

Caracas, 14 de Junio de 2004

Los abajo firmantes, miembros del Jurado designado por el Consejo de la Escuela de Ingeniería Mecánica, para evaluar el Trabajo Especial de Grado presentado por el Bachiller, Roberto Schefer González, titulado:

**“EFECTO DE LA ADICIÓN DE HIDRÓGENO EN EL GAS DE PROTECCIÓN  
SOBRE LA FATIGA EN JUNTAS SOLDADAS DEL ACERO API 5L GRADO B  
CON EL PROCESO GMAW”**

Consideran que el mismo cumple con los requisitos exigidos por el plan de estudios conducente al Título de Ingeniero Mecánico.



Prof. Víctor Falcón



Prof. Alberto Pertuz



Prof. Vicente Ignoto



# **TRABAJO ESPECIAL DE GRADO**

## **EFFECTO DE LA ADICIÓN DE HIDRÓGENO EN EL GAS DE PROTECCIÓN SOBRE LA FATIGA EN JUNTAS SOLDADAS DEL ACERO API 5 L GRADO B CON EL PROCESO GMAW.**

**Trabajo Especial de Grado presentado ante  
la Ilustre Universidad Central de Venezuela  
por el Br. Schefer G., Roberto  
para optar al Título de  
Ingeniero Mecánico**

**Caracas, 2004**

# **TRABAJO ESPECIAL DE GRADO**

## **EFFECTO DE LA ADICIÓN DE HIDRÓGENO EN EL GAS DE PROTECCIÓN SOBRE LA FATIGA EN JUNTAS SOLDADAS DEL ACERO API 5 L GRADO B CON EL PROCESO GMAW.**

**Tutor Académico: Prof. Vicente Ignoto**

**Trabajo Especial de Grado presentado ante  
la Ilustre Universidad Central de Venezuela  
por el Br. Schefer G., Roberto  
para optar al Título de  
Ingeniero Mecánico**

**Caracas, 2004**

*A mi madre*

## **AGRADECIMIENTOS**

Deseo agradecer especialmente a mi madre Nora González y a mi hermana Mónica Schefer por su amor y su apoyo, y por brindarme su estímulo para que no decayera mi ánimo y lograra alcanzar mis objetivos.

A la Universidad Central de Venezuela, patrimonio cultural de la humanidad, por brindarme la oportunidad de estudiar y crecer, en especial a las Escuelas de Ingeniería Mecánica y de Metalúrgica, y al Centro Venezolano de Soldadura.

Agradezco especialmente al Dr. Ing. Vicente Ignoto, tutor de este trabajo, por sus valiosos aportes y orientación, así como a todos los miembros del Centro Venezolano de Soldadura que me han apoyado y ayudado siempre que lo he necesitado.

Al personal docente, técnico y administrativo de las Escuelas de Ingeniería Mecánica y de Metalúrgica por su atención y preocupación.

Por último y no menos importante deseo agradecer a todos mis amigos.

# RESUMEN

**SCHEFER G. Roberto**

## **EFFECTO DE LA ADICIÓN DE HIDRÓGENO EN EL GAS DE PROTECCIÓN SOBRE LA FATIGA EN JUNTAS SOLDADAS DEL ACERO API 5 L GRADO B CON EL PROCESO GMAW.**

**Tutor Académico: Prof. Vicente Ignoto.**

**Tesis. Caracas, U.C.V. Facultad de Ingeniería. Escuela de Mecánica.**

**2004, N° pag. 147**

**Palabras claves:** Fatiga, Hidrógeno, GMAW, Cortocircuito, API 5L Grado B.

Este trabajo se ha realizado con el fin de determinar la influencia de las mezclas ternarias de protección ( $\text{Ar} + 12\% \text{CO}_2 + 1 \text{ a } 3\% \text{H}_2$ ) sobre las características metalúrgicas y mecánicas en juntas soldadas a tope, con el proceso GMAW en modo de transferencia metálica por cortocircuito, de unas láminas de acero microaleado API 5L Grado B. Se encontró que aunque los cordones no mostrasen señales de defectos superficiales, aparte de algunas salpicaduras, los cordones hechos con los gases de protección que tenían 2 y 3% de hidrógeno en su mezcla si mostraron evidencia de poros internos así como de falta de fusión. El análisis por medio de ensayos destructivos de los cordones evidencia que al aumentar el contenido de hidrógeno en el gas de protección, también aumentan las dimensiones de la geometría del cordón, sin embargo, resultó que los cordones que se soldaron con el gas de protección que tenía 1% de hidrógeno son los que poseen mayor dilución. Partiendo de un valor correspondiente al 74,3% del  $S_u$  obtenido experimentalmente se procedió a calcular el límite medio de resistencia a la fatiga ( $\bar{S}$ ) por el método de la escalera, el cual dio como resultado un valor de 440 MPa, es decir, un 7,5% superior al esfuerzo real de fluencia.

# ÍNDICE GENERAL

<b>Contenido</b>	<b>Página</b>
<b>INTRODUCCIÓN</b>	1
<b>FUNDAMENTOS TEÓRICOS</b>	4
<b>1.- Introducción a los Aceros al Carbono y de Baja Aleación</b>	5
1.1.- Soldabilidad de los Aceros Microaleados	5
1.1.1.- Carbono Equivalente	6
1.1.2.- Aporte Calórico	8
1.1.3.- Velocidad de Enfriamiento de la Soldadura	10
1.2.- Metalografía de la Soldadura de los Aceros Microaleados	12
1.2.1.- Metal Base	13
1.2.1.1.- Ferrita Alotriomórfica	14
1.2.1.2.- Ferrita Idiomórfica	15
1.2.1.3.- Ferrita Widmanstätten	15
1.2.1.4.- Perlita	16
1.2.1.5.- Efecto del Manganeso en los Aceros al Carbono	17
1.2.2.- Zona Afectada por el Calor (ZAC)	19
1.2.2.1.- Ferrita Acicular	21
1.2.2.2.- Martensita	21
1.2.2.3.- Bainita	23
1.2.3.- Cordón de Soldadura	24
1.3.- Efecto del Hidrógeno en la Soldadura de Aceros Microaleados	27
1.3.1.- Fisuras Inducidas por Hidrógeno	27
1.3.1.1.- Mecanismo del Fenómeno	27
1.3.1.2.- Morfología y Aspecto	29
1.3.1.2.1.- Inspección Visual	30
1.3.1.2.2.- Inspección Radiográfica	31

<b>2.- Proceso de Soldadura GMAW</b>	<b>32</b>
2.1.- Ventajas y Limitaciones del Proceso	33
2.2.- Principios de Operación	34
2.2.1.- Transferencia Metálica por Cortocircuito	35
2.2.2.- Transferencia Metálica Globular	37
2.2.3.- Transferencia Metálica Spray	38
2.2.4.- Transferencia Metálica por Arco Pulsado	39
2.3.- Consumibles	41
2.3.1.- Electroodos	41
2.3.2.- Gases de Protección	42
2.3.2.1.- Propiedades Básicas de los Gases Protectores	44
<b>3.- Fatiga</b>	<b>47</b>
3.1.- Ciclos de Esfuerzo	48
3.2.- La Curva de Wöhler	50
3.3.- Naturaleza Estadística de la Fatiga	51
3.3.1.- Método de la Escalera	52
3.4.- El Esfuerzo Medio en Fatiga	54
3.5.- Fatiga en Juntas Soldadas	55
3.6.- Factores que Afectan la Resistencia a la Fatiga en Juntas Soldadas	57
3.6.1.- Efecto del Desalineamiento y de los Cambios de Sección	57
3.6.2.- Efecto de la Forma del Cordón	59
3.6.3.- Efecto de la Preparación de la Junta	60
3.6.4.- Efecto del Proceso de Soldadura	61
3.6.5.- Efecto de los Esfuerzos Residuales	62
3.6.6.- Efecto del Alivio de los Esfuerzo Residuales	64
3.6.7.- Efecto de las Distorsiones en las Soldaduras	65
3.6.8.- Efecto del Tamaño del Espécimen	65
3.6.9.- Efecto de la Naturaleza del Material Base y de Aporte	67
3.6.10.- Efecto de la Temperatura	68
3.6.11.- Efecto de la Corrosión	68
3.7.- Referencias al Comportamiento a Fatiga en Juntas Soldadas	69

<b>PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL</b>	71
<b>4.- Procedimiento Experimental</b>	72
4.1.- Caracterización de Materiales	72
4.1.1.- Análisis Químico	72
4.1.2.- Estudio Metalográfico del Material Base	74
4.1.3.- Ensayo de Dureza del Material Base	75
4.1.4.- Ensayo de Tracción del Material Base	76
4.1.5.- Preparación de las Juntas	78
4.2.- Proceso de Soldadura GMAW (CC)	81
4.2.1.- Fuente de Energía Eléctrica	81
4.2.2.- Mezclas Gaseosas de Protección	82
4.2.3.- Determinación de los Parámetros de Soldeo	82
4.2.4.- Elaboración de los Cupones de Prueba	83
4.3.- Ensayos No Destructivos	84
4.3.1.- Inspección Visual	84
4.3.2.- Inspección Radiográfica	84
4.4.- Ensayos Destructivos	85
4.4.1.- Análisis Químico del Depósito de Soldadura	86
4.4.2.- Evaluación Metalográfica	86
4.4.2.1.- Análisis Macrográfico	87
4.4.2.2.- Análisis Micrográfico	87
4.4.3.- Ensayo de Dureza	88
4.4.4.- Ensayo de Tracción	88
4.4.5.- Ensayo de Fatiga	91
<b>ANÁLISIS DE RESULTADOS</b>	93
<b>5.- Análisis de Resultados</b>	94
5.1.- Carbono Equivalente y Soldabilidad del Acero API 5L Grado B	94
5.2.- Parámetros del Proceso de Soldadura	94
5.3.- Aporte Calórico	95
5.4.- Ensayos No Destructivos	96
5.4.1.- Inspección Visual	96

5.4.2.- Inspección Radiográfica	98
5.5.- Ensayos Destructivos	102
5.5.1.- Análisis Químico de los Cordones de Soldadura	102
5.5.2.- Evaluación Metalográfica	102
5.5.2.1.- Macrografías	102
5.5.2.2.- Micrografías	105
5.5.3.- Ensayo de Dureza	109
5.5.4.- Ensayo de Tracción	111
5.5.5.- Ensayo de Fatiga	113
<b>CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES</b>	117
<b>6.- Conclusiones</b>	118
<b>7.- Recomendaciones</b>	120
<b>REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b>	121
<b>8.- Referencias Bibliográficas</b>	122
<b>ANEXOS</b>	129

## ÍNDICE DE FIGURAS

<b>Figura</b>		<b>Página</b>
Figura 4.1	Esquema del procedimiento experimental.	73
Figura 4.2	Microestructura del material base en dirección longitudinal al sentido de laminación, aumento 500X. F = Ferrita (áreas claras); P = Perlita (áreas oscuras).	74
Figura 4.3	Indentador piramidal Knoop y la indentación resultante en la pieza.	75
Figura 4.4	(a) Probeta de tracción del material base, (b) probeta de tracción del material base ensayada.	76
Figura 4.5	Medidas de la probeta de tracción del material base según la norma ASTM A 370.	76
Figura 4.6	(a) Centro de mecanizado de control numérico MITSUBISHI modelo Dyna Mite 4400, en el que se indican: (1) Porta herramientas, (2) husillo de fresar, (3) mangueras del sistema de refrigeración, (4) guía de desplazamiento del eje z, (5) mesa de sujeción de la pieza y ejes de desplazamiento x-y, y (6) consola de mando. (b) Acercamiento de las partes 1, 2 y 3.	77
Figura 4.7	Gráfico de esfuerzo real (MPa) vs. deformación real ( $\frac{mm}{mm}$ ) del comportamiento a tracción del material base.	78
Figura 4.8	Diseño de la junta a tope.	78
Figura 4.9	Corte con plasma de la lámina de material base.	79
Figura 4.10	Corte con la fresadora vertical de (a) la zona afectada por el calor y (b) del bisel.	79
Figura 4.11	Corte con sierra de vaivén del material base.	80
Figura 4.12	Esquema de la junta a tope.	80
Figura 4.13	(a) Fuente de poder Pulse Arc 400 II, (b) y (c) panel de control.	81
Figura 4.14	Curvas de funcionamiento para la transferencia metálica por cortocircuito.	82
Figura 4.15	Montaje de la junta sobre el banco de pruebas.	83
Figura 4.16	Esquema de los cortes para probetas de la junta soldada.	85
Figura 4.17	Dimensiones de las probetas de metalografía y dureza.	86
Figura 4.18	Parámetros geométricos del cordón de soldadura.	87
Figura 4.19	Esquema general utilizado para el cálculo de las relaciones de áreas, penetración y dilución en los cordones de soldadura.	87
Figura 4.20	Esquema de medición de los valores de dureza de la junta soldada.	88
Figura 4.21	(a) Máquina universal de ensayos INSTRON modelo 8502, (b) acercamiento de la mordaza sujetando un probeta de fatiga.	89

Figura 4.22	Pasos utilizados en la fabricación de las probetas para el ensayo de tracción de las juntas soldadas. (a) Cordón de soldadura; (b) Rectificado del cordón con una máquina para esmerilado plano; (c) Fresado de las probetas; (d) Lijado grueso con grano 80; (e) Lijado fino o pulido con grano 1500.	90
Figura 4.23	Medidas de la probeta de tracción con soldadura transversal según la norma ANSI/AWS B4.0 – 97.	91
Figura 4.24	Relación de carga aplicada en el ensayo de fatiga.	91
Figura 4.25	Probeta para determinar el límite de fatiga de la junta soldada.	92
Figura 4.26	Medidas de la probeta de fatiga con soldadura transversal de acuerdo a la norma ASTM E466 – 76.	92
Figura 5.1	Aspecto superficial de las vistas de cara y raíz de los cordones de soldadura realizados con el gas de protección Ar – 12% CO <sub>2</sub> – 1% H <sub>2</sub> .	96
Figura 5.2	Aspecto superficial de las vistas de cara y raíz de los cordones de soldadura realizados con el gas de protección Ar – 12% CO <sub>2</sub> – 2% H <sub>2</sub> .	96
Figura 5.3	Aspecto superficial de las vistas de cara y raíz de los cordones de soldadura realizados con el gas de protección Ar – 12% CO <sub>2</sub> – 3% H <sub>2</sub> .	97
Figura 5.4	Radiografías de los cordones soldados utilizando el gas de protección Ar – 12% CO <sub>2</sub> – 1% H <sub>2</sub> .	99
Figura 5.5	Radiografías de los cordones soldados utilizando el gas de protección Ar – 12% CO <sub>2</sub> – 2% H <sub>2</sub> .	100
Figura 5.6	Radiografías de los cordones soldados utilizando el gas de protección Ar – 12% CO <sub>2</sub> – 3% H <sub>2</sub> .	101
Figura 5.7	Macrografía de la junta soldada utilizando el gas de protección Ar – 12% CO <sub>2</sub> – 1% H <sub>2</sub> .	103
Figura 5.8	Macrografía de la junta soldada utilizando el gas de protección Ar – 12% CO <sub>2</sub> – 2% H <sub>2</sub> .	103
Figura 5.9	Macrografía de la junta soldada utilizando el gas de protección Ar – 12% CO <sub>2</sub> – 3% H <sub>2</sub> .	103
Figura 5.10	Comparación de los perfiles de penetración lateral de las juntas soldadas.	104
Figura 5.11	Micrografías de la junta soldada utilizando el gas de protección Ar – 12% CO <sub>2</sub> – 1% H <sub>2</sub> . (a) ZAC – Cordón, aumento 100X; (b) Cordón, aumento 500X; (c) ZAC, aumento 500X. AC = ferrita con M-A-C alineados; AF = ferrita acicular; GF = ferrita en borde de grano; PF = ferrita poligonal.	106
Figura 5.12	Micrografías de la junta soldada utilizando el gas de protección Ar – 12% CO <sub>2</sub> – 2% H <sub>2</sub> . (a) ZAC – Cordón, aumento 100X; (b) Cordón, aumento 500X; (c) ZAC, aumento 500X. AC = ferrita con M-A-C alineados; AF = ferrita acicular; GF = ferrita en borde de grano; PF = ferrita poligonal.	107
Figura 5.13	Micrografías de la junta soldada utilizando el gas de protección Ar – 12% CO <sub>2</sub> – 3% H <sub>2</sub> . (a) ZAC – Cordón, aumento 100X; (b) Cordón, aumento 500X; (c) ZAC, aumento 500X. AC = ferrita con M-A-C alineados; AF = ferrita acicular; GF = ferrita en borde de grano; PF = ferrita poligonal.	108

Figura 5.14	Microdureza Knoop de la junta soldada utilizando el gas de protección Ar – 12% CO <sub>2</sub> – 1% H <sub>2</sub> .	109
Figura 5.15	Microdureza Knoop de la junta soldada utilizando el gas de protección Ar – 12% CO <sub>2</sub> – 2% H <sub>2</sub> .	109
Figura 5.16	Microdureza Knoop de la junta soldada utilizando el gas de protección Ar – 12% CO <sub>2</sub> – 3% H <sub>2</sub> .	110
Figura 5.17	Comparación de las durezas de los cordones de soldadura.	111
Figura 5.18	Gráfico de esfuerzo real (MPa) vs. deformación real ( <sup>mm</sup> / <sub>mm</sub> ) que compara el comportamiento a tracción de las juntas soldadas (JS) y del material base (MB).	112
Figura 5.19	Vista de la fractura de la probeta de tracción de la junta soldada.	112
Figura 5.20	(a) Vista de la fractura de la probeta de fatiga # 4 de la junta soldada; (b) y (c) Secciones transversales de la fractura de las probetas de fatiga # 4 y 8 respectivamente.	114
Figura 5.21	Gráfico de esfuerzo real (MPa) vs. deformación real ( <sup>mm</sup> / <sub>mm</sub> ) que compara el comportamiento de las probetas de tracción y de las probetas con un ensayo a fatiga previo de las juntas soldadas.	115

## ÍNDICE DE TABLAS

<b>Tabla</b>		<b>Página</b>
Tabla 4.1	Análisis químico de los materiales base y de aporte.	74
Tabla 4.2	Dureza del material base.	75
Tabla 4.3	Resultados del ensayo de tracción del material base.	77
Tabla 4.4	Composición química de los gases de protección reportados por AGA-Gas de Venezuela.	82
Tabla 4.5	Parámetros de exposición radiográfica.	85
Tabla5.1	Análisis químico y Carbono Equivalente del material base.	94
Tabla5.2	Parámetros de soldadura para cada uno de los gases de protección.	94
Tabla5.3	Aporte calórico al proceso de soldeo.	95
Tabla5.4	Análisis químico de los cordones de soldadura.	102
Tabla5.5	Parámetros geométricos de los cordones de soldadura.	103
Tabla5.6	Relaciones de áreas de las juntas soldadas y porcentaje de dilución.	104
Tabla5.7	Microdureza Knoop de las juntas soldadas.	110
Tabla5.8	Reporte de los resultados del ensayo de tracción de las juntas soldadas utilizando el gas de protección Ar – 12% CO <sub>2</sub> – 1% H <sub>2</sub> .	111
Tabla5.9	Reporte de los resultados de los ensayos de fatiga realizados a las juntas soldadas utilizando el gas de protección Ar – 12% CO <sub>2</sub> – 1% H <sub>2</sub> .	113
Tabla5.10	Método de la escalera aplicado a los ensayos de fatiga de las juntas soldadas utilizando el gas de protección Ar – 12% CO <sub>2</sub> – 1% H <sub>2</sub> .	113
Tabla5.11	Resultados del ensayo de tracción de las probetas que no rompieron durante el ensayo de fatiga.	116

## LISTA DE SÍMBOLOS

<b>Símbolo</b>	<b>Significado</b>
GMAW	Gas Metal Arc Welding
MIG	Metal Inert Gas
MAG	Metal Active Gas
SAW	Submerge Arc Welding
SMAW	Shield Metal Arc Welding
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
ZAC, HAZ	Zona Afectada por el Calor
CGHAZ	Zona de grano grueso de la ZAC
FGHAZ	Zona de grano fino de la ZAC
ICHAZ	Zona intercrítica de la ZAC
SCHAZ	Zona subcrítica de la ZAC
MS	Metal de Soldadura
MB	Metal Base
JS	Junta Soldada
CE	Carbono Equivalente
EBA	Energía Bruta Aportada
ENA	Energía Neta Aportada
U	Tensión del arco eléctrico
I	Intensidad de corriente
t	Tiempo
v	Velocidad de avance de la soldadura
Q	Caudal del gas de protección
S	Distancia tobera/pieza
$\rho_1$	Eficiencia del proceso de soldadura
F	Ferrita $\alpha$
P	Perlita
M	Martensita

A ó $\gamma$	Austenita
C	Carburos
AC	Ferrita con M-A-C alineados
BS	Bainita Superior
BI	Bainita Inferior
AF	Ferrita Acicular
GF	Ferrita en borde de grano o alotriomórfica
PF	Ferrita poligonal o idiomórfica
CC	Transferencia metálica por cortocircuito
HKN	Número de dureza Knoop
$A_0$	Área transversal inicial de la sección de ensayo
$A_f$	Área transversal final de la sección de ensayo
$L_0$	Longitud inicial de la sección de ensayo
$L_f$	Longitud final de la sección de ensayo
$F_i$	Carga aplicada
$S_i$	Esfuerzo
$\sigma_y$	Esfuerzo real de fluencia
$S_u$	Resistencia última a la tracción o esfuerzo máximo de ingeniería
$\sigma_{max}$	Esfuerzo real a carga máxima
$S_{max}$	Esfuerzo máximo
$S_{min}$	Esfuerzo mínimo
$S_a$	Amplitud de esfuerzo
$S_m$	Esfuerzo a medio intervalo
$\epsilon$	Deformación de ingeniería
$\epsilon_r$	Deformación real
RA	Porcentaje de reducción de área
f	Frecuencia del ensayo de fatiga
N	Número de ciclos
$\bar{S}$	Límite medio de resistencia a la fatiga
s	Desviación típica de $\bar{S}$
DE	Desviación Estándar

# INTRODUCCIÓN

## INTRODUCCIÓN

En la soldadura por arco eléctrico bajo protección gaseosa (GMAW), es poco común usar mezclas de tres gases para proteger el arco. Estudios realizados indican que el hidrógeno mezclado con argón y CO<sub>2</sub> u oxígeno puede utilizarse con éxito en la soldadura de aceros inoxidables austeníticos. Por otro lado, se recomienda no utilizar hidrógeno en cualquier otro tipo de acero, sin embargo, siendo el manganeso un elemento austenizante del acero, se consideró su influencia en un acero microaleado para soldarlo con el proceso GMAW utilizando hidrógeno en el gas de protección.

Desde la década de 1940 el proceso de soldadura al arco con protección gaseosa (GMAW) se convirtió en uno de los métodos de soldeo más populares debido al fácil manejo del equipo, así como a su versatilidad, su alto desempeño y su calidad, características estas que hacen del proceso GMAW de gran utilidad en la unión de secciones de tuberías de gran tamaño en campo. En este estudio utilizamos un acero microaleado definido por el American Petroleum Institute bajo la norma API 5L Grado B, el cual es un acero utilizado por la industria petrolera nacional en la fabricación de oleoductos.

El acero API 5L Grado B tiene una composición química bien definida cuya principal característica es poseer mayor cantidad de manganeso que un acero al carbono. El manganeso posee propiedades austenizantes y es excelente para la tenacidad del material, pero al soldarlos con procesos de elevadas tasas de enfriamiento tiende a formar microestructuras frágiles como la martensita que son muy sensibles a la fisuración en frío. Esto conlleva a tener un especial cuidado en la selección de los parámetros del proceso en función del material de aporte, el gas o mezcla gaseosa de protección, la geometría de la junta y el modo de transferencia metálica. De igual manera se debe tomar en cuenta la posibilidad de un precalentamiento y/o un tratamiento térmico post-soldadura a fin de mejorar las características metalúrgicas y las propiedades mecánicas del cordón y de la zona afectada por el calor, y así minimizar las posibilidades de un desgarre en caliente o una fisuración en frío.

El control de los parámetros del proceso de soldadura no garantiza que las propiedades físicas y químicas de la unión sean uniformes. Esto no sería un problema cuando se tiene una

estructura estática, pero la mayoría de las uniones soldadas se encuentran en componentes que están sometidos a cargas y a vibraciones que generan esfuerzos o cargas fluctuantes, los cuales al estar en contacto con microfisuras en los bordes de grano o con esfuerzos residuales debidos a la soldadura pueden provocar fallas repentinas e inesperadas conocidas como fallas por fatiga. Las causas que generan este tipo de fallas no están del todo establecidas, por lo que es necesario estudiar la manera de optimizar los parámetros del proceso de soldadura y el diseño mecánico de las juntas, y de este modo minimizar su efecto.

En este trabajo el parámetro a estudiar es la mezcla de gas protector, el cual consiste en tres mezclas ternarias de 12% de dióxido de carbono y 1 a 3% de hidrogeno balanceados en argón. Se desea conocer su influencia sobre las características metalúrgicas y las propiedades mecánicas como la dureza, la resistencia a la tracción y especialmente el limite de fatiga a 2 millones de ciclos, en juntas a tope soldadas con el proceso GMAW en modo de transferencia metálica por cortocircuito, de unas láminas de acero microaleado API 5L Grado B.

# FUNDAMENTOS TEÓRICOS

## **1.- INTRODUCCIÓN A LOS ACEROS AL CARBONO Y DE BAJA ALEACIÓN (ACEROS MICROALEADOS)**

Los aceros al carbono simple y microaleados representan con mucho el mayor volumen producido y con más aplicaciones que cualquier otro material usado en ingeniería, como piezas fundidas o forjadas, productos tubulares, planchas y láminas, alambres y productos trefilados, perfiles estructurales, y productos ferroviarios. Los aceros microaleados poseen mejores propiedades debido a la presencia de uno o más elementos químicos, o mayores proporciones de elementos (como silicio y manganeso) que los presentes en el acero al carbono.

Avner<sup>(1)</sup> define el acero como una aleación a base de hierro, maleable en algún intervalo de la temperatura a la que fue inicialmente fundida; contiene carbono y manganeso y a menudo otros elementos de aleación. En los aceros al carbono y aceros de baja aleación, el máximo contenido de carbono es del 2,0 % aproximadamente, y del 2,5 % aproximadamente en los aceros de alta aleación. La línea de separación entre los aceros de baja aleación y de alta aleación, se considera generalmente como del 5 % de elementos metálicos de aleación.

### **1.1.- Soldabilidad de los Aceros Microaleados**

Gómez<sup>(2)</sup> y la AWS<sup>(3)</sup>, indican que un acero se considera soldable en un grado prefijado, por un procedimiento determinado y para una aplicación específica, cuando mediante una técnica adecuada se pueda conseguir la continuidad metálica de la unión, de tal manera que esta cumpla con las exigencias prescritas con respecto a sus propiedades locales y a su influencia en la construcción de la cual forma parte integrante.

La AWS<sup>(4)</sup>, Liu et al.<sup>(5)</sup> y Meester<sup>(6)</sup>, consideran que la medida de dureza en la Zona Afectada por el Calor (ZAC), o como se conoce en inglés Heat Affected Zone (HAZ), es un medio práctico para obtener información relativa a la soldabilidad de los aceros y al comportamiento en servicio de las uniones soldadas. Los valores de dureza en las soldaduras se han considerado, en el curso del tiempo, como reveladores de las dificultades que durante la operación de soldadura se plantean con relación a la fisuración en frío, a la susceptibilidad al desgarre en caliente y a su comportamiento durante el servicio. La dureza depende del contenido de carbono y de los demás elementos aleantes, así como de la velocidad de enfriamiento, y una manera de analizarla es con el cálculo del Carbono Equivalente.

### 1.1.1.- Carbono Equivalente

La dureza de un acero depende, principalmente, de su contenido de carbono, tal como puede verse en la tabla 1.1. La AWS<sup>(4)</sup> y otros autores<sup>(5, 6)</sup>, indican que la dureza en la Zona Afectada por el Calor depende de la velocidad de enfriamiento de la soldadura, de su composición química y de su microestructura o descomposición de la austenita durante el enfriamiento. El tiempo de permanencia entre 800 y 500 °C, conocido como  $t_{8/5}$ , corresponde a la velocidad de enfriamiento. Esto puede provocar un engrosamiento del grano, la disolución y difusión de los carburos y otras partículas, generando cambios en las propiedades (como la templabilidad) de la unión soldada.

Tabla 1.1.- Clasificación y soldabilidad de los aceros al carbono<sup>(4)</sup>.

Clasificación Aceros	Carbono (%)	Dureza (HR)	Uso Típico	Soldabilidad
Acero de bajo carbono	0,15	60 HRB	Placas y planchas laminadas, alambres, electrodos (soldadura).	Excelente
Acero dulce	0,15 – 0,30	90 HRB	Placas, perfiles y barras estructurales.	Buena
Acero de medio carbono	0,30 – 0,50	25 HRC	Partes de máquinas y herramientas.	Regular: (Se recomienda pre y postcalentamiento y bajo hidrógeno).
Acero de alto carbono	0,50 – 1,00	40 HRC	Amortiguación, rieles de ferrocarril y troqueles.	Pobre: (Se recomienda pre y postcalentamiento y bajo hidrógeno).

Gómez<sup>(2)</sup>, la AWS<sup>(4)</sup>, Liu et al.<sup>(5)</sup> y Meester<sup>(6)</sup>, señalan que se han desarrollado, de manera experimental, ecuaciones empíricas basadas en la composición química de los aceros que permiten expresar su soldabilidad o tendencia al agrietarse durante el proceso de soldadura. El Carbono Equivalente (CE) es una de esas expresiones. El cálculo del Carbono Equivalente representa un intento de predecir el efecto de los elementos aleantes en el endurecimiento o soldabilidad del acero. La ecuación de CE desarrollada por el Instituto Internacional de Soldadura (IIW) es:

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad \text{Ec. 1}$$



Según Meester<sup>(6)</sup>, la utilización de una fórmula de CE para predecir el comportamiento particular de un acero o de una soldadura puede criticarse por diversas razones:

1. Existen numerosos factores, que no son la composición química, que pueden influir en las microestructuras observadas. Incluso la influencia de la composición química sólo se tiene en cuenta en una forma quizá demasiado simple, mediante un número calculado frecuentemente de acuerdo con una fórmula lineal.
2. No es evidente que entre los valores de CE calculados y la propiedad o el comportamiento exista una relación singular. En realidad, esto no es así ni siquiera para la microestructura y la dureza. Un acero puede tratarse térmicamente de forma que se obtengan diferentes microestructuras, con idéntica dureza, pero con distintas características de tenacidad, ductilidad, resistencia a la corrosión, etc. De la misma manera, dos aceros con composición química diferente pueden tratarse térmicamente de manera que se obtenga la misma dureza, incluso siguiendo el mismo método de enfriamiento, y que, sin embargo, sus microestructuras y sus propiedades sean muy diferentes.
3. Muchas de las propiedades interesantes en la práctica no dependen sólo de la composición y de las microestructuras presentes en la unión soldada. Por ejemplo, el riesgo de fisuración en frío también está influido por el procedimiento de soldadura y por el proceso de soldeo, incluido o no el precalentamiento o el postcalentamiento, por las tensiones durante y después de la soldadura, por la proporción de hidrógeno, por el espesor, etc.

### **1.1.2.- Aporte Calórico**

Inherente al proceso de soldadura, es la formación de un baño de fusión de metal directamente debajo de una fuente móvil de calor. Según Liu et al.<sup>(5)</sup>, la forma de este baño de fusión está determinada tanto por el flujo de calor como por el del metal, con la fusión ocurriendo frente a la fuente de calor y la solidificación ocurriendo tras ella. Todo esto afecta la velocidad de enfriamiento de la soldadura.

La AWS<sup>(7)</sup> indica que la potencia transferida es la relación entre la energía entregada por unidad de tiempo desde la fuente de calor a la pieza de trabajo, típicamente expresada en vatios [W]. La densidad de energía es la potencia transferida por unidad de área de contacto efectivo entre la fuente de calor y la pieza de trabajo, generalmente expresada en vatios por metro

cuadrado [ $\text{W}/\text{m}^2$ ] o vatios por milímetros cuadrados [ $\text{W}/\text{mm}^2$ ]. La densidad de energía es una medida completamente inequívoca del “calentamiento”, aplicable a todo tipo de fuentes de calor.

Las investigaciones realizadas por la AWS<sup>(7)</sup> y Tsai et al.<sup>(8)</sup>, muestran que la transferencia de energía hacia la pieza de trabajo es un proceso complejo, y la densidad de energía de una fuente de calor generalmente no se puede expresar como un número preciso, debido a lo difícil de definir el área de contacto entre la fuente de calor y la pieza. Adicionalmente, la intensidad de calor no se distribuye de manera uniforme sobre el área de contacto, exhibiendo una intensidad máxima alrededor del centro.

Dado que la naturaleza detallada de la densidad de energía es un poco complicada, utilizamos el concepto de Aporte Calórico o Energía Bruta Aportada (EBA). El aporte calórico determina el volumen de metal fundido y de esta forma la dilución y composición del metal de soldadura, así como la velocidad de enfriamiento y la velocidad de crecimiento cristalográfica, lo cual afectará la microestructura en la solidificación y la tolerancia de la soldadura a la fisuración. Gómez<sup>(2)</sup> y la AWS<sup>(7)</sup>, indican que el aporte calórico es la cantidad de energía introducida por unidad de longitud de cordón de soldadura, expresada en joules por metro [ $\text{J}/\text{m}$ ] o joules por milímetros [ $\text{J}/\text{mm}$ ]. Si la fuente de calor es un arco eléctrico, la EBA se calcula como:

$$EBA = \frac{U * I * t}{v} \quad \text{Ec. 2}$$

Donde U es la tensión de la corriente de soldeo en voltios [V], I es la intensidad de corriente de soldeo en amperios [A], t es el tiempo de fusión del electrodo durante el cual se aporta calor a la pieza en segundos [s], y v es la velocidad de avance de la soldadura en metros por segundo [ $\text{m}/\text{s}$ ] o milímetros por segundo [ $\text{mm}/\text{s}$ ].

Si el objetivo es determinar precisamente el efecto del calor del arco en los materiales a soldar, el Aporte Calórico Neto o Energía Neta Aportada (ENA) es:

$$ENA = \rho_1 * EBA \quad \text{Ec. 3}$$

Donde  $\rho_1$  es el rendimiento del proceso de soldeo. La tabla 1.2 muestra un rango de valores del rendimiento para distintos procesos de soldadura al arco.

Tabla 1.2.- Rendimiento del proceso de soldeo<sup>(2)</sup>.

Proceso	$\rho_1$
SAW	0,9 – 1,0
SMAW	0,75 – 0,80
GMAW	MIG = 0,70 y MAG = 0,85
GTAW	0,65

La función principal de la mayoría de las fuentes de calor en soldadura es fundir el metal. Investigaciones realizadas por la AWS<sup>(7)</sup>, indican que la cantidad de metal que será fundido para producir una cierta cantidad de cordón depende de: (1) el tamaño y configuración de la junta, (2) el número de pases de soldadura, y (3) el proceso de soldadura utilizado. Casi sin excepción es preferible, por razones metalúrgicas, que la fundición se realice con un aporte calórico mínimo. Sin embargo, un alto aporte calórico, puede ayudar a controlar la velocidad de enfriamiento del cordón, minimizando así la formación de microestructuras susceptibles al agrietamiento en el cordón de soldadura y en la ZAC.

### 1.1.3.- Velocidad de Enfriamiento de la Soldadura

Cuando se sueldan al arco secciones gruesas, el cordón de soldadura y la ZAC pueden endurecerse significativamente como resultado del enfriamiento de la gran masa de metal base desde la máxima temperatura alcanzada o temperatura pico durante el ciclo de soldeo. La velocidad de enfriamiento y el Carbono Equivalente del acero son los factores que controlan el grado de endurecimiento de la soldadura. La AWS<sup>(4)</sup> considera que la velocidad de enfriamiento depende principalmente de: (1) las propiedades físico-químicas de material, (2) el espesor de la sección y la geometría de la junta, (3) la temperatura del metal base antes del proceso de soldadura, y (4) el aporte calórico. De tal forma que, para condiciones idénticas del material, espesor de chapa y temperatura de precalentamiento, la velocidad de enfriamiento aumentará o disminuirá según se aumente o disminuya el aporte calórico.

Tsai et al.<sup>(8)</sup> indican que la velocidad de enfriamiento cambia con la temperatura, por lo tanto es importante que las temperaturas específicas entre las cuales el enfriamiento ocurre sean conocidas. En una soldadura, la variable de interés es la velocidad de enfriamiento a la temperatura crítica que definirá la microestructura resultante. Esta temperatura crítica se

encuentra en la “nariz” de la curva de transformación isotérmica. Podemos decir, entonces, que la velocidad de enfriamiento viene dada por la pendiente de la recta tangente a la curva tiempo temperatura.

López<sup>(9)</sup> y Ravi<sup>(10)</sup>, señalan que si en el transcurso del enfriamiento se registran los ciclos térmicos correspondientes a diferentes puntos de la ZAC de una unión soldada, tal como se ilustra en la figura 1.2, el intervalo de tiempo comprendido entre 800 y 500 °C ( $t_{8/5}$ ) es el mismo para cualquier ciclo térmico. Por lo tanto, dicho intervalo es independiente de la posición relativa del punto con respecto al baño de fusión y, consecuentemente de la temperatura máxima alcanzada en dicho punto por la transmisión del calor en la chapa a soldar. López<sup>(9)</sup> añade que al ser mucho más fácil de manejar los tiempos de enfriamiento en el rango dado entre 800 y 500 °C, que las velocidades críticas de enfriamiento respecto a un rango completo de temperaturas, se toma el valor de  $t_{8/5}$  como representativo de la velocidad de enfriamiento.

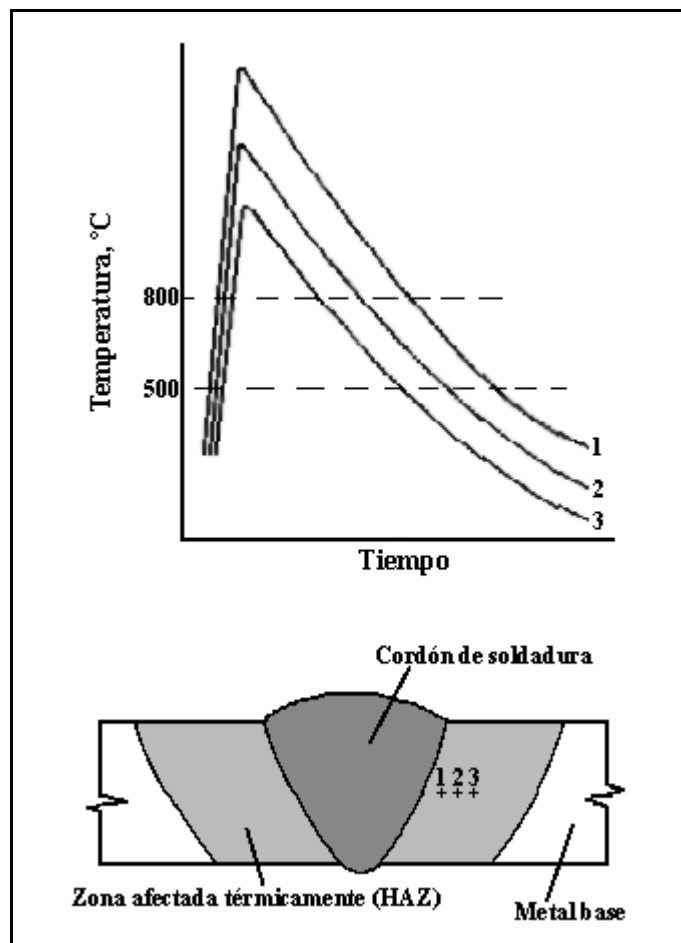


Figura 1.2.- Ciclos térmicos de diversos punto de la ZAC.

