10 y 11

ASTM) . Las dimensiones de las placas, a partir de las cuales se fabricó la tubería, fueron de 12 m de longitud, 1.6m de ancho y 12 mm de espesor.

Tabla V. Composición química de los tubos analizados y composición química especificada para un acero API 5L X-52 Grado normal

No	C	Mn	P	S	S	A	Cu	Cr	N	Mo	T	Nb	V	C eq
De Tubo		o			%	o		o	o	o	%	o	%	/
684	0.109	1.17	0.013	0.006	0.281	0.033	0.141	0.073	0.065	0.004	0.022	0.018	0.001	0.329
685	0.109	1.17	0.013	0.006	0.281	0.033	0.141	0.073	0.065	0.004	0.022	0.018	0.001	0.329
693	0.102	1.17	0.012	0.006	0.265	0.040	0.124	0.077	0.061	0.003	0.026	0.0165	0.001	0.323
694	0.102	1.17	0.012	0.006	0.265	0.040	0.124	0.077	0.061	0.003	0.026	0.0165	0.001	0.323
8.8	0.107	1.20	0.012	0.007	0.293	0.037	0.112	0.068	0.059	0.002	0.025	0.0186	0.001	0.330
X 52	0.160*	1.30*	0.025*	0.016*	0.300*	0.060*	0.300*	0.100*	NE	NE	0.030*	0.050*	0.060*	0.380*

\* Límites permitidos  
 N/A: No se especifica para el grado X-52 normal

Una vez que las placas fueron conformadas en el molino y soldadas por el proceso FRW se obtuvieron secciones de tubería de aproximadamente 37 cm, en 5 tubos seleccionados al asar durante un turno de ocho horas: las 5 muestras así obtenidas fueron identificadas con los números del 1 al 5 como se muestra en la Tabla VI. Los tubos seleccionados fueron marcados con un color distintivo diferente a los usados por la planta, con el fin de seguirlos durante la segunda etapa, en donde les fue aplicado el proceso de soldadura por doble arco sumergido (DSAW). Después de este proceso se obtuvo otra sección de cada tubo, las muestras fueron identificadas con los números del 6 al 10. De esta manera se generaron dos grupos de muestras, el primero, formado por probetas que solamente fueron soldadas por FRW y el segundo, en el que a las muestras se les aplicó además, el proceso de soldadura por arco sumergido (DSAW) en la misma zona. Un tercer grupo de 5 muestras fue obtenido a partir de los anillos cortados a la salida de la segunda etapa, solo que en esta, la zona a evaluar fue el lado opuesto a la soldadura FRW+DSAW, en donde se aplicó DSAW en metal base, esto, con el fin de evaluar la microestructura y propiedades mecánicas en una zona sin influencia del proceso FRW, ver Fig. 18. Estas probetas fueron identificadas con los números del 11 al 15. Una muestra más identificada con el No. 16 fue obtenida a partir de un tubo

distinto, en el cual se aplicó soldadura ERW y el proceso SAW sólo se aplicó en el lado interior del tubo tal y como se esquematiza en la Fig. 19.

Tabla VI Identificación de muestras analizadas

No Identificación	No Tubo	Soldadura aplicada Interior y Exterior
1	684	ERW
2	685	ERW
3	693	ERW
4	694	ERW
5	808	ERW
6	684	ERW y SAW
7	685	ERW y SAW
8	693	ERW y SAW
9	694	ERW y SAW
10	808	ERW y SAW
11	684	DSAW en Cuerpo
12	685	DSAW en Cuerpo
13	693	DSAW en Cuerpo
14	694	DSAW en Cuerpo
15	694	DSAW en Cuerpo
16	1816	SAW solo por el interior

\* En esta probeta se aplicó el proceso ERW por el exterior de todo el espesor de tubo y el proceso SAW sólo se aplicó por el interior del tubo.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

#### 4.2.1 EQUIPO Y MATERIALES UTILIZADOS EN LA LÍNEA DE ARCO SUMERGIDO.

Para realizar el proceso DSAW se utilizaron máquinas automáticas, marca Lincoln de dos electrodos. Los valores de los parámetros empleados durante el proceso se muestran en la Tabla VII. Se utilizó varilla de 40 mm (5/16") de diámetro cuya composición química se muestra en la Tabla VIII y es similar al metal base. La designación comercial del proveedor es ALAMATIC FH-14 (Electrodos Monterrey). El fundente empleado fue del tipo prefundido (MR-05) y su composición química aproximada es de 39 a 47% en peso de SiO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 9 a 12.5% de MnO-TiO<sub>2</sub>-FeO, 40 a 47% de CaO-MgO-CaF<sub>2</sub>-OTROS y 0.5% de H<sub>2</sub>O.

Tabla VII Valores de los parámetros empleados en el proceso SAW

No	Diámetro	Espesor	$V_c$	Amp1	Volt1	Amp 2	Volt 2	Calor
De probeta	(in)	(n)	(m/min)	(A)	(V)	(A)	(V)	kJ/mm
6 a la 15	20	0.469	1.19	850	32	650	40	2.67

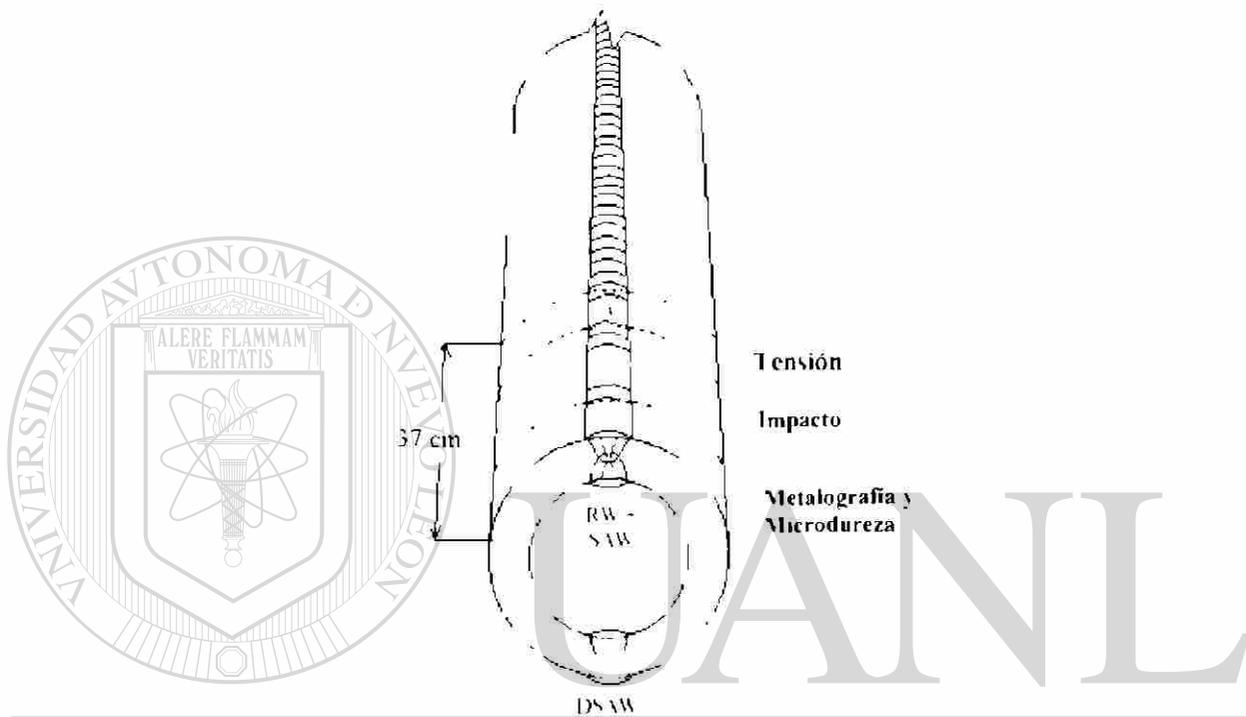


Figura 18 Diagrama que muestra la obtención de probetas para diferentes pruebas.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

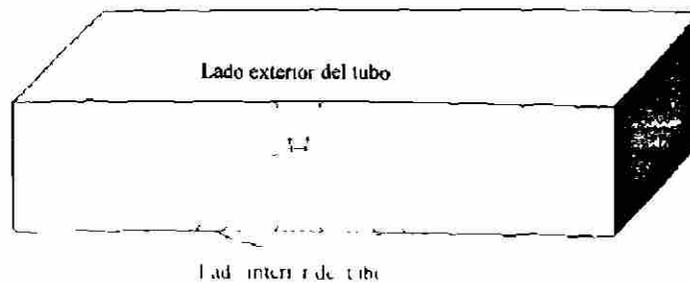


Figura 19 Diagrama que muestra la condición de análisis para la probeta 16, en la cual se realizó la soldadura por FRW para cubrir todo el espesor y el proceso SAW solo por el lado interior del tubo

Tabla VIII. Composición química del metal de aporte usado en el proceso SAW

Elemento	Contenido (% en peso)
Carbono	0.120
Manganeso	1.970
Fosforo	0.013
Azufre	0.012
Silicio	0.030
Cobre	0.140

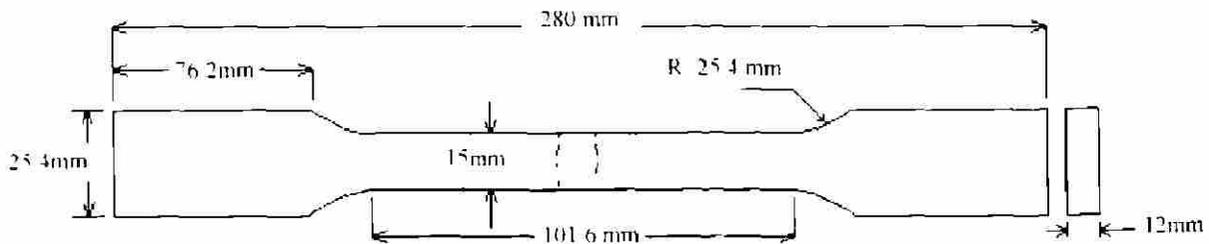
### 4.3 PREPARACIÓN DE LAS MUESTRAS.

Las dimensiones de las secciones de tubo a estudiar permitieron tener material suficiente para obtener probetas metalográficas, de microdureza, impacto y tensión.

Todas las muestras recolectadas se trazaron de forma adecuada, para posteriormente llevarlas al taller mecánico de la planta y realizar los cortes y maquinados correspondientes. Las probetas de tensión e impacto fueron maquinadas de acuerdo a la norma ASIM A-370 como se muestra en la Fig. 20, donde además se muestra la

ubicación de la muesca para las probetas de impacto según la zona a evaluar. Las probetas metalográficas fueron cortadas en sentido perpendicular y a 60°

aproximadamente, con respecto a la dirección de soldadura, las primeras fueron preparadas adecuadamente mediante la técnica metalográfica tradicional para realizar una caracterización microestructural bajo el microscopio óptico y analizador de imágenes. Las probetas que fueron cortadas en ángulo con respecto a la dirección del cordón, fueron empleadas para realizar una medición del tamaño de grano columnar en la soldadura ya que el plano obtenido con dicho corte, corresponde a una dirección perpendicular al crecimiento de dichos granos (Fig. 21). Los ensayos de microdureza se llevaron a cabo en el mismo plano de la observación metalográfica.



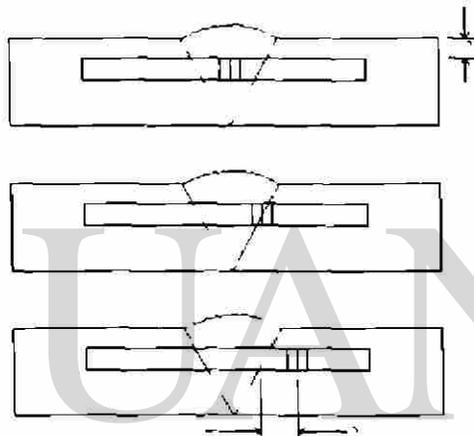
(a)

### POSICION DE LA MUESCA

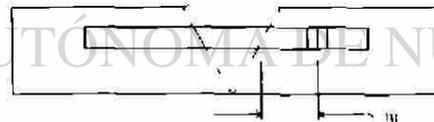
CENTRO DE SOLDADURA

LÍNEA DE FUSIÓN

A 2mm DE LA LÍNEA DE FUSIÓN



A 5mm DE LA LÍNEA DE FUSIÓN



(b)

Figura 20 Esquema que muestra (a) las dimensiones de las probetas de tensión y (b) la posición de la muesca de las probetas de impacto

La preparación metalográfica consistió de un desbaste grueso con papeles de lija de carburo de silicio desde la número 120, pasando por la 240, 320, 400, 600, hasta la número 1000, después de las cuales se realizó el pulido fino en paño de nylon con pasta de diamante de 6  $\mu\text{m}$  y aceite lubricante. El reactivo químico de ataque, utilizado para

revelar las características microestructurales fue nital al 2% y las probetas fueron atacadas por inmersión durante 15 a 25 segundos.

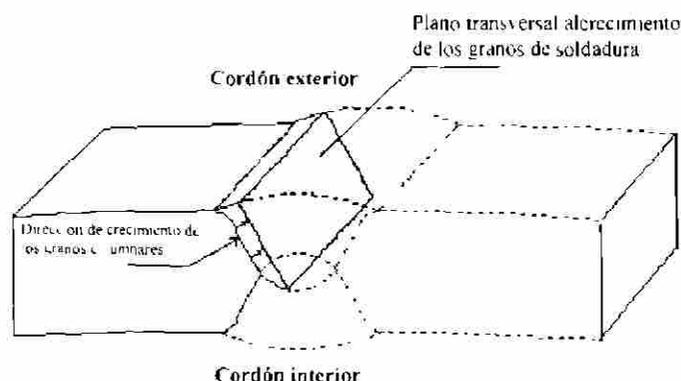


Figura 21. Diagrama que muestra el plano en el cual fue medido el tamaño de grano auténico columnar de las soldaduras.

#### 4.4 DESCRIPCIÓN DE LAS PRUEBAS.

En cada grupo de muestras (incluyendo la No. 16) se llevó a cabo una caracterización microestructural, analizando la soldadura, zona afectada por el calor y metal base.

También se midió la extensión de zonas y sub-zonas afectadas por el calor, así como

los tamaños de grano. Para medir esta característica en todas las zonas de interés, se utilizó la técnica de intersección lineal<sup>[12]</sup>. El equipo empleado en la caracterización

microestructural, fue un microscopio óptico metalográfico de platina invertida, marca Nikon, modelo Epiphot-TME con campo claro y campo oscuro, luz polarizada y contraste Nomarski. La magnificación de los objetivos es de 5, 10, 20, 40, y 100X con ocular de 10X. Se utilizó también un analizador de imágenes de la marca Leica, que utiliza el programa Quantimet 520 versión V05.02B.

Se realizaron ensayos de microdureza en probetas representativas de cada grupo, utilizando el método Vickers con carga de 200g y tiempo de penetración de 15 s. las indentaciones se llevaron a cabo en forma de barrido a cada 600  $\mu\text{m}$  aproximadamente, tanto en metal base, como en ZAC y soldadura (Fig. 22). Se realizaron tres barridos en cada probeta, el primero hacia la superficie exterior, el segundo en el centro y el tercero

hacia la superficie interior del espesor de la placa, con el fin de obtener un perfil de esta propiedad tanto en el cordón exterior como en el interior, así como entre ambos. El equipo utilizado fue un microdurómetro marca Shimadzu, su método de carga es el de palanca por sistema eléctrico de carga automática. Los períodos de tiempo de aplicación de carga que pueden ser empleados son de 5, 10, 15, 30 y 45 segundos, la carga que se puede aplicar es de 15, 25, 50, 100, 200, 300, 500 ó 1000 g. El indentador es de diamante, tipo piramidal con ángulo entre caras de  $136^\circ$ . El sistema óptico permite la observación a 100X y 400X. Cuenta con un micrómetro ocular para realizar la medición de huellas con escala máxima de  $200\mu\text{m}$ , escala estándar de  $20\mu\text{m}$  por división y escala de medición de  $0.5\mu\text{m}$  por cada división.