## 1.2.- Metalografía de la Soldadura de los Aceros Microaleados

La integridad y funcionamiento de una junta soldada depende de sus propiedades y de su microestructura. Mundra et al.<sup>(11)</sup>, mencionan que durante el proceso de soldadura la interacción entre la fuente de calor y el material conlleva un rápido calentamiento, fusión y la circulación del material fundido en el baño de fusión. Cuando la fuente de calor se aleja de la región fundida, la solidificación del material tiene lugar. El ciclo térmico resultante juega un papel importante en la determinación de las propiedades y de la microestructura de la soldadura.

Liu et al.<sup>(5)</sup> y Ravi<sup>(10)</sup>, reconocen la importancia de conocer las diferentes regiones de una soldadura. En el caso de un pase simple, la soldadura se divide generalmente en dos regiones principales: la zona de fusión o cordón de soldadura, y la Zona Afectada por el Calor o Heat Affected Zone (HAZ), tal como se muestra en la figura 1.3.

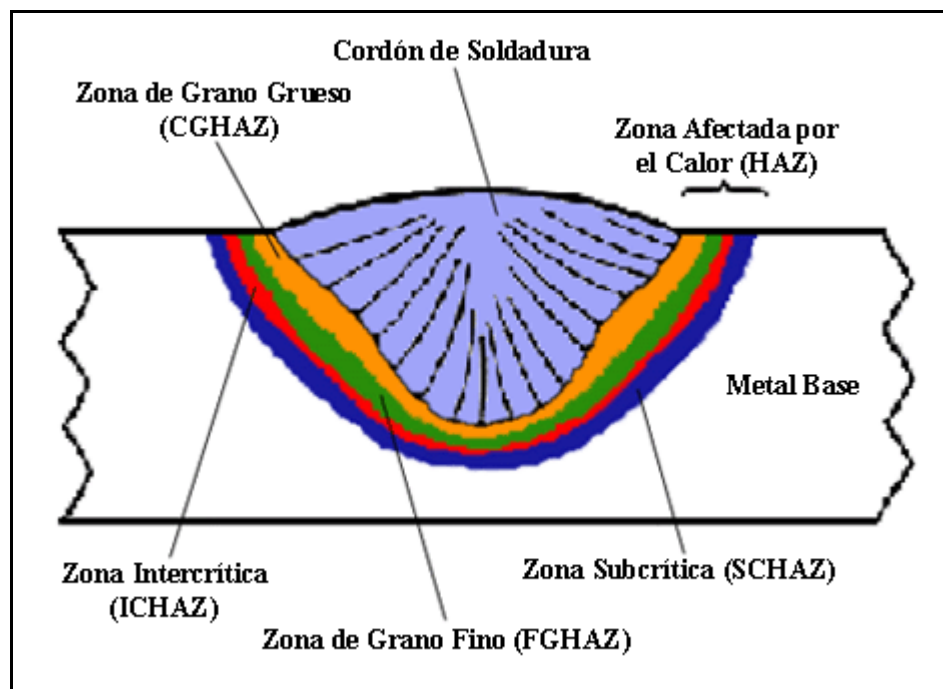


Figura 1.3.- Regiones de un pase simple de soldadura.

Los cambios microestructurales son considerables dentro de la HAZ durante el proceso de soldadura debido a los bruscos ciclos térmicos. Por lo tanto, la variación de las condiciones térmicas como una función de la distancia de la línea de fusión, la HAZ se compone de: la zona de grano grueso (CGHAZ), la zona de grano fino (FGHAZ), la zona intercrítica (ICHAZ), y la zona subcrítica (SCHAZ)<sup>(5)</sup>.

### 1.2.1.- Metal Base

Según Ravi<sup>(10)</sup> y Honeycombe<sup>(12)</sup>, las transformaciones en estado sólido que ocurren en una soldadura son por naturaleza reacciones fuera de equilibrio, sin embargo, los cambios morfológicos que sufre la ferrita durante el enfriamiento son similares tanto para un acero forjado como para una soldadura. La microestructura del Metal Base (MB) la podemos estudiar a partir del diagrama de fases metaestables Hierro – Carbono que se muestra en la figura 1.4.

La figura 1.4 muestra el diagrama de fases entre el hierro puro y una aleación que contiene 6,67 %C conocida como cementita o carburo de hierro ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), y el intervalo de temperatura que va desde el punto de fusión hasta los 600 °C. En el diagrama se presenta el enfriamiento lento de una aleación hipoeutectoide que contiene 0,25 %C. Flinn et al.<sup>(13)</sup> indican que los cambios más importantes ocurren durante el enfriamiento al pasar la línea  $A_3$  (punto 1). En este punto la ferrita ( $\alpha$ ) proeutectoide comienza a precipitar en los límites de grano de la austenita ( $\gamma$ ). La figura 1.5 muestra una serie de morfologías, propuestas por Dubé, de las ferritas que aparecen durante el enfriamiento<sup>(10, 12)</sup>.

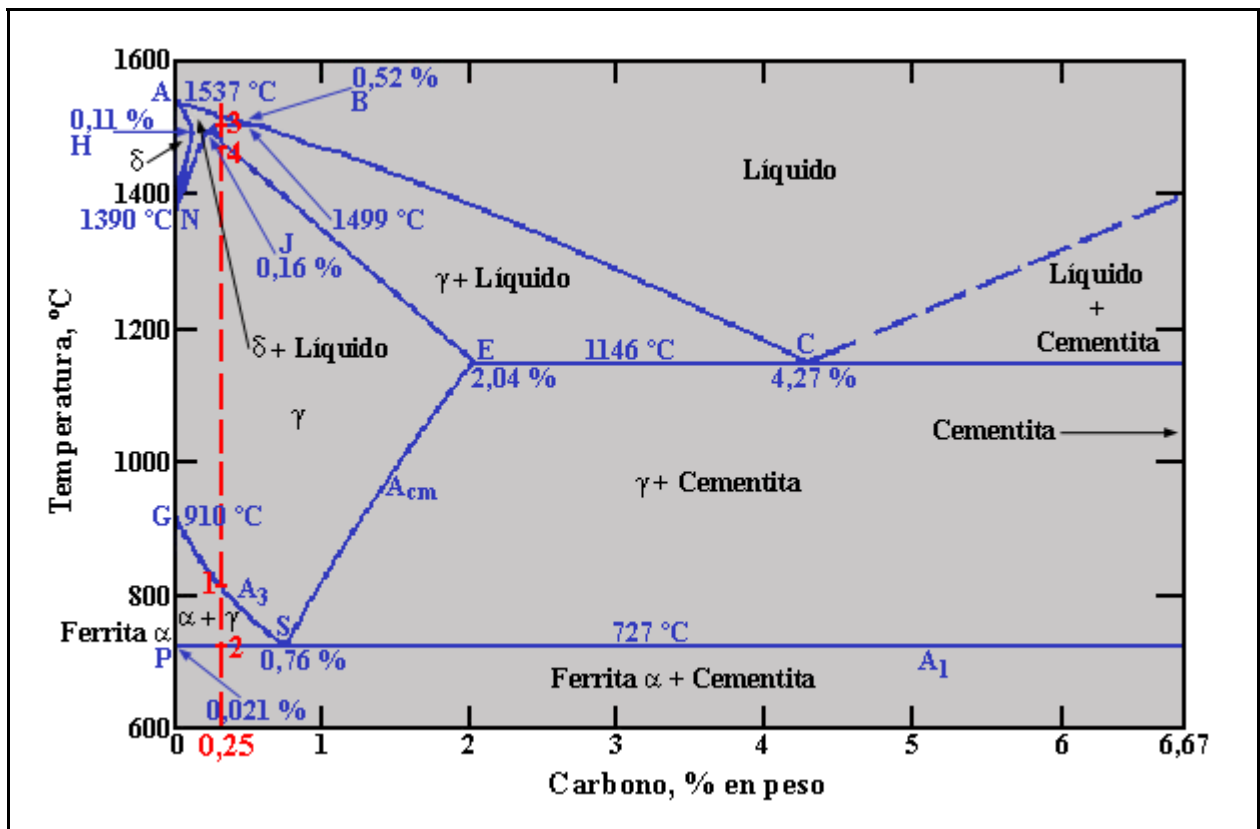


Figura 1.4.- Diagrama de fases metaestables Hierro – Carbono.

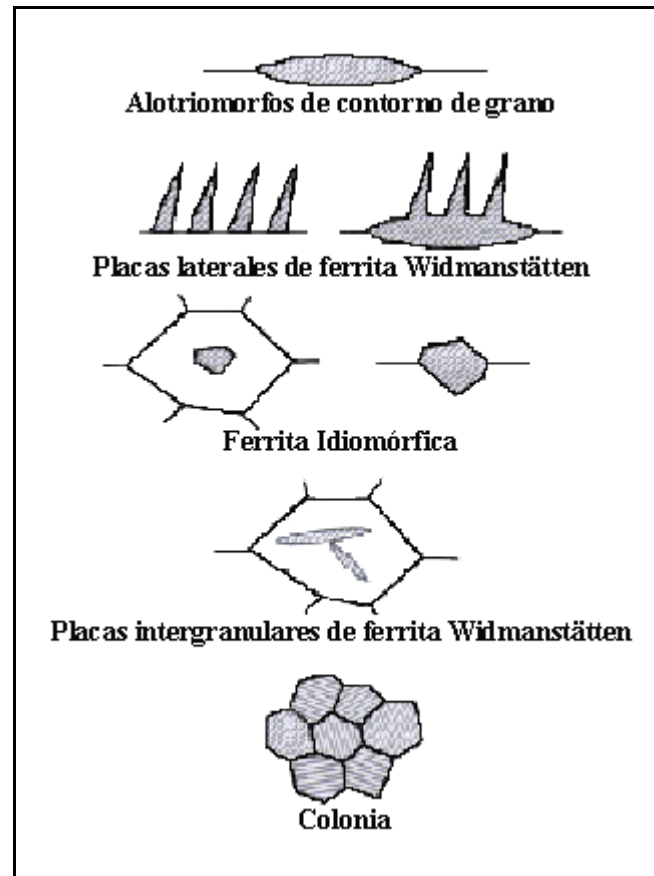


Figura 1.5.- Esquema de clasificación de Dubé de las morfologías de la ferrita<sup>(10)</sup>.

### 1.2.1.1.- Ferrita Alotriomórfica

Honeycombe<sup>(12)</sup>, Aaronson<sup>(14)</sup> y Krauss<sup>(15)</sup>, reconocen a la ferrita alotriomórfica como el primer constituyente formado durante el enfriamiento de la austenita. Ravi<sup>(10)</sup> comenta que el término “alotriomórfico” significa “partícula que no posee en su fase una forma externa regular” y en este contexto significa que la ferrita crece en el contorno del grano y no tiene una faceta de forma regular que refleje la simetría de su estructura cristalina interna. Esta nuclea en los contornos de grano de la fase matriz, presentando contornos coherentes o semicoherentes con uno de los dos granos de austenita, esto implica que con el otro grano de austenita adyacente, usualmente el contorno sea de tipo incoherente<sup>(14)</sup>.

Krauss<sup>(15)</sup> indica que a elevadas temperaturas de transformación (800 °C), las fuerzas termodinámicas que generan la difusión son bajas por lo que la nucleación es lenta y requiere de bastante tiempo, sin embargo, añade Honeycombe<sup>(12)</sup>, los límites incoherentes son bastante móviles, determinando el crecimiento de la ferrita alotriomórfica en uno de los lados del límite

del grano austenítico. A medida que la temperatura descende, la movilidad de estos límites disminuye, y las interfaces coherentes o semicoherentes se vuelven predominantes a modo de minimizar la energía libre de las interfaces, por lo cual, según Aaronson<sup>(14)</sup> y Kinsman et al.<sup>(16)</sup> el crecimiento se da en los granos de austenita por un mecanismo de repisa.

#### **1.2.1.2.- Ferrita Idiomórfica**

Honeycombe<sup>(12)</sup> y Aaronson<sup>(14)</sup>, indican que la ferrita idiomórfica presenta una morfología toscamente equiaxial y nuclea casi exclusivamente en el interior del grano, presumiblemente en inclusiones u otros sitios de nucleación heterogénea. El término idiomorfo significa que una forma externa del constituyente refleja la estructura cristalina interna, o sea, los contornos presentan una característica cristalográfica bien definida, son observados también contornos curvos irregulares. Así como la ferrita alotriomórfica, este tipo de ferrita es formado por un mecanismo de transformación difusional.

#### **1.2.1.3.- Ferrita Widmanstätten**

Ravi<sup>(10)</sup> y Aaronson<sup>(14)</sup>, señalan que con los descensos en las temperaturas de transformación las ferritas alotriomórficas e idiomórficas tienden a ser sustituidas respectivamente por placas laterales y placas intergranulares de ferrita Widmanstätten. Esta se caracteriza, según Krauss<sup>(15)</sup>, Séférian<sup>(17)</sup> y Porter<sup>(18)</sup>, por una simetría que sigue tres o cuatro direcciones cristalográficas privilegiadas en un cristal de origen y generalmente describe cristales alargados o de forma de placas. Aaronson<sup>(14)</sup> explica la morfología de las placas por el hecho de que con un aumento del superenfriamiento la movilidad relativa entre una interfase incoherente y una semi-coherente aumenta. Estudios sobre el crecimiento de la ferrita Widmanstätten, realizados por Honeycombe<sup>(12)</sup> y Kinsman et al.<sup>(16)</sup>, indican que estas aumentan no mucho en el sentido de la compresión y más en el ancho a medida que la transformación se desarrolla.

Krauss<sup>(15)</sup> indica que la ferrita Widmanstätten puede formarse directamente a partir de los límites de granos de la austenita, cuando esta es de bajo ángulo y el enfriamiento es rápido, o más comúnmente a partir de la ferrita alotriomórfica. Este tipo de ferrita Widmanstätten es conocido como placas laterales de ferrita. Esta también se puede formar intergranularmente, normalmente nucleada en inclusiones no metálicas. La formación intergranular es favorecida, según Ravi<sup>(10)</sup> y Aaronson<sup>(14)</sup>, por el descenso de la temperatura de transformación o por bajos niveles de carbono.

Las placas laterales de ferrita crecen casi siempre paralelas a un único plano de frecuencia en la matriz, a partir de alotriomorfos que hallan sido formados a lo largo de un contorno de granos austeníticos, cuya orientación es aproximadamente constante. Un fuerte movimiento en la orientación del contorno de granos, cambia el plano de frecuencia con el cual las placas crecen paralelas, para otro de igual forma cristalográfica. Los estudios de Aaronson<sup>(14)</sup> señalan que la ferrita Widmanstätten intergranular también es comúnmente observada como un eje de placas paralelas, siendo que con toda la presencia de placas, rodeadas de contorno de grano austenítico, orientadas paralelamente a diferentes planos de forma octaédrica es una indicación bien probable de la formación de este tipo de ferrita.

#### 1.2.1.4.- Perlita

Marder et al.<sup>(19)</sup>, indican que la perlita es la mezcla laminar formada por la ferrita ( $\alpha$ ) y el carburo de hierro, obtenida por medio de una reacción eutectoide a temperatura constante cuando la austenita ( $\gamma$ ) se enfría lentamente por debajo de la temperatura  $A_1$ . La nucleación de la perlita en los aceros hipoeutectoides, ocurre alrededor de la ferrita proeutectoide o alotriomórfica. Al formarse la ferrita el carbono es rechazado hacia la matriz alrededor, alentando la nucleación de la cementita en la ferrita proeutectoide y orientándose en relación con la ferrita. Al formarse la cementita, el área alrededor de esta quedará agotada de carbono, y esto permitirá la formación de una nueva laminilla de ferrita. La figura 1.6 representa los constituyentes individuales de la perlita. Honeycombe<sup>(12)</sup> y Marder et al.<sup>(19)</sup>, señalan que un nódulo nuclea en un borde de grano, en un punto triple, en una esquina de grano, o en la superficie y crece radialmente hasta que se encuentra con los nódulos que lo rodean. La nucleación de la perlita es heterogénea, colonias individuales están presentes dentro del nódulo y dentro de las colonias se forman las laminillas de ferrita y cementita que conforman la perlita.

La velocidad en el crecimiento de la perlita cambia en función del tiempo, de la temperatura de transformación y del tamaño del grano de austenita. Inicialmente, la velocidad de transformación es bastante lenta y depende de la saturación del sitio. Al desarrollarse más nódulos, la velocidad de la transformación aumenta. Finalmente, indican Krauss<sup>(15)</sup> y Marder et al.<sup>(19)</sup>, los nódulos se encuentran, y la velocidad de transformación nuevamente disminuye, de manera gradual, mientras la microestructura se aproxima a la transformación total. A temperaturas mas bajas, el espaciamiento interlaminar se reduce, por lo que la distancia que el

carbono necesita para difundirse a si mismo entre la ferrita y la cementita disminuye, acelerando así la formación de las colonias de perlita. Finalmente, si los granos de austenita son pequeños, se puede aumentar el número de sitios de nucleación<sup>(19)</sup>.

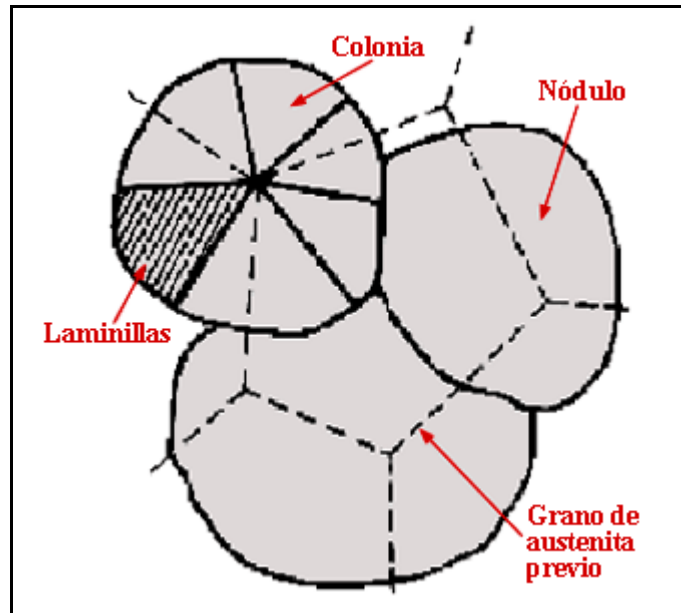


Figura 1.6.- Características microestructurales de la transformación eutectoide de la perlita<sup>(19)</sup>.

En sistemas y aceros ternarios el efecto de elementos aleantes también debe ser considerado. El manganeso y el níquel no se reparten a si mismos entre la ferrita y la cementita y, por lo tanto, la formación de la perlita en aleaciones Fe-C-Mn y Fe-C-Ni depende de la difusión del carbono en la austenita. Cualquier reducción en la velocidad de crecimiento de la perlita se debe al efecto del manganeso o el níquel sobre la difusión del carbono en la austenita<sup>(15)</sup>.

#### 1.2.1.5.- Efecto del Manganeso en los Aceros al Carbono

Si examinamos el diagrama de fases metaestable Hierro – Carbono (Fig. 1.4), observamos que al añadir carbono al hierro favorecemos la existencia de la austenita sobre la ferrita. Aquellos otros elementos que poseen un comportamiento similar se llaman estabilizantes de la austenita. Honeycombe<sup>(12)</sup> describe al manganeso (lo mismo que al níquel), como un elemento estabilizante de la austenita debido a que tiende a expandir el campo de la austenita, tal como se muestra en el diagrama de fase Hierro – Carbono de la figura 1.7. Es decir, el Mn baja las temperaturas de transformación  $A_1$  y  $A_3$ , por lo que, al igual que el Ni, el Mn es un elemento muy útil en la formación de aceros austeníticos.

Nos concentramos únicamente en el efecto del manganeso como elemento aleante, debido al alto contenido del mismo en el acero API 5L grado B, el cual es el material base utilizado en esta investigación. La tabla 1.3. y la tabla 1.4 muestran, respectivamente, la composición química y algunas propiedades mecánicas del acero API 5L grado B<sup>(20)</sup>.

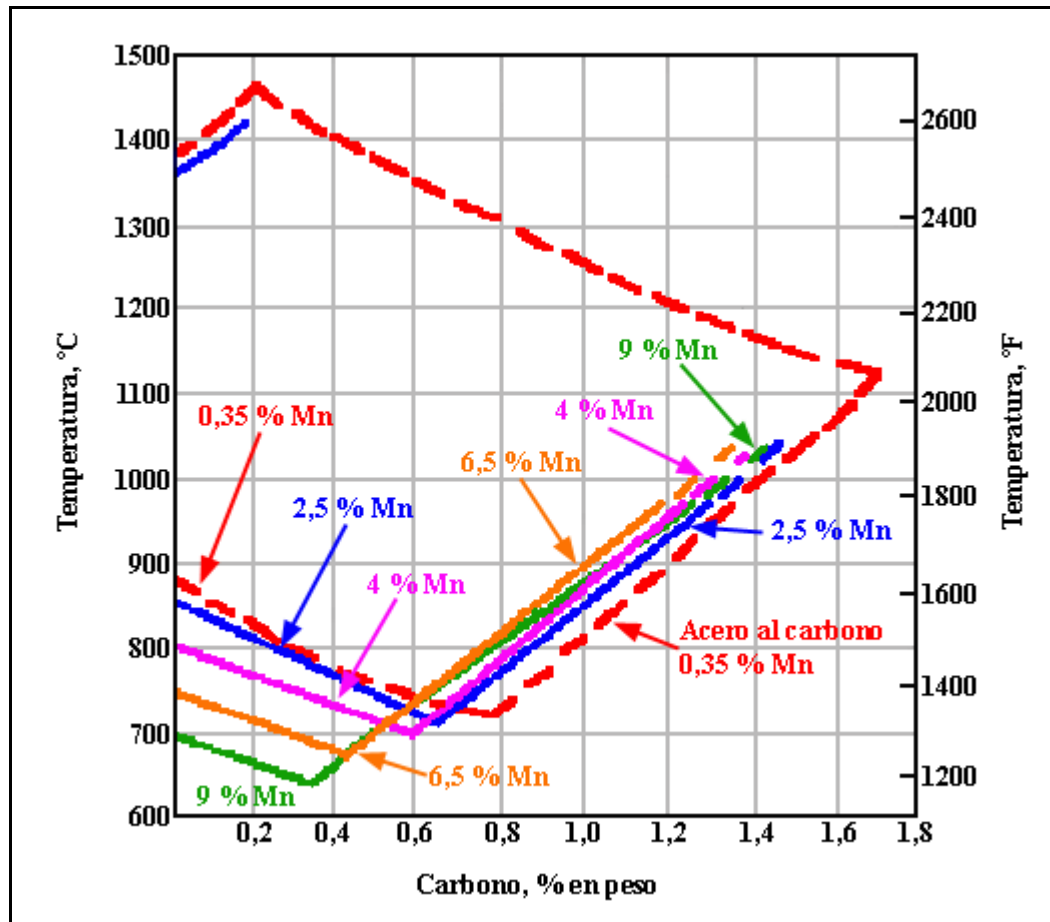


Figura 1.7.- Diagrama Hierro – Carbono donde se muestra el efecto del manganeso sobre la reacción eutéctica.

Tabla 1.3.- Composición química del acero API 5L grado B.

Elemento	C	Mn	P	S
% en Peso	0,26	1,15	0,04	0,05

Tabla 1.4.- Propiedades mecánicas del acero API 5L grado B.

Esfuerzo de Fluencia MPa (ksi)	Esfuerzo de Tracción MPa (ksi)
240 (35)	415 (60)

### 1.2.2.- Zona Afectada por el Calor (ZAC)

Las temperaturas pico alcanzadas en la Zona Afectada por el Calor pueden ser mucho más altas que la temperatura  $A_3$  (Fig. 1.4). La alta velocidad de calentamiento y los pocos segundos que duran estas altas temperaturas, indican Liu et al.<sup>(5)</sup> y Ravi<sup>(10)</sup>, generan un gradiente de temperatura excesivo en la ZAC, lo cual complica el estudio de las transformaciones de la ZAC durante la soldadura. El gradiente de microestructuras que se puede obtener en un pase simple de soldadura se muestra en la figura 1.8.

La figura 1.9 muestra como un cambio en la temperatura pico de un ciclo térmico afecta las características de transformación a enfriamiento continuo de un acero. López<sup>(9)</sup> y Ravi<sup>(10)</sup>, señalan que se puede apreciar como el efecto del mayor tamaño de grano de la austenita debido a la alta temperatura pico, genera un aumento en la dureza del acero.

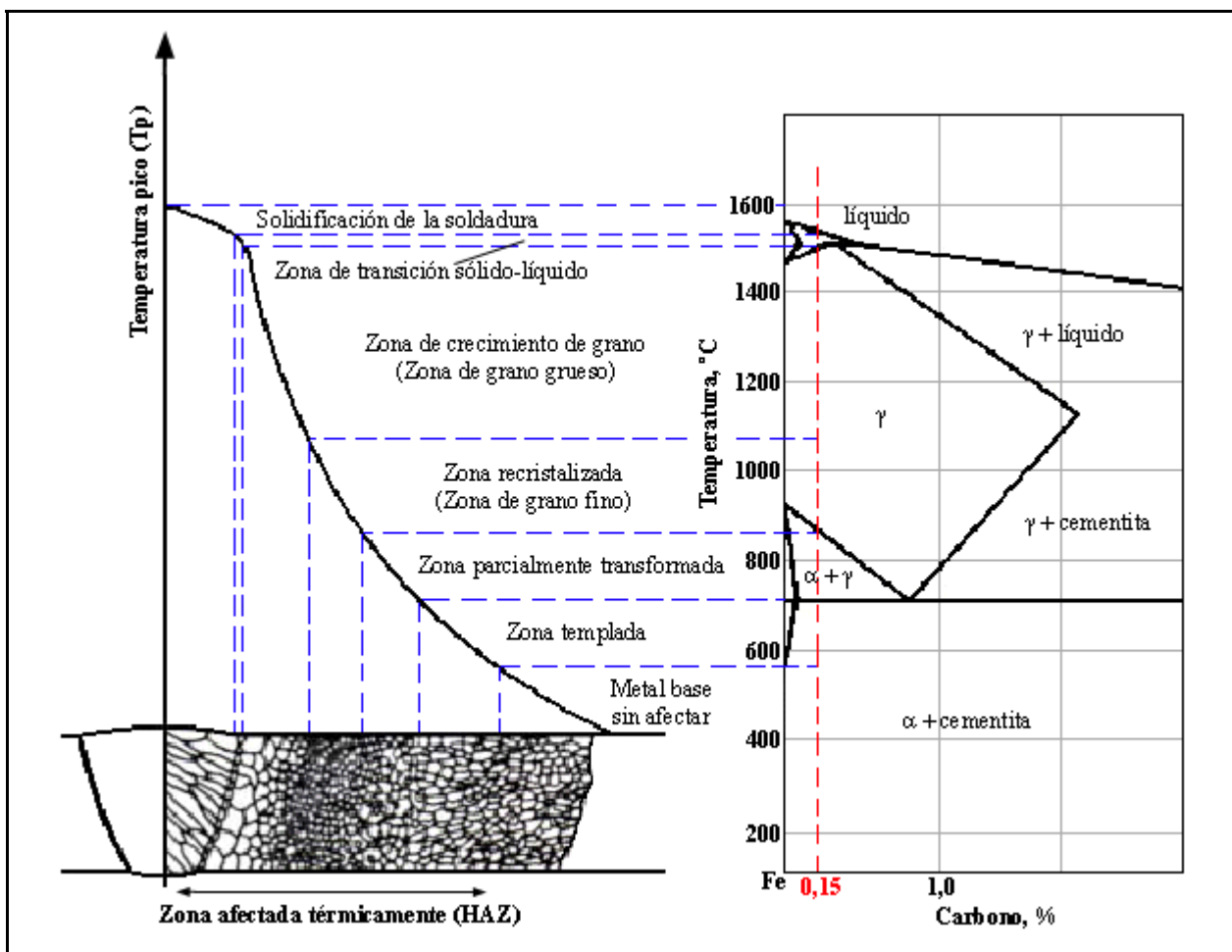


Figura 1.8.- Distintas regiones de la Zona Afectada por el Calor de un pase simple de soldadura de un acero con 0,15 %C.

Según Liu et al.<sup>(5)</sup>, en términos de la microestructura, generalmente se encuentran largos listones de bainita alternados con islas de martensita en la zona de grano grueso (CGHAZ). Las islas de martensita (martensita con austenita retenida) se forman con el aumento del carbono en la austenita en la zona intercrítica. Austenita de grano grueso en la región cercana a la fusión de la ZAC promueve la formación de bainita y de martensita durante el enfriamiento. En la zona de grano fino (FGHAZ), aunque la temperatura pico alcanzada es superior a  $A_3$ , es inferior a la temperatura de la zona de crecimiento de grano. El pequeño grano de austenita previo y la transformación subsecuente de la ferrita produce una microestructura fina de granos más pequeños que los del material base.

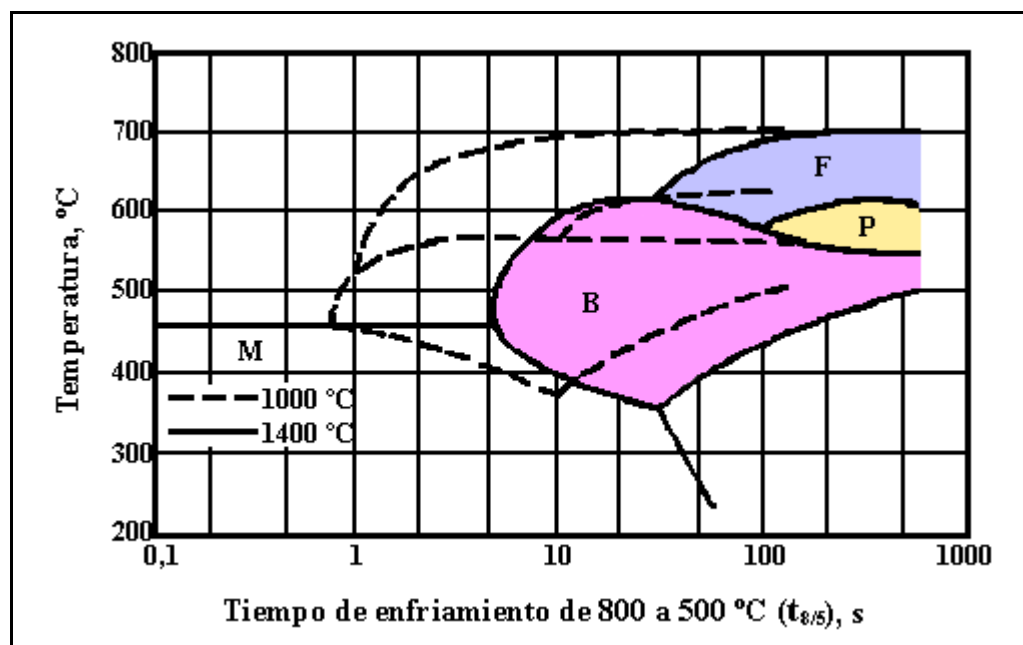


Figura 1.9.- Efecto del cambio en la temperatura pico de un ciclo térmico de soldadura (de 1000 a 1400 °C) sobre las características de transformación a enfriamiento continuo. M = martensita; B = bainita; F = ferrita; P = perlita<sup>(10)</sup>.

Solo una transformación parcial tiene lugar en la zona intercrítica (ICHAZ), resultando en una mezcla de ferrita y austenita en la temperatura pico del ciclo térmico. La austenita, al enfriarse en la matriz de ferrita, se descompone, y la microestructura final dependerá del volumen y composición de los elementos aleantes. La velocidad de enfriamiento es un factor importante en la determinación de la bainita y de la martensita en la matriz de ferrita. En la zona subcrítica (SCHAZ), no se observan cambios microestructurales, tal vez pueda ocurrir una esferoidización de carburos.

### 1.2.2.1.- Ferrita Acicular

Ravi<sup>(10)</sup> señala que la ferrita acicular no aparece en el esquema de Dubé (Fig. 1.5) debido a que esta no es común en los aceros forjados. Este constituyente, consiste de placas lenticulares finas de ferrita no paralela, separada por contornos de alto ángulo cuyo mecanismo de crecimiento no está bien establecido. Aparentemente las placas de ferrita nuclean intergranularmente en inclusiones no metálicas y están asociadas a grandes tamaños de grano austenítico, lo que justifica el hecho de ser un constituyente comúnmente observado en metales de soldadura ferríticos. Bhadeshia et al.<sup>(21)</sup> y otros<sup>(18, 22)</sup>, añaden que la ferrita acicular puede ser una bainita o una ferrita de Widmanstätten nucleada intergranularmente, siendo que su diferencia morfológica con relación a estos constituyentes puede ser explicada por el sitio respectivo donde ocurre la nucleación.

Los estudios realizados por Bhadeshia et al.<sup>(21)</sup>, muestran que la ferrita acicular se forma después de la ferrita Widmanstätten durante el enfriamiento continuo. La cantidad de ferrita acicular y el tamaño de las estrías de ferrita dependen del tamaño de grano de la austenita previa, de la composición química de la matriz, del tamaño, tipo y cantidad de inclusiones presentes, y de la velocidad de enfriamiento a partir de la temperatura de austenización. De acuerdo con esto el papel de las inclusiones en la nucleación de la ferrita acicular, es probablemente secundario con relación a los efectos de la templabilidad y o la tasa de enfriamiento.

### 1.2.2.2.- Martensita

Speich<sup>(23)</sup> indica que el término martensita es genérico para las microestructuras cuya transformación de fase no ocurre por difusión. Las fases original y resultante en una transformación martensítica tienen una relación cristalográfica específica. El movimiento de los átomos durante la transformación es cooperativo y cambia la forma de la región transformada o causa una inclinación de la superficie si la fase resultante intercepta la superficie libre de la fase austenítica original. La martensita en los aceros se produce usualmente por un enfriamiento brusco de la austenita. La figura 1.10 muestra las características del mecanismo de cizalla que ocurre en la transformación de la austenita en martensita. Honeycombe<sup>(12)</sup>, Krauss<sup>(15)</sup> y Speich<sup>(23)</sup>, señalan que la temperatura a la cual la transformación de la martensita comienza se designa  $M_s$ , y es un reflejo de la cantidad de la fuerza termodinámica necesaria para iniciar la formación de la martensita. La transformación martensítica finaliza a la temperatura  $M_f$ . A esta temperatura, la

austenita debe estar totalmente transformada en martensita, sin embargo, la práctica indica que una pequeña porción de austenita no se transforma, quedando como “austenita retenida”.

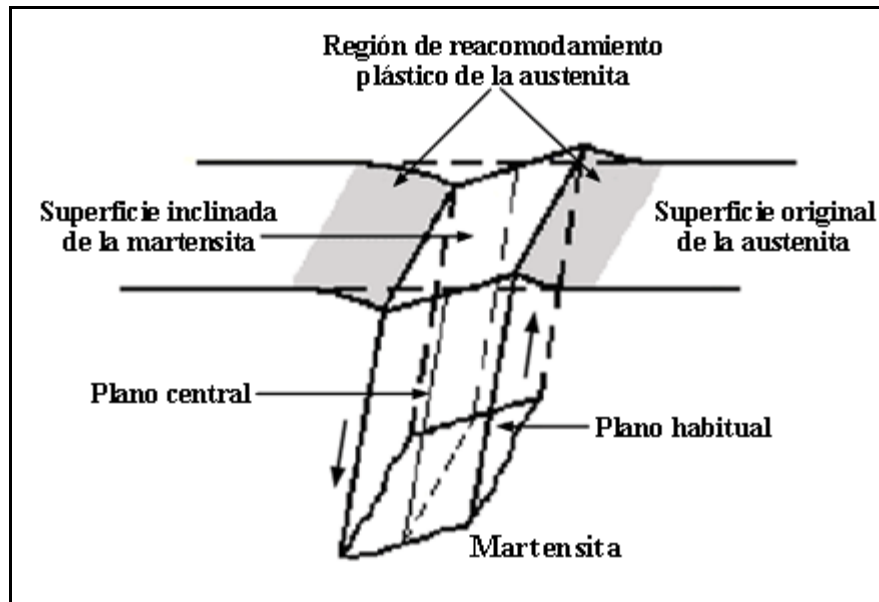


Figura 1.10.- Cizallamiento e inclinación de la superficie asociado con la formación de la martensita. Las flechas indican la dirección de cizalla; el plano habitual es aquel del cristal de austenita donde se forma el cristal de martensita; el plano central es donde comienza la formación de la martensita<sup>(23)</sup>.

Krauss<sup>(15)</sup>, Speich<sup>(23)</sup> y Marder et al.<sup>(24)</sup>, indican que el contenido de carbono así como la presencia de otros elementos aleantes es uno de los factores más importantes en la transformación martensítica. Al aumentar el contenido de carbono, aumenta la resistencia de la martensita, sin embargo, la  $M_s$  disminuye significativamente con el aumento del carbono, por lo tanto, las fuerzas necesarias para activar el mecanismo de cizalla son mayores a medida que el contenido de carbono se incrementa.

La mayoría de las transformaciones martensíticas en los aceros al carbono resultan en unidades de martensita en listones o en placas. La martensita en listones es la más común, y se forma en aceros de bajo y medio carbono. La estructura cristalina de la martensita en listones suele ser cúbica de cuerpo centrado (bcc) en los aceros de bajo carbono. La subestructura de la martensita en listones consiste en una alta densidad de dislocaciones que se encuentran separadas por pequeños o grandes ángulos en el contorno. La martensita en placas predomina en los aceros con alto contenido de carbono, aunque también se ha observado en los de contenido medio. La estructura cristalina de la martensita en placas es tetragonal de cuerpo centrado (bct).

### 1.2.2.3.- Bainita

Ravi<sup>(10)</sup>, Edmonds<sup>(25)</sup> y Bramfitt et al.<sup>(26)</sup>, señalan que la bainita formada isotérmicamente es bastante conocida y puede ser clasificada en dos categorías: superior e inferior. En la bainita superior los carburos se precipitan, a partir de la austenita residual entre las unidades de ferrita bainítica. En la bainita inferior, los carburos precipitan dentro de la ferrita bainítica, tal como se muestra en la figura 1.11. Existe una diferencia entre la morfología de la ferrita de la bainita superior y la de la bainita inferior, pero esto no es obvio en un análisis por microscopía óptica de aceros de bajo carbono. La ferrita de la bainita superior es del tipo estría, en cuanto que la de la bainita inferior en particular para aceros con un contenido de carbono elevado es del tipo placa.

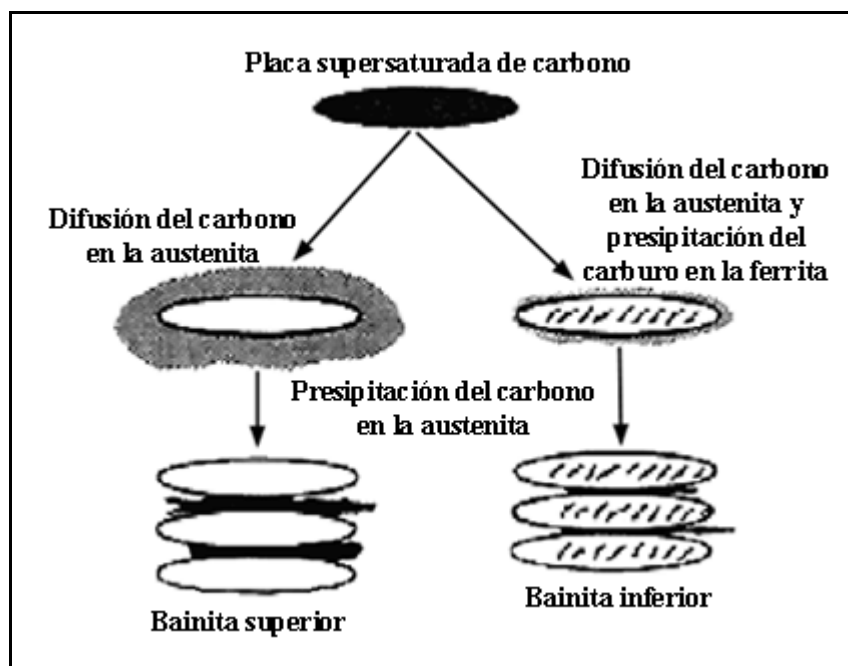


Figura 1.11.- Esquema donde se muestra la diferencia en los mecanismos de transformación entre la bainita superior y la bainita inferior, y el efecto de estos mecanismos en la morfología final<sup>(10)</sup>.