En las probetas números 6 a la 15 se realizaron ensayos de tensión y, para ello, las probetas fueron maquinadas de acuerdo a las dimensiones indicadas en la Fig. 20. La máquina empleada para realizar estos ensayos es del tipo universal, marca Tinius Olsen con capacidad de 60 toneladas. Las probetas fueron de tipo plana con la soldadura ubicada al centro de la zona de prueba, con el fin de evaluar su resistencia a la cedencia y resistencia máxima a la tensión y comparar resultados entre las probetas Nos 6 a la 10 (ERW + DSAW) y 11 a la 15 (DSAW en cuerpo).

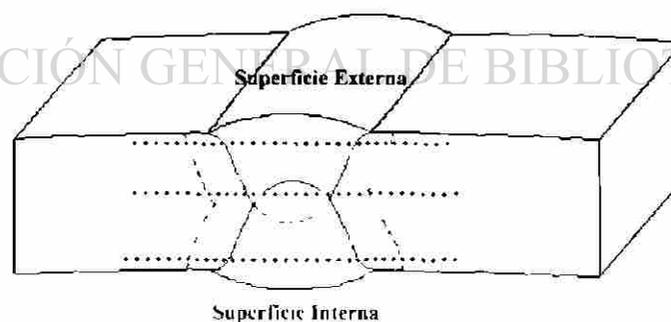
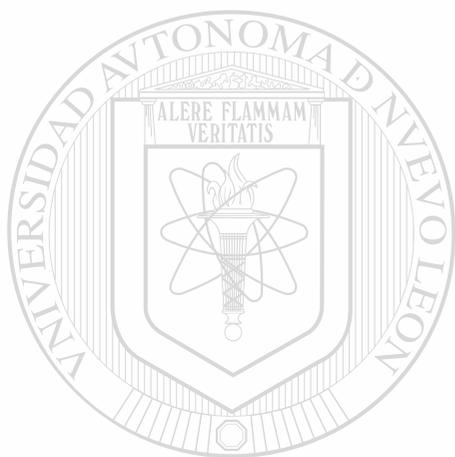


Figura 22. Diagrama que muestra la ubicación de los barridos de microdureza. a) Hacia la superficie externa, b) Al centro del espesor de la placa y c) Hacia la superficie interna. La separación entre cada punto medido fue de  $600\mu\text{m}$ .

Las probetas números 6 a la 15 fueron también preparadas para evaluar su resistencia a la fractura mediante el ensayo de impacto tipo Charpy con muesca en V, en el metal de

soldadura, línea de fusión, zona afectada por el calor y en el metal base. La temperatura de prueba fue de 0 °C. Las probetas Charpy fueron maquinadas a 2/3 del tamaño estándar, para evitar el riesgo de que algunas no fracturaran totalmente debido a su alta tenacidad, principalmente en el metal base y, con ello, no se registrara el valor real de energía absorbida por el metal en el momento de la fractura, además de evitar también el riesgo de una posible descalibración del equipo.



# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

## CAPÍTULO 5

### RESULTADOS Y DISCUSIÓN

#### 5.1 INTRODUCCIÓN.

Una vez realizadas todas las pruebas y ensayos mencionados en el capítulo anterior, se procederá a presentar los resultados y la discusión de los mismos. Se revela la microestructura y microdureza en las diferentes regiones producidas por el proceso de soldadura por resistencia eléctrica. Se inicia con la caracterización microestructural de los tres grupos de muestras, después se presentan los resultados de los barridos de microdureza y, posteriormente, se muestran los resultados de impacto y tensión realizados sólo en los grupos dos y tres. Se enfatiza la comparación de propiedades evaluadas principalmente entre las probetas de estos dos grupos.

#### 5.2 CARACTERIZACION MICROESTRUCTURAL.

##### DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

##### 5.2.1 SOLDADURA DE RESISTENCIA ELÉCTRICA

La evaluación metalográfica realizada en las probetas que fueron soldadas sólo por el proceso de resistencia eléctrica de alta frecuencia (ERW) permite, en primer lugar, observar la geometría del metal en la zona que quedó térmicamente afectada, también conocida como ZAC (zona afectada por el calor), como consecuencia de las temperaturas alcanzadas por el proceso de soldadura. Esta zona, revelada mediante un ataque químico durante la preparación metalográfica, tiene una geometría de doble cono, según se ilustra en la Fig. 23, configuración que obedece a las condiciones de transferencia de calor y desplazamiento de material en el momento que el metal alcanza

la máxima temperatura (1350-1400°C)<sup>[18]</sup> y los bordes de la placa son recalcados uno contra otro<sup>[20]</sup>, Fig. 24.

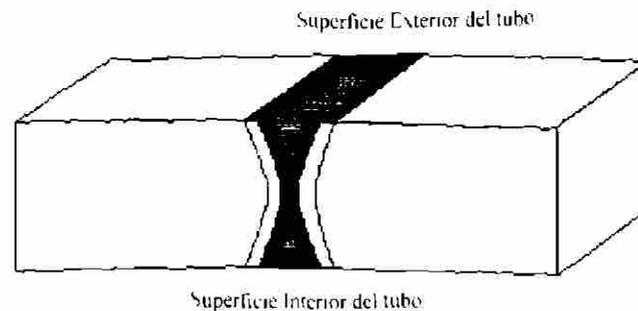


Figura 23. Diagrama que muestra la geometría de doble cono que adopta la ZAC en las probetas soldadas por el proceso ERW

La observación realizada mediante el microscopio metalográfico revela que dentro de la ZAC principal (se le llama así a la zona que se revela más oscura con el ataque químico) se observan dos sub-zonas, Fig. 25; la No. 1 que se compone de ferrita widmanstatten (FW), perlita fina y bainita superior. Se encontró por microscopía óptica que en la sub-zona 1 la FW tiende a disminuir y la bainita a aumentar, al igual que el tamaño de grano, a medida que la observación se aproxima al borde exterior del tubo,

siendo precisamente en esta última región en donde los valores de dureza resultan ser los más altos. La misma tendencia, reemplazo de la FW por bainita, se observó en el borde interior, aunque en menor proporción que en el borde exterior. En la sub-zona No. 2 la microestructura se constituye de pequeños granos de ferrita proeutectoide (FP) y perlita muy fina. En esta sub-zona se observa el tamaño de grano más pequeño detectado en las muestras de la 1 a la 5, Tabla IX, lo que parece indicar que las altas temperaturas y deformación ejercida por la presión del molino en los bordes de la placa generaron las condiciones para el desarrollo de mecanismos tales como recristalización dinámica o metadinámica<sup>[28]</sup> dando como resultado una zona de refinamiento de grano.

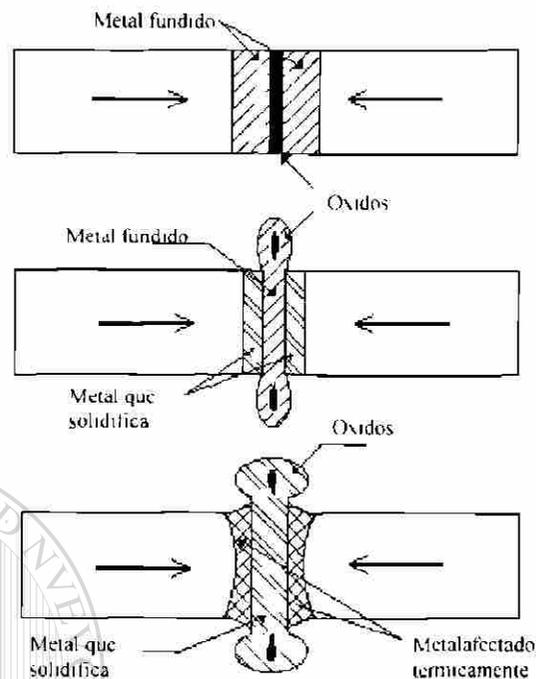


Figura 24 Diagrama que muestra el flujo de material en el momento en que se está alcanzando la máxima presión y temperatura en los bordes del tubo durante la soldadura ERW.

Se encontró adyacente a la ZAC principal, una zona designada como sub-zona 3, que si bien, también fue afectada por el calor, ésta no se obscurece con el ataque químico lo suficiente para definirse claramente y observarse a simple vista, por lo tanto, su extensión sólo se visualiza bajo el microscopio óptico. La microestructura en esta zona está constituida por granos de ferrita ligeramente deformados cuyo tamaño es aparentemente inferior al observado en el metal base, la perlita que originalmente era laminar, experimentó una esferoidización, debido a las temperaturas alcanzadas en esta zona (alrededor de  $720^{\circ}\text{C}^{[4]}$ ) durante el proceso de soldadura, dicha esferoidización se desvanece a medida que aumenta la distancia desde el límite con la sub-zona 2.

La microestructura en la región de transición entre las sub-zonas 2 y 3 se compone de una mezcla de granos pequeños (de la zona de refinación) con pequeñas islas de perlita y otra parte la componen granos de ferrita proeutectoide de la sub-zona 3 y colonias de perlita esferoidizada, dichos granos de ferrita y colonias de perlita esferoidizada están orientados en la dirección hacia donde ocurrió el desplazamiento de metal durante la

soldadura. La microestructura del metal base (MB) se compone de una matriz de granos de ferrita poligonal cuyo tamaño promedio es de  $6.4 \mu\text{m}$  (ASTM No. 11) e islas de perlita laminar. La Fig. 26 muestra las microestructuras más representativas detectadas en las probetas soldadas por el proceso ERW.

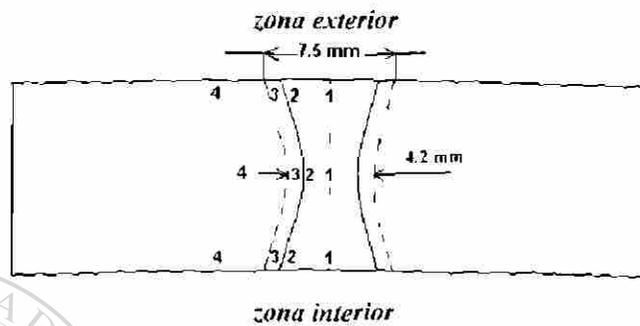


Figura 25. Diagrama que ilustra las sub-zonas afectadas por el calor detectadas en las probetas 1 a la 5.

La medición de tamaños de grano realizada en las probetas 1 a la 5 se llevó a cabo en todas las sub-zonas antes descritas y en metal base. dicha medición se realizó hacia el borde exterior, a la mitad del espesor y hacia el borde interior del espesor de pared del tubo. Los resultados indican que en la sub-zona 1, el tamaño de grano más fino se observa a la mitad del espesor ( $5.3 \mu\text{m}$ ) después hacia el borde interior ( $6.06 \mu\text{m}$ ), en

tanto que el tamaño de grano más grande se encuentra en el borde exterior ( $6.65 \mu\text{m}$ ).

En la sub-zona 2 el tamaño de grano es muy homogéneo, ya que es una región estrecha que experimenta un proceso de recristalización, dicho tamaño de grano es de aproximadamente  $4.34$ ,  $4.15$  y  $4.32 \mu\text{m}$  en borde interior, mitad y borde exterior del espesor, respectivamente. Por último en la sub-zona 3 existe cierta diferencia principalmente entre el tamaño de grano observado en el borde interior y exterior. Tabla IX.

El ancho de la ZAC en la sección superior del cono presenta sistemáticamente en todas las muestras mayor longitud que la mitad inferior, esto parecería indicar que la temperatura siempre es mayor en el lado exterior del tubo que en el interior del mismo y además sería coherente con lo observado en el borde exterior de la sub-zona 1, en

donde se observó que existe la presencia de bainita y que el tamaño de grano es mayor que en el lado opuesto de la misma sub-zona. Además el efecto Skin y el de proximidad<sup>[35]</sup> indican que los bordes exteriores de la placa en la zona adyacente al diámetro exterior del tubo alcanzan mayor temperatura, lo que confirma las observaciones mencionadas

Tabla IX. Tamaño de grano y dureza en sub-zonas afectadas por el calor, probeta I soldada por ERW.

ZONA EXTERIOR			ZONA CENTRAL			ZONA INTERIOR					
Sub-zona	T. de Grano		Dureza	Sub-zona	T. de Grano		Dureza	Sub-zona	T. de Grano		Dureza
	( $\mu\text{m}$ )	ASTM			(Hv)	( $\mu\text{m}$ )			ASTM	(Hv)	
1	6.65	12	253	1	5.30	12	232	1	6.06	12	243
2	4.32	13	236	2	4.15	13	228	2	4.34	13	234
3	5.20	12	231	3	5.30	12	223	3	4.82	13	224
4	6.38	12	234	4	6.35	12	221	4	6.46	12	217

El espesor de cada ZAC total, medido en tres puntos, se presenta en la Tabla X, donde se observa que en el lado interior del tubo la longitud de la ZAC total oscila entre los 6.45 y 7.0 mm, a la mitad del espesor se encuentran valores desde 3.8 hasta 4.17 mm y en el lado exterior desde 7.0 hasta 7.5 mm. Lo anterior, por un lado, confirmaría que como resultado de mayor temperatura en el diámetro exterior, el ancho de la ZAC es también mayor hacia el borde exterior, sin embargo, también podría indicar que dada la forma en que entran en contacto los bordes, esto es, que en el momento de formar el tubo los bordes inferiores, o correspondientes al diámetro interno, están más próximos uno con otro que en la zona del diámetro exterior<sup>[20]</sup>, generando menor presión en los bordes exteriores y, por ende, hubo menos desplazamiento de material, dejando en la zona exterior más metal calentado a la temperatura de recalcado.

La microestructura en las probetas Nos. 6 a 10 (soldadas con los procesos ERW+DSAW) se compone de ferrita proeutectoide alrededor de los granos columnares, conocida también como ferrita de borde de grano (GF), placas laterales de ferrita (SP), que también nuclean en borde de grano, ferrita acicular (AF) al interior de

los granos columnares y pequeñas áreas de bainita superior, observada esta última principalmente en los límites de grano de la GF. La concentración de bainita en el caso del cordón exterior es mayor en su parte más ancha que hacia la parte más delgada, en donde sólo se observan pequeñas islas muy dispersas. Por otro lado, la cantidad de bainita en la parte más exterior del cordón interior es menor, pero hacia el centro del mismo la cantidad de bainita es mayor que en el cordón exterior, además de que su dispersión es más homogénea.

Tabla X. Espesor de la ZAC, medido en tres puntos de la sección transversal en probetas ERW

Probetas de ERW	Lado interior (mm)	Centro (mm)	Lado exterior (mm)
1	6.45	3.84	7.00
2	7.00	4.17	7.50
3	6.75	3.38	7.40
4	6.70	3.90	7.35
5	6.63	3.80	7.30

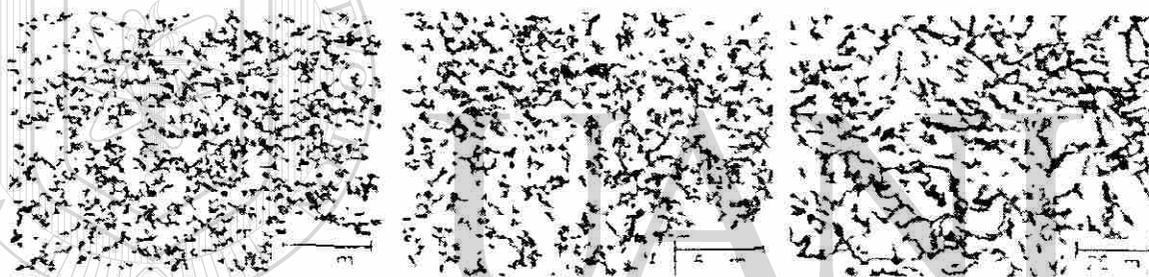
Dado que los granos columnares siguen la orientación del crecimiento epitaxial, se realizó un corte mecánico en sentido perpendicular a su crecimiento con el fin de medir el tamaño de grano austenítico previo, mismo que resultó ser de 67  $\mu\text{m}$  (ASTM No.

4.5). En la Fig. 27 se presentan imágenes de la sección transversal de dichos granos columnares.

### 5.2.2 SOLDADURA DE ARCO SUMERGIDO

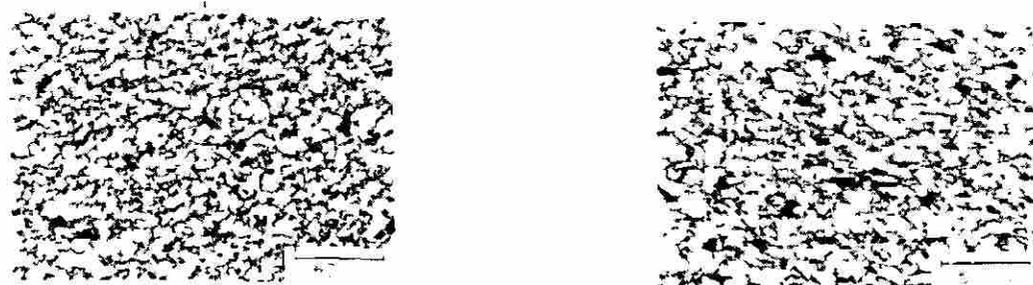
La zona afectada por el calor del segundo proceso de soldadura aplicado en las probetas 6 a 10, revela la presencia de 4 sub-zonas, Fig. 28, la primera que es la más próxima a la línea de fusión, presenta el tamaño de grano más grande en todas las sub-zonas afectadas por el calor, 13.6  $\mu\text{m}$  en promedio (ASTM No. 9), y su microestructura se compone esencialmente de una mezcla de ferrita widmanstätten, ferrita poligonal y perlita muy fina (de éstas la FW es la más abundante). La temperatura alcanzada en esta región es de aproximadamente 1300 a 1400°C<sup>[3,4]</sup>, condición suficiente y potencial para favorecer un crecimiento de grano aún cuando no haya sido excesivo, gracias por una parte, tanto a los carburos como a los nitruros de titanio y niobio y, por otra a la

influencia de las temperaturas que favorecen el crecimiento de grano durante el calentamiento. Aunque son más susceptibles que los carburos de Ni y Fe. Dicho crecimiento de grano es sin embargo suficiente para provocar la transformación de la ferrita yodmanstater debido a que esta ferrita tiene inclinación para formarse en granos basto de ferrita. Es la microestructura que es frecuentemente encontrada en la zona afectada por el calor de los lastrados con alto calor de entrada. Esta ferrita tiene una tenacidad pobre y, por lo tanto, su presencia no es muy deseada. La sub-zona I, sin embargo, no se compone en su totalidad de esta microestructura por lo que se espera que su tenacidad no sea inferior a la del acero requerido para Pemex además de que la extensión de dicha zona es de 0.2 a



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



La sub-zona 2 presenta un tamaño de grano similar al del metal base. Tabla XI y su microestructura se compone de granos poligonales de ferrita con una ligera mezcla de granos aciculares y perlita fina. El intervalo de temperaturas alcanzado en esta zona es de 950 a 1250 °C aproximadamente<sup>[3,4]</sup> como se puede apreciar en el diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C de la Fig. 16. A estas temperaturas la perlita se transforma en austenita durante el ciclo de calentamiento de la soldadura, que se transformará en finos granos de ferrita y perlita durante el enfriamiento. La similitud en los tamaños de grano en esta zona y los del metal base es debido a que el tiempo de permanencia a altas temperaturas no fue prolongado, se tiene también la presencia de elementos microaleantes que forman nitruros y carburos de niobio y titanio que inhiben el crecimiento de los granos de austenita. El ancho de esta sub-zona es de 1.7 mm en promedio. Sin embargo, al igual que la sub-zona 1, el espesor de esta tiende a disminuir hacia la parte más delgada de los cordones.

Tabla XI. Tamaños de grano y dureza en sub-zonas afectadas por el calor de la probeta 10

Sub-zona	Cordón Exterior			Cordón Interior		
	T de Grano ( $\mu\text{m}$ )	ASTM	Dureza (Hv)	T de Grano ( $\mu\text{m}$ )	ASTM	Dureza (Hv)
1	14.7	9	200	12.6	9	210
2	8.9	10	194	7.4	11	194
3	6.3	11	189	5.9	11.5	191
4	9.0	10	184	8.3	10.5	179
MB	9.0	10	181	8.3	10.5	185
Sold	67.8	4.5	202	66.7	4.5	208

La sub-zona 3, que alcanzó temperaturas en el intervalo de 750 a 950 °C experimentó también las transformaciones alotrópicas descritas en el párrafo anterior, sin embargo, en este caso ni la temperatura ni el tiempo fueron suficientemente altos para permitir el crecimiento de la austenita y, por lo tanto, esta zona se identifica como una zona de refinación de grano, debido a que su tamaño es más pequeño que el observado en el metal base. Su microestructura se compone de ferrita poligonal y perlita laminar muy fina; el espesor de esta sub-zona siempre es menor que el de la sub-zona 2, sin

embargo, se mantiene más constante en toda la periferia tanto del cordón exterior como del interior. Sus valores oscilan entre 1.2 y 1.3 mm.

La última zona afectada térmicamente es la que se encuentra adyacente al metal base, esta región designada como sub-zona 4, muestra un tamaño de grano que es prácticamente igual al del metal base, es decir que no sufrió cambio por efecto de los ciclos térmicos durante la soldadura, en cambio los carburos en esta región exhiben apreciables grados de esferoidización debido a que la temperatura alcanzada durante la soldadura es cercana a la crítica inferior. Esta sub-zona, al igual que la sub-zona 3 de las probetas soldadas por el proceso ERW, no se obscurece con el ataque químico y a simple vista parecería que es metal base no afectado térmicamente. sin embargo, bajo el microscopio óptico se puede definir claramente como parte de la ZAC y su extensión, de aproximadamente 1 mm, es muy constante en toda la periferia del cordón. Por último, el metal base se compone de una matriz de granos de ferrita equiaxial e islas de perlita laminar fina y el tamaño de grano es de aproximadamente 8.6  $\mu\text{m}$  (ASTM No. 10.5).

Tabla XII. Tamaños de grano y dureza en sub-zonas afectadas por el calor de la probeta 15

Sub-zona	Cordón Exterior			Cordón Interior		
	T de Grano ( $\mu\text{m}$ )	Dureza ASTM	Dureza (Hv)	T de Grano ( $\mu\text{m}$ )	Dureza ASTM	Dureza (Hv)
1	10.1	10	205	10.5	10	208
2	8.5	11	191	7.6	11	198
3	6.1	11.5	185	5.8	11.5	196
4	7.7	11	181	7.7	11	186
MB	7.7	11	183	7.6	11	189
Sold.	69.2	4.5	223	83.2	4.0	225

Las condiciones de proceso para el tercer grupo de muestras (Nos. 11 a 15) fueron diferentes, en esta ocasión el proceso DSAW se aplicó en metal base a 180° de donde se encontraba la soldadura ERW (como lo muestra la Fig. 18), que corresponde además a la región central de la placa. La diferencia principal y más importante en dicho metal base es que no existe una zona afectada por el calor que haya sido generado por el proceso de soldadura de resistencia eléctrica o algún otro proceso de calentamiento

previo, además el bandeamiento de la perlita originado durante la fabricación de la placa en esta zona es más acusado, sobre todo hacia la mitad del espesor, y el tamaño de grano en el metal base ( $7.6 \mu\text{m}$ , ASTM No. 11) es ligeramente menor que el observado en los bordes de la placa en donde se aplicó la soldadura ERW ( $8.6 \mu\text{m}$ , ASTM No. 10.5). Aún cuando la microestructura en la soldadura de las probetas del segundo y tercer grupos están formadas por los mismos microconstituyentes (granos columnares orientados en la dirección del crecimiento epitaxial, GF, SP, AF, y bainita), la observación bajo el microscopio permitió revelar de forma cualitativa que la cantidad de bainita en las muestras del tercer grupo es ligeramente mayor que en las del segundo grupo, tanto en el cordón interior como en el cordón exterior, independientemente de que las del tercer grupo al igual que las del segundo, presentan sistemáticamente más bainita en el cordón interior. Lo anterior se atribuye a que el cordón interior se aplica primero y sin precalentamiento, promoviendo que la velocidad de enfriamiento sea mayor que en el cordón exterior, el cual generalmente se aplica después del cordón interior, así el calor generado por la aplicación del cordón interior sirve como precalentamiento al cordón exterior, lo que hace que la velocidad de enfriamiento sea menor, reduciendo así la posibilidad de producir bainita. Es importante mencionar que dentro de cada cordón de soldadura la velocidad de enfriamiento de cada punto es diferente, por lo tanto, la fracción volumen de cada uno de los microconstituyentes presentes será también diferente.

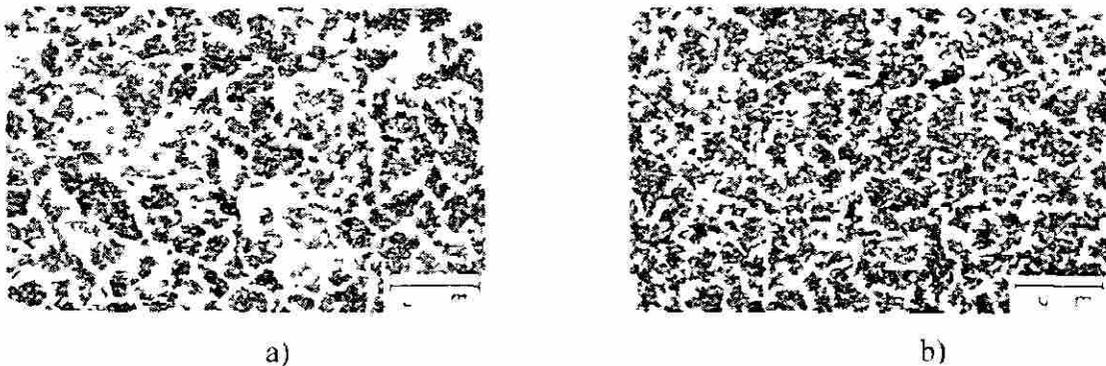


Figura 27. Micrografías que muestran el tamaño de grano de los granos columnares de la soldadura. a) probeta 10 con tamaño de grano promedio de  $67 \mu\text{m}$ . b) probeta 15 con tamaño de grano prom de  $72 \mu\text{m}$ .

La ZAC en las probetas del tercer grupo (o DSAW en cuerpo) presenta las mismas 4 sub-zonas descritas anteriormente para las probetas soldadas con los procesos ERW+DSAW, Fig. 31, sin embargo, existen algunas diferencias en cuanto a dimensiones (Tabla XIII), tamaños de grano y dureza que al parecer no son muy significativas y que se consideran hasta cierto punto normales puesto que la causa principal de estas variaciones se considera que es el calor de entrada<sup>[4]</sup>, mismo que es muy difícil mantener constante durante el proceso de soldadura. Además de la influencia de otras variables que pueden estar afectando, como es la segregación de elementos químicos contenidos en la placa, principalmente de manganeso que a su vez promueve el bandeamiento de perlita mayormente acusado a la mitad del espesor de la placa<sup>[29]</sup> y en menor grado el tamaño de grano que se observó más fino en la zona donde se aplicó la soldadura SAW de las probetas del tercer grupo. Las Tablas XI y XII presentan los valores de tamaño de grano y dureza promedio obtenidos en cada sub-zona, así como del metal de soldadura.

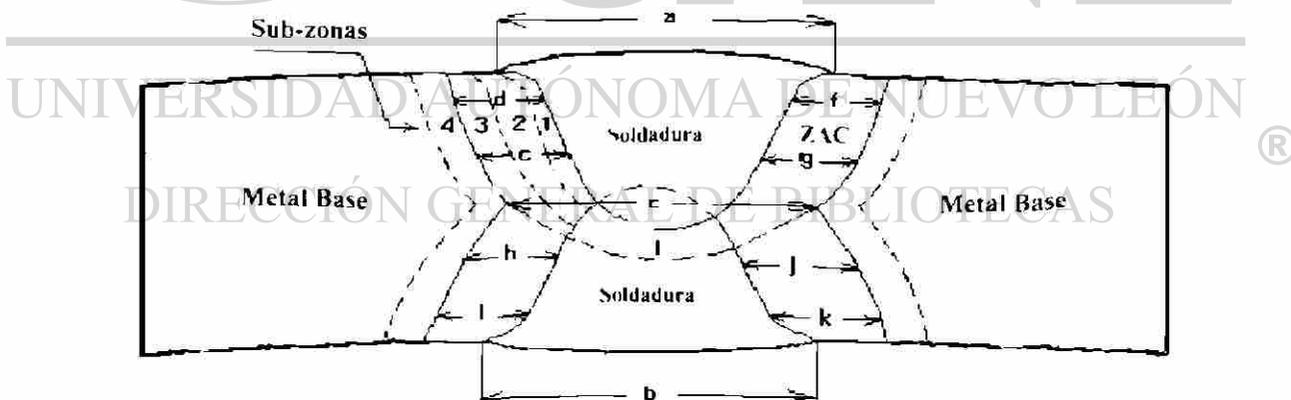


Figura 28. Diagrama que muestra las diferentes sub-zonas afectadas por el calor detectadas en las probetas 6 a la 15. En este también se indican con letras los puntos en los que fue medida la longitud de la ZAC sin considerar la sub-zona 4.