Los informes de Edmonds<sup>(25)</sup> y Bramfitt et al.<sup>(26)</sup>, indican que en el caso de presentarse un enfriamiento continuo, una variedad sustancial de microestructuras pueden ser obtenidas dentro de una franja relativamente constante de temperaturas de transformación. En un análisis de aceros microaleados sometidos a diferentes ciclos de enfriamientos continuos, además de las tradicionales bainita superior e inferior que se clasificaron como de tipo aciculares, se encontró otro tipo de constituyente de apariencia no acicular en una matriz ferrítica conteniendo

básicamente hilos de microfases austenita-martensita, la cual denominaron como bainita granular. Para bajas velocidades de enfriamiento hay formación de bainita granular y para velocidades intermedias hay formación de bainita superior. La formación de bainita inferior depende de un tratamiento isotérmico, luego por encima de la temperatura de transformación martensítica. La microestructura constituida de una matriz ferrítica y micro fases austenita-martensita es formada apenas en la faja superior de transformación bainítica, y también en la faja de transformación de la ferrita proeutectoide. A este constituyente lo denominaron de estructura granular. Su morfología es semejante a la de la bainita granular, añaden Bramfitt et al.<sup>(26)</sup>, y la diferenciación entre ellas es hecha a través del análisis de la subestructura de la matriz. En la bainita granular la ferrita es bainítica, en cuanto que en la estructura granular la ferrita es del tipo proeutectoide o de Widmanstätten.

### **1.2.3.- Cordón de Soldadura**

Cuando un cordón de soldadura de acero se enfría, ocurren transformaciones en estado sólido. Como en toda solidificación, señalan Liu et al.<sup>(5)</sup>, los dos factores principales que determinan la microestructura final son la composición química y el ciclo térmico de la soldadura. Esto se consigue seleccionando apropiadamente el material de aporte en una soldadura de arco eléctrico. Ravi<sup>(10)</sup> y Chen et al.<sup>(27)</sup>, consideran que la selección del material de aporte se basa en hacer coincidir las propiedades en servicio del material base y del metal soldado. Para la mayoría de los aceros microaleados, la solidificación y la alta velocidad de enfriamiento de la soldadura resultarán en una mayor resistencia del cordón de soldadura que la del metal base cuando poseen la misma composición química.

Bhadeshia et al.<sup>(21)</sup> indican que la solidificación de un cordón de soldadura de aceros al carbono o microaleados envuelve el crecimiento de la ferrita delta ( $\delta$ ) a partir de los granos originales en el límite de la línea de fusión, y debido a los altos gradientes de temperatura involucrados en el arco de soldadura, la solidificación procede de manera celular. Los granos sólidos de ferrita delta resultante tienen una morfología de columna anisotrópica, con sus ejes mas largos siguiendo la dirección del máximo flujo de calor. A la temperatura peritética, señalan Liu et al.<sup>(5)</sup>, Ravi<sup>(10)</sup> y otros autores<sup>(11, 17)</sup>, la austenita se formará a partir de la reacción entre el metal de soldadura líquida y la ferrita delta, y el enfriamiento subsiguiente originará la formación de ferrita alfa ( $\alpha$ ), tal como se muestra en la figura 1.12.

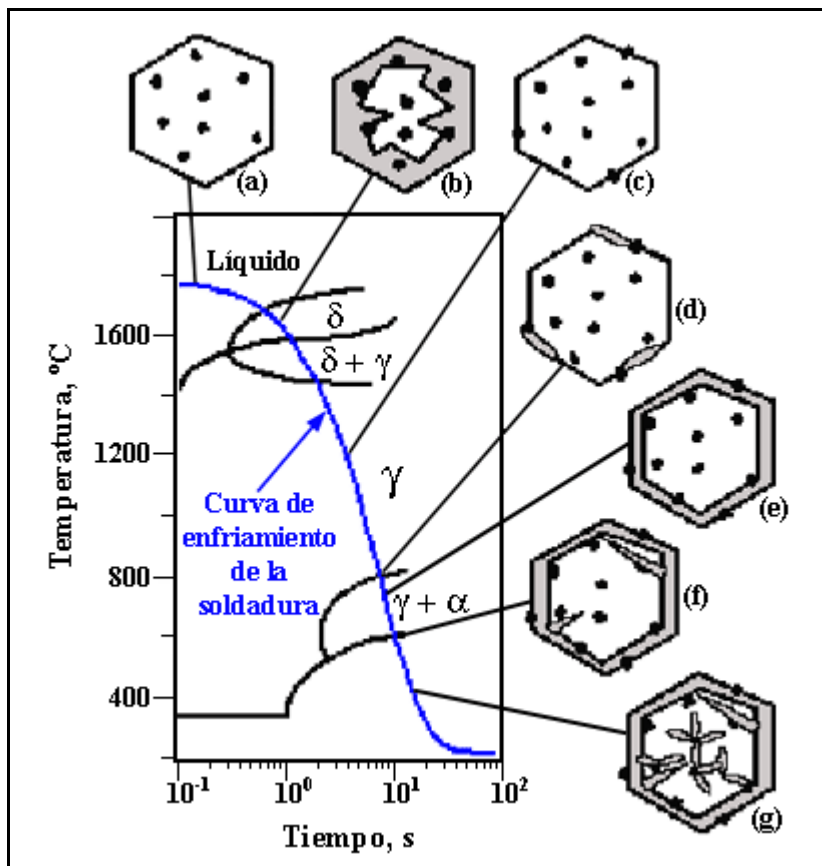


Figura 1.12.- Esquema de un diagrama de transformación de enfriamiento continuo mostrando el desarrollo de la microestructura del metal de soldadura en un acero al carbono. (a) Formación de inclusiones en el material líquido; (b) Solidificación del material líquido en ferrita delta ( $\delta$ ); (c) Estructura completamente austenítica ( $\gamma$ ); (d) Nucleación de la ferrita alotriomórfica en los bordes de grano de la fase austenítica; (e) Crecimiento de la ferrita alotriomórfica a lo largo del contorno de grano de la austenita; (f) Formación de la ferrita Widmanstätten a partir de la ferrita alotriomórfica; y (g) Formación de la ferrita acicular en las inclusiones.

Durante la transformación de la austenita en ferrita, primero se forma la ferrita alotriomórfica en los contornos de grano de la austenita, y su volumen depende del tamaño de grano de la austenita y de su velocidad de crecimiento. Bhadeshia et al.<sup>(21)</sup>, señalan que la ferrita alotriomórfica influye en el desarrollo de otros productos de transformación al limitar la cantidad disponible de austenita residual para siguientes descomposiciones. Seguidamente se forman las placas laterales de ferrita Widmanstätten a partir de la ferrita alotriomórfica, y al seguir descendiendo la temperatura, la ferrita acicular nucleará y crecerá en forma de pequeños listones con un gran ángulo en el contorno. El tiempo que necesita la ferrita Widmanstätten para nuclear y crecer es inferior al que necesita la ferrita acicular, por lo que puede esperarse un mayor

volumen de ferrita Widmanstätten, sin embargo, indican Bhadeshia et al.<sup>(21)</sup>, un alto contenido de elementos aleantes y los choques físicos entre las placas laterales limita la velocidad de crecimiento de la ferrita Widmanstätten.

La formación de ferrita acicular claramente requiere sitios de nucleación heterogéneos. Estos están formados por inclusiones de oxido, las cuales son provistas por unas 260 ppm de oxígeno, lo que se traduce en un considerable número de sitios de nucleación. Durante la formación de la ferrita proeutectoide, indican Liu et al.<sup>(5)</sup> y Ravi<sup>(10)</sup>, el carbono es rechazado continuamente desde la fase ferrítica, enriqueciendo la austenita sobrante, que luego se transformará en una serie de constituyentes, tales como martensita, bainita y perlita, (quedando algo de austenita retenida dentro de estas microestructuras), tal como se muestra en la figura 1.13. Debido a la naturaleza acicular de los listones de bainita, estos también pueden ser descritos por la proporción de su aspecto, con valores similares a los de las placas laterales de ferrita Widmanstätten. Con mayor frecuencia, sin embargo, los listones de bainita se encuentran en forma de paquetes asociados con los contornos de grano.

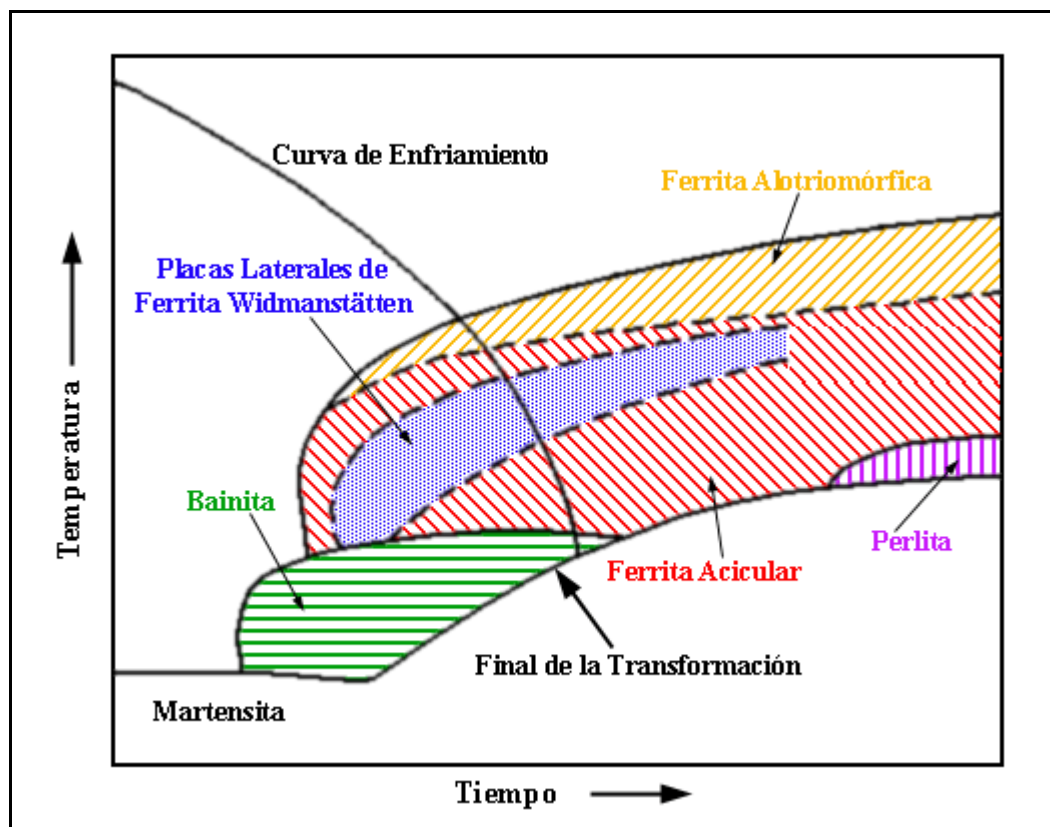


Figura 1.13.- Esquema de un diagrama de enfriamiento continuo de una soldadura mostrando varias microestructuras.

### 1.3.- Efecto del Hidrógeno en la Soldadura de Aceros Microaleados

Draugelates et al.<sup>(28)</sup> y Lesnewich<sup>(29)</sup>, señalan que el grado de absorción de hidrógeno juega un papel importante en la propiedades de las soldaduras de los aceros microaleados. La solubilidad del hidrógeno a 1500 °C es cercana a 30 ppm por cada 100 g de material en estado líquido, pero de apenas 8 ppm en estado sólido. A 400 °C su solubilidad desciende a menos de 1ppm, sin embargo, la saturación tuvo lugar durante las altas velocidades de enfriamiento. El embriamiento resultante iniciará la formación de fisuras en frío cuando una tensión sea aplicada.

#### 1.3.1.- Fisuras Inducidas por Hidrógeno

La AWS<sup>(4)</sup>, Lesnewich<sup>(29)</sup> y Fikkers et al.<sup>(30)</sup>, indican que la fisuración debida al hidrógeno (Hydrogen Induced Cracking) o fisuración en frío, que se produce en la ZAC, en el metal de soldadura, o en ambos depende de la presencia del hidrógeno, de la formación de una microestructura sensible, de la aparición de tensiones debidas al soldeo, y de temperaturas entre aproximadamente 200 y – 100 °C. Cuando se cumplen estas cuatro condiciones, la fisuración se puede producir tanto durante el enfriamiento como después de un período de varias horas o inclusive días.

Fikkers et al.<sup>(30)</sup>, indican que las fisuras inducidas por hidrógeno en el metal de soldadura, pueden variar ampliamente de tamaño. Las fisuras más grandes se detectan fácilmente y se consideran siempre perjudiciales. La presencia de microfisuras no entrañan siempre reducción de vida en servicio, ya que reducen escasamente la resistencia a la tracción, sin embargo, desde el punto de vista de su comportamiento a la fatiga se ha comprobado que son perjudiciales.

##### 1.3.1.1.- Mecanismo del Fenómeno

Draugelates et al.<sup>(28)</sup>, señala que el proceso de absorción del hidrógeno durante la soldadura al arco en el pozo de fusión está descrito mediante un modelo en dos etapas. El primer paso es la disociación del hidrógeno en el arco, la cual depende de la temperatura del arco. El segundo paso es la solución del hidrógeno atómico y diatómico en el área externa del pozo de fusión. Esta segunda etapa la determina la temperatura superficial del pozo de fusión.

Gómez<sup>(2)</sup> indica que luego de que el hidrógeno es absorbido tiene lugar el proceso de difusión dentro del material. Se puede explicar el mecanismo de difusión del hidrógeno desde el metal fundido hacia el de base por medio de la figura 1.14. Por delante de la isoterma  $T_f$ , el metal

fundido se encuentra en fase austenítica y cargado de hidrógeno, el cual tiene poco tiempo para difundirse en el metal base subyacente que es también austenítico por efecto del calor aportado. Cuando ocurre la transformación microestructural debida al enfriamiento del pozo de fusión, el hidrógeno se vuelve menos soluble y al mismo tiempo más difusible. Tiende entonces a atravesar la zona de unión de longitud AB para entrar en la austenita, no transformada todavía, de la ZAC, pero como esta austenita tiene un coeficiente de difusión bastante débil, no llega mucho más allá de la zona de fusión, cerca de la cual se establece un frente cargado de hidrógeno. A partir del punto B se produce un cambio microestructural debido a las altas velocidades de enfriamiento. La martensita, indica la AWS<sup>(4)</sup> y otros autores<sup>(29 - 31)</sup>, así como las microestructuras aciculares, son bastantes sensibles a la fisuración debida al hidrógeno.

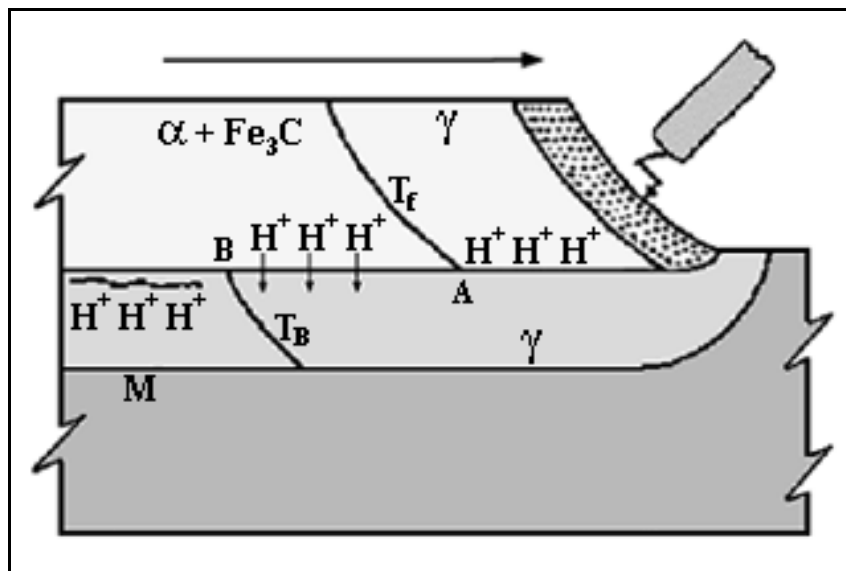


Figura 1.14.- Difusión del hidrógeno desde el metal de soldadura hacia la ZAC.

Gómez<sup>(2)</sup>, señala que se puede observar entonces, en la figura 1.20, que un frente de transformación progresando del exterior hacia el interior, viene al encuentro del frente de difusión del hidrógeno, si bien la austenita que se transforma en la vecindad de la zona de soldadura ya está cargada de hidrógeno. Dadas las condiciones apropiadas, indican Lesnewich<sup>(29)</sup>, Park et al.<sup>(31)</sup> y Dieter<sup>(32)</sup>, los átomos de hidrógeno se moverán dentro de la estructura cristalina hasta encontrar discontinuidades como microporos, inclusiones, dislocaciones, contornos de grano, etc., donde se concentrarán. La austenita retenida tiende también a concentrar hidrógeno, y se caracteriza por tener una alta solubilidad y una baja difusividad de hidrógeno, por lo que a largo plazo es una fuente de hidrógeno hacia la matriz martensítica<sup>(31)</sup>.

Lesnewich<sup>(29)</sup> y Dieter<sup>(32)</sup>, indican que cuando se difunde más hidrógeno al interior de alguna de estas discontinuidades, se crea una presión que produce una microfisura. Esta microfisura crecerá a una cierta velocidad controlada por la difusión del hidrógeno en la región de tensiones triaxiales elevadas, las cuales se generan durante la soldadura y se encuentran justamente en el frente de avance de punta de la grieta. El hecho de que el tiempo necesario para que se inicie la primera grieta no sea sensible a la tensión aplicada, confirma la idea de que el proceso depende de que se alcance una concentración determinada de hidrógeno. El efecto fundamental de la tensión es ayudar a la acumulación de hidrógeno para que se alcance esta concentración. Cuanto más elevado sea el contenido medio de hidrógeno, menor será la tensión crítica necesaria, tal como se muestra en la figura 1.15.

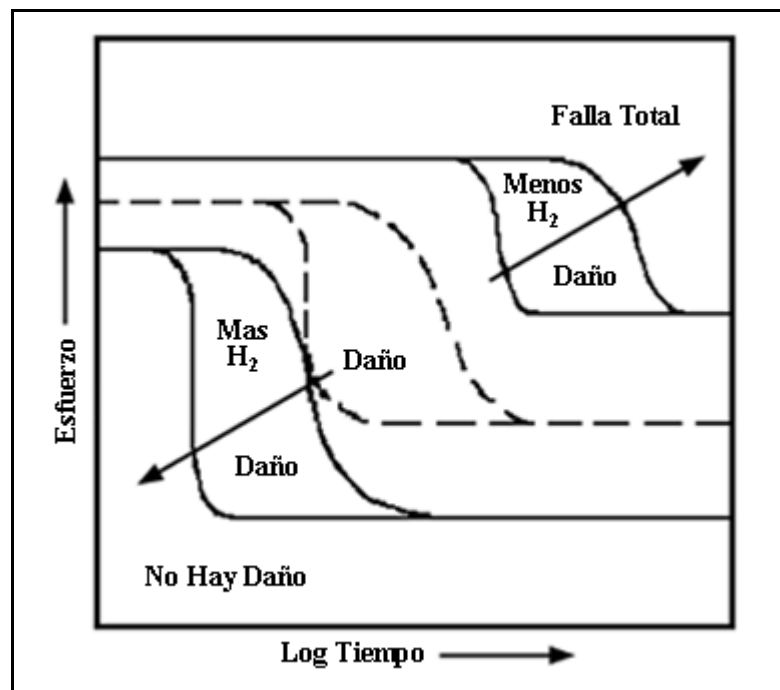


Figura 1.15.- Efecto del hidrógeno y la tensión sobre la Fisuración Inducida por hidrógeno<sup>(29)</sup>.

### 1.3.1.2.- Morfología y Aspecto

La AWS<sup>(4)</sup> y Fickers et al.<sup>(30)</sup>, señalan que según el sentido de orientación del soldeo, se pueden distinguir dos tipos de fisuras, fisuras longitudinales y fisuras transversales. La dirección en la cual la fisura se propaga depende del sentido del mayor embridamiento. Como consecuencia de la concentración de tensiones y de las deformaciones, la raíz de la soldadura y los defectos pueden favorecer la fisuración. Por ello, las fisuras longitudinales se inician frecuentemente en la raíz de la soldadura.

La fisuración debida al hidrógeno puede ser, bien del tipo intergranular (a lo largo de las líneas de solidificación o de los límites previos de grano austenítico), o bien del tipo transgranular. Fikkers et al.<sup>(30)</sup> añaden que a veces es difícil distinguir la fisuración intergranular provocada por el hidrógeno de la fisuración de solidificación. Sin embargo, el estudio de las microfisuras contiguas, que son frecuentemente transgranulares, o bien de la superficie de la fisura considerada, puede permitir identificar la naturaleza de ésta.

La determinación de fisuras y otras discontinuidades en una soldadura se realiza generalmente por medio de la aplicación de ensayos no destructivos. Los ensayos más comúnmente utilizados son la inspección visual para detectar fallas superficiales y la inspección radiográfica para las fallas internas de la soldadura.

#### 1.3.1.2.1.- Inspección Visual

Según la AWS<sup>(33)</sup>, la inspección visual es un análisis macroscópico utilizado para localizar imperfecciones superficiales y el tiempo requerido para realizarlo depende del tamaño de la pieza o estructura que se va a analizar. Un programa de inspección visual se lleva a cabo antes, durante y después de la soldadura, tal como se muestra en la tabla 1.5, la cual está basada en la norma para la inspección visual de soldaduras ANSI/AWS B1.11 –88.

Tabla 1.5.- Puntos de interés para la inspección visual de cada una de las etapas de la soldadura.

Antes de la Soldadura	Durante la Soldadura	Después de la Soldadura
1. Revisar los dibujos y especificaciones.	1. Calidad de la raíz de la soldadura.	1. Apariencia final de la soldadura.
2. Calificar los procedimientos y el personal a utilizar.	2. Preparación de la raíz de la junta antes de soldar el segundo lado.	2. Tamaño final de la soldadura.
3. Establecer puntos de revisión.	3. Pre calentamiento y temperatura entre pases.	3. Longitud de la soldadura.
4. Establecer un método para grabar los resultados.	4. Secuencia de los pases de soldadura.	4. Dimensiones exactas.
5. Revisar los materiales que serán utilizados.	5. Calidad en la apariencia de la soldadura de las subsecuentes capas.	5. Cantidad de distorsión
6. Buscar discontinuidades en el material base.	6. Limpiar entre los pases.	6. Tratamiento térmico post soldadura.
7. Revisar el alineamiento de la junta.	7. Parámetros del proceso aplicados correctamente.	
8. Revisar el pre calentamiento (si es requerido).		

### 1.3.1.2.2.- Inspección Radiográfica

Crane et al.<sup>(34)</sup> y la ASM<sup>(35)</sup>, indican que la radiografía es un método de ensayo no destructivo en el que se registra, como imagen bidimensional en algún tipo de medio de registro, la atenuación de un haz de rayos X proyectado a través de una muestra. Como se ilustra en la figura 1.16, este proceso registra virtualmente cualquier característica que cambie la atenuación del haz de rayos X a lo largo de la dirección en la que penetran los fotones de tal radiación en la estructura, provocando así un cambio en la densidad u oscuridad de la película de dicha localización. Este cambio es el que se utiliza en la inspección para detectar anomalías internas. La inspección se facilita con la detección y cuantificación de defectos específicos mediante las relaciones geométricas de la imagen. Debe observarse, en la figura 1.16, que sólo se registran los defectos que cambian la atenuación del haz de rayos X durante su paso a través de la pieza. Por ejemplo, una deslaminación que no es el resultado de la pérdida de material y que es perpendicular a la trayectoria de la radiación X a través de la parte examinada no altera la atenuación del haz de rayos X y, en consecuencia, no es detectable con este método (defecto “d” en la figura 1.16).

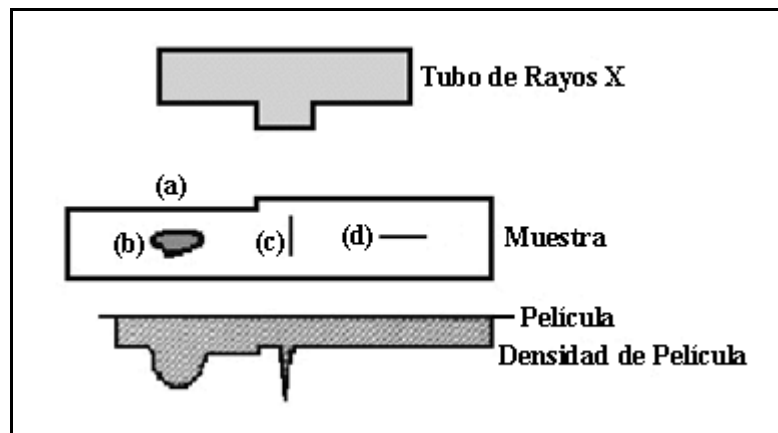


Figura 1.16.- Representación esquemática de la prueba por radiografía de una muestra que contiene varios tipos de defectos<sup>(34)</sup>.

## 2.- PROCESO DE SOLDADURA GMAW

Según indican AGA<sup>(36)</sup>, la AWS<sup>(37)</sup> y Holliday<sup>(38)</sup>, el proceso de soldadura *Gas Metal Arc Welding* (GMAW), también conocido con el nombre de *Microwire*, es un proceso mediante el cual la transferencia del metal de aporte se realiza a través del arco eléctrico al baño, desde un alambre (electrodo consumible) alimentado en forma continua, en una atmósfera protectora, suministrada externamente y sin aplicación de presión, que cubre al arco eléctrico y el metal fundido a fin de evitar el contacto con el aire, tal como se muestra en la figura 2.1. Cuando la atmósfera protectora utiliza un gas inerte se le denomina *Metal Inert Gas* (MIG), y si es activo se le conoce como *Metal Active Gas* (MAG).

Desde 1920 se realizaron estudios para proteger tanto la zona del arco como la de fusión con un gas inerte, pero no fue sino hasta finales de la década de 1940 que se introdujo propiamente el proceso MIG. La popularidad del proceso llevo a la investigación del uso de gases activos como gases de protección, y a mediados de la década de 1950 se introdujo el proceso MAG. Los aceros al carbono y de alta resistencia, aceros inoxidables, aleaciones base níquel, aluminio, cobre, titanio y otros, pueden ser soldados con el proceso GMAW (semiautomático, automático y manual), seleccionando adecuadamente el gas de protección, el consumible (electrodo) y las variables inherentes al proceso<sup>(37, 38)</sup>.

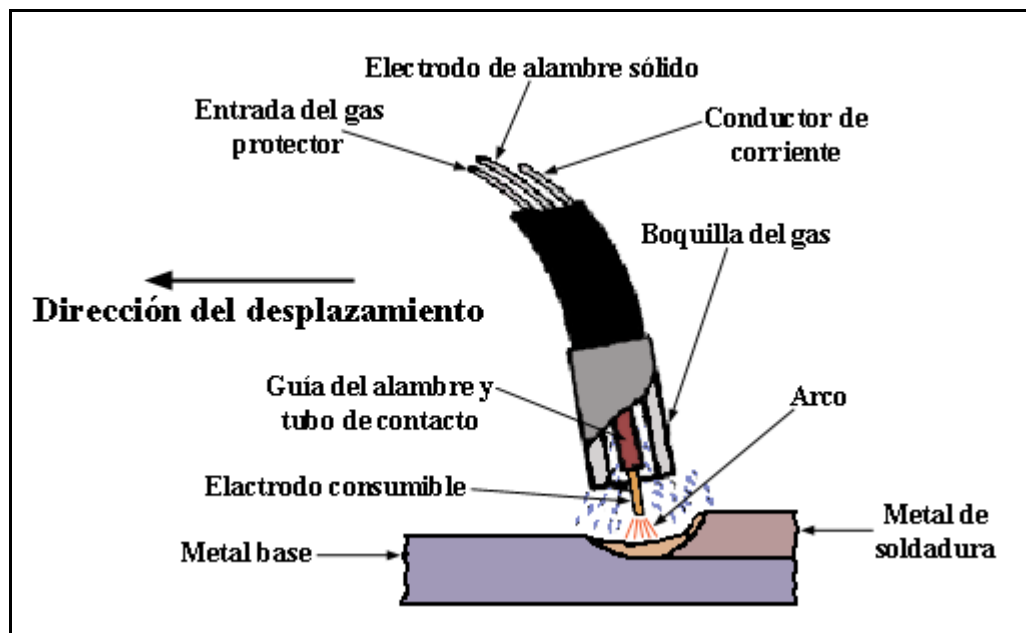


Figura 2.1.- Proceso de soldadura GMAW<sup>(37)</sup>.

## 2.1.- Ventajas y Limitaciones del Proceso

Gómez<sup>(2)</sup>, la AWS<sup>(37)</sup> y Holliday<sup>(38)</sup>, señalan las ventajas y las limitaciones que rigen el proceso de soldadura GMAW, las cuales se indican en la tabla 2.1. Sus ventajas lo hacen ideal para aplicaciones con un alto volumen de producción y automatizadas, esto se ha hecho cada vez más obvio con la llegada de la robótica, donde el proceso GMAW ha sido predominante.

Tabla 2.1.- Ventajas y limitaciones del proceso GMAW.

Ventajas	Limitaciones
<ul style="list-style-type: none"> <li>• Es el único proceso de electrodo consumible que puede servir para soldar todos los metales y aleaciones comerciales.</li> <li>• GMAW no tiene la restricción de tamaño de electrodo limitado que se presenta en la soldadura por arco de metal protegido.</li> <li>• Puede soldarse en todas las posiciones, algo que no es posible con la soldadura por arco sumergido.</li> <li>• Se logran tasas de deposición bastante más altas que con la soldadura por arco de metal protegido.</li> <li>• Las velocidades de soldadura son más altas que con la soldadura por arco de metal protegido gracias a la alimentación continua del electrodo y a las mayores tasas de deposición del metal de aporte.</li> <li>• Como la alimentación de alambre es continua, es posible depositar soldaduras largas sin parar y volver a comenzar.</li> <li>• Cuando se usa transferencia spray, es posible lograr mayor penetración que con la soldadura por arco de metal protegido, lo que puede permitir el uso de soldaduras de filete más pequeñas para obtener una resistencia mecánica equivalente.</li> <li>• Se requiere poca limpieza después de la soldadura debido a que no se produce mucha escoria.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• El equipo de soldadura es más complejo, más costoso y menos transportable que el de soldadura por arco de metal protegido.</li> <li>• GMAW es más difícil de usar en lugares de difícil acceso porque la pistola soldadora es más grande que un porta electrodos de arco de metal protegido, y la pistola debe estar cerca de la unión (entre 10 y 19 mm) para asegurar que el metal de soldadura esté bien protegido.</li> <li>• El arco de soldadura debe protegerse contra corrientes de aire que puedan dispersar el gas protector. Esto limita las aplicaciones en exteriores a menos que se coloquen barreras protectoras alrededor del área de soldadura.</li> <li>• Los niveles relativamente altos de calor radiado y la intensidad del arco pueden hacer que los operadores se resistan a utilizar el proceso.</li> </ul>

## 2.2.- Principios de Operación

El equipo de la figura 2.2 está formado básicamente por la pistola de soldar, el control de alimentación del electrodo, la fuente de poder y el suministro de gas. Una vez que el operador ha hecho los ajustes iniciales, señalan AGA<sup>(36)</sup>, la AWS<sup>(37)</sup> y Holliday<sup>(38)</sup>, el equipo puede regular automáticamente las características eléctricas del arco. Es decir, que los parámetros que controlan el comportamiento del arco, la transferencia metálica, el perfil del cordón y la calidad de la soldadura se pueden dividir en parámetros dependientes del equipo y dependientes del operador, tal como se muestra en la tabla 2.2.

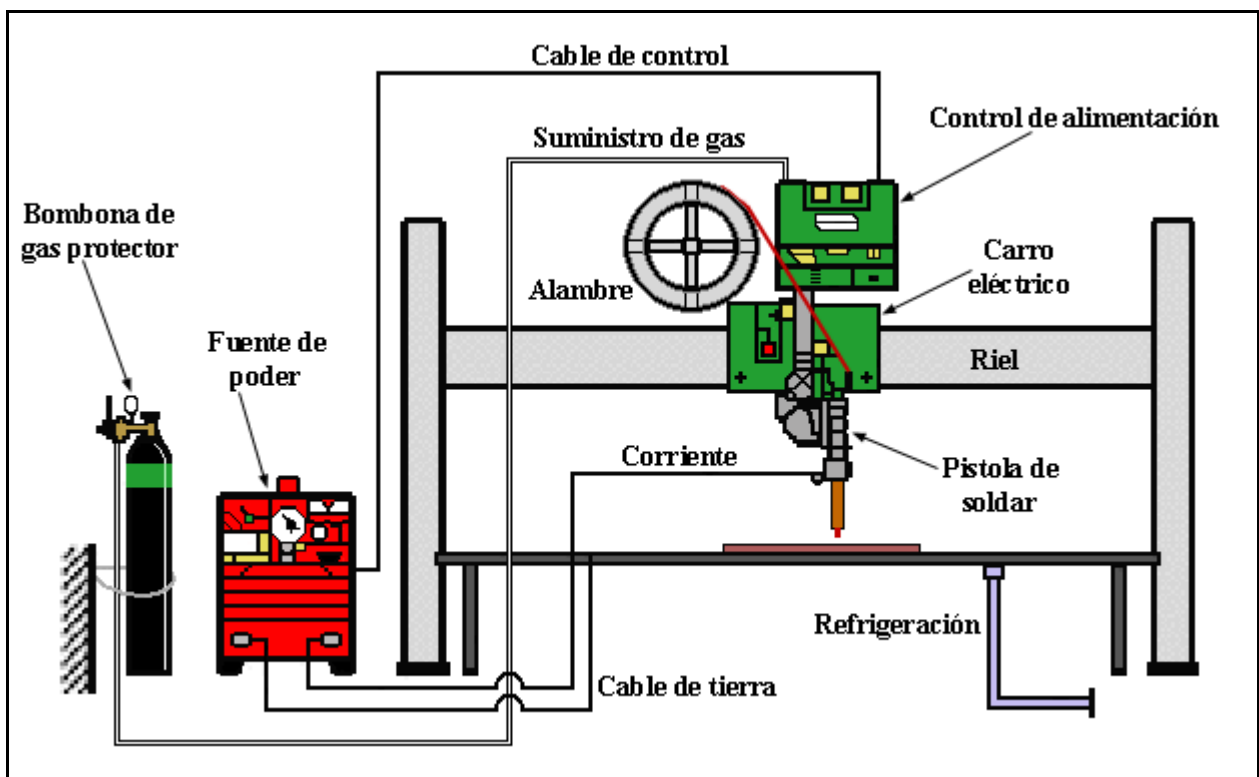


Figura 2.2.- Diagrama esquemático del equipo para soldadura GMAW.

Tabla 2.2.- Parámetros que rigen el proceso GMAW.

Dependientes del Equipo	Dependientes del Operador
<ul style="list-style-type: none"> <li>• Tensión o longitud del arco.</li> <li>• Velocidad de alimentación del alambre (corriente de soldadura).</li> <li>• Inductancia.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Velocidad de avance.</li> <li>• Tipo y caudal de gas protector.</li> <li>• Inclinación de la pistola.</li> <li>• Distancia tobera/pieza.</li> <li>• Diámetro y composición del electrodo.</li> </ul>

La combinación de los distintos parámetros antes mencionados proporcionan los siguientes modos de transferencia metálica:

1. Transferencia por cortocircuito.
2. Transferencia globular.
3. Transferencia spray.
4. Transferencia por arco pulsado.

### 2.2.1.- Transferencia Metálica por Cortocircuito

Según indican AGA<sup>(36)</sup>, la AWS<sup>(37)</sup> y Holliday<sup>(38)</sup>, la transferencia metálica por cortocircuito ocurre cuando la gota fundida en la punta del electrodo, se estira formando un puente hasta tocar la superficie del baño de soldadura, tal como se muestra en la figura 2.3, debido a los bajos rangos de corriente. Este modo de transferencia produce un baño de soldadura pequeño, de rápida solidificación, que generalmente es apropiado para soldar piezas de espesores reducidos, soldar fuera de posición y tapar fisuras de raíz.

Grundmann et al.<sup>(39)</sup> señalan la existencia de una variable de la transferencia metálica por cortocircuito, en la que se emplean corrientes entre 200 y 300 A, con voltajes entre 18 y 26 V, y se le llama cortocircuito forzado. La ventaja de esta variación es que se puede asociar una transferencia metálica por cortocircuito convencional a una con altas velocidades de soldadura. La escogencia del gas de protección, así como la limpieza del alambre y la junta, son importantes para obtener una buena calidad del cordón. El arco eléctrico es muy corto, por lo que debe tenerse especial cuidado con la distancia tobera/pieza.

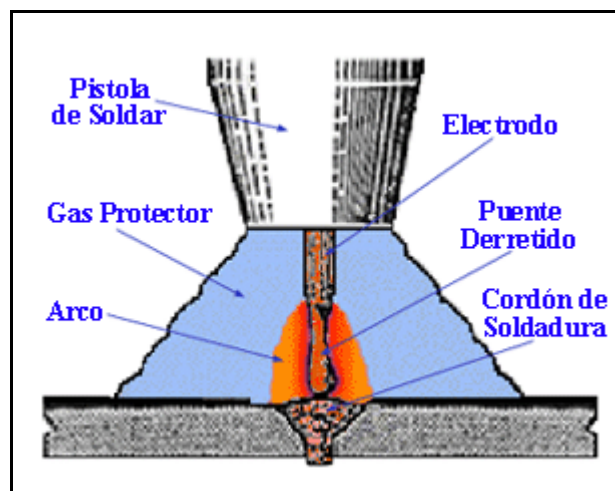


Figura 2.3.- Modo de transferencia metálica por cortocircuito.

Según AGA<sup>(36)</sup>, la AWS<sup>(37)</sup> y Holliday<sup>(38)</sup>, el electrodo que se encuentra conectado al polo positivo (polaridad inversa) hace contacto con el baño de soldadura a razón de 20 a más de 200 veces por segundo. La secuencia de sucesos durante la transferencia de metal, y la corriente y el voltaje correspondientes se muestran en la figura 2.4. Cuando el alambre toca el metal de soldadura, la corriente aumenta y el arco se extingue. El metal fundido en la punta del alambre se estrangula y al separarse se reenciende el arco. Los estudios de Smartt<sup>(40)</sup>, Lancaster<sup>(41)</sup> y Choi et al.<sup>(42)</sup>, señalan que la tensión superficial juega un papel importante en la transferencia de la gota al baño de soldadura, pero su desprendimiento se debe a las fuerzas de apriete electromagnéticas.

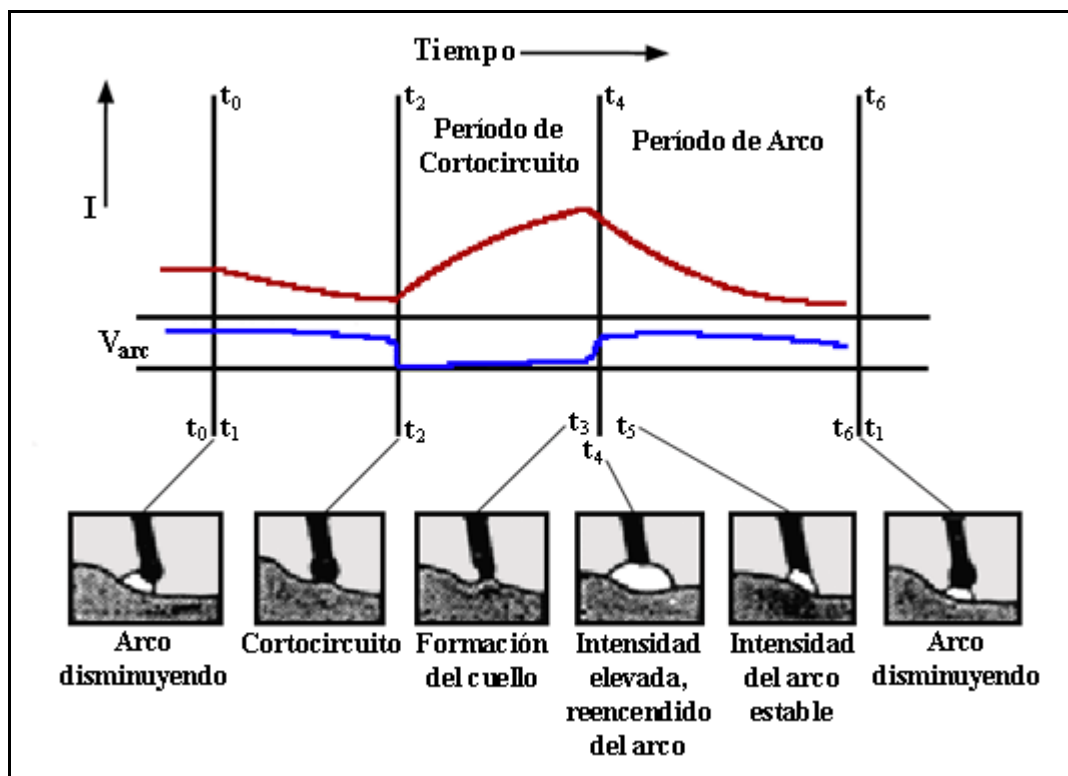


Figura 2.4.- Extinción e ignición del arco en el modo de transferencia metálica por cortocircuito<sup>(37)</sup>.

Choi et al.<sup>(42)</sup> y Hermans et al.<sup>(43)</sup>, señalan que esta repetitividad de extinción e ignición del arco hace al modo de transferencia metálica por cortocircuito muy inestable, generando salpicaduras sobretodo al inicio y al final de la transferencia. Se pueden distinguir tres causas de inestabilidad, añaden Choi et al.<sup>(42)</sup>, primero los cortocircuitos instantáneos, es decir, los períodos de tiempo extremadamente cortos en que el electrodo toca al baño de soldadura pero no hay transferencia de metal. Segundo, fallas en el reencendido del arco, y por último, variaciones en la velocidad de alimentación del alambre. Estas irregularidades en el proceso más la influencia de

los parámetros de soldeo afectan la frecuencia del cortocircuito. Esta frecuencia depende principalmente de la velocidad de alimentación del alambre y del voltaje del arco. Hermans et al.<sup>(43)</sup>, indican que la frecuencia del cortocircuito aumenta al incrementarse la velocidad de alimentación del alambre hasta llegar a un punto máximo, luego del cual el proceso se hace irregular.

Las investigaciones de Lancaster<sup>(41)</sup> y de Hermans et al.<sup>(43)</sup>, indican que otro punto importante relacionado con la frecuencia de cortocircuito es la oscilación del baño de soldadura. El proceso es más estable cuando la frecuencia de cortocircuito coincide con la frecuencia de oscilación del baño de soldadura, de manera tal que la superficie oscilante de la soldadura toque la gota formada en el extremo del electrodo una vez en cada ciclo de oscilación.

Según la AWS<sup>(37)</sup> y Holliday<sup>(38)</sup>, los cambios en la composición del gas protector pueden afectar notablemente el tamaño de las gotas y la duración cortocircuito. Además, el tipo de gas influye sobre las características de operación del arco y la penetración en el metal base. El dióxido de carbono generalmente produce niveles de salpicaduras elevados, pero buena penetración, por lo que para lograr un buen término medio entre salpicaduras y penetración, a menudo se usan mezclas de CO<sub>2</sub> y argón al soldar aceros al carbono y microaleados.

### **2.2.2.- Transferencia Metálica Globular**

La AWS<sup>(37)</sup> y Holliday<sup>(38)</sup>, indican que en el modo globular la corriente es relativamente baja y el arco debe tener la longitud suficiente para asegurar que la gota se suelte antes de que haga contacto con el baño de soldadura. Smartt<sup>(40)</sup> y Jones et al.<sup>(44)</sup>, señalan que debido a esto, tal como se muestra en la figura 2.5, el diámetro de la gota derretida que se desprende es hasta tres veces mayor que el diámetro del electrodo, y la frecuencia de transferencia no es mayor a diez gotas por segundo. La gota, al ser tan grande, es fácilmente atraída por la fuerza de gravedad, por lo que este tipo de transferencia metálica está limitada a soldadura plana<sup>(37, 38)</sup>.

Lancaster<sup>(41)</sup> indica que la forma geométrica de las gotas en la punta del electrodo depende, entre otros factores, de la polaridad. Choi et al.<sup>(45)</sup> añade que cuando el electrodo es positivo (polaridad inversa) la gota se forma simétricamente y su eje coincide con el del electrodo, hasta el momento de desprenderse en que las fuerzas de estrangulamiento, la gravedad y la tensión superficial crean oscilaciones sobre la gota. Cuando el electrodo es negativo

(polaridad directa) una fuerza de reacción generada en el cátodo repele la gota de manera asimétrica hacia el electrodo. La AWS<sup>(37)</sup> y Holliday<sup>(38)</sup>, señalan que la transferencia metálica globular es indiferente al tipo de gas de protección, sin embargo, con dióxido de carbono y helio este tipo de transferencia ocurre con todas las corrientes de soldadura útiles.

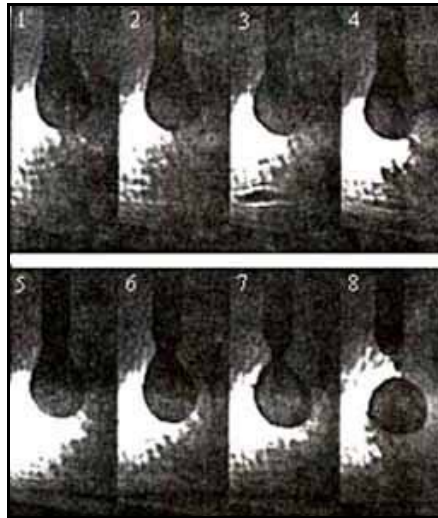


Figura 2.5.- Modo de transferencia metálica globular. La imagen muestra una secuencia de fotos que van desde la formación de la gota hasta su desprendimiento para una corriente continua a 180 A y 27 V en Ar-2%O<sub>2</sub><sup>(44)</sup>.

### 2.2.3.- Transferencia Metálica Spray

La AWS<sup>(37)</sup> y Holliday<sup>(38)</sup>, indican que al aumentar la corriente de soldadura, pasando por un valor crítico conocido como corriente de transición, el modo de transferencia del metal cambia del globular al spray. Es necesario usar corriente continua con el electrodo positivo para que se formen gotas muy pequeñas y se suelten a razón de centenares por segundo. La figura 2.6 muestra las distintas formas en que se puede presentar la transferencia metálica spray. Lancaster<sup>(41)</sup> y otros autores<sup>(44, 45)</sup>, señalan que la primera forma en que se presenta la transferencia metálica spray es el modo proyectado (Fig. 2.6-a), donde el diámetro de la gota es comparable con el diámetro del electrodo. Smartt<sup>(40)</sup> añade que cuando la corriente es aumentada, la punta del electrodo se adelgaza y resulta el modo de chorro (Fig. 2.6-b), en el que la transferencia es mayor a mil gotas por segundo. Finalmente, al seguir aumentando la corriente, se generan fuerzas electromagnéticas tan grandes que en la punta del electrodo se forma una espiral (Fig. 2.6-c), a este modo se le llama rotado.

Según la AWS<sup>(37)</sup> y Holliday<sup>(38)</sup>, el modo de transferencia metálica spray resulta en un rociado altamente dirigido de pequeñas gotas que son aceleradas por la fuerza del arco a velocidades en el cual se vence la fuerza de gravedad. Debido a esto, con ciertas condiciones se podría utilizar en cualquier posición. Como las gotas son más pequeñas que la longitud del arco, el fenómeno de corto circuito no puede ocurrir y la salpicadura es totalmente eliminada. Es necesaria el uso de argón puro o mezclas de gases con argón.

El modo de transferencia metálica spray puede ser usado casi en cualquier metal o aleación debido a la característica inerte de la protección de argón. Sin embargo, la aplicación del proceso a láminas de poco espesor puede ser difícil debido a la alta corriente necesaria para producir el arco spray<sup>(37, 38)</sup>.

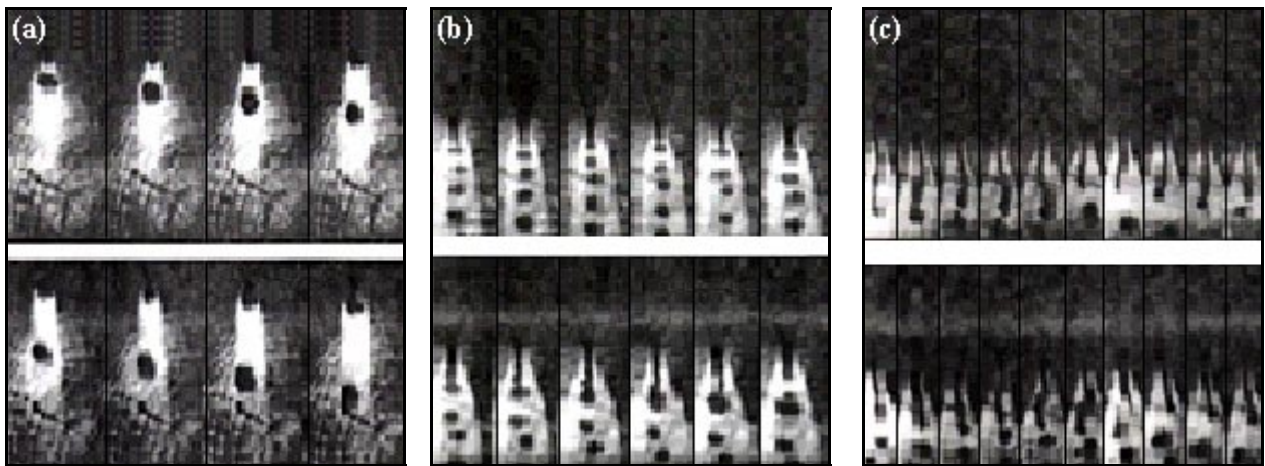


Figura 2.6.- Transferencia metálica spray. Corriente continua en Ar-2%O<sub>2</sub>. (a) Modo proyectado (300 A, 29 V), (b) modo de chorro (360 A, 31 V), (c) modo rotado (480 A, 35 V)<sup>(44)</sup>.

#### 2.2.4.- Transferencia Metálica por Arco Pulsado

Según la AWS<sup>(37)</sup> y Holliday<sup>(38)</sup>, el modo por arco pulsado es un variable del modo de transferencia metálica spray donde se tiene una transferencia controlada a una corriente promedio baja. Esto se hace superponiendo dos corrientes, una ininterrumpida y de débil intensidad llamada de base cuyo destino es proporcionar al alambre la energía necesaria para la fusión, la otra corriente está constituida por una sucesión de pulsaciones a la misma frecuencia tal como se muestra en la figura 2.7. Esta condición provee un baño más pequeño y controlado, lo cual permite la soldadura de materiales delgados en todas las posiciones. Las características del desprendimiento de las gotas, añade Rajasekaran et al.<sup>(46)</sup>, a través del arco están definidas como:

a) el tamaño de las gotas derretidas, b) instante y duración a la cual el desprendimiento tiene lugar y c) el número de desprendimiento de gotas por pulso.

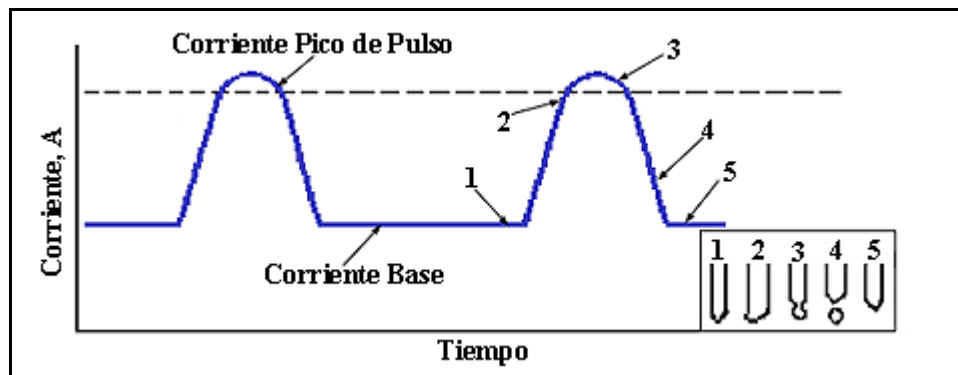


Figura 2.7.- Corrientes de base y pico para el modo de transferencia metálica por arco pulsado.

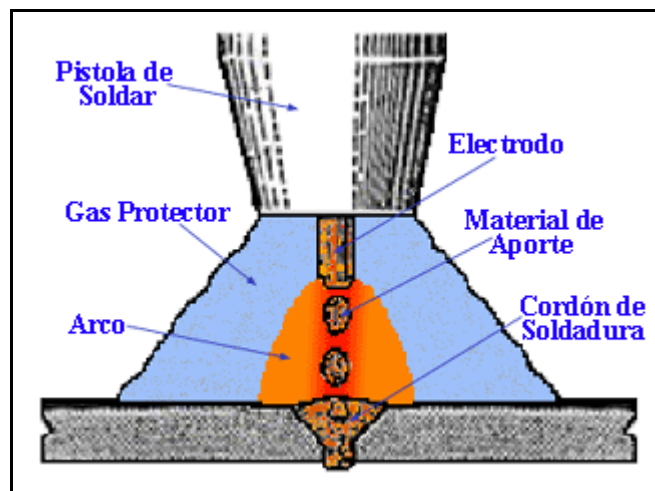


Figura 2.8.- Modo de transferencia metálica por arco pulsado.

Rajasekaran et al.<sup>(46)</sup> señalan que, dependiendo de los parámetros, tanto una sola gota como múltiples gotas pueden ser desprendidas considerando que el pulso y la densidad de corriente deberán ser lo suficientemente altos para asegurar que la transferencia del metal sea siempre spray y no globular (Fig. 2.8). Si es una sola gota, este desprendimiento puede ocurrir tanto en la duración pico como en la duración base. Si son múltiples gotas, las mismas ocurrirán en la duración pico. Esta diferencia en el desprendimiento de las gotas afecta la uniformidad de la longitud del arco, la uniformidad en el desprendimiento de las gotas, la uniformidad en la ondulación superficial del cordón de soldadura, la calidad de la soldadura y la geometría del cordón de soldadura.

## 2.3.- Consumibles

Los consumibles del proceso GMAW son los electrodos (material de aporte) y los gases protectores. La composición química del electrodo, del metal base y del gas protector determinan la composición del metal de soldadura. A su vez, esta composición determina en gran medida las propiedades químicas y mecánicas de la junta soldada.

### 2.3.1.- Electrodo

Las características físicas, así como la composición química de los electrodos utilizados en el proceso GMAW son importantes para que el proceso de soldadura sea exitoso. Las características físicas más importantes que deben tomarse en cuenta durante la fabricación del electrodo son: un embobinado uniforme sobre el carrete sin dobladuras ni nudos, una superficie suave libre de raspaduras y escamas, dimensiones prescritas en la hélice de la bobina, y diámetro uniforme del alambre. El diámetro del electrodo influye en la configuración de la franja de soldadura, debido a que un mayor diámetro requiere una corriente mínima más alta que un electrodo de menor diámetro con las mismas características de transferencia de metal.

Según indican AGA<sup>(36)</sup>, la AWS<sup>(37)</sup> y Holliday<sup>(38)</sup>, en la composición química se designan varios agentes desoxidantes para minimizar las porosidades y para asegurar que el metal de soldadura tenga unas propiedades mecánicas satisfactorias. Los desoxidantes más comúnmente utilizados en los electrodos de acero son el silicio y el manganeso, y su adición en las cantidades correctas es indispensable para producir soldaduras íntegras. Las tablas 2.3 y 2.4 muestran, respectivamente, la composición química y las propiedades mecánicas de los depósitos de metal soldado con GMAW<sup>(47)</sup>, del electrodo ER70S-6, el cual fue el material de aporte utilizado en esta investigación.

Tabla 2.3.- Composición química del electrodo ER70S-6.

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Cu
% en Peso	0,07 – 0,15	1,40 – 1,85	0,80 – 1,15	0,025	0,035	0,50

Tabla 2.4.- Propiedades mecánicas de los depósitos de metal soldado con el electrodo ER70S-6.

Gas Protector	Corriente y polaridad	S <sub>ut</sub> (MPa)	S <sub>y</sub> (MPa)	Elongación (%)	Condición
CO <sub>2</sub> ó Ar-CO <sub>2</sub>	DCEP	495	415	22	Como fue soldado

### 2.3.2.- Gases de Protección

La AWS<sup>(37)</sup> indica que a función principal del gas de protección es impedir que la atmósfera entre en contacto con el baño de fusión. Esto es necesario debido a que muchos metales, cuando son calentados hasta el punto de fusión en aire, presentan una fuerte tendencia a formar óxidos y, en menor grado, nitruros. Además, el oxígeno reacciona con el carbono del acero fundido para formar monóxido y dióxido de carbono. Estos variados productos de reacción podrían causar deficiencias en la soldadura, tales como porosidad, fragilidad de la soldadura, etc. Los productos de reacción se forman fácilmente en la atmósfera a menos que se tomen precauciones para excluir el nitrógeno y el oxígeno.

Además de proporcionar un entorno protector, el gas de protección y la velocidad de flujo tendrán un efecto significativo sobre:

- Característica del arco.
- Modo de transferencia del metal.
- Penetración y perfil del cordón de soldadura (Fig. 2.9).
- Velocidad de soldadura.
- Tendencia a la socavadura.
- Acción limpiante.
- Propiedades del metal soldado.

Lyttle<sup>(48)</sup> señala que los gases desarrollados para el proceso GMAW se pueden dividir en cuatro categorías básicas: gases puros, mezclas argón – oxígeno, mezclas argón – dióxido de carbono, y mezclas de tres gases compuestos ya sea por argón, helio, oxígeno, dióxido de carbono, o hidrógeno. La tabla 2.5 contiene algunos gases de protección comúnmente utilizados en la soldadura de aceros al carbono e inoxidables.

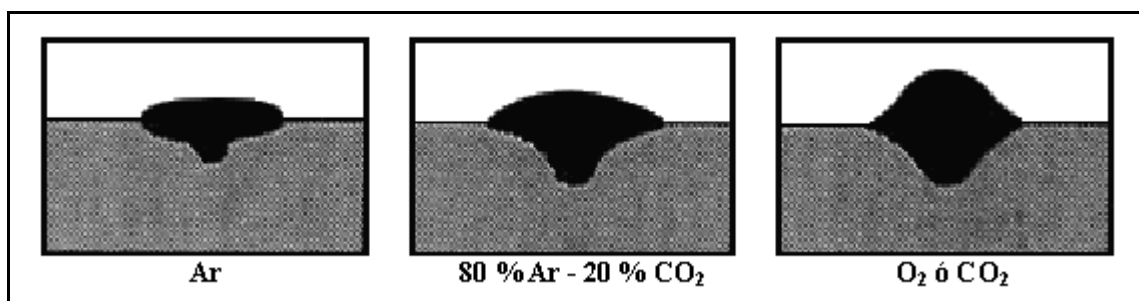


Figura 2.9.- Penetración y perfil del cordón de soldadura utilizando diferentes gases de protección.

Según indican AGA<sup>(36)</sup>, la AWS<sup>(37)</sup> y Lyttle<sup>(48)</sup>, el argón puro se utiliza generalmente en metales no ferrosos, como aleaciones de aluminio, níquel, cobre y magnesio, y en metales reactivos como el titanio. El argón provee un arco bastante estable, buena penetración y buen perfil, y su bajo potencial de ionización resulta en un fácil encendido del arco. El argón produce un arco estrecho con una alta densidad de corriente, por lo que la energía del arco se concentra sobre un área muy pequeña. El helio tiene una gran conductividad térmica, por lo que puede proveer calor adicional al material base mientras mantiene una atmósfera inerte. La profundidad y rapidez de la fusión, y la velocidad de soldeo son comparativamente mejores que los del argón. Esta ventaja es frecuentemente utilizada en la soldadura de secciones gruesas de aleaciones de aluminio, magnesio y cobre. Al aumentar el porcentaje de helio también aumentan el voltaje del arco, las salpicaduras y la relación ancho – profundidad del cordón. Modenesi et al.<sup>(49)</sup> añade que la desventaja que tiene el helio como gas protector es su elevado costo.

Las investigaciones realizadas por AGA<sup>(36)</sup>, la AWS<sup>(37)</sup>, Lyttle<sup>(48)</sup> y Craig<sup>(50)</sup> señalan que la adición de pequeñas cantidades de oxígeno al argón estabiliza el arco de soldadura, incrementa la velocidad de goteo del material de aporte, disminuye la corriente de transición en modo spray, e influencia el perfil del cordón. El baño de fusión es más fluido y se mantiene derretido por más tiempo, permitiendo al metal fluir más allá de los límites de la soldadura con argón puro. Al aumentar el oxígeno se mejora la estabilidad del arco y hace posible mayores velocidades. Las mezclas de argón y CO<sub>2</sub> se usan principalmente en aceros al carbono y microaleados, y tiene usos limitados en aceros inoxidable. Según AGA<sup>(36)</sup>, la AWS<sup>(37)</sup> y Lyttle<sup>(48)</sup>, la adición de CO<sub>2</sub> al argón produce resultados similares a los de la adición de oxígeno, pero este también amplía la penetración, penetrando mas a medida que aumenta el CO<sub>2</sub>. Por encima del rango de 18 a 20 % de CO<sub>2</sub>, el modo de transferencia metálica spray no puede ser obtenido, aunque según Craig<sup>(50)</sup> se puede obtener transferencia metálica spray con 25% CO<sub>2</sub> a una corriente y voltaje mínimo específico al usar un electrodos de 1.2 mm de diámetro. En general, dice Craig<sup>(50)</sup>, una mezcla de argón con 15 %CO<sub>2</sub> producirá resultados óptimos en el proceso GMAW con los modos de transferencia metálica spray y cortocircuito al soldar aceros al carbono y microaleados.

AGA<sup>(36)</sup>, la AWS<sup>(37)</sup>, Lyttle<sup>(48)</sup> y Craig<sup>(50)</sup>, señalan que las mezclas que contienen una composición de tres gases son versátiles debido a su habilidad para ser usadas en todos los modos de transferencia. Estas mezclas son generalmente recomendaciones de fabricantes para usos

específicos. Mezclas de argón, CO<sub>2</sub> y O<sub>2</sub> son usadas en la soldadura de aceros al carbono y microaleados. El helio y el CO<sub>2</sub> sumados al argón aumentan el aporte calórico hacia el metal base, lo cual mejora la fusión, la fluidez del baño, y el perfil del cordón. Con una adición de helio más CO<sub>2</sub> inferior al 40 % se obtiene una buena transferencia spray en la soldadura de aceros al carbono y microaleados. La AWS<sup>(37)</sup>, Lyttle<sup>(48)</sup> y Craig<sup>(50)</sup>, indican que también se observa un aumento en la tolerancia a la contaminación superficial del metal base. Cuando el contenido de helio es superior al 50 % la transferencia se limita a los modos globular y cortocircuito.

Mezclas de tres partes conteniendo argón, CO<sub>2</sub> e hidrógeno han sido ideadas para soldar juntas de aceros inoxidable austeníticos en los modos spray y cortocircuito. Lyttle<sup>(48)</sup> señala que debido a la adición del H<sub>2</sub>, estas mezclas no deben ser usadas en aceros al carbono. El H<sub>2</sub> y el CO<sub>2</sub> aumentan el aporte calórico hacia el material base y mejoran las características geométricas del cordón, al mismo tiempo que promueve altas velocidades de soldeo<sup>(48)</sup>. También, Modenesi et al.<sup>(49)</sup> han intentado soldar aceros inoxidable austeníticos con mezclas de argón, oxígeno e hidrógeno, y argón, oxígeno y nitrógeno, obteniendo que en la transferencia metálica por cortocircuito, niveles bajos de O<sub>2</sub> y H<sub>2</sub> presentan un arco más estable y menos porosidades, mientras que la adición de nitrógeno no genera muchas variaciones. Al utilizar el modo spray, Modenesi et al.<sup>(49)</sup> obtuvieron que al añadir tanto hidrógeno como nitrógeno resulto en una compresión del arco y un aumento en la tensión dando como resultado que el área fundida fue entre 15 y 45 % mayor a las obtenidas al soldar con mezclas de argón – oxígeno.

### **2.3.2.1.- Propiedades Básicas de los Gases Protectores**

Lancaster<sup>(41)</sup> y Lyttle<sup>(48)</sup>, señalan que la descarga eléctrica controlada conocida como arco de soldadura está formada y sostenida por la formación de un medio conductor llamado arco de plasma. Este plasma consiste en gas ionizado, metal derretido, escoria, vapores, y átomos y moléculas gaseosas. La formación y estructura del arco de plasma depende de las propiedades de los gases protectores usados en la soldadura. La tabla 2.6 enlista las propiedades básicas de algunos gases protectores.

El potencial de ionización es la energía, expresada en electrón voltios, necesaria para remover un electrón desde un átomo de gas y convertirlo así en un ion. Al mantenerse constantes los otros factores, el valor del potencial de ionización disminuye a medida que el peso molecular del gas se incrementa. El inicio y la estabilidad del arco están fuertemente influenciados por el

potencial de ionización de cada uno de los componentes del gas que protege la soldadura. Un gas con un bajo potencial de ionización, como el argón, puede convertir átomos en iones con facilidad, por lo que produce un arco fácil de iniciar y bastante estable.

Otros factores están involucrados en mantener el plasma, los respectivos niveles de energía requeridos para ionizar estos gases deben mantenerse; como consecuencia, el voltaje del arco está directamente influenciado. Para longitudes de arco y corrientes de soldadura equivalentes, el voltaje obtenido al usar helio es apreciablemente mayor que con el argón. Esto se traduce en un aporte calórico mayor con el helio que con el argón.

La conductividad térmica de un gas es una medida de que tan bueno es para conducir calor. Lo cual influencia la pérdida de calor radial desde el centro hacia la periferia de la columna del arco así como la transferencia de calor entre el plasma y el metal líquido. El argón, el cual posee una baja conductividad térmica, produce un arco que tiene dos zonas: un centro delgado y caliente, y una gran zona exterior fría. Gases como el helio, argón – hidrógeno o argón – CO<sub>2</sub>, que tienen una alta conductividad térmica, conducen el calor alejándolo del centro dando como resultado un centro de arco más ancho y caliente, por lo que se produce una mayor distribución hacia la superficie de trabajo y un área de fusión más amplia.

Cuando gases de protección como el CO<sub>2</sub>, el hidrógeno y el oxígeno, que están formados por moléculas, se calientan a las altas temperaturas del arco de plasma, se rompen o disocian en sus componentes atómicos. Luego estos son parcialmente ionizados, produciendo electrones libres y un flujo de corriente. Cuando el gas disociado entra en contacto con la relativamente fría superficie de trabajo, los átomos se recombinan y liberan calor. Este calor de recombinación causa gases moleculares que actúan como si tuvieran una alta conductividad térmica, similar a la del helio. La disociación y recombinación no ocurre en gases, que como el argón, consisten en un átomo simple. Así, a la misma temperatura del arco, el calor generado en la superficie de trabajo puede ser considerablemente mayor con los gases como el CO<sub>2</sub> y el hidrógeno.

La naturaleza oxidante del gas de protección afecta tanto el funcionamiento del soldeo como las propiedades del cordón resultante. El argón y el helio no son reactivos, o inertes, por lo que no tienen ningún efecto químico directo sobre la soldadura. Gases oxidantes o activos como el CO<sub>2</sub> y el oxígeno, reaccionarán con los elementos del material base o de aporte y pueden

formar escoria sobre la superficie del cordón. La pérdida de elementos como el manganeso o el silicio, puede afectar la calidad de las soldaduras producidas. Generalmente tanto la resistencia como la tenacidad de la soldadura disminuyen a medida que aumenta la naturaleza oxidante del gas de protección.

Adiciones de gases reactivos como el  $\text{CO}_2$  y el oxígeno mejoran la estabilidad del arco y afectan el tipo de transferencia metálica obtenida. El tamaño de las gotas de metal disminuye, y el número de gotas transferidas por unidad de tiempo aumenta a medida que aumenta el contenido de  $\text{CO}_2$  u oxígeno en el gas de protección. El  $\text{CO}_2$  y el oxígeno reducen la tensión superficial del baño de soldadura, promoviendo una mejor mojadura y una mayor velocidad de soldeo.

La tensión superficial entre el metal derretido y la atmósfera que la rodea tiene una gran influencia sobre la forma del cordón. Si la energía superficial es alta, resultará en un cordón convexo e irregular. Valores bajos promoverán cordones más llanos con una mínima susceptibilidad a las socavaduras. El argón puro está asociado con una alta energía interfacial, produciendo un baño de soldadura pesado y un cordón con una cara muy alta. La adición de pequeñas cantidades de un gas reactivo, disminuye la tensión superficial, promueve la fluidez y mejora la mojadura del material base.

Algunos materiales como los aceros microaleados y el cobre, tienen una tolerancia relativamente alta a los contaminantes en el gas de protección. Otros, como el aluminio y el magnesio, son medianamente sensibles a algunos contaminantes. Pero otros como el titanio y el zirconio, tienen una tolerancia extremadamente baja hacia cualquier constituyente extraño en el gas de protección. Dependiendo del material que será soldado y el proceso utilizado, una pequeña cantidad de impurezas en el gas puede afectar significativamente la velocidad de soldadura, la apariencia superficial del cordón, la solidificación de la soldadura y los niveles de porosidades.

La densidad del gas es el peso del gas por unidad de volumen. La densidad es uno de los factores principales que influyen la efectividad de los gases de protección. Básicamente, los gases más pesados que el aire, como el argón y el  $\text{CO}_2$ , requieren una baja velocidad de flujo en su uso comparativamente con gases más livianos, como el helio, para asegurar una protección adecuada del baño de soldadura.

### 3.- FATIGA

La ASTM<sup>(51)</sup> señala que la falla por fatiga se aplica a la ruptura súbita de un componente mecánico, como resultado de la acción simultánea de esfuerzos y deformaciones cíclicas, y de esfuerzos tensores durante un intervalo de tiempo. Los esfuerzos y deformaciones cíclicas inician la grieta mientras que los esfuerzos de tensión la propagan hasta que esta se hace inestable y ocurre la ruptura súbita que causa la falla. Aunque los esfuerzos de compresión no harán que la grieta de fatiga se propague, las cargas de compresión si podrían hacerlo. Ambos esfuerzos de tensión y compresión pueden dirigir el daño por fatiga. Las cargas y deformaciones que típicamente causan la falla por fatiga se encuentran muy por debajo de los niveles de falla estática. La falla por fatiga es de gran interés debido al desarrollo de equipos sometidos a vibraciones y/o cargas fluctuantes, como por ejemplo automóviles, aviones, bombas, turbinas, etc., ya que casi el 90% de todas las fallas se producen por fatiga.

En una escala macroscópica, explican Flinn et al.<sup>(13)</sup>, Dieter<sup>(32)</sup> y Antolovich et al.<sup>(52)</sup>, cuando ocurre una falla por fatiga, usualmente la superficie de fractura es normal a la dirección del principal esfuerzo tensor. La superficie de fractura se puede reconocer porque presenta tres zonas distintas: inicio de grieta, zona de marcas de playa, y zona final, tal como se muestra en la figura 3.1. El inicio de grieta es el sitio de nucleación, donde el esfuerzo es más alto y la resistencia menor, se ubica generalmente en la superficie, en defectos tales como ralladura, picadura, esquinas agudas, inclusiones y límites de grano. La zona de marcas de playa representa la propagación cíclica y crecimiento de la grieta y la zona final o de fractura instantánea se origina al romperse la sección sana por no poder soportar la carga.

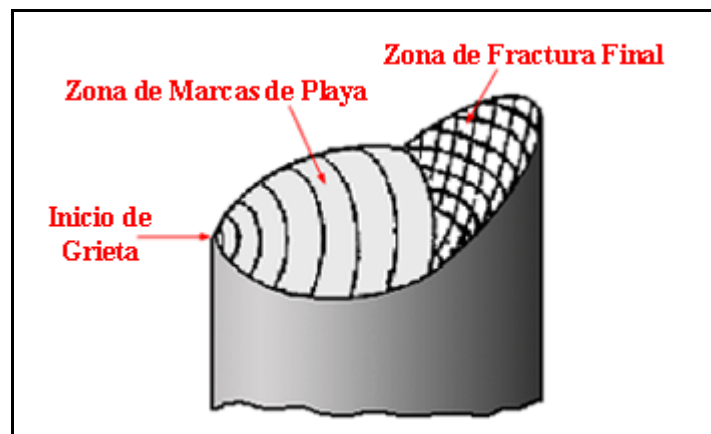


Figura 3.1.- Características de una superficie de falla por fatiga.

### 3.1.- Ciclos de Esfuerzo

Antolovich et al.<sup>(52)</sup>, indican que la vida a fatiga de cualquier probeta o estructura es el número de ciclos de esfuerzo requeridos para causar la falla. Este número puede variar con respecto al nivel de esfuerzo, a la forma de la onda cíclica, al medio ambiente, y a las propiedades metalúrgicas del material. Las cargas pueden ser introducidas con una deformación o esfuerzo fijo, por lo tanto, en esta situación la fatiga puede ser gobernada por una condición de deformación o esfuerzo controlado. La figura 3.2 muestra algunas de las diversas relaciones esfuerzo-tiempo que se pueden presentar.

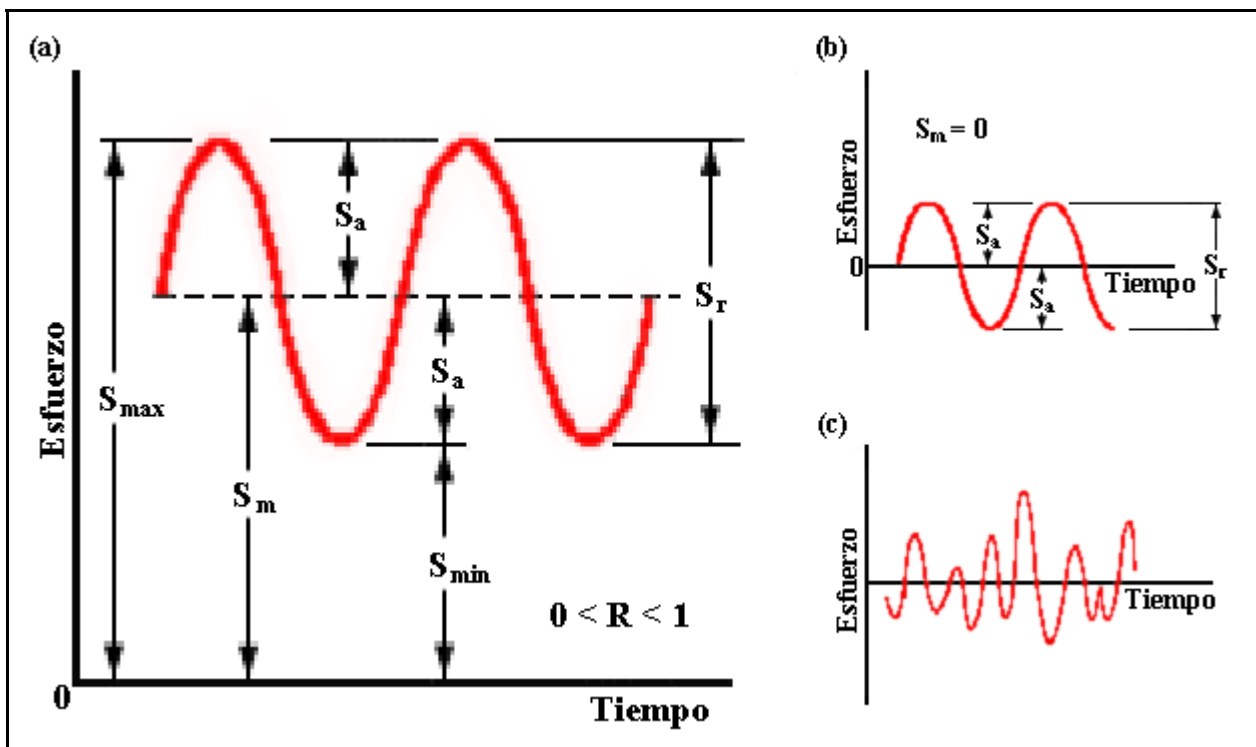


Figura 3.2.- (a) Esfuerzo cíclico senoidal, (b) esfuerzo cíclico senoidal con inversión completa, y (c) esfuerzo cíclico no senoidal.

Los ensayos de laboratorio son esenciales para entender el comportamiento de un componente sometido a fatiga. Cuando se estudia la iniciación de la grieta, los especímenes son sometidos a un número necesario de ciclos de esfuerzo para que la grieta por fatiga inicie y subsecuentemente hasta que crezca lo suficiente para que se produzca la falla. En el laboratorio los ensayos de fatiga se producen generalmente con cargas axiales, por esto los ciclos de esfuerzo se encuentran usualmente entre un valor de esfuerzo de tensión máximo ( $S_{max}$ ) y un valor de esfuerzo de tensión mínimo ( $S_{min}$ ).