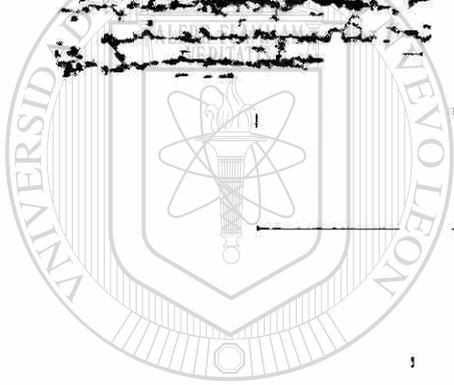
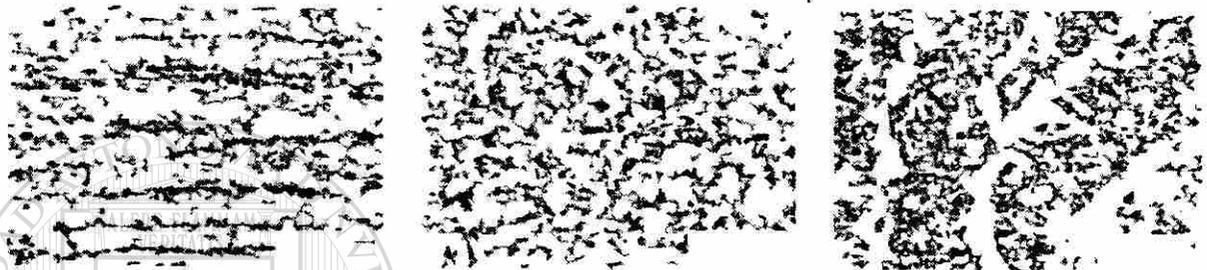
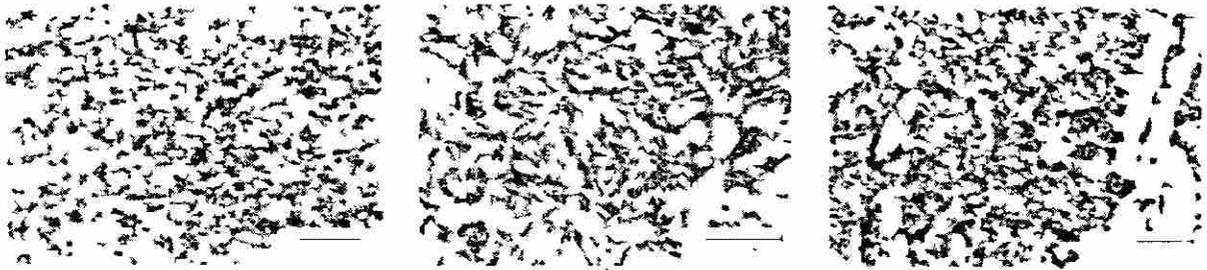
La extensión de la zona afectada por el calor tanto en el proceso ERW como en el DSAW, depende de la temperatura máxima (también conocida como temperatura pico<sup>[4]</sup>) alcanzada durante el proceso de soldadura. sin embargo, debido a que en el proceso de resistencia eléctrica gran parte del material sale desplazado en forma de rebaba (aproximadamente 60%) en el momento de aplicar la presión, la ZAC que se genera en este proceso es muy pequeña, (7.5 mm máximo) comparada con las dimensiones del cordón final de soldadura, zona en la que se alcanza una temperatura superior a la de fusión del acero, más la zona afectada por el calor desarrollada a ambos lados del cordón (29.3 mm máximo).

Tabla XIII. Distancias en mm, de la longitud máxima del cordón de soldadura y zonas afectadas por el calor sin considerar la sub-zona 4, medidas en la sección transversal de las probetas ERW-DSAW y DSAW en cuerpo.

	ZONAS											
	a	b	c	d	e	f	g	h	i	j	k	l
ERW + DSAW	19.2	20.2	15.0	3.8	3.1	3.4	3.1	2.8	3.3	2.8	2.5	1.1
DSAW	18.6	20.0	17.2	3.3	3.0	3.5	3.1	3.5	3.4	3.7	3.9	1.6

## UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

La probeta No. 16, a la que solamente le fue aplicada la soldadura por arco sumergido en el lado interno, presenta prácticamente la misma microestructura observada en el cordón interior de las probetas del grupo tres y la zona exterior que se supone debería tener la microestructura del metal base, presenta alteraciones similares a las de una zona afectada por calor que muy seguramente provienen desde la fabricación de la placa, las microestructuras que se aprecian, partiendo desde el borde exterior, son las siguientes: ferrita widmanstätten con algo de bainita, ferrita poligonal con ferrita muy fina, una zona de refinamiento del tamaño de grano y una zona muy amplia con esferoidización de la perlita. En el borde inferior se observa una franja de alrededor de un milímetro que presenta alteraciones microestructurales.

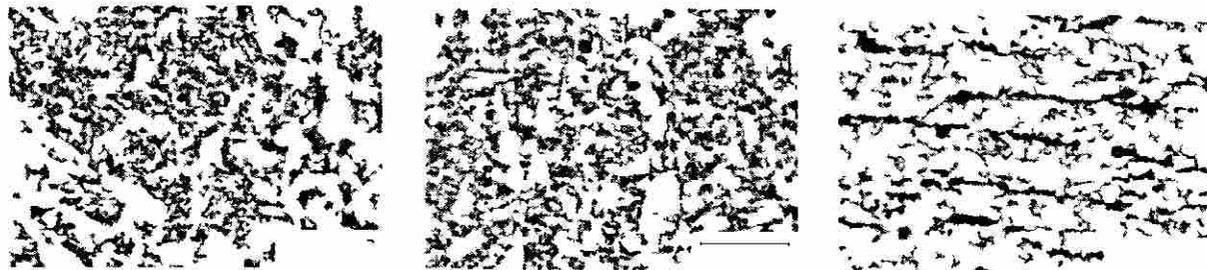


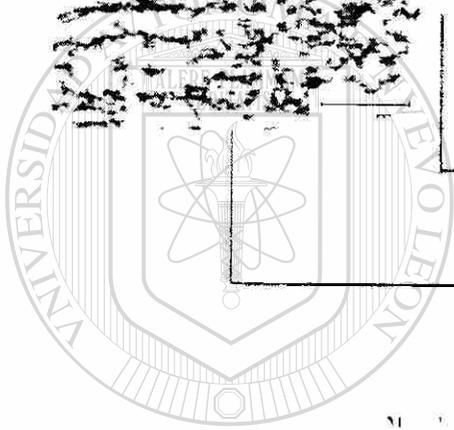
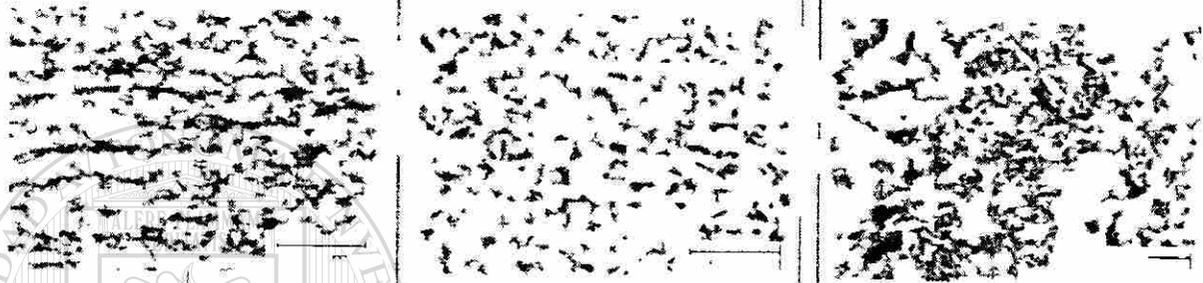
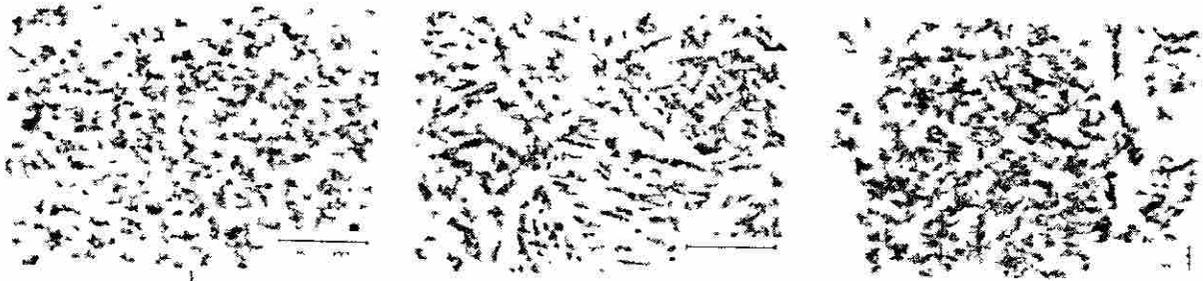
# UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



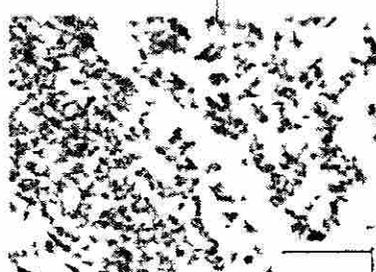
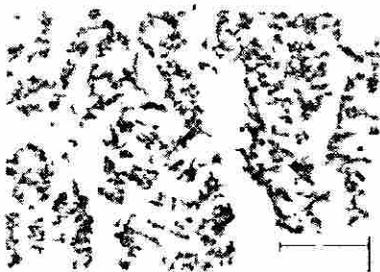


UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

®



11 11

11

11 11

El tamaño de grano en la ZAC depende de la magnitud y duración del ciclo térmico experimentado durante la soldadura y las características metalúrgicas del material. De esta forma, se podría esperar que el tamaño de grano en la ZAC y línea de fusión, y por lo tanto los granos inmediatamente adyacentes a esta última, dependieran de los parámetros de soldadura que controlan al ciclo térmico en el metal base. Se sabe que el tamaño de grano ferrítico final en la ZAC está influenciado por factores diversos como, la temperatura pico durante la soldadura, el tamaño de grano original y la composición química y, actualmente se desarrollan modelos que lo intentan predecir<sup>[32]</sup>. En cambio, en la soldadura es difícil predecir el tamaño de grano debido a que son más los factores que intervienen e interaccionan entre ellos, más aún existe todavía confusión entre cuales de ellos tiene mayor o menor influencia<sup>[14]</sup>.

Aún cuando en este trabajo no se realizaron mediciones de temperaturas máximas, se tienen referencias de los intervalos que se registran en la soldadura y ZAC<sup>[9]</sup>. Dichas temperaturas se graficaron contra el tamaño de grano obtenido en las diferentes regiones de las probetas analizadas dando como resultado la Figura 31, en ella se aprecia el cambio en el tamaño de grano dentro de la ZAC, así como el tamaño de grano austenítico y de la ferrita de borde de grano en la soldadura. Se aprecia claramente como el tamaño de grano tiende a reducirse conforme la temperatura disminuye; sin embargo, en la región tres de la ZAC se observa una reducción en el tamaño, que se asocia a los mecanismos descritos en la sección anterior.

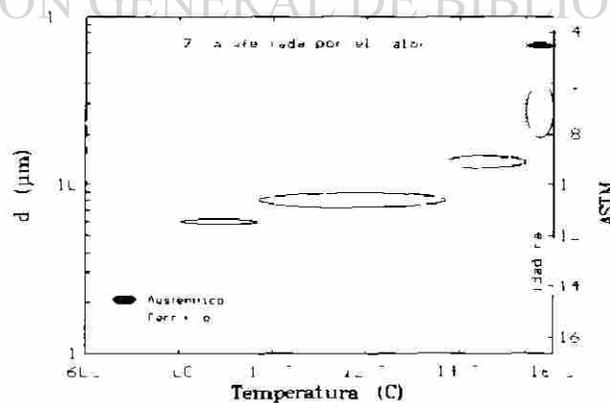


Figura 31. Diagrama que muestra la relación entre los tamaños de grano en la ZAC y soldadura con la temperatura, desde el metal de soldadura hasta el metal base. Calor de entrada 2.6 kJ mm.

### 5.3 ENSAYOS DE MICRODUREZA.

Los ensayos de microdureza, como se mencionó en el Capítulo 4, se realizaron en forma de barrido a cada 600  $\mu\text{m}$  en probetas seleccionadas de cada grupo, con objeto de visualizar la tendencia de ésta propiedad desde el centro de la soldadura hasta el metal base de ambos lados del cordón.

Los valores de microdureza obtenidos en tres y en algunos casos hasta en cinco barridos realizados en cada probeta, permitieron llevar a cabo un mapeo de dureza, que facilita la comparación rápida entre los valores obtenidos en el metal base y el metal de soldadura, así como en la zona afectada por el calor, la cual presenta mayor variación de esta propiedad gracias a los cambios microestructurales ya mencionados. Las Figuras 32, 33, 34 y 35 son mapas de dureza representativos de los grupos de probetas analizados. La Fig. 32, corresponde al perfil de dureza detectado en las probetas soldadas por resistencia eléctrica, dicho perfil coincide con la geometría del doble cono mencionada en el análisis metalográfico e indica, además, que la región de mayor dureza es la que corresponde al centro, donde se localiza la sub-zona 1 que se compone en su mayor parte de ferrita widmanstatten (WF), la Fig. 32 muestra también que en la parte superior de la sub-zona 1 se obtuvieron los valores de dureza más altos (260 a 280 Hv), que fue donde se observó la presencia de bainita superior. Se cree que es en esta región de mayor dureza donde se alcanzó la mayor temperatura, porque se presenta el tamaño de grano más grande y porque la extensión de la ZAC total es la máxima en este lado del tubo.

En la Tabla IX, también se muestran los valores de dureza promedio detectados en cada sub-zona lo que permite, de manera numérica, establecer la dureza promedio alcanzada por las microestructuras aquí detectadas. En dicha Tabla, a diferencia del mapa que indica intervalos de dureza, se puede observar que los valores más altos se encuentran hacia la zona exterior, después en el borde interior y los más bajos están a la mitad del espesor o zona central. Es también importante mencionar que la dureza disminuye progresivamente desde el centro de la unión hasta el metal base.

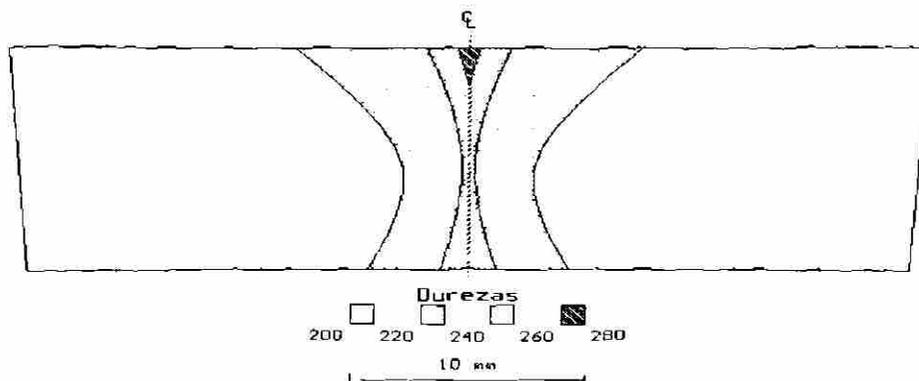


Figura 32. Mapa de durezas en probetas ERW.

La Fig. 33 corresponde al mapa de las probetas del segundo grupo (soldadas con los procesos ERW+DSAW). En ésta se aprecia una región más dura (240 a 260 Hv) dentro del metal de soldadura, sin embargo, dicha región se ubica en el cordón inferior en donde se detectó mayor cantidad de bainita, lo cual parece estar de acuerdo con que dicho microconstituyente es más duro que la ferrita acicular, pero que a cambio reduce la tenacidad de la soldadura<sup>[9 14 y 15]</sup>, en esta misma figura se dibujan diferentes regiones, que aunque no coinciden con las distancias reales según los cambios microestructurales de cada sub-zona debido a los intervalos de dureza marcados en el mapa, ilustran muy bien los cambios de dureza desde el metal de soldadura, que presenta los valores más altos, hasta el metal base donde están los más bajos. Así por ejemplo, después del metal de soldadura, la sub-zona 1 de la ZAC es la región de mayor dureza, después se encuentra la sub-zona 2 y posteriormente la sub-zona 3. Esta última, tanto en las probetas del grupo dos, como en las del grupo tres (DSAW en cuerpo), presenta aún menor dureza que el metal base y es por lo tanto, una región de ablandamiento causada por la esferoidización de perlita, entre otros mecanismos. La tendencia de aumento en dureza después de la sub-zona 3 hacia el metal de soldadura, es acorde con las microestructuras ya descritas anteriormente.