Dieter<sup>(32)</sup>, Antolovich et al.<sup>(52)</sup> y Shigley<sup>(53)</sup>, señalan que un ciclo de esfuerzos fluctuantes puede considerarse constituido principalmente por dos componentes: un esfuerzo a medio intervalo  $S_m$  que será estático en un ensayo de fatiga, y la amplitud del esfuerzo  $S_a$ . De la figura 3.2(a), se pueden obtener las ecuaciones 4 y 5 para el esfuerzo medio y para la amplitud de esfuerzo respectivamente. Como las condiciones de un ciclo de esfuerzo del laboratorio son constantes, entonces las condiciones del ensayo pueden escribirse como  $S_m \pm S_a$ .

$$S_m = \frac{S_{\max} + S_{\min}}{2} \quad \text{Ec. 4}$$

$$S_a = \frac{S_{\max} - S_{\min}}{2} \quad \text{Ec. 5}$$

De igual manera de la figura 3.2(a) podemos obtener que el intervalo de esfuerzos  $S_r$  es la diferencia algebraica entre el esfuerzo máximo y el esfuerzo mínimo:

$$S_r = S_{\max} - S_{\min} \quad \text{Ec. 6}$$

Existen dos relaciones de esfuerzos que se utilizan a menudo para presentar los datos de fatiga<sup>(52)</sup>, estas son la relación  $R$  entre el esfuerzo mínimo y el esfuerzo máximo, y la relación  $A$  entre la amplitud del esfuerzo y el esfuerzo medio, las cuales se muestran en las ecuaciones 7 y 8 respectivamente.

$$R = \frac{S_{\min}}{S_{\max}} \quad \text{Ec. 7}$$

$$A = \frac{S_a}{S_m} \quad \text{Ec. 8}$$

El valor de  $R$  representa el tipo de carga aplicada durante el ensayo de laboratorio, es decir que para esfuerzos con inversión completa, como el que se observa en la figura 3.2(b), el valor de  $R$  será -1 y si la inversión de esfuerzos es parcial  $R$  tendrá un valor entre 0 y -1. El valor de  $R$  será cero en caso que el ciclo se lleve a cabo con un esfuerzo mínimo igual a cero. Si el ciclo de esfuerzos ocurre entre dos esfuerzos de tensión, como el que se muestra en la figura 3.2(a) entonces  $R$  será un número positivo menor a 1. Si  $R$  es igual a 1 entonces no hay variación de esfuerzo, y es un ensayo con una carga sostenida en lugar de un ensayo de fatiga.

### 3.2.- La Curva de Wöhler

Shigley<sup>(53)</sup> explica que la figura 3.3 es una gráfica que expresa el nivel de esfuerzo como la resistencia a la fatiga en función del logaritmo del tiempo de duración (por lo común medido en ciclos), o, alternativamente, en una gráfica log-log de esfuerzo contra tiempo de duración. Esta gráfica, es llamada curva de Wöhler o curva S-N (*Stress-Number of cycles*). Dieter<sup>(32)</sup> señala que las investigaciones sobre la falla por fatiga han llevado a observar que el proceso de fatiga en realidad comprende dos dominios de esfuerzo o deformación cíclicos con carácter significativamente distinto, y en los cuales es probable que la falla sea inducida por diferentes mecanismos físicos. Un dominio de carga cíclica es aquel para el cual ocurre deformación plástica significativa durante cada ciclo, encontrándose asociado con elevadas cargas y períodos cortos, de hasta  $10^3$  ó  $10^4$  ciclos, para producir falla por fatiga, y suele denominarse fatiga de ciclo bajo. El otro dominio es aquel para el cual los ciclos de deformación están dentro de límites elásticos, asociándolo con menores cargas y gran cantidad de ciclos para producir la falla por fatiga, y suele llamarse fatiga de ciclo alto.

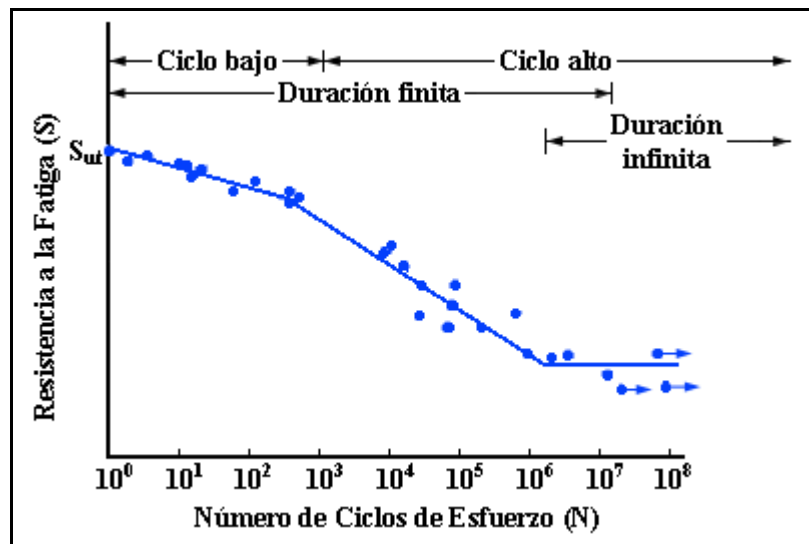


Figura 3.3.- Esquema de una curva de Wöhler.

En las curvas S-N las aleaciones férreas, así como el titanio, presentan una rama muy inclinada en un intervalo de vida relativamente corto, que se nivela para formar una asíntota horizontal de esfuerzo a tiempos de duración más largos. Esta asíntota de esfuerzo se denomina límite de fatiga y es el nivel de esfuerzo por debajo del cual puede actuar un número infinito de ciclos sin que ocurra falla.

### 3.3.- Naturaleza Estadística de la Fatiga

Collins<sup>(54)</sup> señala que debido a lo disperso de los datos de la vida a fatiga a cualquier nivel de esfuerzo dado, no hay una curva de Wöhler única para un cierto material, sino una familia de curvas de Wöhler con una probabilidad de falla como parámetro. Dieter<sup>(32)</sup>, Dixon<sup>(55)</sup> y Maennig<sup>(56)</sup>, añaden que es necesario un gran número de ensayos para hacer las estimaciones necesarias de los parámetros estadísticos media y variancia, y así poder especificar cualquier probabilidad deseada de falla. Repitiendo el análisis a todos los niveles de esfuerzo de prueba, es posible unir puntos de igual probabilidad de falla para obtener curvas de probabilidad constante de falla en la gráfica de esfuerzo contra número de ciclos.

La figura 3.4 muestra las curvas de probabilidad constante de falla en una gráfica de esfuerzo contra número de ciclos, es decir, se ha representado una distribución de la vida de fatiga a un esfuerzo constante, y basándose en ella, se han dibujado las curvas de igual probabilidad (P) de rotura. Según Dieter<sup>(32)</sup>, Collins<sup>(53)</sup> y Maennig<sup>(54)</sup>, se observa una dispersión decreciente de la vida de fatiga al aumentar el esfuerzo, lo cual es lo que normalmente se suele encontrar. Para propósitos de ingeniería es suficientemente exacto admitir la distribución logarítmico normal de la vida de fatiga a esfuerzo constante y en la región de probabilidad de falla comprendida entre  $P = 0,01$  y  $P = 0,99$ .

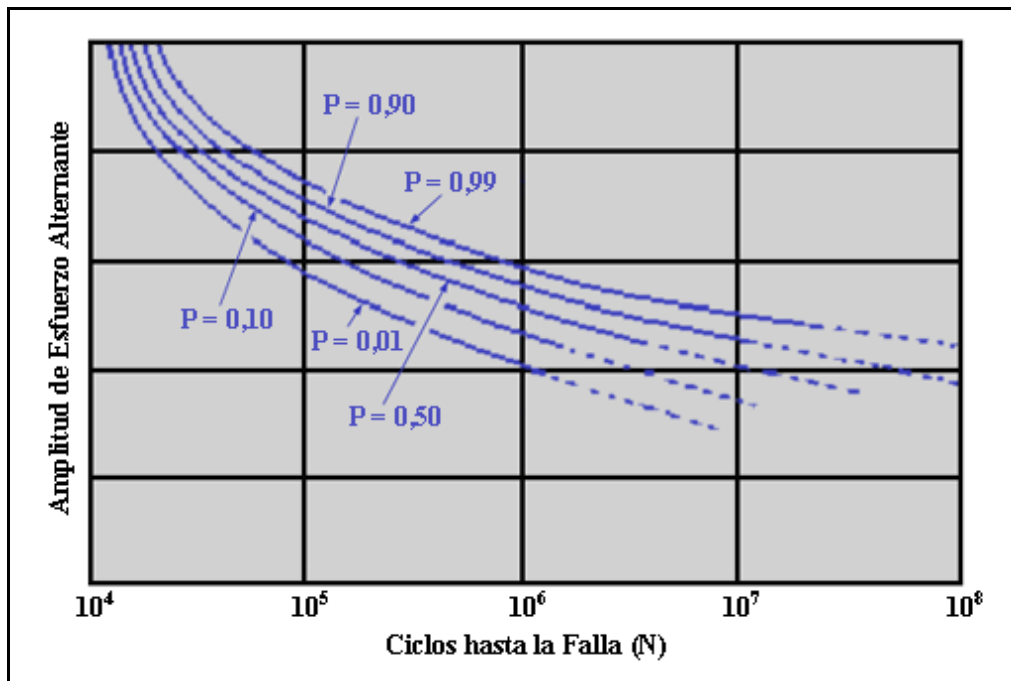


Figura 3.4.- Representación de los datos de fatiga en forma probabilística.

El problema estadístico de la determinación precisa del límite de resistencia se complica por el hecho de que no se puede medir el valor individual del límite de cada una de las probetas. Dieter<sup>(32)</sup> señala que lo único que se puede hacer es ensayar cada probeta a una determinada tensión, y si rompe, es que la tensión era algo mayor que su límite de fatiga. Existen diversos métodos para la determinación estadística del límite de resistencia a la fatiga de un material, el método estándar consiste simplemente en probar una o dos probetas en cada uno de los niveles de amplitud elegidos, y registrar la amplitud de esfuerzo y el número de ciclos necesarios para que ocurra la falla. Uno de los métodos más empleados, y que es el utilizado en esta investigación, es el método de la escalera debido a que el número de probetas necesario para llevarlo a cabo es de tan solo 10 a 20 probetas.

### 3.3.1.- Método de la Escalera

Collins<sup>(53)</sup> considera que este método de prueba es muy útil para determinar la media y la variancia de la resistencia a la fatiga para cualquier tiempo de duración específico. Esta técnica es también válida para determinar el límite de fatiga, dado que éste es simplemente la resistencia a la fatiga para un tiempo de duración infinito.

El procedimiento a seguir en el ensayo se muestra en la tabla 3.1. Dixon<sup>(55)</sup> y Gurney<sup>(57)</sup>, señalan que la primera probeta se ensaya a un esfuerzo un poco mayor que la resistencia a la fatiga estimada, hasta que falla o resiste hasta la detención por el tiempo de duración particular. Si la probeta falla antes de llegar a este tiempo, el nivel de esfuerzo se reduce en un incremento predeterminado y la segunda probeta se ensaya a este nuevo nivel de esfuerzo más bajo. Si la primera probeta soporta hasta la detención, el nivel de esfuerzo se aumenta en el incremento predeterminado y la segunda muestra se prueba a este nuevo y más alto nivel de esfuerzo. La prueba continúa de este modo en sucesión, y cada probeta sucesiva se ensaya a un nivel de esfuerzo mayor o menor en un incremento respecto de la probeta previa, dependiendo de si esta falla o resiste. De este modo el método de la escalera es de naturaleza sucesiva, tiene carácter incremental-decremental y tiende a centrarse en el valor medio de la falla para el tiempo de duración particular.

El análisis se basa en el suceso menos frecuente (ya sean fallas o no fallas). El nivel de esfuerzo más bajo al que se obtiene una falla o no falla se señalara con  $i = 0$ , el siguiente  $i = 1$ ,

etc. El límite medio de resistencia a la fatiga ( $\bar{S}$ ) y su desviación típica ( $s$ ) se determinan mediante las ecuaciones 9 y 10 respectivamente. Las constantes de estas ecuaciones se explican en la ecuación 10(a). Cuando el análisis se basa en no fallas, se emplea en la ecuación 9 el signo positivo, y cuando se basa en las fallas, el signo negativo.

Tabla 3.1.- Cuadro esquemático de los resultados de ensayo para el cálculo del valor medio de la resistencia a la fatiga por el método de la escalera.

Nivel de Esfuerzo  <i>i</i>	S <sub>max</sub> (MPa)	Resultados de los ensayos										Resumen de los resultados de los ensayos		Frecuencia de los especímenes que fallaron o no fallaron		
		O: No falla hasta 2x10 <sup>6</sup> ciclos X: Falla antes de 2x10 <sup>6</sup> ciclos										Fallaron	No fallaron	f <sub>i</sub>	if <sub>i</sub>	i <sup>2</sup> f <sub>i</sub>
n	...											...	...	...	...	...
...	...											...	...	...	...	...
2	...											...	...	...	...	...
1	...											...	...	...	...	...
0	...											...	...	...	...	...
<b>Total</b>		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	...	...	<b>N</b>	<b>A</b>	<b>B</b>

$$\bar{S} = S_0 + d * \left( \frac{A}{N} \pm \frac{1}{2} \right) \tag{Ec. 9}$$

$$s = 1,620 * d * \left( \frac{N * B - A^2}{N^2} + 0,029 \right) \tag{Ec. 10}$$

siempre que:

$$\frac{N * B - A^2}{N^2} > 0,3$$

donde:

$$d = S_i - S_{i+1}$$

$$N = \sum_{i=1}^n f_i$$

$$A = \sum_{i=1}^n i * f_i$$

$$B = \sum_{i=1}^n i^2 * f_i$$

Ec. 10(a)

### 3.4.- El Esfuerzo Medio en Fatiga

Antolovich et al.<sup>(52)</sup> y Collins<sup>(54)</sup>, señalan que los datos de fatiga recolectados en el laboratorio corresponden a esfuerzos alternantes completamente invertidos, es decir, con el esfuerzo medio igual a cero ( $S_m = 0$ ). Es entonces muy importante que el diseñador conozca la influencia del esfuerzo medio sobre el comportamiento de fatiga. Si el diseñador no dispone de datos, puede estimar la influencia del esfuerzo medio distinto de cero por una de varias relaciones que asocian la falla para un tiempo de duración dado en condiciones medias distintas de cero, con la falla para el mismo período de tiempo bajo esfuerzos cíclicos de media igual a cero. Antolovich et al.<sup>(52)</sup>, añaden que a un nivel de esfuerzo medio igual a cero, la amplitud de esfuerzo ( $S_a$ ) admisible es el límite de fatiga efectivo para un número específico de ciclos. A medida que el esfuerzo medio aumenta, la amplitud permisible decrece uniformemente hasta que, a un esfuerzo medio igual a la resistencia última a la tracción del material, la amplitud permisible es igual cero.

Según Dieter<sup>(32)</sup>, hay varios procedimientos para construir los diagramas de Wöhler en los casos en que el esfuerzo medio no es cero. En la figura 3.5 se muestran las formas más comunes en que se presentan los resultados. En la 3.5a, se representa el esfuerzo máximo en función del  $\log N$ , para valores constantes de la relación de esfuerzos  $R = S_{\min} / S_{\max}$  y en la figura 3.5b, se representa el esfuerzo alternante o amplitud en función de  $\log N$  para valores constantes del esfuerzo medio. Para cada valor del esfuerzo medio hay un valor diferente para la amplitud de esfuerzo ( $S_r = S_{\max} - S_{\min}$ ) que se puede resistir sin fallar.

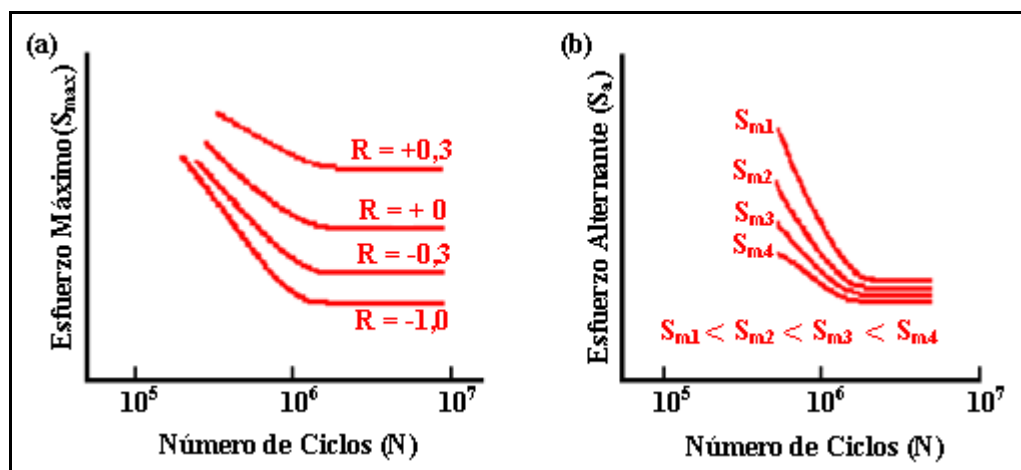


Figura 3.5.- Representación de las curvas de Wöhler para  $S_m \neq 0$ . (a) Función del esfuerzo máximo y (b) función del esfuerzo alternante.

### 3.5.- Fatiga en Juntas Soldadas

Gurney<sup>(57)</sup> señala que el desempeño de una estructura bajo condiciones en la que podría resultar una falla por fatiga está determinada principalmente por la severidad de los concentradores de esfuerzo que esta contenga. Según Wylde<sup>(58)</sup> y Cazaud<sup>(59)</sup>, las uniones soldadas de acero poseen una baja resistencia a la fatiga si las comparamos con el material original, y esto se debe, como se muestra en la figura 3.6, a que las condiciones en el borde de la soldadura son tan susceptibles a la fatiga que si el orden de los esfuerzos aplicados sobrepasa un cierto valor mínimo, el crecimiento de la grieta comenzará muy pronto en la vida de la unión.

En muchas estructuras soldadas, las concentraciones de esfuerzo son causadas por el diseño y por las soldaduras empleadas durante el proceso de fabricación. Otros tipos de daño como deformación plástica, corrosión y por uso, podrían contribuir con el inicio y propagación de las grietas por fatiga. Wylde<sup>(58)</sup> indica que si se producen problemas de fatiga en servicio, es posible extender la vida útil de la estructura, ya sea mejorando la geometría local en el borde de la estructura o introduciendo tensiones residuales de compresión.

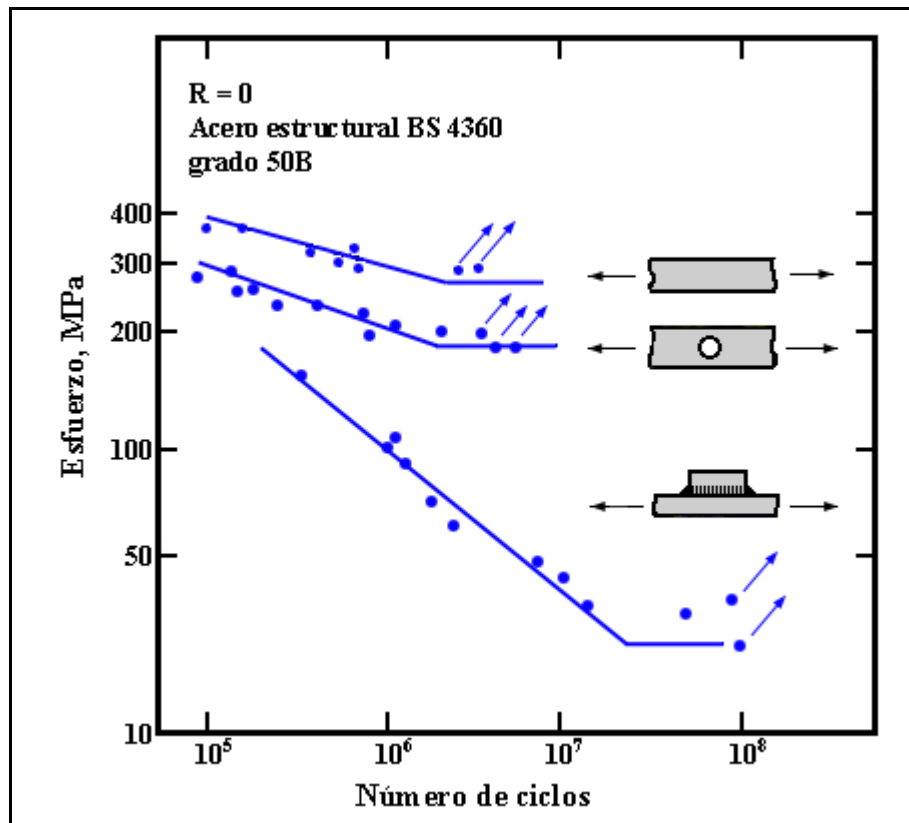


Figura 3.6.- Comparación de resistencias a la fatiga del material base y del acero soldado.

El IIW<sup>(60)</sup> señala que en la figura 3.7 se muestran cuatro formas posibles por las cuales se puede hacer una junta, una soldada a tope (Fig. 3.7a) y tres con soldadura a filete. Gurney<sup>(57)</sup> indica que en la figura puede observarse la influencia de la forma geométrica que posee la junta sobre el flujo de esfuerzos en las placas. Se puede ver que el menor desorden de las líneas de esfuerzo ocurre en la junta con soldadura a tope, por lo tanto es de esperar que este tipo de soldadura tenga mejor resistencia a la fatiga que cualquiera de las juntas a filete.

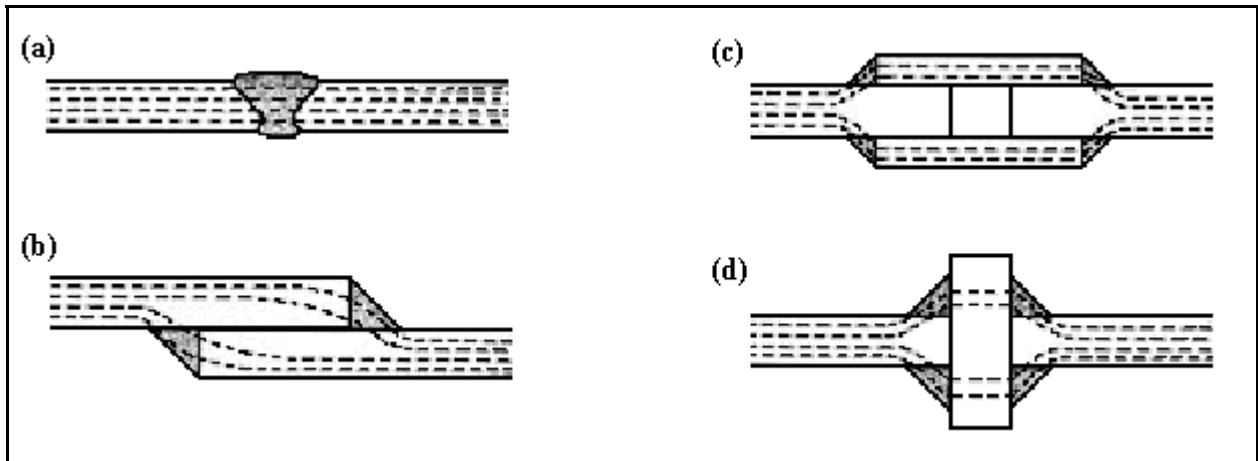


Figura 3.7.- Distintas formas de juntas soldadas y sus líneas de flujo de esfuerzos. (a) A tope, (b), (c), y (d) a filete.

Gurney<sup>(57)</sup>, Wylde<sup>(58)</sup>, Cazaud<sup>(59)</sup> y Lawrence et al.<sup>(61)</sup>, señalan que en ausencia de defectos de soldeo la mayor concentración de esfuerzos en un espécimen o estructura que contiene una soldadura a tope transversal, con el refuerzo presente, ocurre en la zona de contacto cordón-material base en cara y raíz, debido a los cambios de sección que el refuerzo ocasiona y a los esfuerzos residuales en la ZAC, debido al proceso de soldeo. La figura 3.8 muestra como se propaga la grieta a partir del refuerzo (de cara o de raíz). En estos casos, la propagación de la grieta podría desarrollarse en el metal base o en la ZAC dependiendo del tipo de junta.

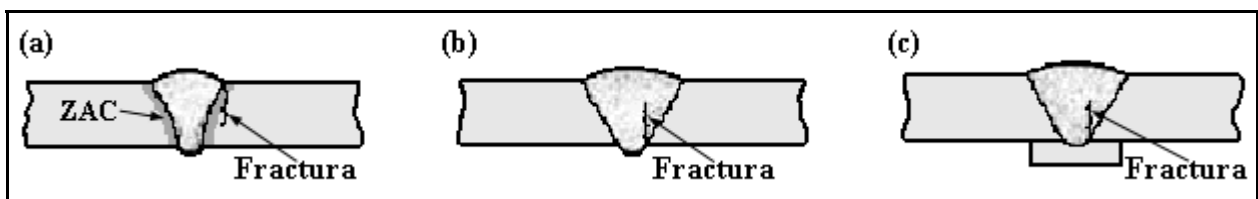


Figura 3.8.- Fracturas en especímenes con soldadura a tope. (a) Entre el metal base y la ZAC, iniciando en la punta de la soldadura, (b) y (c) en la soldadura, iniciando en la raíz y respaldo.

### 3.6.- Factores que Afectan la Resistencia a la Fatiga en Juntas Soldadas

Según Dieter<sup>(32)</sup> y Gurney<sup>(57)</sup>, la resistencia a la fatiga de cualquier material está influenciada por una serie de factores que actúan en forma conjunta. En una junta soldada a tope bien hecha, es decir, libre de defectos detectables por medio de ensayos no destructivos, hay que sumar una cantidad de factores intrínsecos al proceso de soldadura. A continuación se indican varios factores que afectan la resistencia a la fatiga de una junta soldada a tope:

1. Desalineamiento y cambios de sección de la junta soldada.
2. Forma del cordón.
3. Preparación de la junta.
4. Proceso de soldadura.
5. Esfuerzos residuales.
6. Alivio de los esfuerzos residuales.
7. Distorsiones en la soldadura.
8. Tamaño del espécimen.
9. Naturaleza de material base y de aporte.
10. Temperatura.
11. Corrosión.

#### 3.6.1.- Efecto del Desalineamiento y de los Cambios de Sección

Gurney<sup>(57)</sup>, Gibbs<sup>(62)</sup> y Booth et al.<sup>(63)</sup>, indican que bajo carga axial, la inclinación y/o desalineamiento de una junta a tope, como los que se muestran en la figura 3.9, aumentan los esfuerzos locales de doblez, los cuales serán considerablemente superiores al esfuerzo nominal axial. El resultado es un valor mucho más bajo en la resistencia de la probeta desalineada de la que se obtendría para probetas alineadas.

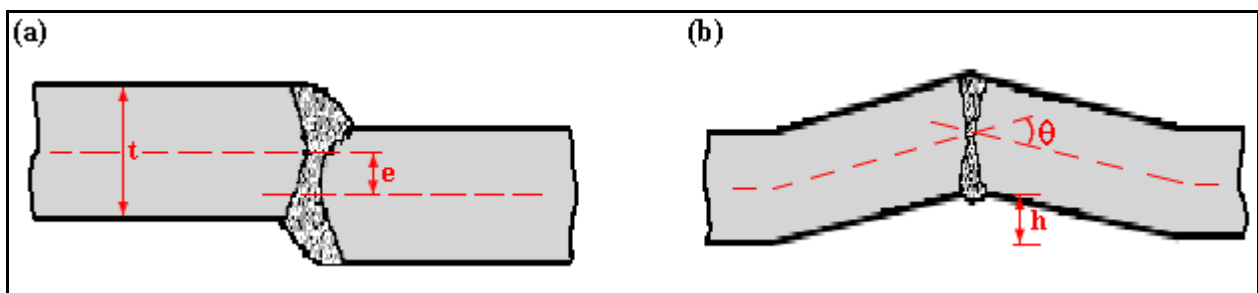


Figura 3.9.- Juntas desalineadas soldadas a tope. (a) Desalineamiento axial, y (b) angular.

Es poco lo que se puede hacer para corregir el desalineamiento, por lo que se requiere un control adecuado en el procedimiento de soldadura. Según Booth et al.<sup>(63)</sup>, la importancia de minimizar el desalineamiento se muestra en la figura 3.10, la cual ilustra que inclusive pocos grados de desalineamiento reducen significativamente la carga a fatiga. Bajo carga axial es claro que la junta tratará de enderezarse, tal como se muestra de forma ideal en la figura 3.11, dando como resultado esfuerzos inducidos de doblez.

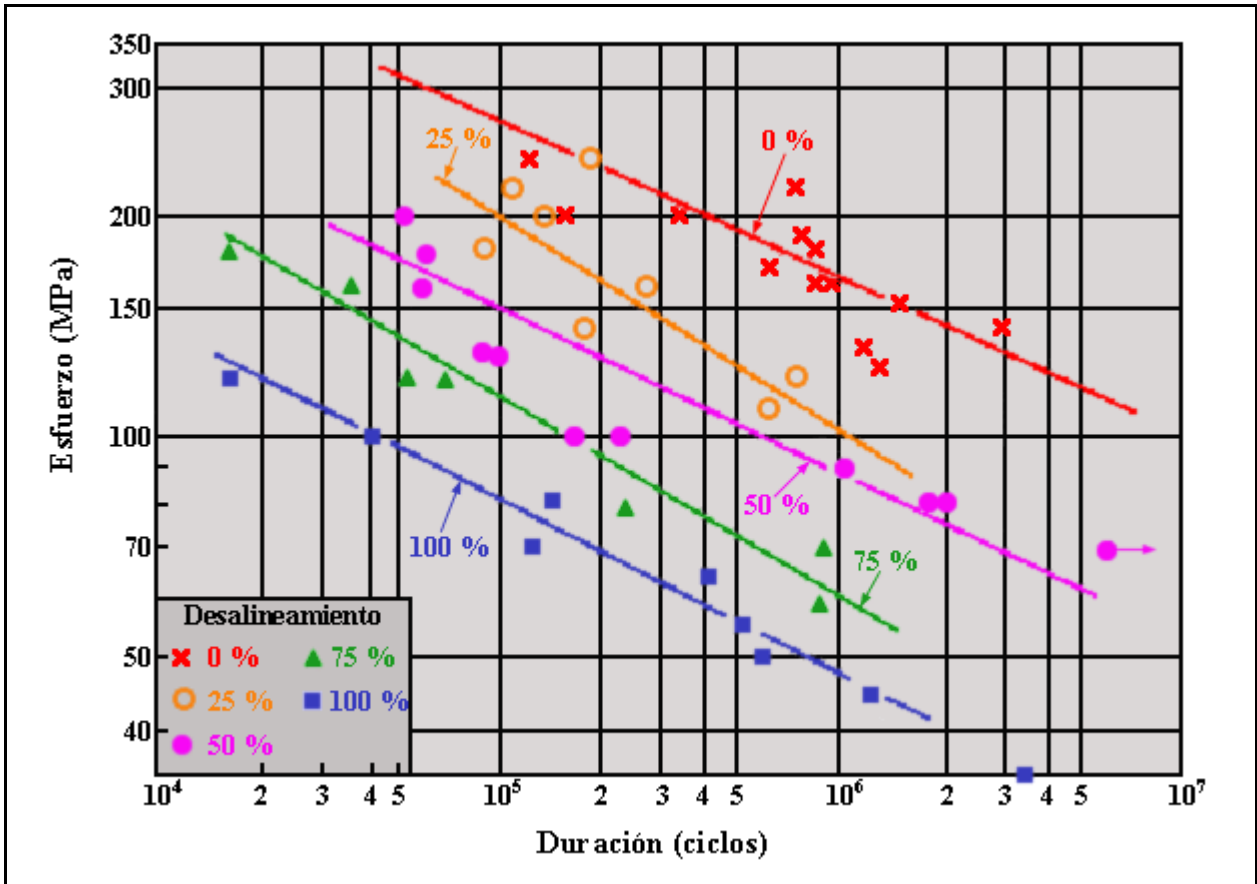


Figura 3.10.- Resultados de ensayos de fatiga de juntas soldadas a tope con desalineamiento axial.

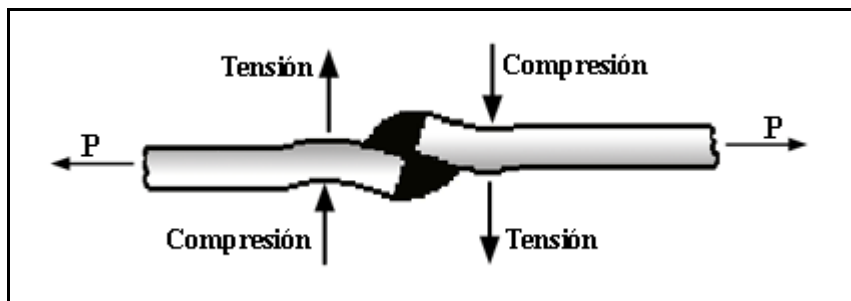


Figura 3.11.- Imagen ideal de la deformación de una probeta desalineada bajo carga axial.

La soldadura de una junta a tope transversal entre placas de diferente espesor también afecta la forma del cordón, la figura 3.12 muestra las formas en que esto puede ocurrir.

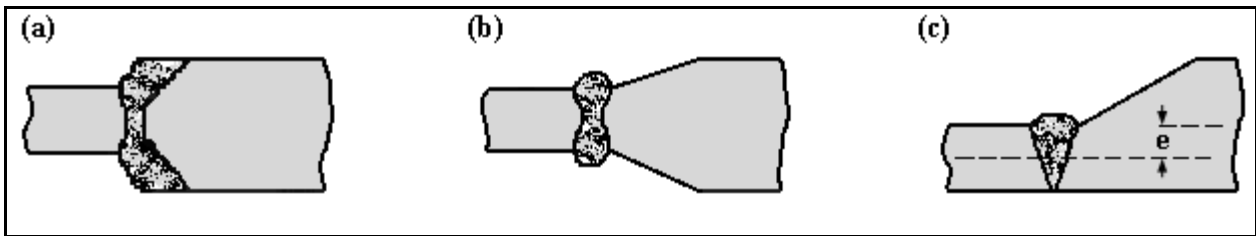


Figura 3.12.- Soldaduras a tope entre placas de diferente espesor. (a) Soldadura hecha directamente entre placas de diferente espesor, (b) junta a tope alineada axialmente con el espesor de la placa rebajado, (c) junta desalineada con el espesor de la placa rebajado.

### 3.6.2.- Efecto de la Forma del Cordón

Cazaud<sup>(59)</sup> señala que es ventajoso tener un cordón de soldadura mínimo y, siempre que sea posible, cóncavo en vez de convexo para reducir el efecto de entalla al mínimo. Gurney<sup>(57)</sup> ensayó soldaduras a tope, elaboradas por soldadura manual y automática, y obtuvo resistencias a la fatiga, entre 100 a 178 MPa a dos millones de ciclos bajo una carga de tensión pulsante. Analizando la influencia del ángulo  $\theta$  del refuerzo, formado entre la superficie de la placa y una tangente al refuerzo del cordón de soldadura, encontró que el valor de  $\theta$  variaba a lo largo de la soldadura (particularmente en soldaduras manuales), pero la falla se originaba usualmente en el punto donde el ángulo es mínimo. La figura 3.13 muestra los valores del ángulo de refuerzo en donde se originó la grieta de fatiga contra la resistencia a la fatiga a dos millones de ciclos.

Gurney<sup>(57)</sup> señala que en vista de la influencia<sup>(57)</sup> del refuerzo del cordón de soldadura en la resistencia a la fatiga, un método simple para mejorar la resistencia a la fatiga es el nivelado del refuerzo por maquinado al ras con la superficie. Por este medio el entalle en la punta de la soldadura es eliminado. En ensayos sobre juntas soldadas a tope en la condición con soldadura (as welded), la concentración de esfuerzo en la punta de la soldadura es más severa que la generada por los defectos que esta pudiera tener, los cuales no son importantes en magnitud, pero removiendo el concentrador de esfuerzo en la punta de la soldadura, los defectos internos se convierten en los entalles más importantes en el espécimen y estos ejercen un efecto por completo dañino. Con la soldadura libre de defectos y el refuerzo maquinado, la falla se ubicará usualmente en el material base, de esta manera la resistencia a la fatiga llega a ser la misma que la del material base, pudiendo ocurrir o no la falla en la ZAC.

Booth et al.<sup>(63)</sup> indican que los bordes de la estructura o probeta proveen una alternativa al sitio de iniciación de la grieta por fatiga pudiendo dar un aumento en la falla prematura. Para evitar esto, se suele pulir los bordes de la probeta, obteniéndose un perfil liso correspondiente a un radio de aproximadamente 2 mm.

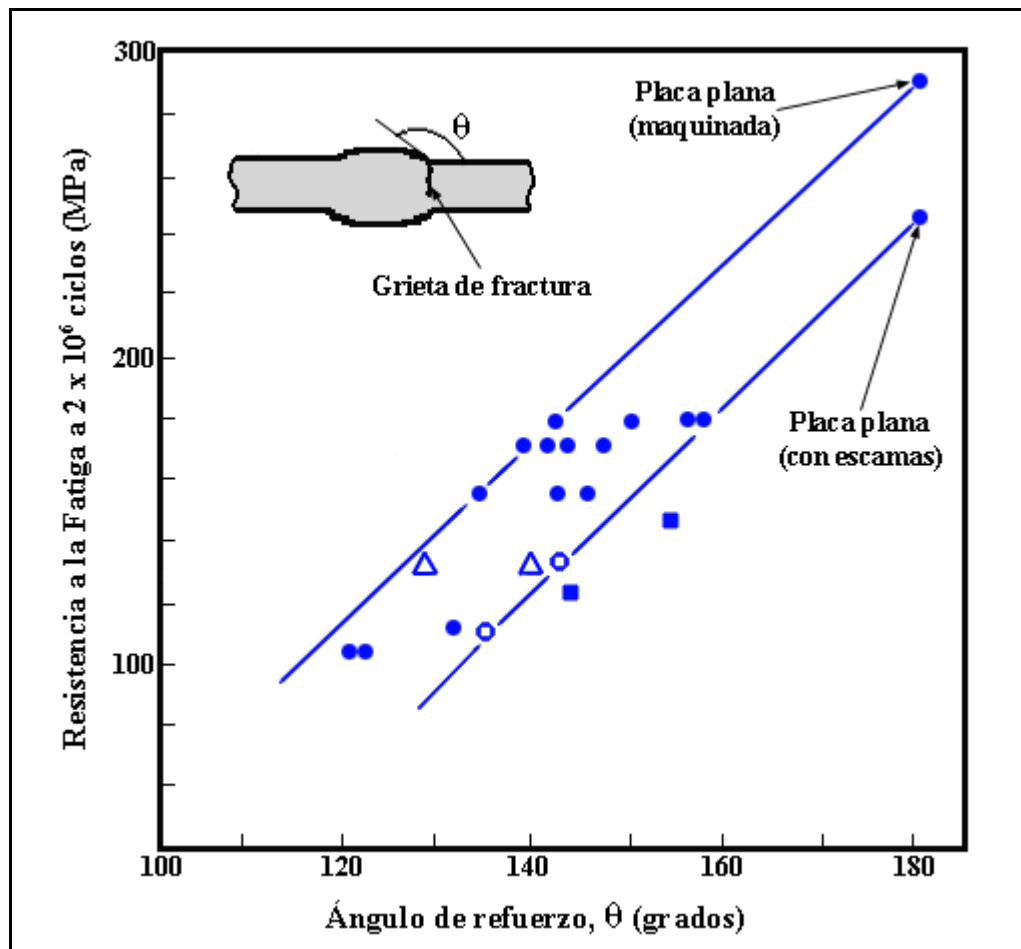


Figura 3.13.- Relación entre el ángulo de refuerzo y la resistencia a la fatiga de juntas soldadas a tope.

### 3.6.3.- Efecto de la Preparación de la Junta

La preparación de la junta puede variar tanto en la geometría como en el método de preparación. La forma de preparación depende del espesor de la placa, del proceso de soldadura que será utilizado y de la accesibilidad, así el método de preparación de la junta puede realizarse por maquinado o por corte con gas. Gurney<sup>(57)</sup> realizó un estudio sistemático del método de preparación, tres series de especímenes fueron preparados por maquinado, corte con gas en forma manual y de manera automática respectivamente; todas las otras variables, tales como forma geométrica y condiciones de soldaduras se mantuvieron constantes. La resistencia a la fatiga

obtenida bajo tensión pulsante a dos millones de ciclos fue de 175 MPa para las series con preparación de junta maquinada y 152 MPa para las dos series con preparación de junta realizada por corte con gas.

Una observación importante, fue que los especímenes preparados por corte con gas de forma manual mostraron invariablemente evidencia de iniciaciones múltiples de grietas por fatiga, aun a bajos esfuerzos. Esto sugiere que la rugosidad superficial de la preparación y la existencia de diversos puntos pequeños de socavaduras que pudieron permanecer después de la soldadura y ser causantes de las múltiples iniciaciones de grietas por fatiga. Sin embargo, con el pulido superficial generado por el maquinado estos puntos pequeños de socavaduras se eliminarían fácilmente y de esta manera generar una alta resistencia a la fatiga.

#### **3.6.4.- Efecto del Proceso de Soldadura**

Las investigaciones realizadas por Gurney<sup>(57)</sup> demostraron el bajo rendimiento en la condición con soldadura (as welded) de los cordones hechos automáticamente comparados con las soldaduras hechas manualmente. La razón principal de este bajo rendimiento es la forma desfavorable del cordón de soldadura asociada a las soldaduras automáticas y no a una diferencia metalúrgica que pudiese existir entre los dos procesos. Esto se afirma al evaluar la resistencia a la fatiga de soldaduras automáticas con el refuerzo maquinado, obteniéndose resultados similares a los esperados para el material base. Estudios realizados por Chapetti et al.<sup>(64, 65)</sup>, han demostrado la influencia de la forma de la punta del cordón de soldaduras automáticas y como mejorarlo para así incrementar la resistencia a la fatiga.

Lawrence et al.<sup>(61)</sup>, señalan que los procesos como GMAW y GTAW son capaces de producir largas soldaduras en las cuales las discontinuidades en la entalla de la raíz son muy pequeñas o inexistentes. Gurney<sup>(57)</sup> añade que en la soldadura GMAW, las soldaduras realizadas por el modo de transferencia metálica spray tendrán una resistencia a la fatiga superior que las realizadas por el modo globular o cortocircuito, debido a una mejor transición entre el material de soldadura y el material base, es decir, mejor acabado en la punta de la soldadura. En la figura 3.14 se comparan cuatro casos comunes en la industria: Aplicaciones de alta y baja calidad en la industria ligera cuyos cordones son inferiores a 15 mm de espesor, se presumen “sencillos” y que no generan esfuerzos de fabricación, y aplicaciones de alta y baja calidad en la industria

pesada en la cual el espesor del cordón es de unos 50 mm, su elaboración es “compleja” y se generan esfuerzos de fabricación del orden del esfuerzo de fluencia del material base. Los procesos de soldadura de alta calidad son el GTAW y el GMAW en el cual calidad lo aproxima a un proceso ideal, y los procesos de baja calidad son aquellos en que se puede asumir la presencia de discontinuidades al inicio de la soldadura.

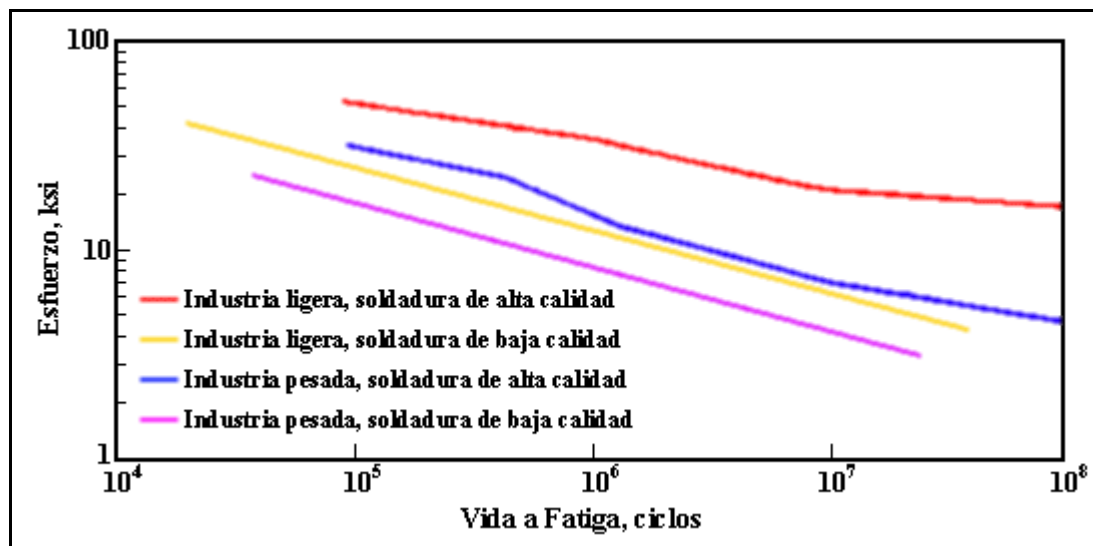


Figura 3.14.- Comparación de cuatro procesos comunes en la industria: Alta calidad de soldadura en la industria ligera, baja calidad de soldadura en la industria ligera, alta calidad de soldadura en la industria pesada y baja calidad de soldadura en la industria pesada. Todas las soldaduras fueron hechas con acero de contenido medio de carbono.

### 3.6.5.- Efecto de los Esfuerzos Residuales

Booth et al.<sup>(63)</sup>, señalan que los esfuerzos residuales son aquellos que existen en un cuerpo en ausencia de una carga externa, y estos están siempre autobalanceándose. Gurney<sup>(57)</sup> y Link<sup>(66)</sup>, añaden que los esfuerzos residuales de soldadura se forman principalmente por la expansión térmica, deformación plástica y la contracción durante el enfriamiento, es decir, que durante el calentamiento que la soldadura impone a una pequeña parte de las piezas, el crecimiento de volumen de ésta resulta impedido por el autoembridamiento emergente del resto de las piezas que se mantienen frías y eventualmente por la acción de amarres externos. Algunos investigadores, indican Booth et al.<sup>(63)</sup>, Link<sup>(66)</sup> y Rading<sup>(67)</sup>, han medido los esfuerzos residuales de tensión de las soldaduras obteniendo valores que van desde el 60 % del esfuerzo de fluencia hasta el valor del esfuerzo de fluencia. Una distribución típica de los esfuerzos residuales presentes en una soldadura se muestran en la figura 3.15.

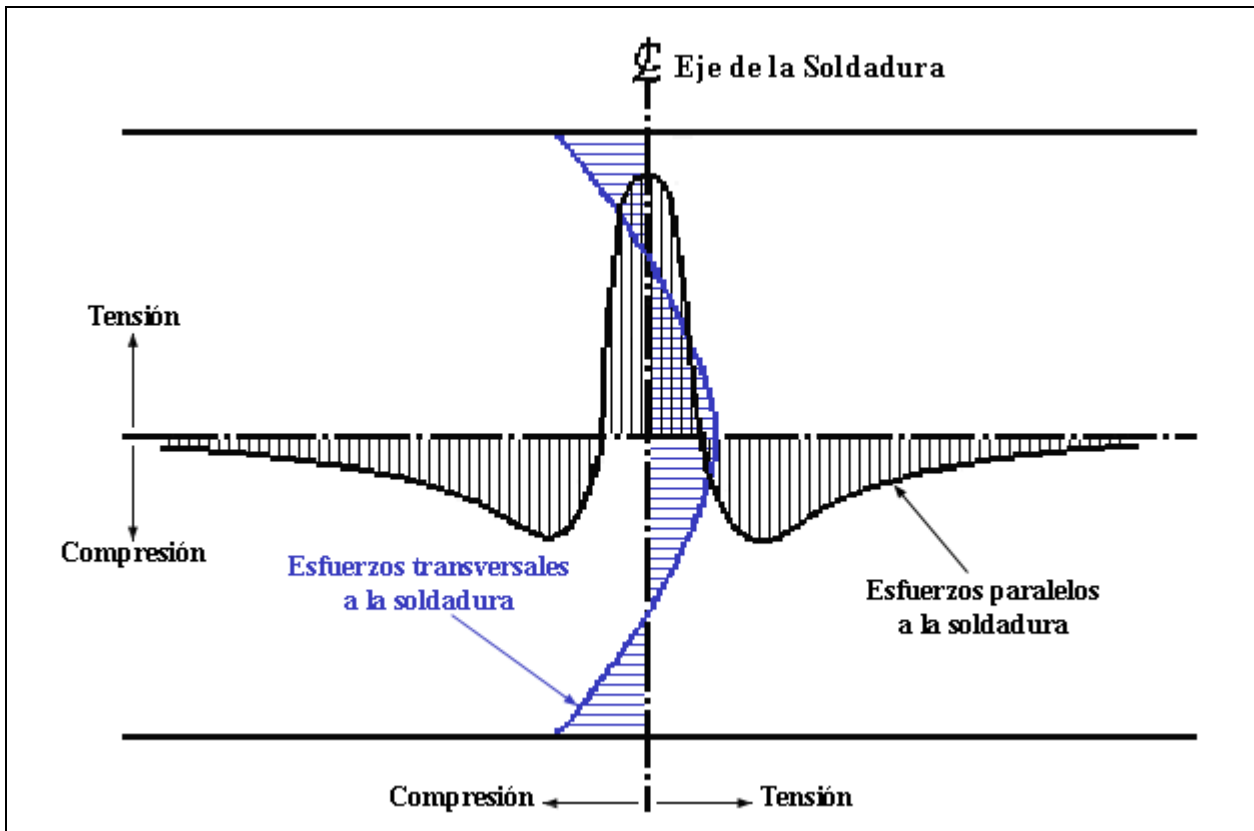


Figura 3.15.- Distribución de los esfuerzos residuales alrededor de una junta soldada a tope.

Benhayon<sup>(68)</sup> y Masubuchi<sup>(69)</sup>, realizaron estudios sobre los cambios de los esfuerzos residuales y de las temperaturas “ $\Delta T$ ” presentes en la dirección de soldadura, tal como se muestra en la figura 3.16, determinando que en el área adyacente al cordón de soldadura ocurre deformación plástica. La sección A – A no es afectada por el aporte térmico y las tensiones inducidas térmicamente son cero. A lo largo de B – B la distribución de calor es abrupta y se vuelve uniforme atrás de la fuente de calor mientras que las tensiones térmicas son próximas a cero en la región abajo del pozo de fusión y a lo largo del cordón las tensiones son compresivas, porque la expansión de estas áreas es restringida por el material que está a temperaturas mas bajas. A lo largo de C – C el material se enfría y se encoge, produciendo tensiones de tracción. Finalmente a lo largo de D – D se producen altas tensiones de tracción en las regiones próximas a soldadura y tensiones compresivas a lo largo de la soldadura. Contrariamente a lo que se supone habitualmente, no es la contracción de la zona soldada fundida la que provoca, en mayor medida, la aparición de tensiones residuales, sino la expansión y contracción del material base adyacente que no se funde, pero que es calentado suficientemente por el calor aportado del arco eléctrico.

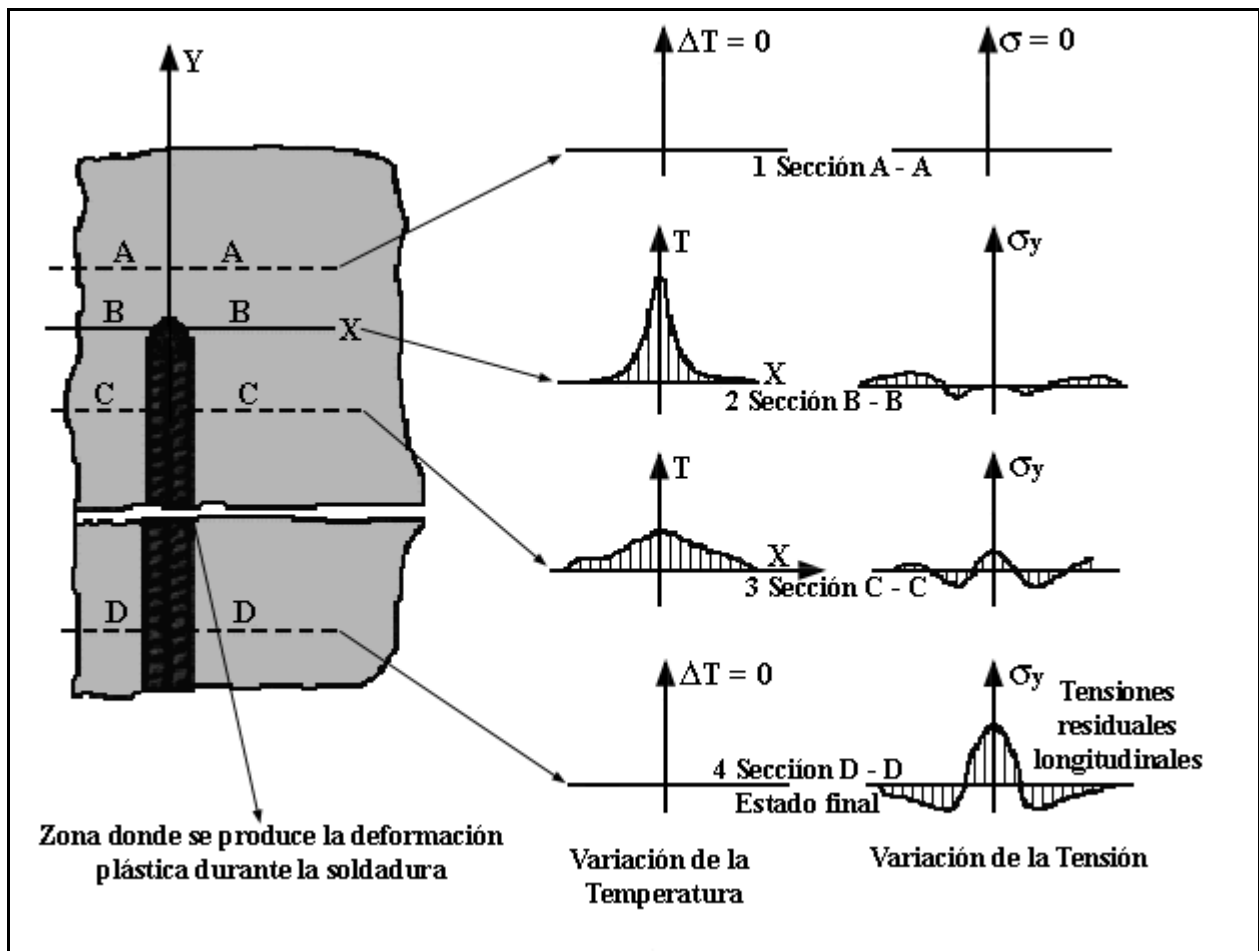


Figura 3.16.- Estados transitorios y finales de temperatura y tensión durante la soldadura.

### 3.6.6.- Efecto del Alivio de los Esfuerzos Residuales

El alivio de los esfuerzos residuales por lo general se hace por vía térmica, es decir, por medio de un tratamiento térmico post-soldadura. Sin embargo, Booth<sup>(63)</sup> y Benhanyon<sup>(68)</sup>, señalan que también existen métodos mecánicos como vibraciones y el graneado de perdigones para aliviar los esfuerzos residuales. Los métodos mecánicos son poco recomendables debido a que es muy difícil asegurar la uniformidad del mismo. El tratamiento térmico post-soldadura consiste en calentar los conjuntos soldados hasta una temperatura inferior a la de transformación por un tiempo suficientemente largo para lograr uniformidad en toda la pieza y que puedan efectuarse los reajustes dimensionales necesarios para establecer el estado de equilibrio a los nuevos valores de la tensión de fluencia correspondientes a dicha temperatura. Los valores de temperatura están alrededor de los 600 °C para los aceros estructurales comunes y entre 700 a 750 °C en aceros de alta aleación a base de molibdeno.

Gurney<sup>(57)</sup> indica que investigaciones realizadas para estudiar la resistencia a la fatiga en especímenes soldados a tope a los que se le aliviaron los esfuerzos residuales, sometidos a carga axial de tensión pulsante, dieron como resultado que el máximo incremento en la resistencia a la fatiga a dos millones de ciclos fue de 17 % para soldaduras con el refuerzo maquinado a nivel del material base y 12 ½ % para soldaduras con el refuerzo no maquinado. Los resultados muestran que bajo carga de tensión pulsante, el alivio de tensiones produce un pequeño incremento en la resistencia. Sin embargo, si el alivio de tensiones por vía térmica es aplicado incorrectamente podría causar una disminución en la resistencia. Gurney<sup>(57)</sup> ensayó especímenes que fueron calentados a 650° C por periodos superiores al usual de una 1 hora por pulgada de espesor. Se originó una capa descarburizada de un espesor de 1/16 de pulgada, generando un crecimiento de grano considerable. En esta condición la reducción en la resistencia a la fatiga a dos millones de ciclos bajo carga de tensión pulsante fue cerca de 17 ½ % para la soldadura a tope transversal y 12 ½ % para una placa plana.

### **3.6.7.- Efecto de las Distorsiones en la Soldadura**

A consecuencia del cambio de volumen y de las contracciones térmicas durante la soldadura, las juntas tienden a distorsionarse. En juntas soldadas a tope la distorsión angular parece ser la más severa a grandes espesores. Masubuchi<sup>(69)</sup> hace un análisis cuantitativo de las distorsiones en juntas soldadas, indicando que pueden ser controladas utilizando diferentes técnicas tales como una compensación previa a la distorsión, una deformación elástica y/o un precalentamiento. Por otra parte Gibbs<sup>(62)</sup> señala que el precalentamiento es lo más usado en la práctica para reducir las distorsiones angulares.

### **3.6.8.- Efecto del Tamaño de Espécimen**

Booth et al.<sup>(63)</sup>, señalan que el tamaño del espécimen es un factor de suma importancia en el estudio de la resistencia a la fatiga de juntas soldadas por dos razones. Primero, la probeta debe ser lo suficientemente larga para contener niveles reales de esfuerzos residuales. Segundo, asumiendo que la probeta cumple con el primer criterio, hay un efecto significativo del tamaño de la probeta, y en particular, del grosor de placa sobre el comportamiento a fatiga.

Las investigaciones de Gurney<sup>(57)</sup> y Czyryca et al.<sup>(70)</sup>, indican que al incrementar el tamaño (tanto del espesor como del ancho) del espécimen, la resistencia a la fatiga tiende a

decrecer. Examinando el modo de falla, se encontró que el agrietamiento por fatiga en el borde del refuerzo siempre comenzaba en el centro del espécimen. La posición del inicio de la grieta era influenciada por la distribución de los esfuerzos residuales, los cuales, son tensoriales en el centro de la soldadura. Ohta et al.<sup>(71)</sup>, también evaluaron el efecto del tamaño, donde los especímenes soldados se ensayaron bajo una carga máxima y con una relación de esfuerzos  $R = 0,5$ , proporcional al esfuerzo mínimo por debajo del esfuerzo de fluencia, y obtuvieron que el agrietamiento comenzó en zonas de máxima concentración de esfuerzos residuales y que a mayor tamaño de los especímenes menor resistencia a la fatiga.

Los especímenes pequeños no conservan los altos gradientes térmicos producidos antes y después de la soldadura como un espécimen grande, es decir, no pueden mantener los esfuerzos residuales. Esto demuestra, por lo tanto, que los esfuerzos residuales tenderán a disminuir la resistencia a la fatiga tanto mayor sea el tamaño del espécimen. Gurney<sup>(57)</sup>, Ohta et al.<sup>(71)</sup> y ASME<sup>(72)</sup>, han diseñado diferentes tipos de especímenes para investigar la resistencia a la fatiga en juntas soldadas a tope en chapas, tal como se muestra en la figura 3.17.

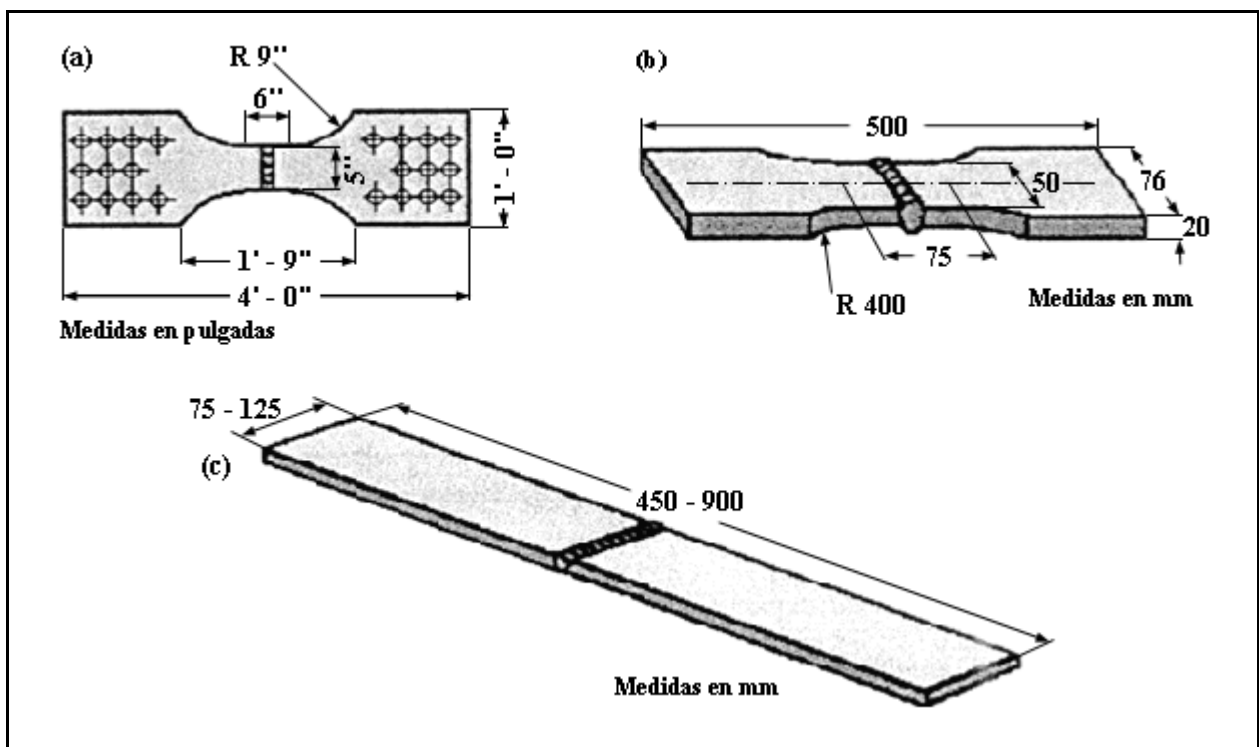


Figura 3.17.- Especímenes típicos para investigar la resistencia a la fatiga de soldaduras transversales a tope. (a) ASME HANDBOOK, (b) Ohta et al. y (c) Gurney.

### 3.6.9.- Efecto de la Naturaleza del Material Base y de Aporte

Cazaud<sup>(59)</sup> señala que es corriente que la elección del material de aporte dependa de la naturaleza del material base a soldar. En el caso de soldadura con arco eléctrico, al elegir convenientemente los electrodos se puede obtener en el material de aporte mayor resistencia que en el material base, de manera que al efectuar ensayos de fatiga axial sobre probetas cuyo cordón de soldadura transversal se ha enrasado con el resto del material, el agrietamiento se produzca en el material base. Si la naturaleza del material de aporte corresponde, desde el punto de vista de la resistencia, a la del material base, la resistencia a la fatiga sobre la soldadura enrasada puede aproximarse bastante a la del material base. Gurney<sup>(57)</sup> añade que existe evidencia que sugiere que las soldaduras realizadas con electrodos rútilicos tienen una resistencia superior que los realizados con electrodos de bajo hidrógeno, debido a la baja rugosidad superficial del cordón.

Como se mencionó al hablar del efecto de los esfuerzos residuales, generalmente se cree que la resistencia a la fatiga, de las soldaduras a las que no se han aliviado los esfuerzos residuales, es independiente de la resistencia del material base. Lawrence et al.<sup>(61)</sup> señala que los aceros con una alta resistencia última a la tracción ( $S_{ut}$ ) exhiben una gran resistencia a la fatiga en ausencia de esfuerzos medios de tensión y residuales. Desafortunadamente, soldaduras con un alto  $S_{ut}$  también tienen altos valores de carga de fluencia y esta puede soportar mucho más daño de los esfuerzos residuales de soldadura. Así cualquier mejora de la resistencia intrínseca a la fatiga debido a un aumento en la resistencia del material base, es mas bien una compensación de los efectos dañinos de los esfuerzos residuales de tensión, los cuales se desarrollan durante la fabricación. Antolovich et al.<sup>(52)</sup> y Christ<sup>(73)</sup>, indican la importancia de la microestructura sobre la falla por fatiga debido a su influencia sobre el crecimiento de la grieta al inhibir o modificar el proceso de deformación plástica localizada. Algunas veces la naturaleza del agrietamiento puede cambiar de dúctil a frágil y la transición del agrietamiento de un proceso de deformación plástica a otro donde hay un hendimiento está determinado por la microestructura.

Aunque los estudios han demostrado que las juntas soldadas tienen una menor vida a fatiga que el material base, estudios realizados por Link<sup>(66)</sup> y Rading<sup>(67)</sup>, indican que la velocidad de crecimiento de la grieta de fatiga es superior en el material base sin afectar que en la ZAC, e indican que los esfuerzos residuales que se generan durante la soldadura son la causa de este comportamiento.

### 3.6.10.- Efecto de la Temperatura

Dieter<sup>(32)</sup> y Antolovich<sup>(52)</sup> indican que la resistencia a la fatiga de los metales aumenta con el descenso de la temperatura. Aunque los aceros se hacen más sensibles a la entalla en fatiga a temperatura baja, no hay pruebas de cambios bruscos en las propiedades de fatiga por debajo de una temperatura de transición dúctil a frágil.

La resistencia a la fatiga de los metales disminuye al aumentar la temperatura por encima de la ambiente. Una excepción es el acero de bajo carbono, que muestra un máximo de resistencia a la fatiga entre los 200° y 300° C. Cuando la temperatura se eleva muy por encima de la ambiente va adquiriendo mas importancia el fenómeno de la fluencia lenta o Creep, y a temperaturas elevadas (superiores, en primera aproximación, a la mitad del punto de fusión) llega a ser la causa principal de los fallos. El paso de la falla por fatiga a la falla por fluencia lenta con el aumento de la temperatura acarrea una variación del tipo de fractura, es decir, en lugar de la falla transcristalina típica de la fatiga, en la fluencia lenta el tipo de falla es intercristalina. A cualquier temperatura aumenta la magnitud de la fluencia lenta con el incremento de la tensión media.

### 3.6.11.- Efecto de la Corrosión

Czyryca et al.<sup>(70)</sup> y Pao<sup>(74)</sup> señalan que la fatiga-corrosión es la acción combinada de esfuerzos fluctuantes y un medio ambiente corrosivo para producir agrietamiento. Usualmente, los efectos ambientales deterioran la vida a la fatiga, produciendo agrietamiento en pocos ciclos en comparación con los necesarios para un ambiente inerte o no corrosivo. La magnitud del esfuerzo cíclico y el número de veces en el tiempo (frecuencia), así como la forma de la onda y la relación de esfuerzo son los parámetros críticos que afectan el proceso de agrietamiento por fatiga corrosión.

En un medio ambiente corrosivo, la frecuencia está altamente relacionada con la resistencia a la fatiga, variando en relación directa con esta. Según Pao<sup>(74)</sup>, los estudios de laboratorio indican que una disminución en la frecuencia de ensayo, aumentará el tiempo de ensayo, y por lo tanto, el tiempo disponible para el ataque corrosivo por ciclo también aumentará, en consecuencia la resistencia a la fatiga tenderá a disminuir. Este efecto es más importante por debajo de 10 Hz.

### 3.7. Referencias al Comportamiento a Fatiga en Juntas Soldadas

Ohta et al.<sup>(71)</sup> evaluaron el comportamiento a fatiga en juntas soldadas a tope, con cargas cíclicas controladas cercanas al esfuerzo de fluencia. Los resultados mostraron que la resistencia a la fatiga es menor cuando el valor de la relación (R) entre el esfuerzo mínimo y el esfuerzo máximo es mayor que cero, es decir, cuando el ciclo de esfuerzos ocurre entre dos esfuerzos de tensión, tal como se muestra en la figura 3.18.

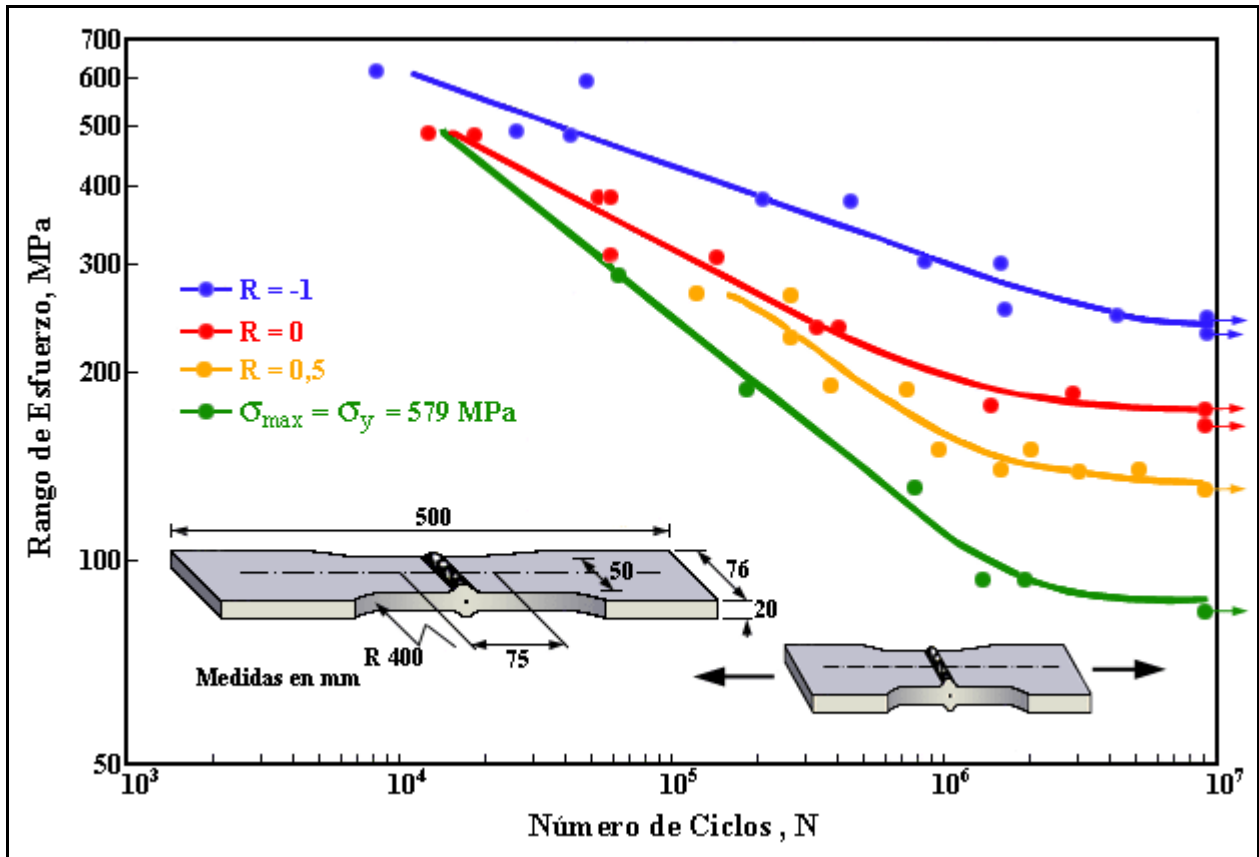


Figura 3.18.- Diagrama S-N en juntas a tope con diferentes relaciones de carga.

Las investigaciones de Eiber et al.<sup>(75)</sup>, indican que las fallas que pueden ocurrir en una tubería están clasificadas en fallas antes del servicio y fallas durante el servicio. En esta clasificación están incluidas las fallas por fatiga antes y durante el servicio, tanto en las soldaduras como en el cuerpo de la tubería. Las grietas por fatiga ocurridas a lo largo de una soldadura longitudinal, como la que se muestra en la figura 3.19, pueden ser encontradas tanto antes de la puesta en servicio de la tubería como durante su servicio, si esta es utilizada en el transporte de algún líquido. Los estudios han revelado que cuando se encuentran fallas por fatiga

como la mostrada en la figura 3.19 antes de la puesta en servicio, estas se deben principalmente ha daños producidos durante su transporte. Para tratar de eliminar estos problemas se desarrollo la norma API RP5L1, la cual define la manera de proteger las tuberías durante su transporte.

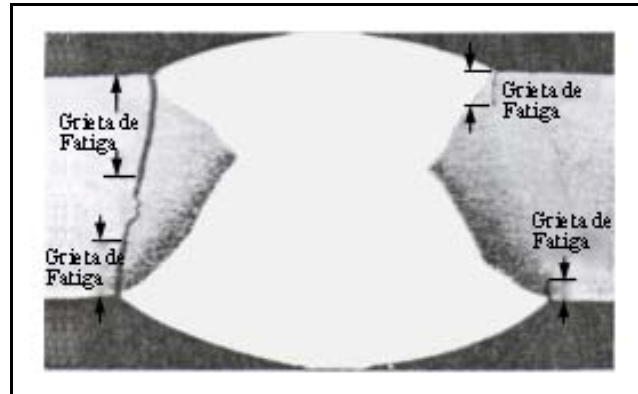


Figura 3.19.- Grietas por fatiga junto a una soldadura longitudinal de una tubería.

Atzori et al.<sup>(76)</sup> evaluaron la resistencia a la fatiga en juntas soldadas a tope en chapas de acero de interés automovilístico con 1,5 mm de espesor y sin aporte, según la norma UNI – 8092. Los ensayos de tracción fueron realizados con carga a tracción pulsante para dos millones de ciclos, con  $R = 0,1$  y una frecuencia de 25 Hz. Los resultados indicaron que la resistencia a la fatiga resultó ser próxima a la del material base, es decir, 105 a 110 MPa. En la mayoría de los casos que fallaron, la zona de ruptura surge de las zonas de máxima concentración de esfuerzos que se producen por las discontinuidades geométricas y alteraciones térmicas.

Wang et al.<sup>(77)</sup> reportaron haber estudiado el efecto de las discontinuidades (relleno insuficiente y falta de penetración) sobre la resistencia a la fatiga en uniones soldadas. Empleando un modelo para predecir la fatiga que considera cambios en la geometría, obtuvieron como resultados que una penetración inadecuada disminuye sustancialmente la vida a fatiga del material. También encontraron que un aumento en la separación de las juntas disminuye la vida a fatiga. Por otra parte, la falta de material de relleno degrada las características de las juntas ante el ensayo de fatiga. De estos análisis concluyen que el orden de importancia de las discontinuidades analizadas sobre la vida a fatiga es la siguiente: penetración inadecuada, separación de la junta y relleno insuficiente.

# **PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL**

## **4.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL**

En la figura 4.1 se muestra el diagrama de flujo que describe el procedimiento experimental empleado en esta investigación. En dicho procedimiento experimental se destacan cuatro etapas principales, a saber: Caracterización de los materiales (Base y Aporte) y la preparación de las juntas a tope; Determinación de los parámetros de soldadura para cada muestra gaseosa usada como gas de protección; Elaboración de los cupones de prueba con los parámetros determinados previamente y por último se procede con la caracterización de las soldaduras empleando los ensayos no destructivos (Inspección Visual y Radiografía), así como, los ensayos destructivos (Análisis Químicos, Metalográficos, Dureza, Tracción y Fatiga) a objeto de evaluar la influencia del hidrógeno en la mezcla protectora del arco, empleando el proceso de soldadura GMAW con el modo de transferencia metálica por cortocircuito.

### **4.1.- Caracterización de Materiales (Base y Aporte)**

El material base utilizado para realizar esta investigación son láminas de acero de bajo carbono y alto contenido de manganeso, identificadas bajo la norma “API 5L Grado B”. Las dimensiones de cada lámina era 600 mm por 400 mm por 9,5 mm. Como material de aporte se utilizó un electrodo (alambre macizo de acero al carbono con recubrimiento de cobre) clasificado de acuerdo a la norma AWS A 5.18 como ER70S-6 de 1,2 mm de diámetro.

#### **4.1.1.- Análisis Químico**

La caracterización de los materiales (Base y Aporte) desde el punto de vista químico se realizó con objeto de verificar el porcentaje en peso de los elementos presentes tales como: Carbono, Manganeso, Azufre y Fósforo. Se tomaron aproximadamente 10 gramos de cada material para efectuar el análisis químico por el Método de Absorción Atómica por Espectrofotometría de Llama en el Laboratorio Químico Instrumental de la escuela de Ingeniería Metalúrgica de la UCV. La viruta se obtuvo por medio de un taladro de banco y para el material de aporte se cortaron pequeños trozos del electrodo con una pinza cortadora de alambre.

Los resultados del análisis químico se muestran en la tabla 4.1, en la misma, se comparan los valores obtenidos para ambos materiales con los reportados por la norma API para el material base y con la norma AWS A 5.18 para el material de aporte. Se puede observar que todos los valores reportados cumplen con las especificaciones indicadas por las normas respectivas.

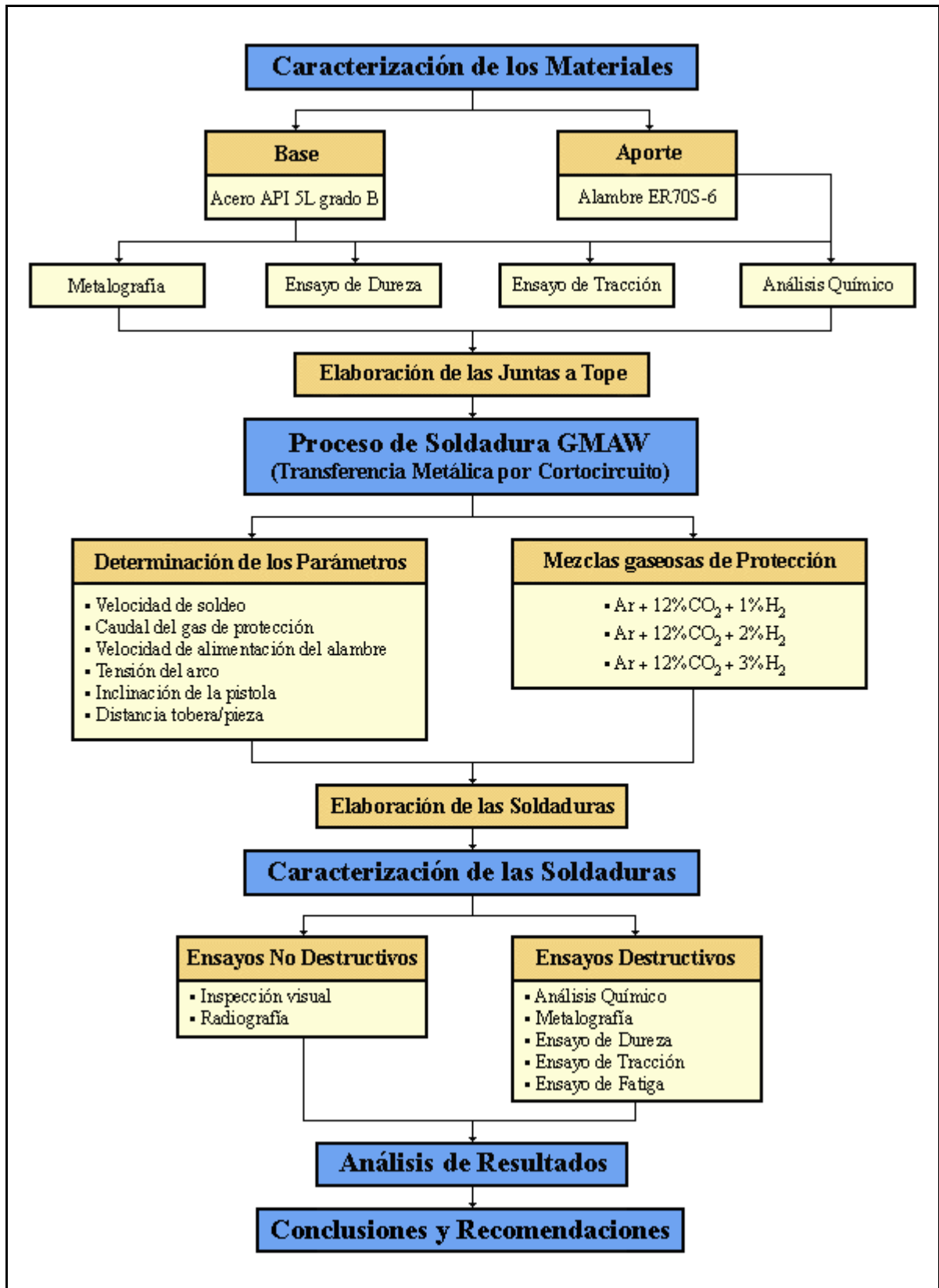


Figura 4.1.- Esquema del procedimiento experimental.