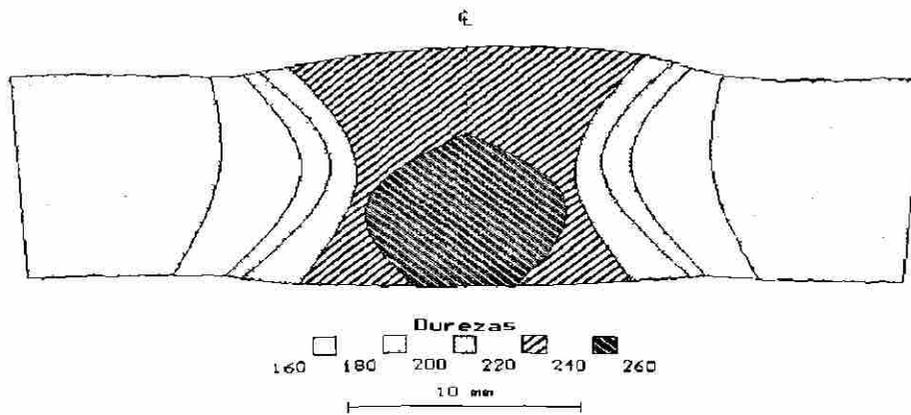


Figura 33. Mapa de durezas en probetas ERW+DSAW.

El mapa de dureza de la probeta No. 16 (que fue soldada con DSAW sólo en el cordón interior), Fig. 35 indica que la zona central del cordón de soldadura es la región de mayor dureza, valores menores se observan en el resto del cordón, así como en el borde exterior de la placa en donde no se aplicó soldadura, pero que existe una microestructura que no es común para el metal base. La dureza de la placa base en esta probeta, al igual que las probetas del grupo uno se encuentra en el intervalo de 200 a 220 Hv y es similar a la observada en una parte de la zona afectada por el calor. Esta probeta, al igual que las del grupo dos y tres presenta una zona de ablandamiento debido a la esferoidización de la perlita en la sub-zona 3 de la ZAC.

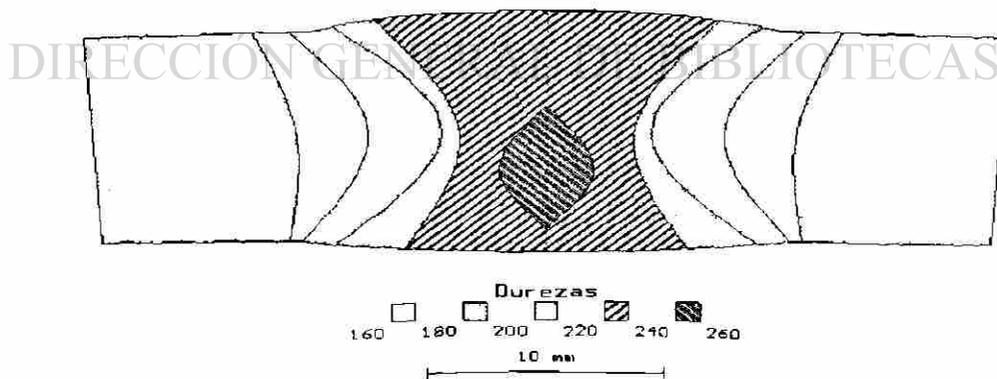


Figura 34. Mapa de durezas en probetas DSAW en Cuerpo

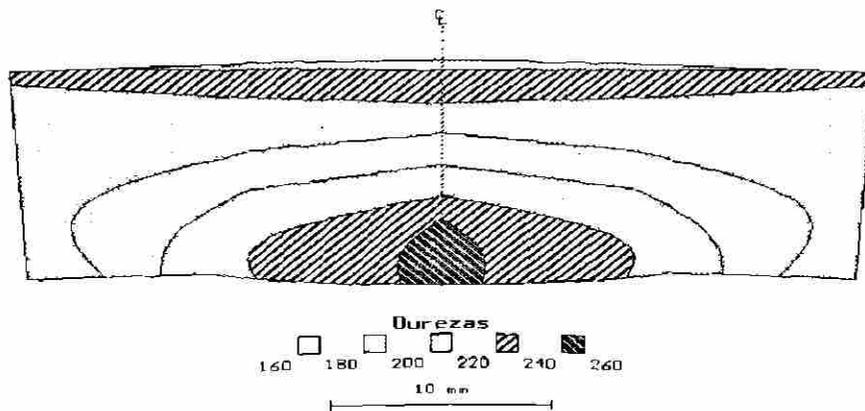


Figura 35. Mapa de durezas en probetas ERW y DSAW sólo en lado interior.

Es importante mencionar que los ciclos térmicos registrados en la ZAC modifican las propiedades mecánicas del metal base, no sólo por las transformaciones de fase y cambios en los tamaños de grano, sino también por los mecanismos de precipitación que se favorecen debido a la energía térmica que se induce durante la aplicación de la soldadura, de aquí entonces que las propiedades mecánicas logradas durante el control del proceso termomecánico se pierdan en dicha zona. Por otro lado, el metal base que no se vio afectado térmicamente durante el proceso de soldadura conserva sus propiedades mecánicas originales, siendo además factible comprobar, gracias a los datos obtenidos de los ensayos de tensión y dureza, que el esfuerzo de cedencia y el esfuerzo máximo guardan una relación de aproximadamente 2.4 y 2.8 veces la dureza, respectivamente. Lo anterior se puede ver en la Figura 36.

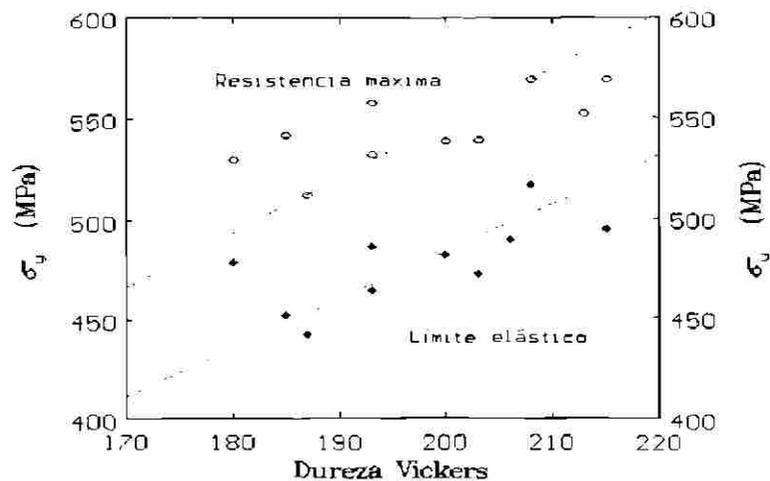


Figura 36. En esta se muestra la relación que mantiene la dureza con  $\sigma_y$  y  $\sigma_u$

## 5.4 ENSAYO DE IMPACTO.

Las probetas tipo Charpy ensayadas a 0 °C fueron obtenidas del centro de soldadura, línea de fusión, zona afectada por el calor y metal base tanto de las muestras del segundo (ERW+DSAW) como del tercer grupo (DSAW en cuerpo) para realizar un análisis comparativo entre estos dos grupos de dicha propiedad. Trabajos realizados por otros autores<sup>[24]</sup>, indican que los valores más bajos de energía absorbida se registran en el metal de soldadura y que aumentan en la línea de fusión, ZAC y metal base en orden creciente. En este trabajo se observaron dos casos, uno que está de acuerdo con lo anterior (probetas del grupo 2) y otro donde la ZAC presenta valores más altos que el metal base, es decir que la tenacidad en la ZAC es ligeramente mayor que la registrada en el metal base, esto se debe a que hay muchas variables que afectan la microestructura y afectan también las propiedades mecánicas de los aceros microaleados<sup>[24]</sup> que son además, laminados mediante el control de proceso termomecánico<sup>[25]</sup> (conocido como TMCP por sus siglas en Ingles) que consiste de laminación controlada y enfriamiento acelerado.

Tabla XIV. Resultados del ensayo de impacto tipo Charpy realizadas en el metal de soldadura, línea de fusión, ZAC y metal base de las probetas 6 a 10.

No. de Tubo	ZONA							
	Centro de Sold.		Línea de Fusión		ZAC		Metal Base	
	( lb-ft )	( j )	( lb-ft )	( j )	( lb-ft )	( j )	( lb-ft )	( j )
6	116	157	146	198	200	271	150	153
7	164	222	231	313	210	285	212	287
8	141	191	227	308	200	271	186	252
9	90	122	170	230	167	226	149	202
10	114	155	110	149	130	176	125	170
Promedio	125	170	177	240	181	246	164	222

Tabla XV. Resultados del ensayo de impacto tipo Charpy realizadas en el metal de soldadura, línea de fusión, ZAC y metal base de las probetas 11 a 15.

No. de Tubo	ZONA							
	Centro de Sold.		Línea de Fusión		ZAC		Metal Base	
	( lb-ft )	( j )	( lb-ft )	( j )	( lb-ft )	( j )	( lb-ft )	( j )
11	107	145	152	206	153	207	171	232
12	114	155	152	206	69	94	222	301
13	141	192	159	216	230	312	137	186
14	123	167	168	228	242	328	129	175
15	86	117	170	231	149	202	216	293
Promedio	114	155	160	217	169	229	175	237

Una variable importante, independientemente de las diferentes velocidades de enfriamiento que determinan en gran medida las microestructuras registradas tanto en la soldadura como en las zonas afectadas por el calor, es la composición química, ya que en el caso de aceros microaleados, varios investigadores<sup>[24, 25]</sup> citan al titanio, vanadio, niobio, boro y oxígeno como los elementos que más afectan la microestructura, gracias a los mecanismos de endurecimiento que favorecen. Otra variable es el ya mencionado TMCP que esta directamente ligado con lo anterior y que utilizando temperaturas de laminación relativamente bajas y enfriamientos acelerados, se controlan elementos en solución, tamaños de partículas adecuadas y se obtienen tamaños de grano muy finos<sup>[25]</sup>, de tal manera que, una vez que estos productos salen del proceso de laminación con alta resistencia a la cedencia, siguen manteniendo muy buena tenacidad. No es posible sin embargo, restaurar dichas propiedades con tratamientos térmicos, ya que saldrían de control los elementos en solución y las partículas tales como carburos o nitruros, que son responsables de los mecanismos de endurecimiento; por lo tanto no es sorprendente que ocurra un ablandamiento en la ZAC, especialmente cuando el calor de entrada durante el proceso de soldadura es muy alto, como generalmente ocurre en el proceso SAW<sup>[4,25]</sup>. En las probetas del grupo 2 dicho ablandamiento principalmente se manifestó en la sub-zona 4 donde no hubo modificación del tamaño de grano, pero sí una evolución de la perlita, cambiando su forma original de tipo laminar a una forma esferoidizada.

Las Tablas XIII y XIV así como la Fig. 36 muestran los resultados de la prueba de impacto e indican que las probetas Nos 6 a la 10 (ERW + DSAW) presentan en la soldadura, línea de fusión y ZAC, valores de energía más altos que las probetas Nos 11 a la 15 (DSAW en cuerpo). En cuanto a la soldadura, se piensa que este resultado es responsabilidad de la bainita, ya que dicho microconstituyente reduce las propiedades de impacto, por lo tanto al existir en menor cantidad de éste, en las probetas ERW+DSAW, la tenacidad es mayor. Es por esto benéfica la presencia de ferrita acicular (AF) en este tipo de aceros, su presencia favorece la tenacidad de la soldadura, sin embargo, factores como velocidades de enfriamiento, composición química, tamaño y distribución de inclusiones no metálicas y tamaño de grano entre otros, pueden inhibir o disminuir su presencia y favorecer otras que no son tan deseables. Por lo que respecta a la línea de fusión, esta es una región muy estrecha que divide a dos microestructuras con propiedades mecánicas diferentes, lo que implícitamente la hace sensible a la prueba de impacto, además de esto, existen otras variables que influyen fuertemente en su comportamiento bajo pruebas de tenacidad, tales como la composición química y el tamaño de grano, ambas están muy ligadas entre sí y a su vez por el calor de entrada y el tamaño de grano original<sup>[4,14]</sup>.

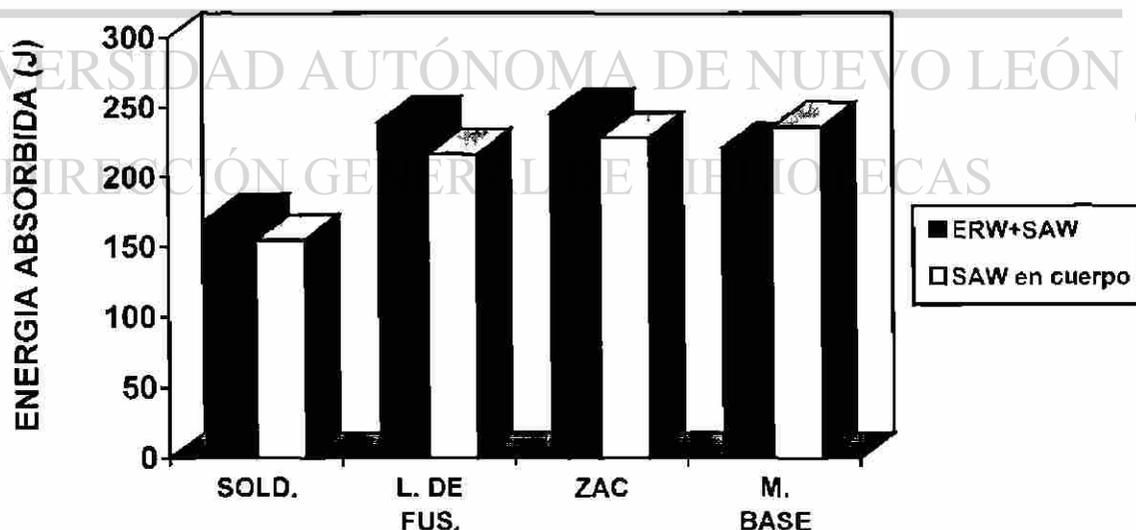


Figura 37. Resumen de la comparación entre los resultados de impacto de las probetas ERW+DSAW y DSAW en cuerpo.

De la comparación entre los dos grupos bajo estudio, se tiene que la resistencia al impacto en la línea de fusión, es mayor en las probetas del grupo 2, debido principalmente a que el tamaño de grano de la sub-zona 1 es menor en las del grupo 2. La ZAC de las probetas del segundo grupo presentan en promedio valores más altos que los obtenidos en las probetas del tercer grupo. Por último, el metal base de las probetas del grupo 2, contrario a las demás regiones, presenta valores de impacto menores que los del metal base de las probetas del grupo 3. Esto se podría justificar mediante el tamaño de grano, ya que las últimas presentan un tamaño de grano menor, lo que conduce nuevamente según la ecuación  $10^{[26]}$ , a un aumento en la tenacidad, aún cuando estas probetas presentan mayor cantidad de perlita en el centro de la placa debido a la segregación de manganeso.

$$T_c = -19 + 44(\text{Si}) + 700(\text{Nf}) + 2.2(\text{perlita}) - 11.15d^{-1/2} \quad (10)$$

## 5.5 ENSAYO DE TENSIÓN.

Se llevaron a cabo pruebas de tensión tanto en muestras soldadas por ERW+DSAW, como en aquellas que solamente fueron soldadas con el proceso DSAW, con objeto de evaluar su resistencia mecánica y poder comparar los resultados de ambos grupos. Dicha prueba indica que la ruptura de todas las probetas ocurrió en el metal base, lo que significa que la soldadura siempre fue más resistente que la placa base que no sufrió cambios microestructurales por efecto de los ciclos térmicos desarrollados durante la soldadura. La Fig. 37 muestra micrografías en zonas muy próximas a la fractura de dos probetas, dichas imágenes permiten observar el alargamiento de los granos de ferrita y perlita que constituyen la microestructura típica del metal base.

Los valores del esfuerzo de cedencia y resistencia máxima, así como el promedio y la desviación estándar de cada grupo de muestras se presentan en la Tabla XV. Los resultados indican que el promedio tanto del esfuerzo de cedencia como de la resistencia máxima, es mayor en las probetas de ERW + DSAW.

Tabla XVI. Resultados de la prueba de tensión en las probetas ERW+DSAW y DSAW en cuerpo

Tubo	ERW + DSAW		DSAW en cuerpo	
	$\sigma_y$ (MPa)	$\sigma_u$ (MPa)	$\sigma_y$ (MPa)	$\sigma_u$ (MPa)
1	490.3	566.4	465.0	555.0
2	488.6	550.1	463.2	540.2
3	481.1	537.8	484.6	557.2
4	491.1	567.4	440.6	511.3
5	477.0	529.3	450.4	541.3
x	485.6	550.2	460.7	540.0
$\mu$	5.6	15.2	14.8	16.4

Una prueba de hipótesis (Anexo II) realizada con los datos obtenidos en el ensayo de tensión indica que el esfuerzo de cedencia de los dos grupos de muestras no son iguales, es decir que existe un factor, tal vez de naturaleza metalúrgica o mecánica, que implica diferencias en propiedades mecánicas en la misma placa, en cuanto a la resistencia máxima, la prueba de hipótesis indica que los valores se consideran iguales. Un aspecto metalúrgico que puede estar afectando el esfuerzo de cedencia es la diferencia en tamaños de grano entre una y otra zona de donde se obtuvieron las muestras. Otro puede ser la segregación de elementos químicos. El primero, según la ecuación de Hall-Petch<sup>[26]</sup> influye en la resistencia a la cedencia de manera inversamente proporcional, el segundo, manifestado como un bandeamiento de islas de perlita mayormente acusado en las probetas del segundo grupo conllevaría, también de acuerdo a la misma ecuación pero con menor influencia, a una mayor resistencia a la cedencia en estas probetas, sin embargo, contrario a lo anterior, las probetas del segundo grupo presentan valores de esfuerzo de cedencia más bajos que los observados en las muestras del primer grupo.

$$\sigma_y = 15.4[3.5 + 2.1(\text{Mn}) + 5.4(\text{Si}) + 23(\text{Nf}) + 1.13d^{-1/2}] \quad (11)$$

donde  $\sigma_y$  es el esfuerzo de cedencia en  $\text{MN/m}^2$  y  $d$  es el tamaño de grano ( $\mu\text{m}$ ) poligonal de la ferrita.

Por el lado mecánico, de acuerdo a la deformación que sufre la placa durante todo el proceso de fabricación de tubos, parece que existe mayor deformación al centro que en los bordes<sup>[30]</sup> y, por lo tanto, se esperaría mayor endurecimiento por deformación al centro de la placa, sin embargo, esto resultaría ser contrario a lo observado según los valores de esfuerzo de cedencia del ensayo de tensión. Por último cabe mencionar que no se tienen registradas las propiedades mecánicas que presentaba la placa antes de entrar al proceso, lo que significa que las diferencias en dichas propiedades pudieron originarse desde el proceso de laminación. De cualquier manera, se recomienda realizar un estudio más profundo en cuanto al cambio de propiedades mecánicas durante el proceso de conformado y su relación con las propiedades originales<sup>[30]</sup>.

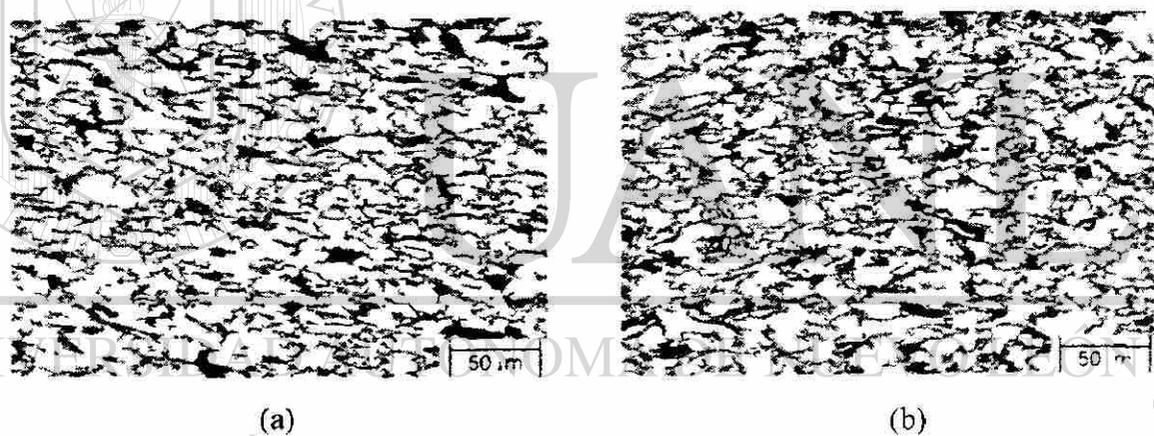


Figura 38. En esta, se muestra la microestructura en la región de fractura de (a) probeta 10 y (b) probeta 15, las cuales, al igual que el total de las muestras analizadas, rompieron en el metal base durante el ensayo de tensión.

## CAPÍTULO 6

### CONCLUSIONES y RECOMENDACIONES

- La zona afectada por el calor generada por el proceso ERW es muy pequeña y queda dentro de la zona de fusión del proceso DSAW y su influencia, comprobada mediante los resultados de tamaño de grano y propiedades mecánicas, así como de la caracterización microestructural con el proceso ERW en las diferentes zonas analizadas, no es relevante.
- Los tamaños de grano desarrollados por el proceso ERW en la ZAC son más pequeños que los desarrollados por el proceso DSAW.
- La microestructura observada en el metal de soldadura de las muestras ERW+DSAW y DSAW en cuerpo analizadas se compone principalmente de ferrita acicular (AF) al interior de los granos columnares, ferrita de borde de grano (GF) en menor cantidad, algunas placas laterales de ferrita (SP) nucleadas en los límites de granos columnar y muy poca bainita superior.
- Una apreciación cualitativa indica que el cordón interior de las muestras ERW+DSAW y de las DSAW en cuerpo contiene mayor cantidad de bainita que el cordón exterior.
- La microestructura en la ZAC generada por el proceso de arco sumergido se compone de cuatro sub-zonas: (1) de grano basto y ferrita widmanstatten. (2) ferrita poligonal con ligeras mezclas de granos aciculares y perlita fina. (3) refinación de grano y (4) perlita semiesferoidizada.

- Las microestructuras antes descritas se presentan tanto en los tubos soldados con el proceso ERW+DSAW, como en las que fueron soldadas solamente con el proceso DSAW en cuerpo.
- La diferencia en los valores de la prueba de impacto entre las probetas ERW+DSAW y DSAW es pequeña y la tendencia que muestran en cada zona de análisis se puede deber principalmente al contenido de microconstituyentes como es la bainita en el caso del metal de soldadura y a la influencia del tamaño de grano en la línea de fusión, ZAC y metal base, así como a la localización de la muesca.

Entre las recomendaciones que se proponen para trabajos futuros relacionados con el aquí tratado se encuentran las siguientes:

- Al realizar un próximo análisis de este tipo se recomienda evitar en lo posible las diferencias microestructurales tales como tamaños de grano y segregación de elementos químicos de placa a placa así como en la misma placa o rollo, seleccionando adecuadamente las zonas de muestreo.
- Se debe medir la fracción volumétrica de la AF y Bainita, tanto en el cordón exterior como en el interior, de todas las muestras que se analicen controlando al máximo la entrada de calor durante la soldadura de cada una de las muestras, así como la composición del fundente empleado y contenido de oxígeno.
- Hacer un mapeo del tamaño de grano, que considere el metal de soldadura, línea de fusión, ZAC y metal base con objeto de visualizar con mayor claridad su influencia en las propiedades mecánicas.

## REFERENCIAS

1. PEMEX Exploración y producción. Tubería de acero, Servicio amargo. Especificación General TSA - 001 REV. 4
2. Oppenheimer E., Causes of Common Defects in High Frequency Welds Part I Process Fundamentals, Tube&Pipe Technology. pp. 52-54. July/August 1996.
3. George E. Linnert. Welding Metallurgy Carbon and Alloy Steels. Vol. 1 Fundamentals AWS, Fourth Edition, 1994.
4. Connor L. P. (Ed.) Welding Handbook Vol. 1 Welding Technology, AWS. 1991.
5. Jackson E.C., Appendix Submerged-Arc Welding Fluxes and Relations Among Process Variables. Metals Handbook vol. 6. Welding and Brazing, 8th Edition, American Society For Metals, 1973.
6. Yano S., K. Itoh, M. Katakami, H. Nakamura and T. Kusunoki. Developmen of Steel Plates Used For Offshore Structures And Their Manufacturing Technology. Welding Metallurgy of Structural Steels. Edited by J. Y. Koo, 1987.
7. API-Spec. 5L -Sec 4, Specification for Pipe Line, American Petroleum Institute, Ed. April, 1995.
8. NACE Standard -TM-02-84, Test Method Evaluation of Pipe Lines Steels for Resistance to Stepwise Cracking. National Assomation of Corrosion Engineers (1983 Rev.).
9. Joarder, S. C. Saha and A.K. Ghose. Study of Submerged Arc Weld Metal and Heat-Affected Zone Microstructures of a Plain Carbon Steel., AWS, Welding Research Suplement pp. 141-s 146-s., July, 1990.
10. De Meester B., The Weldability of Modern Structural TMCP Steels. ISIJ International No. 6 pp. 537-551, Vol. 37 1997.
11. F. Fernández. Curso Básico de Metalurgia para no Metalúrgicos. Tubacero S.A de C.V., Documento interno 1997.
12. ASTM Spec. A-370 Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products., Annual Book of ASTM Standards Section 1, vol. 01.01 Steel-Piping, Fittings American Society for Testing and Materials. 1992.

13. Alfonso A., Velez. M., Elementos Metalurgicos de la Soldadura y Análisis de Fallas por Corrosión. Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo. Instituto de Investigaciones Metalurgicas, X Congreso Internacional de Soldadura, 1996
14. Bhadeshia H.K.D.H., Bainite in Steels, Transformations, Microstructure and Properties., The Institute of Materials, pp. 213-251, 1992.
15. Bhole S.D. and Adil G.K. Haz Hardness and Microstructure Predictions of Arc Welded Steels I, II CCT Diagram Method. Canadian Metallurgical Quarterly, Vol. 31, No.2 pp. 159-165, 1992.
16. Dallam C.B., Liu S. and Olson D.L. Flux Composition Dependence of Microstructure and Toughness of Submerged Arc Weldments. AWS, Welding Research Supplement pp. 140-s 151-s., May, 1985.
17. McCall, Steele., Practical Applications of Quantitative Metallography., ASTM Special Technical Publication 839. 1982.
18. Haga H., Aoki K., and Sato T. Study on ERW, The Mechanism of Formation of Weld Defects in High-Frequency Welding., Products Reseach and Development Laboratories Nippon Steel Corporation. AWS 60th Annual meeting, pp. 50-54, 1979.
19. Scott P.F. The Effects of Frequency in High Frecuency Welding., Proceedings of the Tube/Pipe Congress 96, Dusseldorf, Germany. April 16-18, 1996.

---

20. Morin T.J. Tubular Priduct Weld Quality : A Key to Profitability., Thermatool Corp., USA. 1985.
21. Keville B.R. and Cochrane, R.C.. Factors Controlling the Microstructure and Toughness of Submerged Arc Weldments. Proc. on Welding Technology '82 Conf. pp 263-269. The Australian Welding Institute. 1982.
22. Chen S. R., Wang S.C. and Hsieh R.I. The Development of High Strength Low Alloy Steel Plates Suitable for High Heat input Welding. Proceedings of the International Conference on Processing, Microstructure and Propieties of Microalloyed and Modern H.S.L.A Steels. pp. 435-441. A.J. DeArdo., ISS. June 3-6. Pittsburgh, PA. 1991
23. Thewlis G., Transformation Kinetics of Ferrous Weld Metals. Materials Science and Technology. Vol. 10, pp. 110-125. February 1994.

24. Fleck N.A., Grong O., Edwards G.R. and Matlok D.K. The Role of Filler Metal Wire and Flux Composition in Submerged Arc Weld Metal Transformation Kinetics. AWS. Welding Research Supplement pp. 113-s 121-s., May, 1986.
25. Streisselberger A., Schütz W., Hubo R., Hanus F.E., Extended Application of TM Plates Due to New Process Development. Dillinger Hütte GTS; D-66748 Dillinger; Germany.
26. Pickering F.B., Physical Metallurgy and the Design of Steels. Matererials Science Series, 1983.
27. Yurioka N., Weldability of Modern High Strength Steels. Nippon Steel Corp. R&D Labs.II Fuchinobe 5-10-1, Sagamihara, 229 Japan.
28. Leduc L.A. Ph.D. thesis University of Sheffield, 1980.
29. Samuels E.L. Optical Microscopy of Carbon Steels. American Society for Metals, 1980.
30. Ion J.C., Easterling K.E. and Ashby M.F., A Second Report on Diagrams of Microstructure and Hardness for Heat-Affected Zones in Welds. Acta Metall. Vol. 32, No.11, pp. 1949-1962. 1984.
31. Ramirez J.E., Han B. and Liu S., Effect of Welding Variables and Solidification Substructure on Weld Metal Porosity. Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 25A. PP. 2285-2294, 1994.
32. Bhadeshia H.K.D.H.. Modelling of Steel Welds. Materials Science and Technology. Vol. 8, pp. 123-133, February 1992.
33. Yescas M.A., Almaguer, S., García L.G., Pérez J.A., Colás R., Ajuste de las Variables que Controlan la Penetración y Área de Soldadura en el Proceso de Arco Sumergido (SAW), Doctorado en Ingeniería de Materiales, F.I.M.E., U.A.N.L. Julio, 1996.
34. Bell H. Henry, Investigation of Steels For Improved Weldability in Ship Construction Phase 1, Ship Structure Comittee. Washington. D.C. 20593, 1980
35. Nichols. P.E. Robert, High Frecuency Pipe and Tube Welding. Thermatool Corp., 1st Edition 1994.