Tabla 4.1.- Análisis químico de los materiales base y de aporte.

Material		% en Peso de los Elementos			
		C	Mn	S	P
Base	Muestra	0,252	1,076	0,013	0,03
	Norma API	0,26	1,15	0,05	0,04
Aporte	Muestra	0,072	1,815	0,03	0,025
	Norma AWS A 5.18	0,07 – 0,15	1,40 – 1,85	0,035	0,025

#### 4.1.2.- Estudio Metalográfico del Material Base

Las muestras utilizadas para caracterizar la metalografía del material base se obtuvieron cortando las secciones de una lámina con una sierra de vaivén, la cual posee un sistema de refrigeración que permite realizar el corte sin alterar la microestructura del material. Luego, de acuerdo con la norma ASTM E 3, fueron embutidas, desbastadas y pulidas, y finalmente fueron atacadas con una solución de Nital al 2 % durante 5 segundos a fin de revelar las fases presentes. Utilizando el microscopio óptico digital marca Olympus modelo BX-60 con un aumento de 500X, se obtuvieron las fotomicrografías que se muestran en la figura 4.2. En las fotomicrografías se observan las fases que caracterizan a los aceros hipoeutectoides, como lo son la Perlita (áreas oscuras) dentro de una matriz Ferrítica (áreas claras). En las mismas también se puede apreciar el alargamiento de la Perlita debido al proceso de fabricación (laminación) y la recrystalización de la Ferrita, posiblemente debida a algún tratamiento térmico realizado a fin de mejorar las propiedades mecánicas de este material.

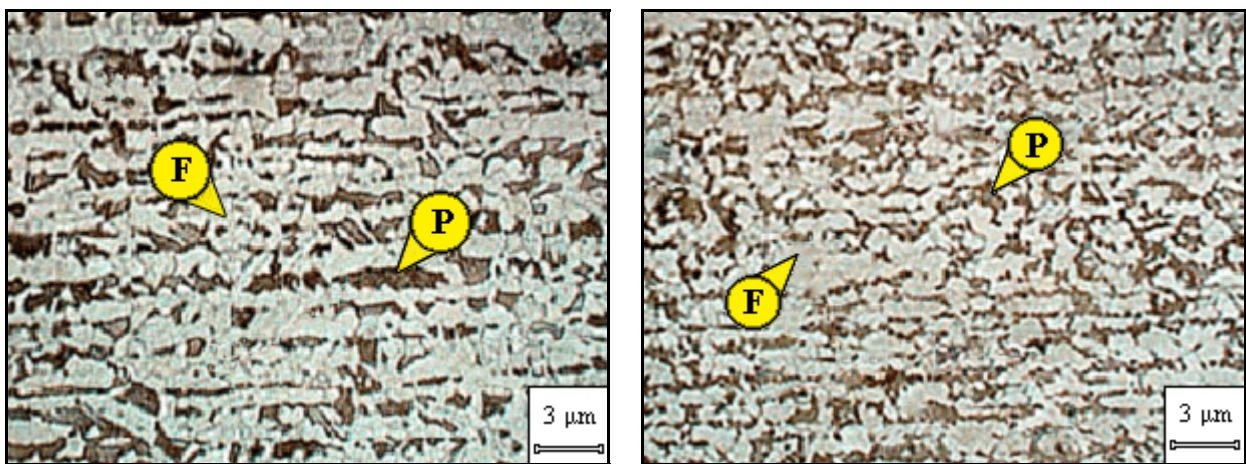


Figura 4.2.- Microestructura del material base en dirección longitudinal al sentido de laminación, aumento 500X. F = Ferrita (áreas claras); P = Perlita (áreas oscuras).

#### 4.1.3.- Ensayo de Dureza del Material Base

La dureza del material base se obtuvo por medio del ensayo de microdureza Knoop de acuerdo con la norma ASTM E 384. La figura 4.3 muestra las características del indentador piramidal que se utiliza en el ensayo de dureza Knoop.

Se tomaron tres muestras del material base y se les preparo la superficie según la norma ASTM E 3, a fin de evitar irregularidades superficiales y luego se realizaron 8 mediciones en cada una de ellas aplicando una carga de 300 gf durante quince segundos. Este ensayo se realizó con un microdurómetro marca SHIMADZU modelo M85032, cuya apreciación es de  $\pm 0,5 \mu\text{m}$ , el cual se encuentra en Laboratorio de Ensayos Mecánicos de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica de la UCV. La tabla 4.2 muestra los valores de cada una de las mediciones realizadas, y se obtuvo que el valor promedio de la dureza (Knoop) es igual a  $219 \text{ HKN}_{300}$ .

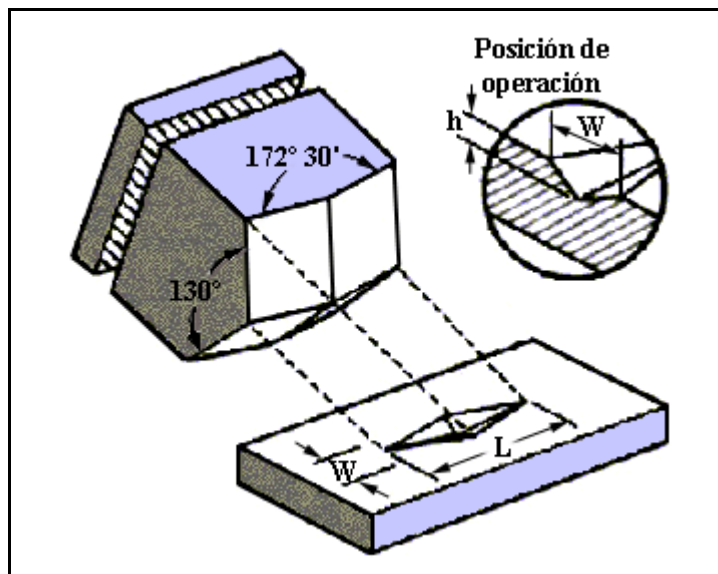


Figura 4.3.- Indentador piramidal Knoop y la indentación resultante en la pieza.

Tabla 4.2.- Dureza del material base.

Probeta	Valores de Dureza del Material Base ( $\text{HKN}_{300}$ )								Promedio
1	218	223	222	219	218	218	219	219	219
2	218	220	218	218	219	218	216	216	218
3	218	218	218	226	220	219	218	216	219
<b>Promedio de Dureza del Material Base = <math>219 \text{ HKN}_{300}</math></b>									
<b>Desviación Estándar (DE) = <math>2,2 \text{ HKN}_{300}</math></b>									

#### 4.1.4.- Ensayo de Tracción del Material Base

La figura 4.4a muestra una de las probetas de tracción de material base y la 4.4b la muestra después de ensayada. Para su fabricación se tomó en consideración que el sentido de laminación de estas fuese el mismo que el de las probetas soldadas, y que sus dimensiones, las cuales se muestran en la figura 4.5, cumpliesen con la norma ASTM A 370. Para asegurar que las dimensiones de las probetas fuesen correctas, estas fueron hechas en un centro de mecanizado de control numérico Dyna Mite 4400 marca MITSUBISHI (Fig. 4.6), el cual se encuentra ubicado en la Escuela de Ingeniería Mecánica de la UCV. Luego de mecanizadas, las probetas fueron lijadas partiendo de un grano 80 hasta una lija de grano 600 en dirección longitudinal y los bordes fueron redondeados para evitar cualquier concentrador de esfuerzos superficial.

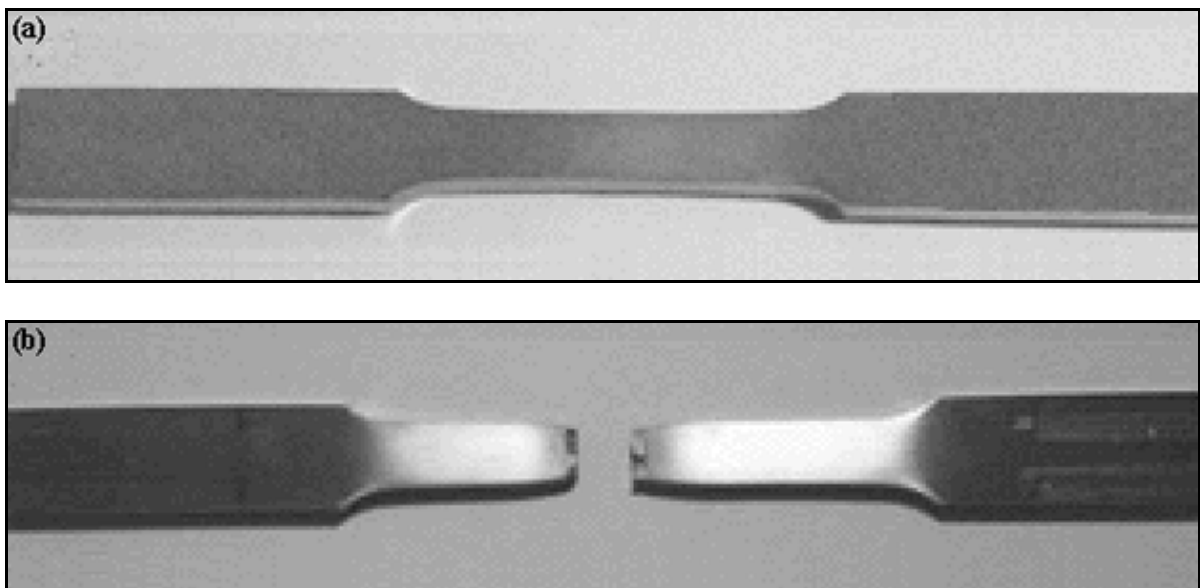


Figura 4.4.- (a) Probeta de tracción del material base, (b) probeta de tracción del material base ensayada.

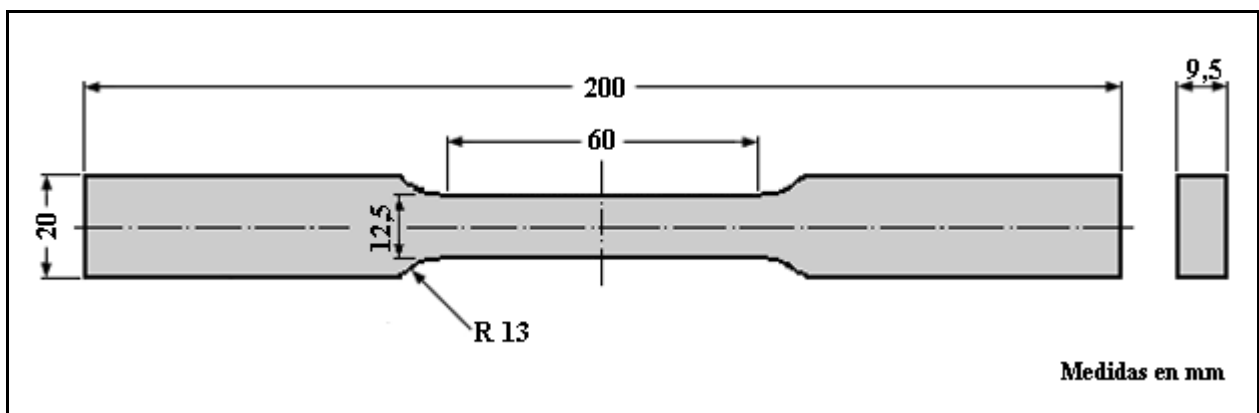


Figura 4.5.- Medidas de la probeta de tracción del material base según la norma ASTM A 370.

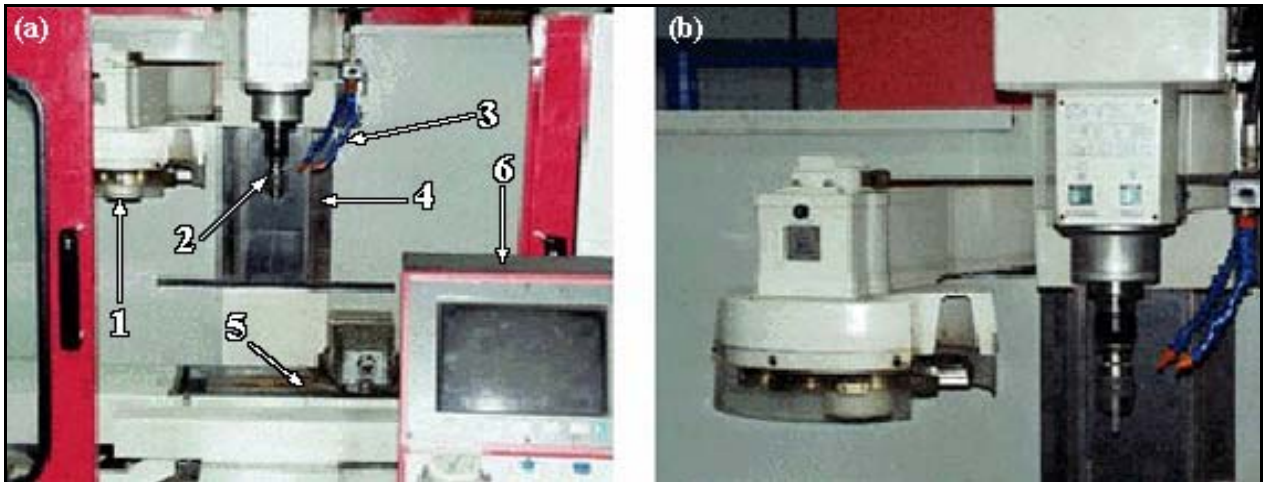


Figura 4.6.- (a) Centro de mecanizado de control numérico MITSUBISHI modelo Dyna Mite 4400, en el que se indican: (1) Porta herramientas, (2) husillo de fresar, (3) mangueras del sistema de refrigeración, (4) guía de desplazamiento del eje z, (5) mesa de sujeción de la pieza y ejes de desplazamiento x-y, y (6) consola de mando. (b) Acercamiento de las partes 1, 2 y 3.

Los ensayos de tracción del material base se realizaron en una máquina universal de ensayos marca INSTRON modelo 8502 con capacidad de 25 toneladas y desplazamiento máximo de 100 cm, la cual se encuentra ubicada en el Laboratorio Nacional de Referencia para la Evaluación de Propiedades Mecánicas de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica de la UCV. Esta posee una computadora anexa con la cual se pueden controlar los ensayos y de la que se puede obtener un registro de los valores de la carga aplicada y del alargamiento de la probeta. Con estos valores y las medidas de las probetas antes y después de cada ensayo se calcularon los valores del esfuerzo de fluencia ( $\sigma_y$ ), del esfuerzo nominal a carga máxima o esfuerzo a la tracción ( $S_u$ ), del esfuerzo real a carga máxima ( $\sigma_{max}$ ), de la deformación ( $\epsilon$ ), de la deformación real ( $\epsilon_r$ ) y del porcentaje de reducción de área que se muestran en la tabla 4.3 y en la gráfica de esfuerzo real vs. deformación real de la figura 4.7.

Tabla 4.3.- Resultados del ensayo de tracción del material base.

Probeta	$\sigma_y$ (MPa)	$S_u$ (MPa)	$\sigma_{max}$ (MPa)	$\epsilon$ (mm/mm)	$\epsilon_r$ (mm/mm)	RA (%)
1	383	543	727	0,338	0,291	49,94
2	394	580	692	0,192	0,176	50,79
<b>Promedio</b>	<b>389</b>	<b>562</b>	<b>710</b>	<b>0,265</b>	<b>0,234</b>	<b>50,37</b>
<b>DE</b>	<b>8</b>	<b>26</b>	<b>25</b>	<b>0,10</b>	<b>0,08</b>	<b>0,60</b>

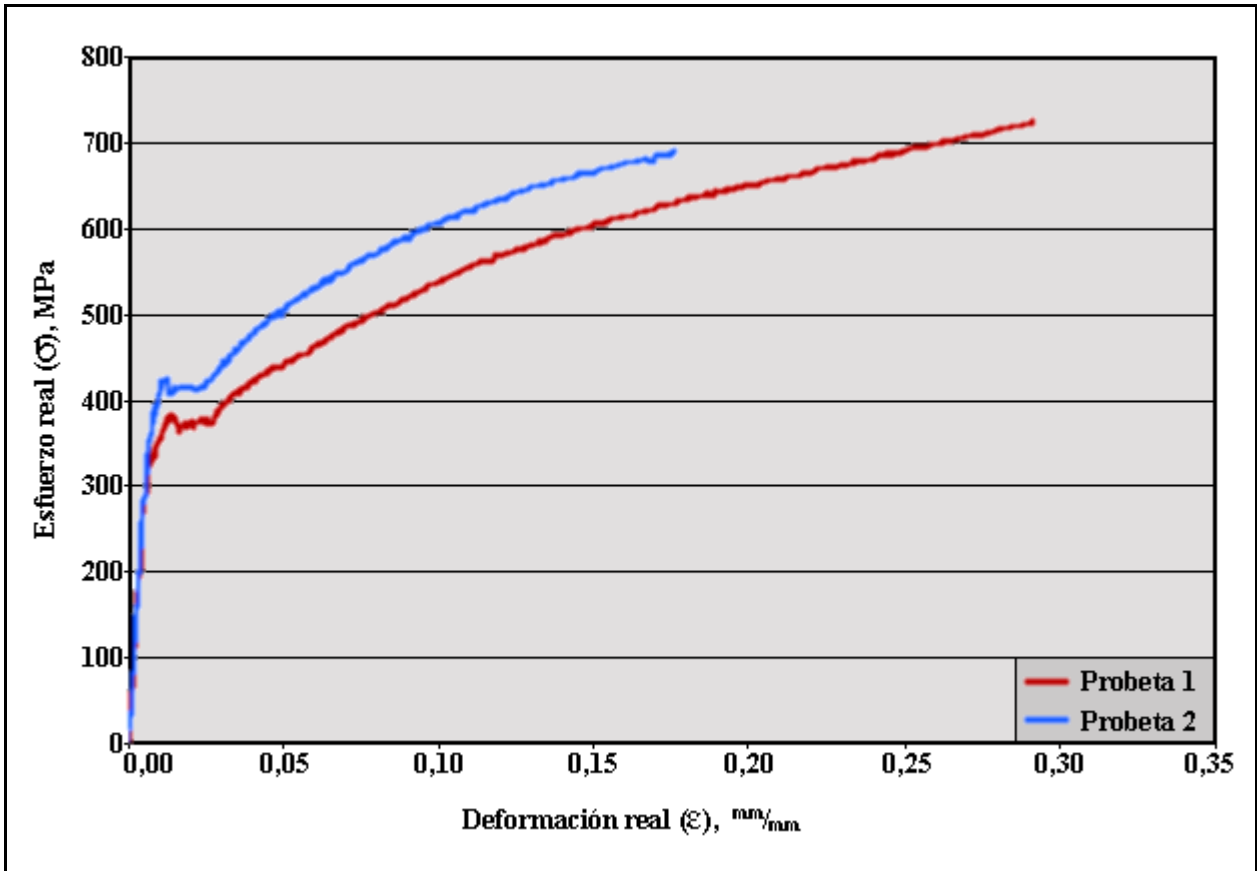


Figura 4.7.- Gráfico de esfuerzo real (MPa) vs. deformación real ( $\text{mm/mm}$ ) del comportamiento a tracción del material base.

#### 4.1.5.- Preparación de las Juntas

Las juntas a tope, cuyas medidas se muestran en la figura 4.8, se elaboraron llevando a cabo los siguientes pasos:

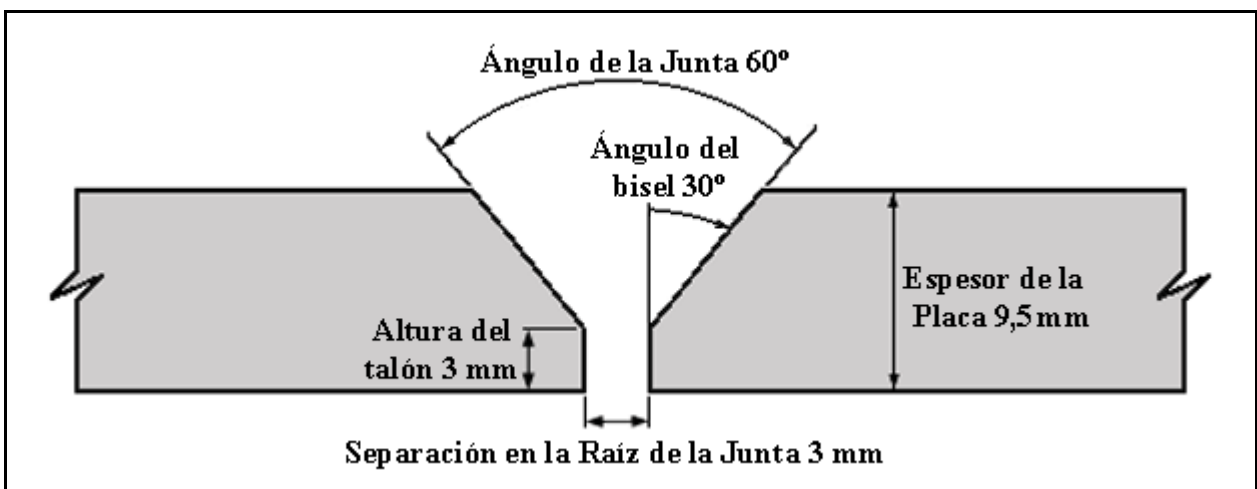


Figura 4.8.- Diseño de la junta a tope.

1. Utilizando corte por plasma, a las láminas de material base se le hicieron dos cortes en sentido longitudinal, cada uno de un ancho aproximado de 133 mm, tal como se muestra en la figura 4.9.

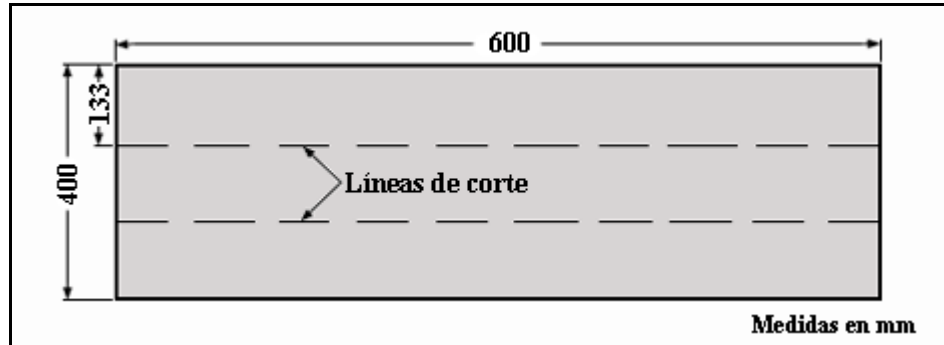


Figura 4.9.- Corte con plasma de la lámina de material base.

2. Utilizando una fresadora vertical se eliminó la ZAC que queda al cortar con plasma, disminuyendo el ancho de cada placa de 133 mm a 120 mm, como se muestra en la figura 4.10a. Seguidamente, con la misma fresadora, se procedió a hacerles un bisel de  $30^\circ$  a las placas, dejando un talón de 3 mm con una tolerancia de 0,1 mm (Fig. 4.10b). Los valores de las medidas fueron verificados utilizando un vernier. Después de hacerles el bisel estos fueron lijados con lija 80 para eliminar las irregularidades superficiales.

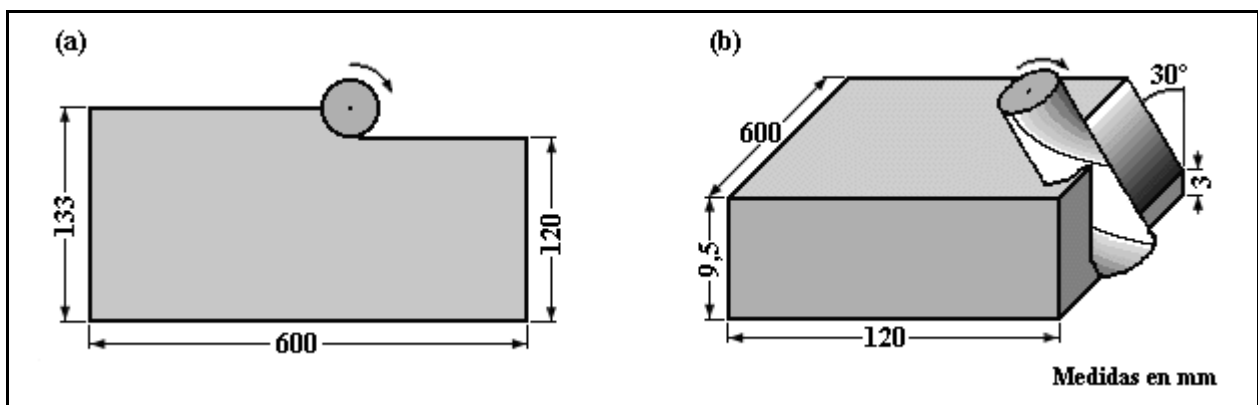


Figura 4.10.- Corte con la fresadora vertical de (a) la zona afectada por el calor y (b) del bisel.

3. Posteriormente cada placa fue cortada a la mitad de su longitud, como se indica en la figura 4.11, con una sierra de vaivén, la cual posee un sistema de refrigeración para evitar que la microestructura y las propiedades del material cambien por efecto del calor. Ambas

mitades fueron marcadas de igual forma, de manera tal que se usaran en la junta a tope las placas con igual marca.

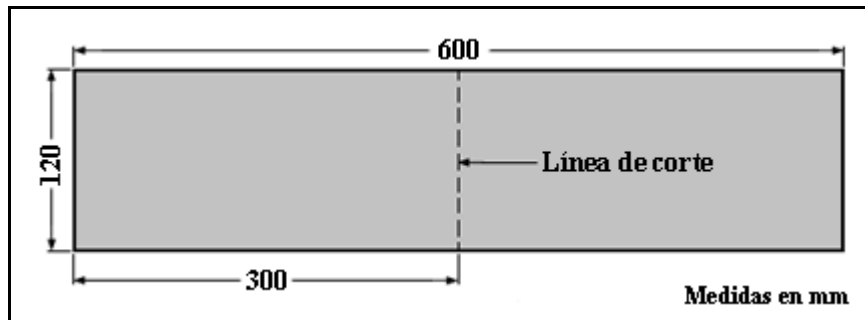
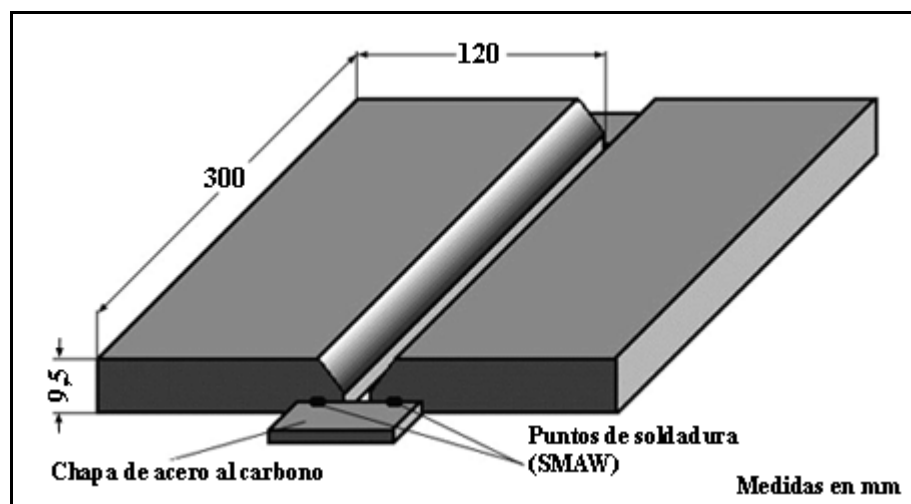


Figura 4.11.- Corte con sierra de vaivén del material base.

- Las juntas a tope para los cupones de prueba fueron punteadas en los extremos, tal como se muestra esquemáticamente en la figura 4.12, a unas pequeñas chapas de acero al carbono. Esto se hizo para minimizar tanto el movimiento de las placas como la dilatación debida al calor aportado durante la soldadura, asegurando así que la separación de tres milímetros entre las placas sea constante. Debido a la longitud de la junta no hizo falta puntearla en el centro, evitándose así problemas de discontinuidad en el proceso automático.



4.12.- Esquema de la junta a tope.

- Por último las juntas fueron cepilladas con un cepillo de cerdas de alambre, y lijadas manualmente con lija de grano 80 para eliminar el exceso de óxido.

## 4.2.- Proceso de Soldadura GMAW (CC)

### 4.2.1.- Fuente de Energía Eléctrica

Los cordones de soldadura fueron hechos de forma automática con una fuente de poder modelo Pulse Arc 400 II marca ESAB/AIRCO la cual se muestra en la figura 4.13a, y se encuentra ubicada en el Laboratorio de Soldadura de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica de la UCV. Esta fuente de poder está equipada con un amperímetro DC y un voltímetro DC (Fig. 4.13b) que indican el rango de funcionamiento de 500 A y 50 V. Estos medidores están conectados internamente a los terminales de salida de la fuente de poder.

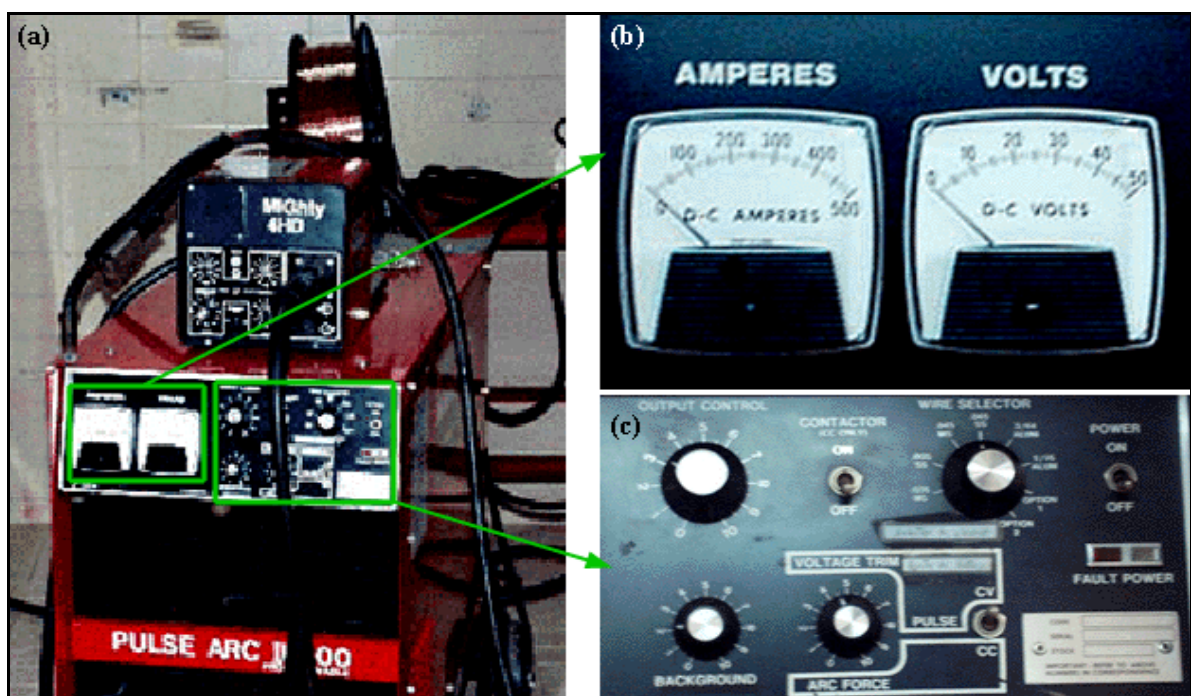


Figura 4.13.- (a) Fuente de poder Pulse Arc 400 II, (b) y (c) panel de control.

En la transferencia metálica por cortocircuito, el control de operación de salida de la fuente es en modo de tensión constante (CV). Al trabajar de esta manera el control de salida establece automáticamente la velocidad de alimentación del alambre (corriente promedio) y la tensión promedio del arco para una soldadura óptima basada en el electrodo seleccionado y en los valores de operación señalados (*output control*, *background*, y *voltage trim*), en el panel de control que se muestra en la figura 4.13c. La figura 4.14 muestra las curvas de funcionamiento máximas y mínimas para la transferencia metálica por cortocircuito, de este equipo, en una gráfica tensión contra intensidad de corriente.

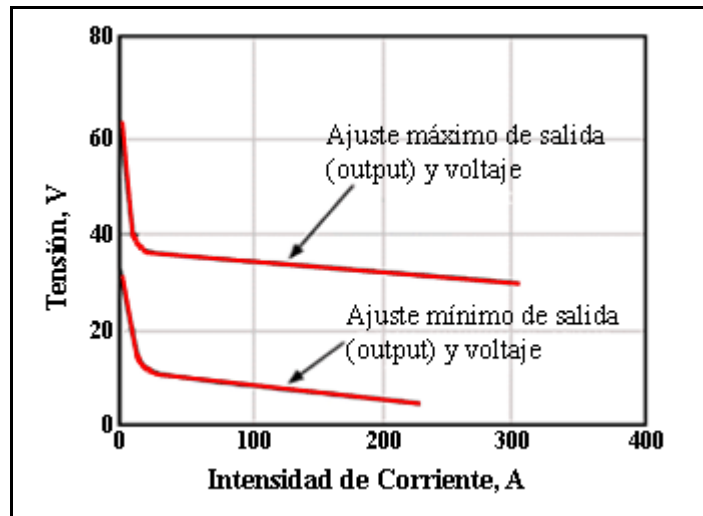


Figura 4.14. Curvas de funcionamiento para la transferencia metálica por cortocircuito.

#### 4.2.2.- Mezclas Gaseosas de Protección

Los gases de protección utilizados fueron tres mezclas ternarias de argón, dióxido de carbono e hidrógeno. El contenido de dióxido de carbono se mantuvo fijo en 12 % y el de hidrógeno se varió entre 1 y 3 %, mientras que el argón sirvió para balancear el contenido total de cada una de las bombonas. En la tabla 4.4 se muestran los gases y su composición química.

Tabla 4.4.- Composición química de los gases de protección reportados por AGA-Gas de Venezuela.

Mezcla Gaseosa de Protección	Composición Química
1	Ar + 12 ± 0,05% CO <sub>2</sub> + 1 ± 0,004% H <sub>2</sub>
2	Ar + 12 ± 0,05% CO <sub>2</sub> + 2 ± 0,004% H <sub>2</sub>
3	Ar + 12 ± 0,05% CO <sub>2</sub> + 3 ± 0,004% H <sub>2</sub>

Cada mezcla gaseosa fue usada por separado conectándola a un regulador de flujo y este, al sistema de alimentación del alambre de la fuente de poder. Los gases de protección fueron preparados bajo la norma ISO-6143 por la empresa AGA-Gas de Venezuela y suministrados en bombonas de 6,0 m<sup>3</sup> de capacidad.

#### 4.2.3.- Determinación de los Parámetros de Soldeo

Una vez escogidos el tipo y diámetro del electrodo y la geometría de la junta, se deben determinar los parámetros velocidad de soldeo ( $v$ ), caudal del gas protector ( $Q$ ), tensión del arco ( $U$ ), velocidad de alimentación del alambre que viene dada por la intensidad de corriente ( $I$ ),

inclinación de la pistola y distancia tobera pieza (S). Cada uno de estos parámetros se obtuvo para cada gas de protección, usando el modo de transferencia metálica por cortocircuito en posición plana, de modo tal que se obtuviesen cordones uniformes y continuos, y que el volumen depositado llenase el espacio entre las juntas en una sola pasada. El procedimiento utilizado para encontrar los parámetros de soldeo consistió en aproximar los valores haciendo cordones sobre una lámina y luego, ajustar estos valores soldando una junta a tope.

Con estos parámetros se elaboraron tres cupones de prueba para cada mezcla gaseosa, generando un total de 9 cupones de prueba, los cuales se cortaron en secciones para elaborar las probetas a objeto de realizar los diferentes ensayos requeridos para la caracterización de las juntas soldadas.

#### **4.2.4.- Elaboración de los Cupones de Prueba**

Las juntas a tope fueron soldadas en un banco de pruebas existente en el Laboratorio de Soldadura de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica de la UCV. Para evitar que las juntas se movieran durante el proceso de soldadura, estas se sujetaron al banco de pruebas por medio de sargentos, tal como se muestra en la figura 4.15.

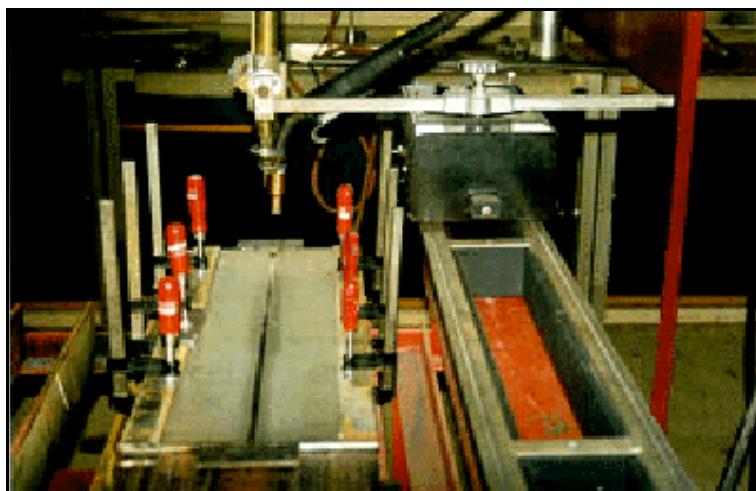


Figura 4.15.- Montaje de la junta sobre el banco de pruebas.

Este banco de pruebas posee un sistema de refrigeración por agua que está en contacto con una placa de cobre, que sirve de respaldo para la junta a soldar. Sobre el banco de pruebas se dispuso un sistema de traslación automática al cual se sujetó la pistola del equipo de soldadura. De esta manera los cordones de soldadura se realizaron de manera totalmente automática.

### **4.3.- Ensayos No Destructivos (Cupones de Prueba)**

Para determinar la condición de los cupones de prueba, previo a la elaboración de las probetas a utilizar en los diferentes ensayos destructivos, estos fueron evaluados empleando técnicas no destructivas tales como inspección visual y radiografías.

#### **4.3.1.- Inspección Visual**

La inspección visual se realizó antes, durante y después del proceso de soldadura a los cupones de prueba según lo indica la norma ANSI/AWS B1.11 – 88. De esta manera se aseguró que las dimensiones de la junta fuesen uniformes y que su superficie estuviese libre de irregularidades, así como de óxido y grasas. De igual manera se verificó la continuidad del depósito de soldadura durante el proceso y, después de soldadas, se buscó evidencia de defectos superficiales tales como porosidades, salpicaduras, grietas, falta de penetración y falta de fusión en los cupones de prueba.