## LISTA DE TABLAS

<b>Tabla</b>	<b>Página</b>
1. Composición típica de fundentes para el proceso SAW	21
2. Composición química nominal del acero para uso amargo	23
3. Propiedades mecánicas de aceros de especificación API-5L	24
4. Designación de microestructuras en metal de soldadura de aceros	44
5. Composición química de los tubos analizados y composición química especificada para un acero API 5L X-52 grado normal	55
6. Identificación de muestras analizadas	56
7. Valores de los parámetros empleados en el proceso SAW	57
8. Composición química del electrodo empleado como metal de aporte	58
9. Tamaño de grano y dureza en sub-zonas afectadas por el calor detectadas en las probetas 1 a la 5	67
10. Espesor de la ZAC en la sección transversal de la probetas soldadas con ERW	68
<hr/>	
11. Tamaños de grano y dureza en sub-zonas afectadas por el calor de la probeta 10	70
12. Tamaños de grano y dureza en sub-zonas afectadas por el calor de la probeta 15 .	71
13. Distancias de la longitud máxima del cordón de soldadura y zonas afectadas por el calor de las probetas ERW+DSAW y DSAW en cuerpo	74
14. Resultados del ensayo de impacto tipo Charpy realizados en metal de soldadura, línea de fusión, ZAC y metal base de las probetas 6 a la 10	82
15. Resultados del ensayo de impacto tipo Charpy realizados en metal de soldadura, línea de fusión, ZAC y metal base de las probetas 11 a la 15	83
16. Resultados de la prueba de tensión en las probetas ERW+DSAW y DSAW en cuerpo	86

## LISTA DE FIGURAS

<b>Figura</b>	<b>Página</b>
1. Diagrama que muestra la fabricación de tubos	8
2. Soldadura de resistencia eléctrica longitudinal a tope	10
3. Influencia del amperaje en el depósito de soldadura	14
4. Influencia del voltaje en la geometría del cordón de soldadura	15
5. Influencia de la velocidad en la geometría del cordón de soldadura.	17
6. Esquema que muestra la disposición de los electrodos	18
7. Movimiento esquemático de una pileta líquida de soldadura	30
8. Representación esquemática de una pileta líquida de soldadura en forma de gota	31
9. Micrografía que muestra el crecimiento epitaxial	32
10. Diagrama que muestra el crecimiento competitivo en dos tipos de geometría de pileta de soldadura. a) gota, b) elíptica	33
11. Explicación esquemática del origen del sobreenfriamiento constitucional	35
12. Modos de solidificación de estructuras encontradas en metal de soldadura	37
13. Resumen esquemático de los factores que controlan el modo de crecimiento durante la solidificación	40
14. Representación esquemática de la micro y macrosegregación	42
15. Microestructura típica de acero al carbono obtenida mediante proceso SAW	47
16. Diagrama Fe-Fe <sub>3</sub> C y su relación con las temperaturas alcanzadas de una soldadura	48
17. Eficiencia que muestran diferentes procesos de soldadura	51
18. Diagrama que muestra la obtención de probetas para las diferentes pruebas	57
19. Diagrama que muestra la condición de análisis para la probeta 16, en la cual se realizó la soldadura por ERW para cubrir todo el espesor y el proceso SAW sólo por el lado interior del tubo.	57
20. Esquema que muestra la posición de la muesca en las probetas de impacto y las dimensiones de las probetas de tensión	59

<b>Figura</b>	<b>Página</b>
21. Diagrama que muestra el plano en el cual fue medido el tamaño de grano austenítico columnar de las soldaduras	60
22. Diagrama que muestra la ubicación de los barridos de microdureza	61
23. Diagrama que muestra la geometría del doble cono que adopta la ZAC en las probetas soldadas por el proceso ERW.	64
24. Diagrama que muestra el flujo de material en el momento en el que se esta alcanzando la máxima presión y temperatura en los bordes del tubo durante la soldadura ERW	65
25. Diagrama que ilustra las sub-zonas afectadas por el calor detectadas en las probetas 1 a la 5	66
26. Microestructuras más representativas de las probetas soldadas por ERW	69
27. Micrografías que muestran el tamaño de grano en la soldadura de las probetas 10 y 15	72
28. Diagrama que muestra las diferentes sub-zonas afectadas por el calor detectadas en las probetas 6 a la 15	73
29. Microestructuras más representativas de las probetas soldadas con ERW+DSAW	75
30. Microestructuras más representativas de las probetas soldadas con DSAW en cuerpo	76
31. Diagrama de tamaño de grano en función de la temperatura	77
32. Mapa de durezas en probetas ERW	79
33. Mapa de durezas en probetas ERW+DSAW	80
34. Mapa de durezas en probetas DSAW en cuerpo	80
35. Mapa de durezas en probetas DSAW en cordón interior	81
36. Relación entre esfuerzo de cedencia y esfuerzo máximo	81
37. Resumen de la comparación entre los resultados de impacto de las probetas ERW+DSAW y DSAW en cuerpo.	84
38. Microestructura en la región de fractura de las probetas 10 y 15	87



# ANEXO I

Artículo presentado en el X Congreso Nacional de  
Soldadura en Morelia Michoacan, 1996

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

# CARACTERIZACION DE SOLDADURAS EN TUBERIAS PARA CONDUCCION DE GAS AMARGO

M.A. Yescas, S. Almaguer, L.G. García Navarro, A.J. Pérez Unzueta y R. Colás

Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, Universidad Autónoma de Nuevo León,  
A.P. 149-F, 66451 Cd. Universitaria, N.L.

## Resumen

En este trabajo se analiza la influencia de los parámetros que determinan la penetración y área depositada en el proceso de soldadura por arco sumergido (SAW) en tubería destinada a la conducción de gas amargo, la evaluación de la penetración y área se lleva a cabo tanto en el cordón interior como en el exterior de muestras de distinto espesor. Se compararon los resultados experimentales con valores obtenidos a partir de relaciones empíricas, observándose la divergencia entre ellos, así como entre ambos cordones. Las ecuaciones empíricas se reformularon con la evidencia experimental encontrada y se elaboró un programa computacional que permite predecir y visualizar el efecto que ejercen parámetros como voltaje, amperaje y velocidad de soldadura sobre la penetración y área depositada.

---

## Abstract

This work deals with the analysis of the effects that different operational parameters exert on the depth of penetration and area of submerged arc weldments carried on the exterior and interior surfaces of pipes for conduction of sour gas. Measurements of penetration and area on both weldments were made on samples cut from pipes of different sizes and correlated with the parameters considered to be most important. It was found that the measured values did not correlate well with the predictions from empirical relationships, disagreement between the values measured on both surfaces was also found. The empirical equations were reformulated, and a computer model was developed in order to predict and visualize the effect the process variables exert on penetration and area.

## Introducción

En la fabricación de tubería para conducir gas amargo existen diferentes técnicas de soldadura, una de ellas es la de arco sumergido (*SAW*) (Lincoln Electric Co., 1995), que actualmente emplea una empresa de la localidad. El cuidado en el control de los parámetros que deben considerarse es muy importante, no sólo porque dicha tubería conducirá derivados del petróleo, sino por lo que representa para la empresa una buena calidad y productividad del proceso. El procedimiento de soldadura por arco sumergido que se analizará utiliza dos electrodos y se aplica en tubos que han sido soldados previamente por resistencia eléctrica (*ERW*) (Nichols y Robert, 1994), después de la cual no se hace ningún tipo de preparación en *V* y la soldadura se lleva a cabo tanto en la superficie interna, como en la externa del tubo.

De esta manera, la penetración más adecuada para que exista intersección entre ambos cordones (exterior e interior) debe ser del 55 al 60% del espesor. Lo anterior trae como consecuencia que el calor aportado en la zona de unión sea elevado, sobre todo en tubos de gran espesor (Davies y Garland, 1975). La relación que permite calcular el calor aportado (*J*) durante el proceso de soldadura es:

$$J = \frac{(A_1 \cdot V_1 + A_2 \cdot V_2) \cdot 60}{v} \quad (\text{I})$$

donde *A* y *V* son el amperaje y voltaje respectivamente en el primero y segundo electrodo (indicados por los subíndices), *v* es la velocidad de la soldadura en metros por minuto y el calor aportado está dado en joules por metro.

La penetración de una soldadura depositada en un surco o en la superficie del metal base es generalmente definida como la distancia, bajo la superficie original, a la cual la fusión del metal culmina. Las variables que controlan la penetración son la corriente, voltaje y velocidad de avance, de ellos, la más significativa es la corriente.

Es posible determinar la penetración (*P*) y al área (*a*) de la soldadura por medio de:

$$P = k \left( \frac{A^4}{v V^2} \right)^{1/3} \quad (\text{II})$$

$$a = \frac{A^{1.55}}{10^m \cdot v^n} \quad (\text{III})$$

donde la penetración y el área se expresan en mm y mm<sup>2</sup> respectivamente. *A* es la corriente de soldadura, *v* la velocidad en metros por minuto y *V* es el voltaje empleado. *k* es un parámetro que depende del tipo de fundente empleado y que, para el caso particular de los basados en silicatos de calcio, toma el valor de  $3.53 \cdot 10^{-4} [\text{V}^2 \text{m}/(\text{A}^4 \text{min})]^{1/3}$ , los valores de los coeficientes *m* y *n* toman los valores de 2.51 y 0.903 respectivamente, (Jackson, 1971).

En los cálculos del calor involucrado y de las velocidades de enfriamiento, el contenido

calorífico del metal de soldadura aportado es proporcional al área de la sección transversal de la soldadura, la cual representa la cantidad de metal que ha sido calentado hasta la fusión. En cualquier proceso de soldadura, su eficiencia es inherente en la medición de esta área. La superficie de la gota de soldadura se incrementa con el aumento de la corriente y disminuye cuando se incrementa la velocidad de avance. Existen otros factores en el proceso de soldadura por arco sumergido, tales como la altura, separación e inclinación de los electrodos (Jackson, 1971), los cuales se mantuvieron constantes en este estudio.

Cuando el calor aportado a la soldadura es elevado, se puede poner en peligro la soldadura por la aparición de poros, formación de ferrita acicular o de una estructura dendrítica gruesa en el cordón, lo que reduce las propiedades mecánicas de la unión (Davies y Garland, 1975). Por lo tanto, el control del amperaje, voltaje y velocidad de soldadura debe ser un objetivo primordial, con el fin de reducir la cantidad de calor aportado, sin afectar ni la penetración ni la geometría del cordón.

### Pruebas realizadas

Se obtuvieron muestras de la sección transversal de la soldadura de dos grupos de tubos destinados a la conducción de gas amargo de diferentes diámetros y espesores. El primer grupo, 0.610 m (24") de diámetro y 14.3 mm (0.562") de espesor, fue de cinco probetas, las cuales se prepararon metalográficamente para revelar la soldadura y evaluar la penetración y el área de metal aportado en los cordones interior y exterior.

Las muestras del segundo grupo se cortaron de tubos de 0.914 m (36") de diámetro y 19.1 mm (0.750") de espesor. La información relativa a la producción de este material se presenta en la Tabla I. Al monitorear la sanidad de la soldadura se observó una alta incidencia de porosidad, la cual no es deseable para el uso destinado de estas piezas. Los parámetros de soldadura se modificaron con la finalidad de eliminar dicho defecto. Se redujo la velocidad de soldadura, con el fin de promover la salida de gases del frente de solidificación. Se redujo el voltaje y amperaje en las dos cabezas de soldadura para mantener el calor aportado lo más bajo posible. Se realizaron tres pruebas (identificadas como III a, b y c) en las cuales las velocidades de soldadura se fijaron en 0.89, 0.82 y 0.84 m/min (35, 32 y 33 in/min) respectivamente. La condición con mejores resultados, tanto de sanidad interna como geometría, resultó ser la utilizada en el tercer tubo (III c), sin embargo, para afinar aún más el ajuste de los parámetros se realizaron un par de corridas (IV a y b), con tres y seis tubos respectivamente, Tabla I.

Los trozos cortados de los tubos soldados según las condiciones indicadas en la Tabla I se pulieron y atacaron siguiendo un procedimiento metalográfico convencional. Las mediciones de penetración y área se realizaron directamente tanto en el cordón externo como en el interno. La penetración se reporta como la distancia a la cual la fusión del metal base termina, tomándose como base la superficie original del tubo, excluyendo la corona de la soldadura. El área por su parte se aproximó a la suma de un rectángulo y dos triángulos rectos.

## Resultados y discusión

Los valores promedio de penetración y área obtenidos a partir de las diferentes muestras se presentan en la Tabla II. Es interesante observar que aunque los valores para los dos cordones son cercanos, existe una tendencia a que los valores registrados en el interno sean mayores que en el externo, Fig. 1.

Al comparar la penetración y área con los valores calculados con las Ecs. (II) y (III), Fig. 2, se aprecian que como la penetración registrada es mayor que la predicha por la Ec. (II), en tanto que el área muestra un comportamiento inverso. Aún cuando no se conoce con precisión la razón de estos comportamientos, se realizó un ensayo para estimar los valores que deberían tomar los coeficientes de ajuste de dichas ecuaciones, con el fin de obtener una mejor concordancia entre los valores calculados y los que se registran en los trozos tomados de la línea de producción. De esta forma, el mejor ajuste se encuentra cuando  $k$  toma el valor de  $3.77 \cdot 10^{-4} [V^2m/(A^4 \text{ min})]^{1/3}$  en la Ec. (II) y  $m$  se fija en 2.54 en la Ec. (III), Fig. 3.

A partir de estas modificaciones, se desarrolló un programa computacional que permite el análisis de las soldaduras con los nuevos valores de las Ecs. (II) y (III) y calcula el calor aportado a la soldadura, Ec. (1). Al programa se le proporcionan datos de entrada tales como espesor a soldar, porcentaje de penetración y velocidades de soldadura a evaluar (pueden ser hasta cinco diferentes). El programa grafica una serie de líneas paralelas que corresponden a la combinación de amperaje y voltaje que, a una velocidad dada (una para cada curva), permiten obtener la penetración deseada en el espesor a soldar, Figs. 4 y 5.

Estas figuras muestran ejemplos de lo anterior para el caso de tubería de 20.6 y 19.1 mm de espesor respectivamente, con penetraciones equivalentes al 60% del espesor de la pared. Las condiciones de proceso se indican en cada diagrama por medio del símbolo  $\odot$ . En la parte inferior de las figuras se despliegan los valores de voltaje, amperaje y velocidad con los que se obtiene la penetración del 60% y se muestra el área de soldadura depositada correspondiente a las condiciones de proceso.

## Conclusiones

El cambio en los valores de los coeficientes de las Ecs. (II) y (III) permitió una mejor correlación entre las mediciones realizadas en las soldaduras y los valores calculados en función de los parámetros utilizados en este estudio.

La elaboración del programa computacional permitió visualizar el efecto del voltaje, amperaje y velocidad sobre la geometría de la soldadura y se constituye en un primer paso para profundizar en la comprensión de la dependencia fenomenológica entre las diversas variables de proceso.

## Agradecimientos

Los autores de este trabajo agradecen las facilidades otorgadas por la empresa Tubacero, S.A. de C.V., y al apoyo otorgado por el Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología.

## Referencias

Davies, G.J. y Garland, J.G., 1975, *Int. Met. Rev.*, 20, 83.

The Lincoln Electric Company, 1995, *Welding Carbon and Low Alloy Steels with SAW*, 13<sup>th</sup> Ed., Cleveland.

Jackson, C.E., 1971, *Metals Handbook*, 8<sup>th</sup> Edition, Vol. 6: *Welding and Brazing*, ASM, Metals Park, 73.

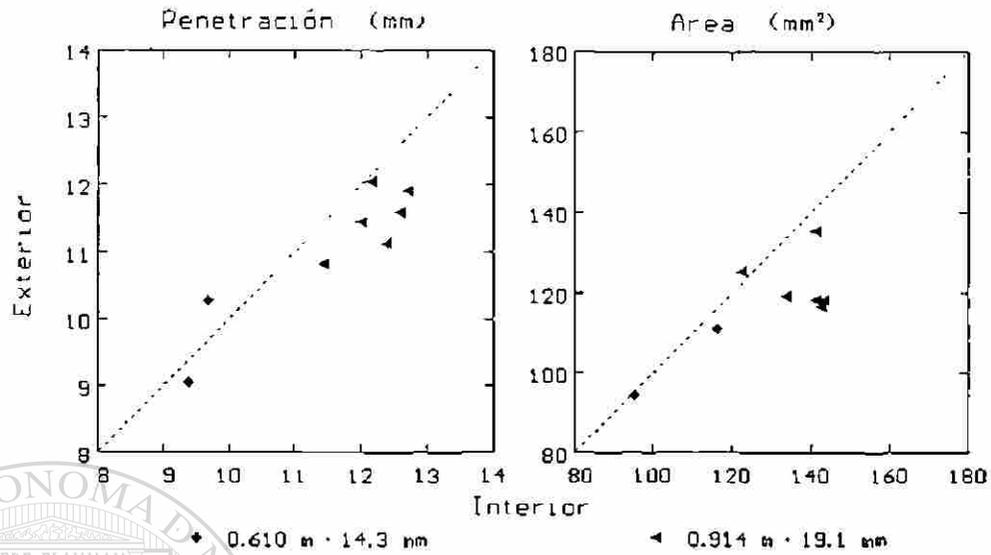
Nichols, R.K., 1994, *High Frequency Pipe and Tube Welding*, ThermoTool Corp., East Haven.

**Tabla I.** Parámetros empleados en la soldadura de los tubos.

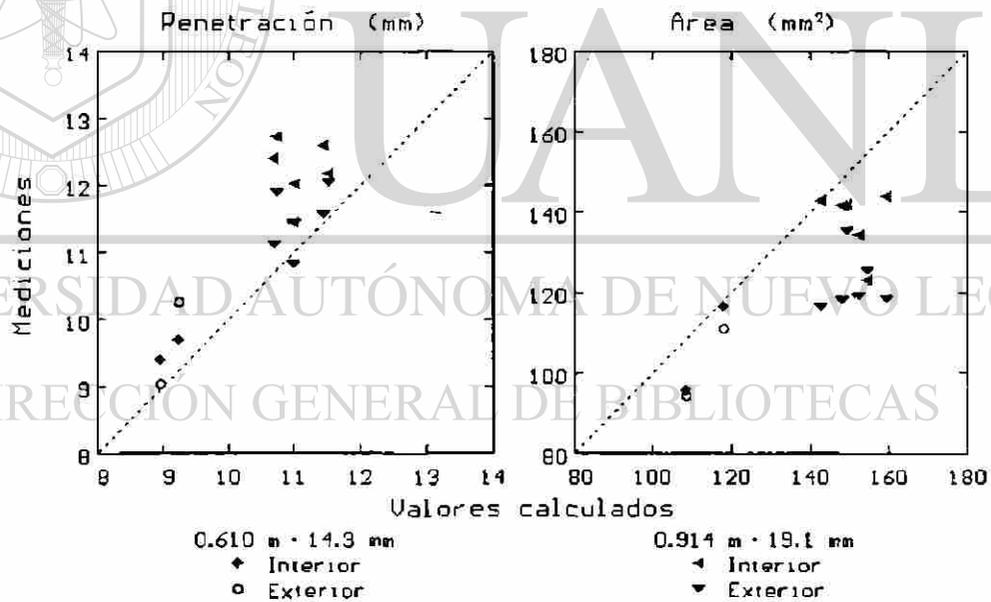
Prueba	Diámetro (m)	Espesor (mm)	$v$ (m/min)	$A_1$ (A)	$V_1$ (V)	$A_2$ (A)	$V_2$ (V)	$J$ (kJ/m)
I.a	0.610	14.3	1.02	960	29	740	29	2.19
I.b	0.610	14.3	0.97	970	29	740	29	2.49
II	0.914	19.1	1.02	1180	30	750	40	2.49
III.a	0.914	19.1	0.89	1060	29	750	39	2.61
III.b	0.914	19.1	0.82	1060	29	750	39	2.85
III.c	0.914	19.1	0.84	1070	29	750	39	2.78
IV.a	0.914	19.1	0.84	1050	29	750	39	2.76
IV.b	0.914	19.1	0.84	1100	29	750	39	2.82

**Tabla II.** Penetraciones y áreas promedio registradas.

Prueba	Cordón exterior		Cordón Interior	
	Penetración (mm)	Area (mm <sup>2</sup> )	Penetración (mm)	Area (mm <sup>2</sup> )
I.a	9.02	94.2	9.40	96.1
I.b	10.29	111.0	9.70	116.8
II	12.01	134.8	12.14	141.3
III.a	11.13	116.8	12.40	142.6
III.b	10.80	125.2	11.43	122.6
III.c	11.43	118.7	12.01	134.2
IV.a	11.89	118.1	12.70	141.3
IV.b	11.58	118.1	12.57	143.2



**Fig. 1.** Correlación entre las mediciones en ambos cordones.



**Fig. 2.** Correlación entre las penetraciones y áreas medidas en las soldaduras y los valores obtenidos con las Ecs. (II) y (III).

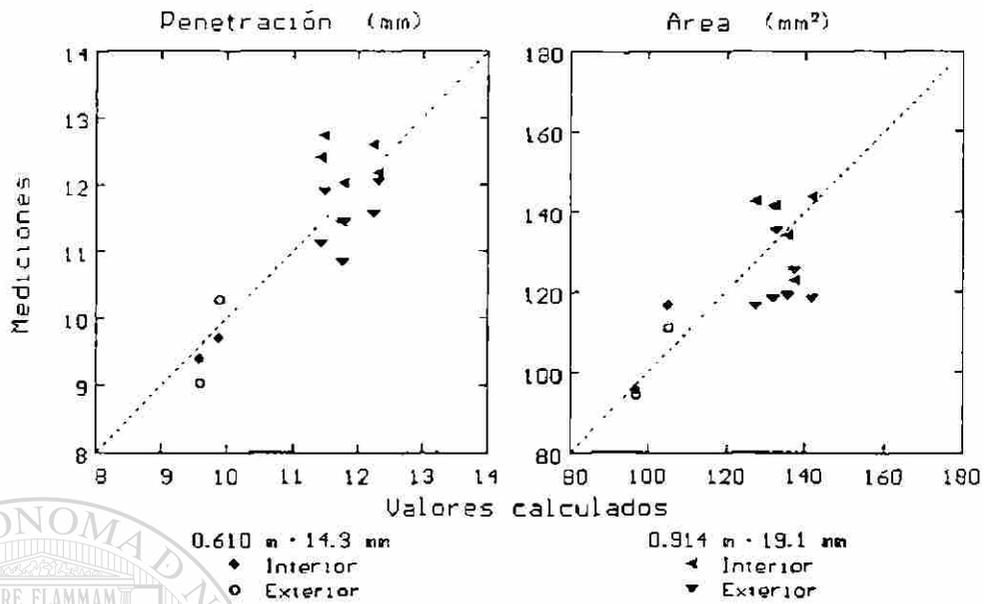
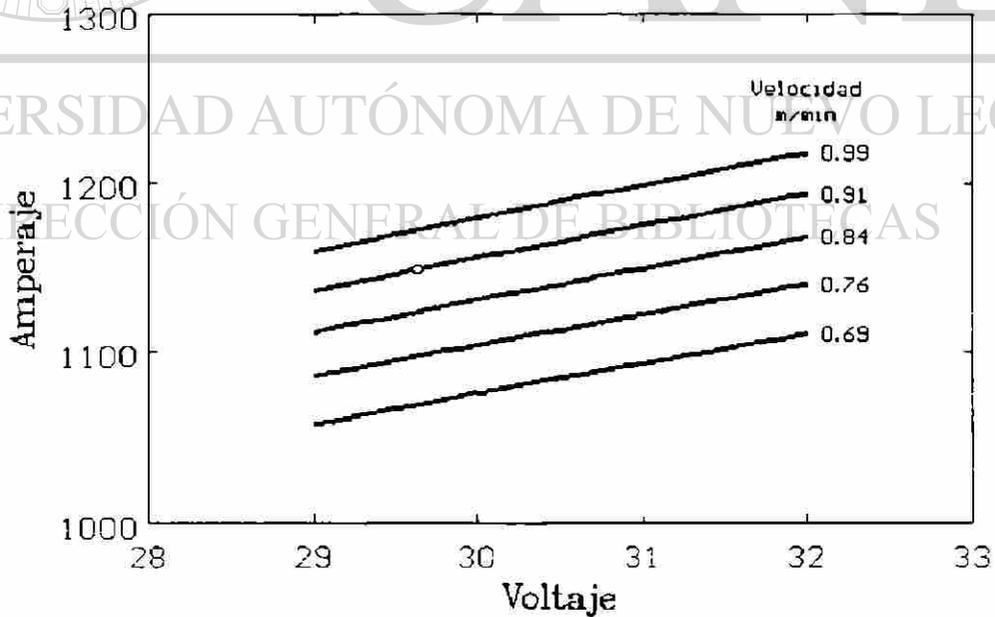


Fig. 3. Correlación entre las mediciones y las predicciones de las Ecs. (II) y (III) una vez que se modifican los valores de los coeficientes.

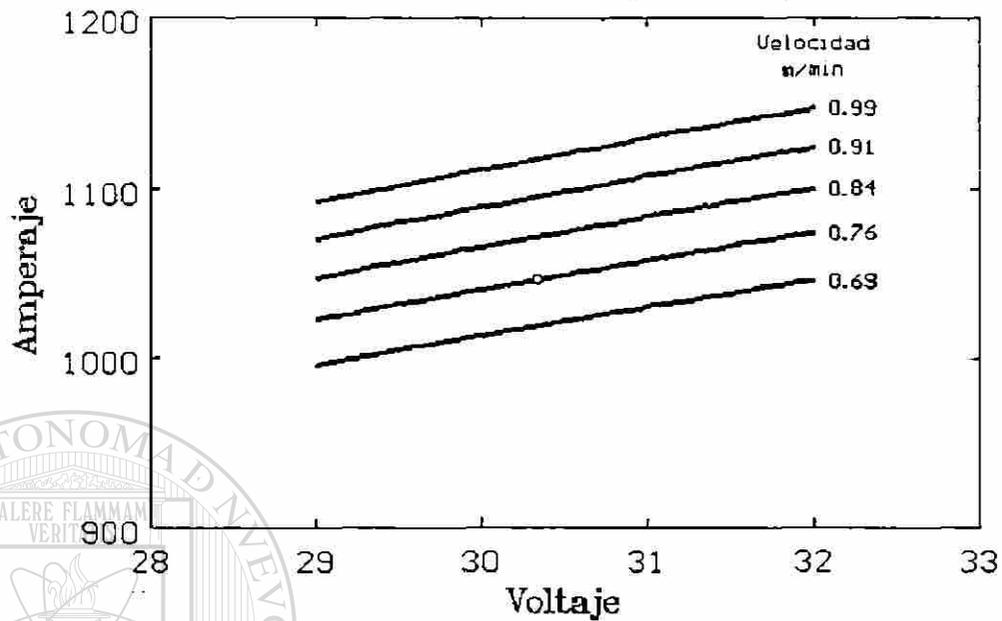
TUBERIA DE 20.6 mm DE ESPESOR  
PENETRACION DEL 60.0% (12.4 mm)



Voltaje	Amperaje	Velocidad	Area (mm <sup>2</sup> )	Energía (kJ/m)
29.63	1148.5	0.91	332.7	2.71

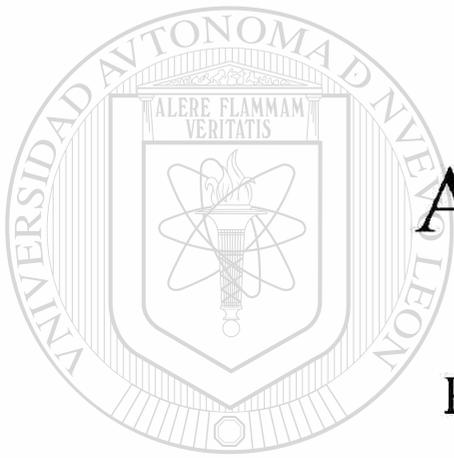
Fig. 4. Despliegue gráfico del programa empleado para obtener las condiciones de proceso requeridas para soldar un tubo de 20.6 mm de espesor.

TUBERIA DE 19.1 mm DE ESPESOR  
PENETRACION DEL 60.0% (11.4 mm)



Voltaje	Amperaje	Velocidad	Area (mm <sup>2</sup> )	Energía (kJ/m)
30.33	1046.5	0.76	335.7	3.14

Fig. 5. Despliegue gráfico del programa empleado para obtener las condiciones de proceso requeridas para soldar un tubo de 19.1 mm de espesor.



# ANEXO II

Prueba de hipótesis

UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

## PRUEBA DE HIPÓTESIS

Se realizó una prueba de hipótesis con los resultados de esfuerzo de cedencia ( $\sigma_y$ ) y esfuerzo máximo ( $\sigma_u$ ) de las pruebas de tensión llevadas a cabo en dos grupos de muestras, el primero corresponde a las que fueron soldadas con ERW+DASW y el segundo a las soldadas con DSAW en cuerpo. Esta prueba de hipótesis se llevó a cabo con objeto de comprobar estadísticamente si  $\sigma_y$  y  $\sigma_u$  de ambos grupos de muestras se pueden considerar iguales o no. La formulación de la prueba de hipótesis se realizó con la distribución "t<sub>0</sub>" (student).

$$t_0 = \frac{Xa - Xb}{\sqrt{S^2 \left( \frac{1}{Na} + \frac{1}{Nb} \right)}} \quad (1)$$

$$S = \sqrt{\sigma_A \sigma_B} \quad (2)$$

Donde  $t_0$  es el valor de la distribución tipo "t" (student) con una confiabilidad del 95% y cinco muestras en cada población,  $Xa$  y  $Xb$  son los promedios de los esfuerzos de cedencia y máximo de cada grupo de muestras,  $S$  es la desviación estándar  $\sigma_a$  y  $\sigma_b$  son la desviación estándar de las muestras a analizar y  $Na$  y  $Nb$  son el número de probetas por muestra.

El uso de las ecuaciones 1 y 2 con los valores de la Tabla XVI se tiene que para  $\sigma_y$ ,

$$t_0 = \frac{(485.6 - 460.2)}{\sqrt{83.3 \left( \frac{1}{5} + \frac{1}{5} \right)}} = \frac{24.3}{5.77} = 4.21$$

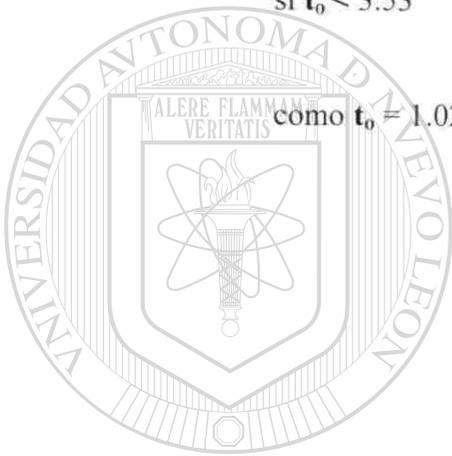
si  $t_0 < 3.53$   $\sigma_y$  para ambos grupos se considera igual  
 como  $t_0 = 4.21 > 3.53$   $\therefore$   $\sigma_y$  no son iguales

De igual forma para  $\sigma_u$

$$t_0 = \frac{(550.2 - 540)}{\sqrt{249.3\left(\frac{1}{5} + \frac{1}{5}\right)}} = \frac{10.2}{9.98} = 1.02$$

si  $t_0 < 3.53$   $\sigma_u$  para ambos grupos se considera igual

como  $t_0 = 1.02 < 3.53$   $\therefore \sigma_u$  si son iguales.



# UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