#### **4.3.2.- Inspección Radiográfica**

A fin de buscar posibles defectos internos generados por el proceso de soldadura, se radiografiaron los cupones de prueba según las normas ASME sección V artículos 2 y 22, y API-STD-1104. Las radiografías se tomaron en una fuente de radiación de rayos X marca ANDREX de potencia variable, que posee una capacidad de 300 KV y 10 mA con un tamaño de foco de 2,5 x 2,5 mm y un ángulo de emergencia de 54°. La misma se encuentra ubicada en el Laboratorio de Ensayos No Destructivos de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica de la UCV. La película radiográfica utilizada es de tipo D4 – Structure, marca AGFA. La película se colocó entre dos pantallas de plomo de 0,005 pulg. de espesor.

Los cupones de prueba fueron identificados indicando el número del cupón de prueba y el contenido de hidrógeno en el gas de protección, y para reconocer la calidad de las radiografías, fueron colocados, sobre los mismos, indicadores o penetrómetros de hilos y de agujeros. Luego se procedió a tomar las radiografías según los parámetros que se muestran en la tabla 4.5, los cuales se obtuvieron por medio de las curvas de exposición recomendadas para la práctica radiográfica. Una vez realizadas las radiografías se procedió al revelado de las mismas. Cada revelado toma 36 minutos en la secuencia siguiente: primero el revelador durante 5 min., después se lava 1 minuto en agua, luego el fijador durante 10 min. y por último 20 min. en agua. Después

de reveladas, las radiografías se llevan a un horno de secado eléctrico, y por último las radiografías son revisadas en un negoscopio.

Tabla 4.5.- Parámetros de exposición radiográfica.

<b>Espesor del cordón (mm)</b>	<b>Voltaje (KV)</b>	<b>Exposición (<math>\text{mA}/\text{min}</math>)</b>	<b>Amperaje (mA)</b>	<b>Tiempo de exposición (min)</b>	<b>Distancia al foco (mm)</b>
14	200	7	3,5	2	700

#### 4.4.- Ensayos Destructivos (Cupones de Prueba)

La figura 4.16 muestra de manera esquemática como fueron cortados los cupones de prueba a fin de obtener las muestras necesarias para fabricar las probetas a ser utilizadas en los ensayos destructivos realizados para caracterizar las soldaduras. Estos ensayos fueron: análisis químico de los depósitos, evaluación metalográfica (macrografía y micrografía), medición de dureza, ensayos de tracción y cálculo del límite de fatiga.

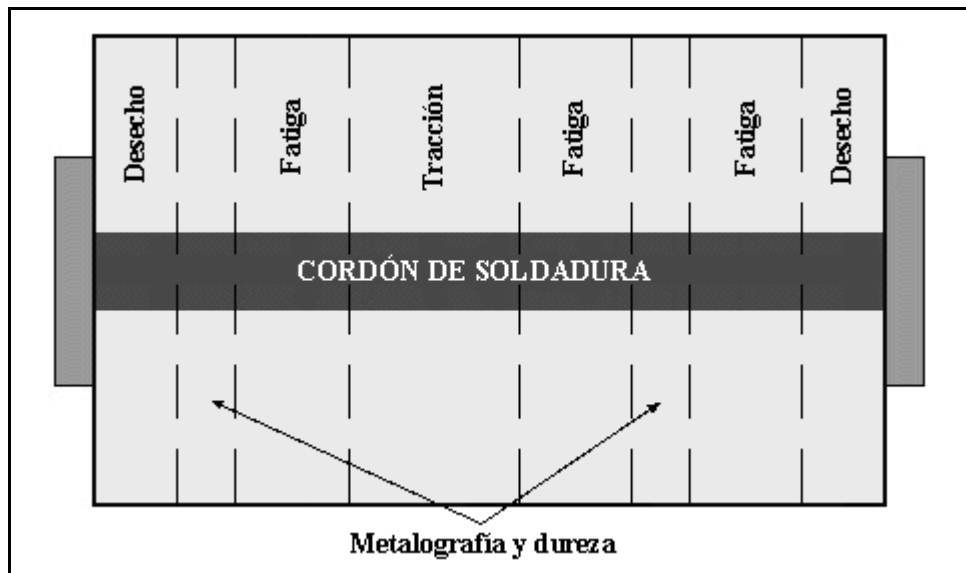


Figura 4.16.- Esquema de los cortes para probetas de la junta soldada.

Los cortes de la figura 4.16 fueron realizados con una sierra de vaivén, la cual se encuentra ubicada en el Laboratorio de Máquinas Herramientas de la Escuela de Ingeniería Mecánica de la UCV.

#### 4.4.1.- Análisis Químico del Depósito de Soldadura

Para realizar la caracterización química de los depósitos de soldadura se extrajeron aproximadamente 10 gramos de material en forma de virutas, por cada mezcla gaseosa de protección utilizada. La extracción se realizó en la dirección transversal al cordón de soldadura, por medio de un taladro de banco. Este material fue analizado por el método de Absorción Atómica de Espectrofotometría de Llama, es decir, el mismo método utilizado en el análisis químico del material base, en el Laboratorio Químico Instrumental de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica de la UCV.

#### 4.4.2.- Evaluación Metalográfica

La evaluación metalográfica de los depósitos de soldadura incluye un análisis macrográfico y uno micrográfico. La preparación de las probetas para el análisis metalográfico se realizó, en forma general, de la siguiente manera:

1. Se tomaron dos muestras de cada cupón de prueba (Fig. 4.16), y fueron llevadas a las medidas que se muestran en la figura 4.17 para facilitar su manipulación.
2. El primer paso para mejorar la calidad superficial consistió en desbastar con lijas la superficie de la probeta, empezando con un desbaste grueso de grano 80 hasta eliminar todas las irregularidades de la sierra de vaivén y afinando sucesivamente hasta grano 1500, de acuerdo a lo indicado por la norma ASTM E 3.
3. El pulido final se hizo utilizando primero paño verde con alúmina de 0,05 micrón y luego paño rojo con alúmina de 0,01 micrón.
4. La probeta se atacó con una solución de Nital al 2% durante 5 segundos para revelar las distintas zonas de la junta soldada.

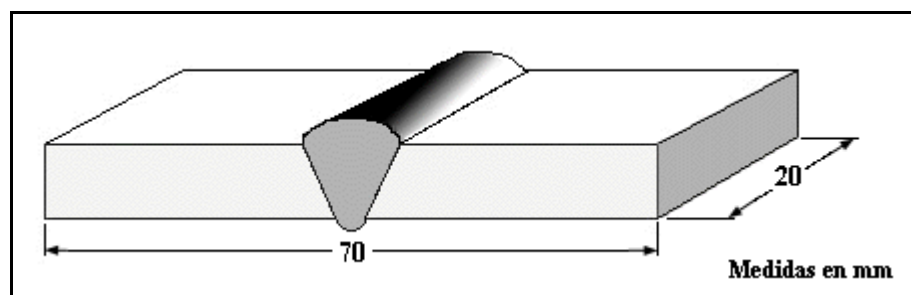


Figura 4.17.- Dimensiones de las probetas de metalografía y dureza.

#### 4.4.2.1.- Análisis Macrográfico

El análisis macrográfico se realizó con objeto de identificar la zona del cordón, la zona afectada térmicamente, la penetración lateral, ancho y altura de cara y raíz, y el porcentaje de dilución, en todos los cordones de soldadura realizados con cada una de las mezclas gaseosas de protección, tal como se ilustra en las figuras 4.18 y 4.19. Las macrográficas fueron tomadas con un sistema analizador de imágenes LECO 3001.

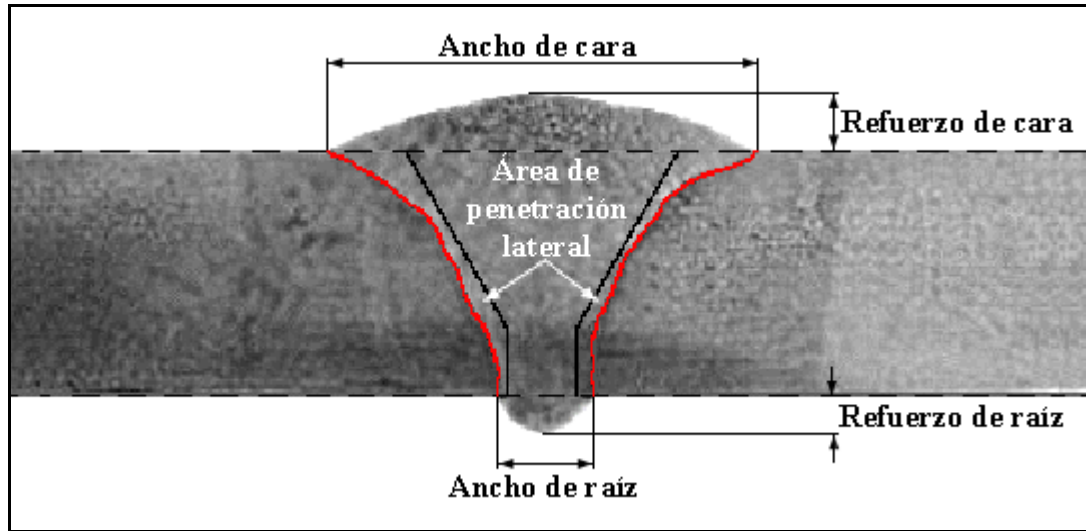


Figura 4.18.- Parámetros geométricos del cordón de soldadura.

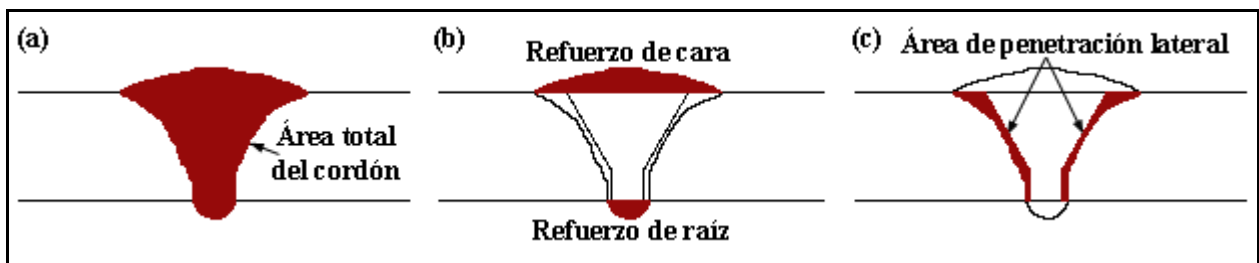


Figura 4.19.- Esquema general utilizado para el cálculo de las relaciones de áreas, penetración y dilución en los cordones de soldadura.

#### 4.4.2.2.- Análisis Micrográfico

El análisis micrográfico se realizó a fin de verificar la microestructura y fases presentes, así como la presencia de micro poros y micro fisuras en el cordón de soldadura y en la zona afectada térmicamente, haciendo especial énfasis en la zona de transición entre el cordón y la zona afectada térmicamente. Las micrográficas fueron tomadas con un microscopio óptico digital Olympus BX60.

#### 4.4.3.- Ensayo de Dureza

Una vez realizada la evaluación metalográfica, fueron utilizadas las mismas probetas de la figura 4.17 para determinar un perfil de dureza superficial de las soldaduras para cada uno de los cupones de prueba realizados con cada gas de protección utilizado. Esto se hizo por medio del ensayo de microdureza Knoop según la norma ASTM E 384.

La figura 4.20 muestra el barrido hecho sobre cada una de las probetas para la obtención de una cantidad significativa de mediciones. Se practicaron un total de 30 mediciones en cada probeta, con una separación aproximada de 1 milímetro entre dos mediciones consecutivas. Esto se llevó a cabo aplicando una carga de 300 gf durante un tiempo de quince segundos con un microdurómetro marca SHIMADZU modelo M85032, cuya apreciación es de  $\pm 0,5 \mu\text{m}$ , el cual se encuentra ubicado en el Laboratorio de Ensayos Mecánicos de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica de la UCV.

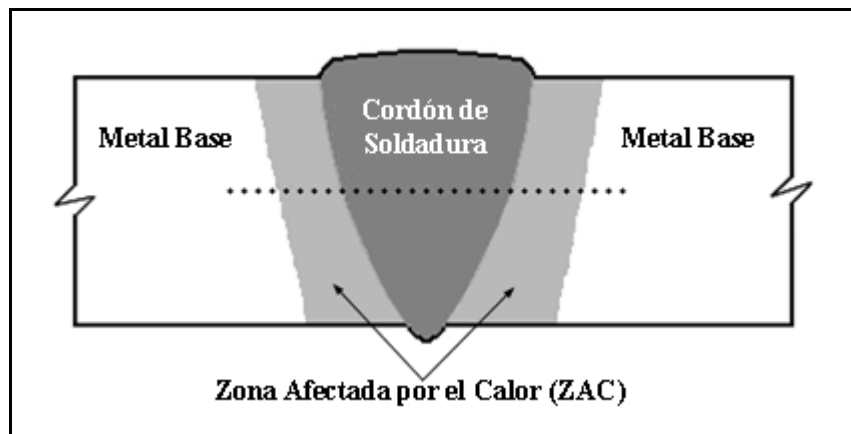


Figura 4.20.- Esquema de medición de los valores de dureza de la junta soldada.

#### 4.4.4.- Ensayo de Tracción

Para analizar la resistencia de la junta soldada a las cargas axiales de tensión se realizaron dos ensayos de tracción a las juntas soldadas a fin de determinar propiedades mecánicas tales como el esfuerzo de fluencia ( $\sigma_y$ ), el esfuerzo nominal a carga máxima o esfuerzo a la tracción ( $S_u$ ), el esfuerzo real a carga máxima ( $\sigma_{max}$ ), la deformación ( $\epsilon$ ), la deformación real ( $\epsilon_r$ ) y el porcentaje de reducción de área.

Estos ensayos se realizaron en una máquina universal de ensayos marca INSTRON modelo 8502 con capacidad de 25 toneladas y desplazamiento máximo de 100 cm (Fig. 4.21), la

cual está ubicada en el Laboratorio Nacional de Referencia para la Evaluación de Propiedades Mecánicas de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica de la UCV. Este equipo está diseñado para realizar ensayos estáticos (tracción y compresión) y de fatiga axial. Así mismo provee al usuario de un sistema digital para el control y registro de las mediciones realizadas por el sistema de adquisición de datos durante el tiempo en que se está efectuando el ensayo. Estos datos se usarán posteriormente para trazar las curvas de tracción.

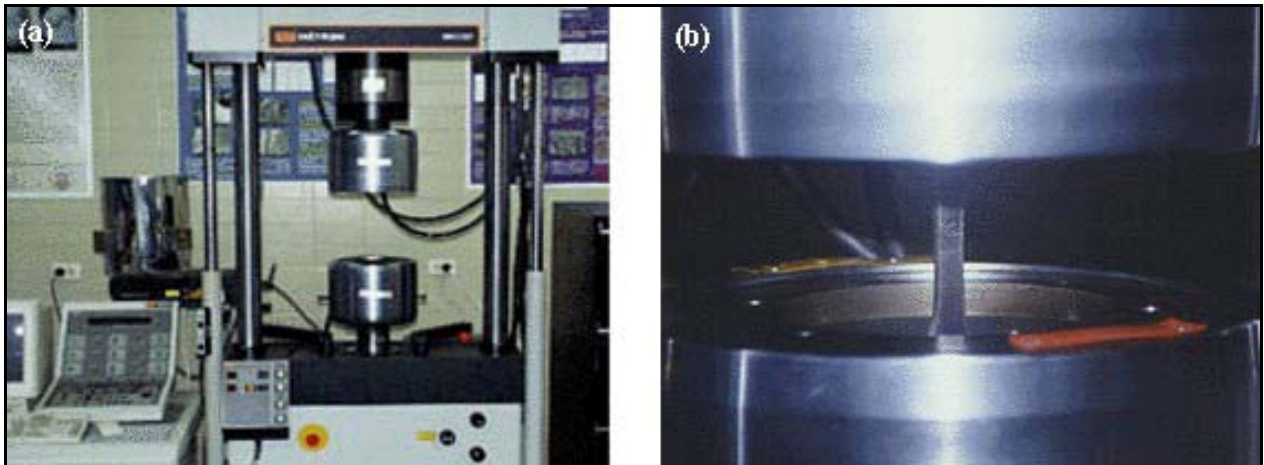


Figura 4.21.- (a) Máquina universal de ensayos INSTRON modelo 8502, (b) acercamiento de la mordaza sujetando un probeta de fatiga.

El proceso de fabricación de las probetas utilizadas en los ensayos de tracción de las juntas soldadas, como la que se muestra en la figura 4.22e, se realizó llevando a cabo los siguientes pasos:

1. Corte de los cupones de prueba con una sierra de vaivén de acuerdo a lo indicado en el esquema de la figura 4.16.
2. Maquinado y rectificado de los refuerzos de cara y raíz del cordón de soldadura hasta dejarlos al ras con el material base, (Fig. 4.22 b). Esto se hizo en dos etapas, la primera se realizó utilizando un esmeril manual, con el que se disminuyó la altura de los refuerzos hasta un valor aproximado de un milímetro. La segunda, se llevó a cabo con una máquina de esmerilado plano para esmerilado frontal que posee un sistema de sujeción magnético, la cual se encuentra ubicada en el Laboratorio de Máquinas Herramientas de la Escuela de Ingeniería Mecánica de la UCV, y con la cual se eliminaron completamente los refuerzos del cordón de soldadura.

3. Para que las probetas cumplieren con las medidas de la norma ANSI/AWS B4.0 – 97, las cuales se muestran en la figura 4.23, se utilizó un centro de mecanizado de control numérico Dyna Mite 4400 marca MITSUBISHI (Fig. 4.6), el cual está ubicado en la Escuela de Ingeniería Mecánica de la UCV, para fresar las muestras (Fig. 4.22 c).
4. Por último las probetas fueron lijadas empezando con un grano 80 y afinando sucesivamente hasta grano 1500 en dirección axial, con el fin de eliminar cualquier posible concentrador de esfuerzos (Fig. 4.22 d y e).

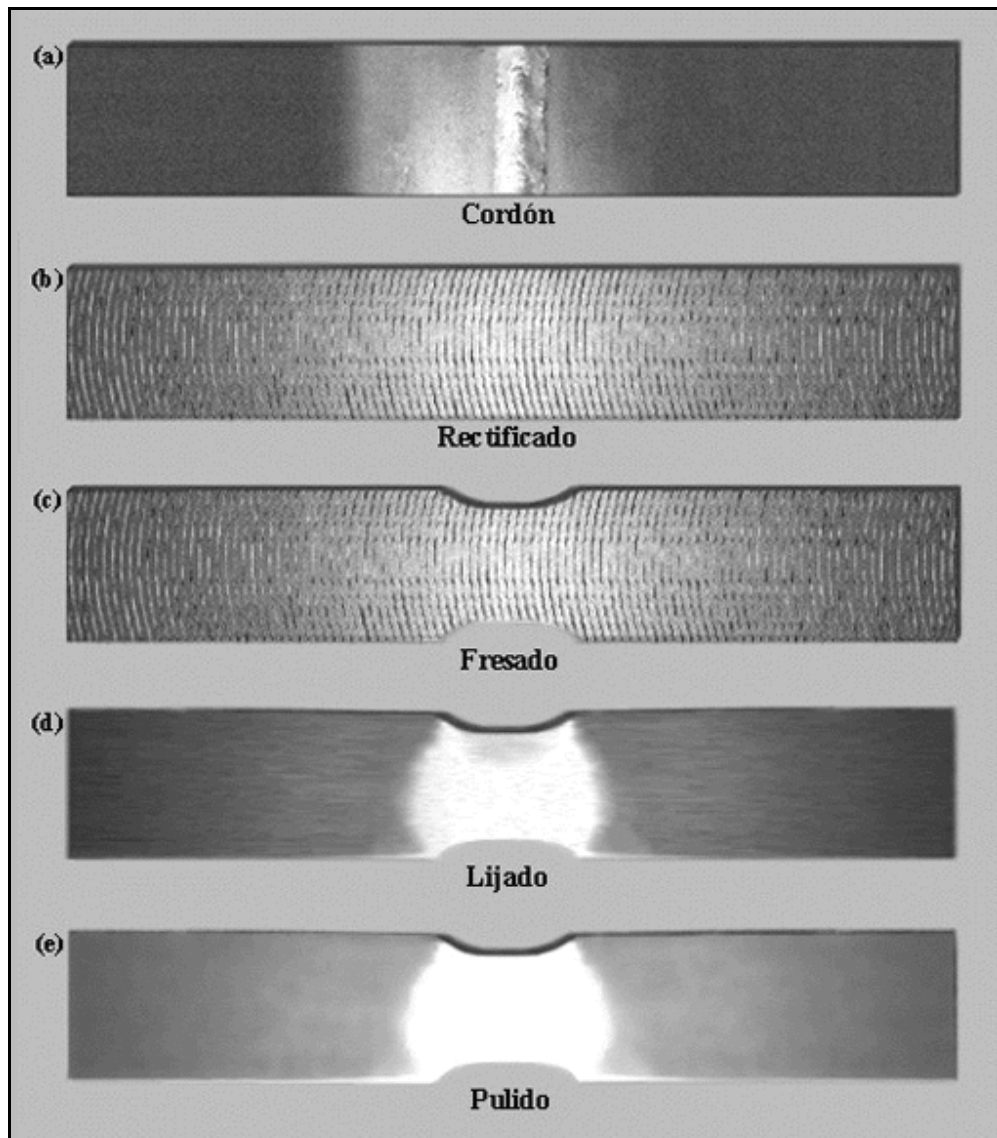


Figura 4.22.- Pasos utilizados en la fabricación de las probetas para el ensayo de tracción de las juntas soldadas. (a) Cordón de soldadura; (b) Rectificado del cordón con una máquina para esmerilado plano; (c) Fresado de las probetas; (d) Lijado grueso con grano 80; (e) Lijado fino o pulido con grano 1500.

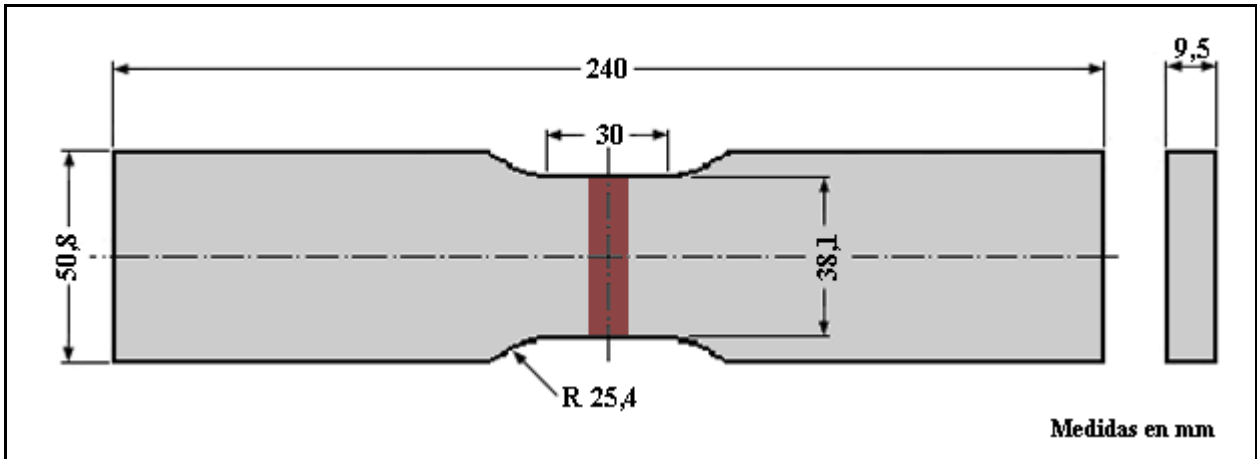


Figura 4.23.- Medidas de la probeta de tracción con soldadura transversal según la norma ANSI/AWS B4.0 – 97.

#### 4.4.5.- Ensayo de Fatiga

Los ensayos de fatiga se llevaron a cabo aplicando una carga axial controlada a una frecuencia de 20 Hz y con una relación de carga  $R = 0,5$ , tal como se indica esquemáticamente en la figura 4.24. Estos ensayos se realizaron en una máquina marca INSTRON modelo 8502, es decir, la misma que se utilizó para realizar los ensayos de tracción del metal base y de la junta soldada (Fig. 4.21). En este estudio el límite de fatiga fue considerado a  $2 \times 10^6$  ciclos (como vida infinita), y se determinó por medio del método de la escalera. Para ello se realizaron diez ensayos partiendo de un valor de  $S_{\max}$  igual a 415 MPa, lo que corresponde aproximadamente al 74,5 % de la resistencia última a la tracción obtenida en los ensayos de tracción de las juntas soldadas. Se utilizó un escalón de carga equivalente a 7 MPa entre cada ensayo consecutivo.

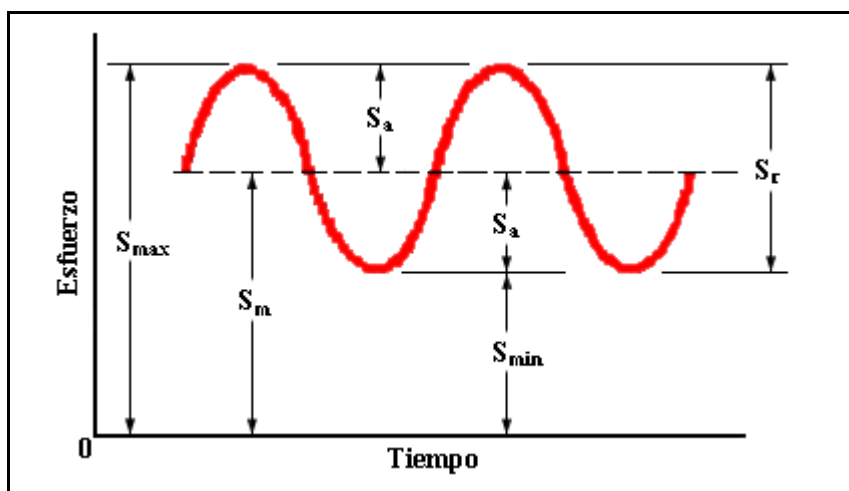


Figura 4.24.- Relación de carga aplicada en el ensayo de fatiga.

Las probetas utilizadas para determinar el límite de fatiga de las juntas soldadas, como la que se muestra en la figura 4.25, fueron fabricadas siguiendo el mismo procedimiento que el utilizado en la fabricación de las probetas para el ensayo de tracción de las juntas soldadas. El diseño de las probetas para el ensayo de fatiga, fue escogido de acuerdo a la norma ASTM E 466 – 76. En la figura 4.26 se muestra el diseño y las medidas de las probetas utilizadas en el ensayo para el cálculo del límite de fatiga.

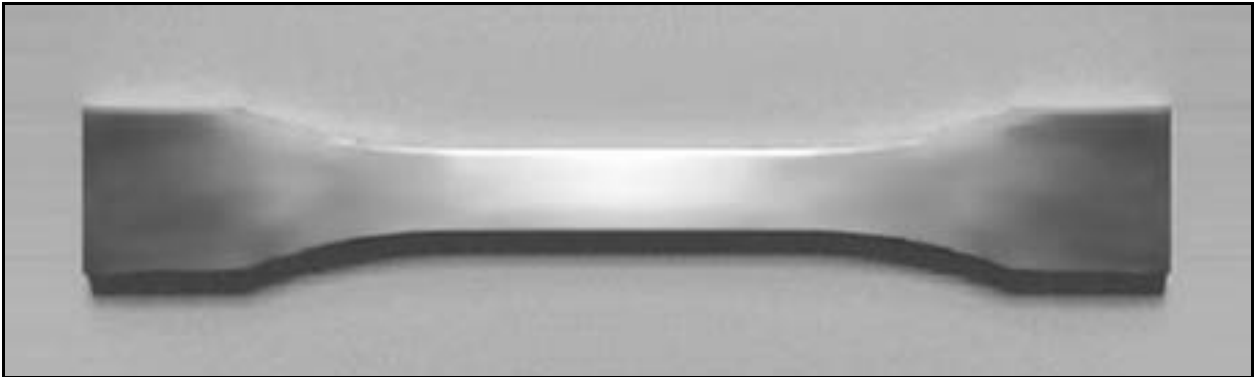


Figura 4.25.- Probeta para determinar el límite de fatiga de la junta soldada.

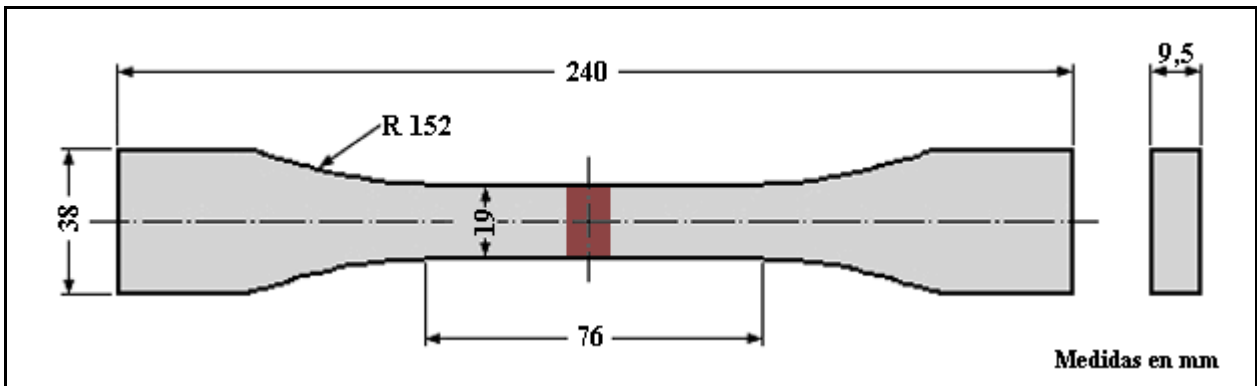


Figura 4.26.- Medidas de la probeta de fatiga con soldadura transversal de acuerdo a la norma ASTM E466 – 76.

# **ANÁLISIS DE RESULTADOS**

## 5.- ANÁLISIS DE RESULTADOS

### 5.1.- Carbono Equivalente y Soldabilidad del Acero API 5L Grado B

Para conocer la tendencia al agrietamiento del acero API 5L Grado B se calculó su soldabilidad a partir de la ecuación empírica del Carbono Equivalente (CE) desarrollada por el Instituto Internacional de Soldadura (IIW). El análisis químico del acero API 5L Grado B, así como el valor de su Carbono Equivalente se muestran en la tabla 5.1.

Tabla 5.1.- Análisis químico y Carbono Equivalente del material base.

Material	% en Peso de los Elementos			
	C	Mn	S	P
API 5L grado B	0,252	1,076	0,013	0,03
<b>CE del acero API 5L Grado B = 0,43 % peso</b>				

La AWS<sup>(4)</sup> indica que para valores de CE inferiores al 0,50 % en peso, los aceros microaleados poseen buena soldabilidad y no es necesario precalentar la junta ni realizar ningún tratamiento térmico post-soldadura.

### 5.2.- Parámetros del Proceso de Soldadura

En la tabla 5.2 se muestran los valores de los parámetros de soldadura utilizados durante la elaboración de los cupones de prueba con cada uno de los gases de protección, al soldar con la pistola en posición vertical, es decir, a 90° respecto a las junta. Estos parámetros son los requeridos para llenar con una sola pasada la junta a tope que se muestra esquemáticamente en la figura 4.8.

Tabla 5.2.- Parámetros de soldadura para cada uno de los gases de protección.

Gas de Protección	v (cm/min)	I (A)	U (V)	Q (lt/min)	S (mm)
Ar + 12% CO <sub>2</sub> + 1% H <sub>2</sub>	12,7	230	26	15	15
Ar + 12% CO <sub>2</sub> + 2% H <sub>2</sub>	12,7	240	26	15	15
Ar + 12% CO <sub>2</sub> + 3% H <sub>2</sub>	12,7	245	26	15	15

Se puede observar que los parámetros velocidad de avance ( $v$ ), tensión del arco ( $U$ ), caudal del gas de protección ( $Q$ ) y distancia tobera/pieza ( $S$ ) se mantuvieron constantes. Los valores de  $Q$  y  $S$  se escogieron en función de las recomendaciones de la AWS<sup>(37)</sup> para la práctica de soldadura GMAW de aceros al carbono con el modo de transferencia metálica por cortocircuito. Con el fin de mantener un arco estable fue necesario incrementar la intensidad de corriente ( $I$ ) o lo que es igual la velocidad de alimentación del alambre a medida que aumentaba el contenido de hidrógeno en el gas de protección. Según los estudios reportados por Lancaster<sup>(41)</sup> y Lyttle<sup>(48)</sup>, esto probablemente se deba al aumento en el potencial de ionización de las mezclas gaseosas al aumentar el contenido de hidrógeno en los mismos.

### 5.3.- Aporte Calórico

La tabla 5.3 muestra los valores de la energía bruta aportada (EBA) o aporte calórico y la energía neta absorbida (ENA) durante el proceso de soldadura para cada uno de los gases de protección, las cuales se calcularon a partir de los parámetros intensidad de corriente, voltaje del arco y velocidad de soldeo, que se reportan en la tabla 5.2. Para el cálculo de la ENA se consideró que al haber CO<sub>2</sub> e hidrógeno en la mezcla gaseosa, el rendimiento del proceso ( $\rho_1$ ) debía ser el utilizado para gases activos o con una alta conductividad térmica, es decir  $\rho_1 = 0,85$ .

Tabla 5.3.- Aporte calórico al proceso de soldeo.

Gas de Protección	EBA ( $\text{KJ}/\text{cm}$ )	ENA ( $\text{KJ}/\text{cm}$ )
Ar + 12% CO <sub>2</sub> + 1% H <sub>2</sub>	28,34	24,10
Ar + 12% CO <sub>2</sub> + 2% H <sub>2</sub>	29,48	25,06
Ar + 12% CO <sub>2</sub> + 3% H <sub>2</sub>	30,19	25,66

Según Gomez<sup>(2)</sup>, al utilizar el proceso GMAW los valores de la EBA se encuentran en un rango que va desde los 5  $\text{KJ}/\text{cm}$  hasta 30  $\text{KJ}/\text{cm}$ . Según se puede observar en la tabla 5.3 los valores de la EBA obtenidos en esta investigación se encuentran en el límite superior de este rango. Esto se debe a que los parámetros tensión del arco e intensidad de corriente tienen unos valores muy altos, los cuales según los estudios de Grundmann et al.<sup>(39)</sup> entran en la clasificación conocida como cortocircuito forzado.

## 5.4.- Ensayos No Destructivos

### 5.4.1.- Inspección Visual

Basándonos en la norma ANSI/AWS B1.11 – 88<sup>(33)</sup>, durante la inspección visual de las soldaduras, no se encontró evidencia de discontinuidades superficiales tales como poros y grietas, socavaduras, falta de penetración o relleno insuficiente en la cara del cordón. Las fotografías de los cordones, tanto de cara como de raíz, se muestran en la figuras 5.1 a la 5.3.

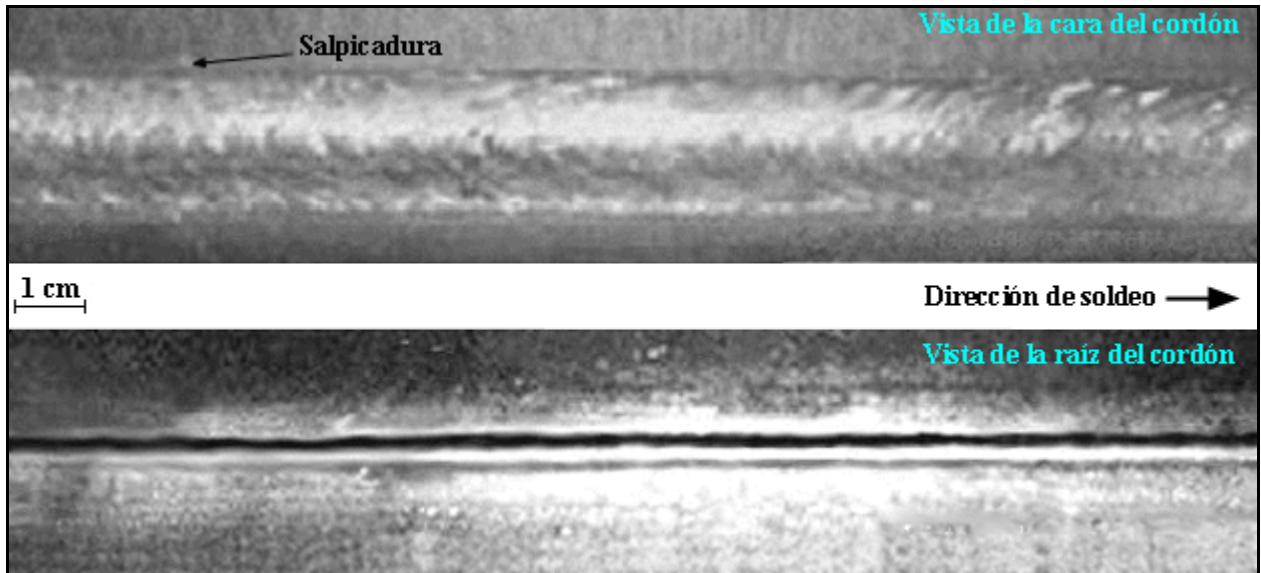


Figura 5.1.- Aspecto superficial de las vistas de cara y raíz de los cordones de soldadura realizados con el gas de protección Ar + 12% CO<sub>2</sub> + 1% H<sub>2</sub>.

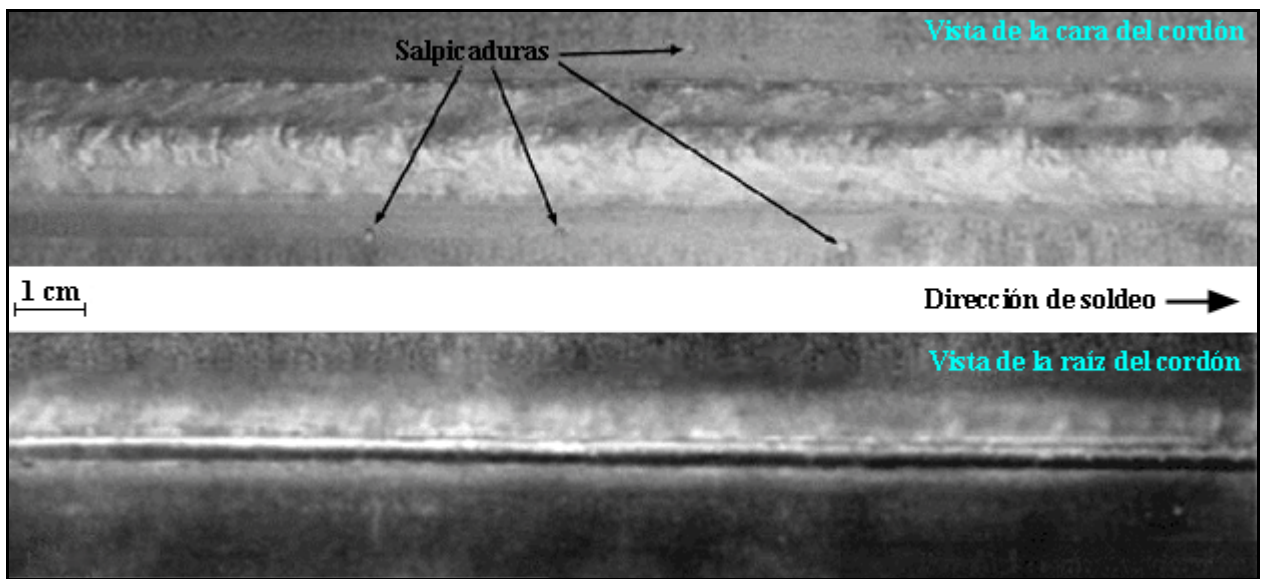


Figura 5.2.- Aspecto superficial de las vistas de cara y raíz de los cordones de soldadura realizados con el gas de protección Ar + 12% CO<sub>2</sub> + 2% H<sub>2</sub>.

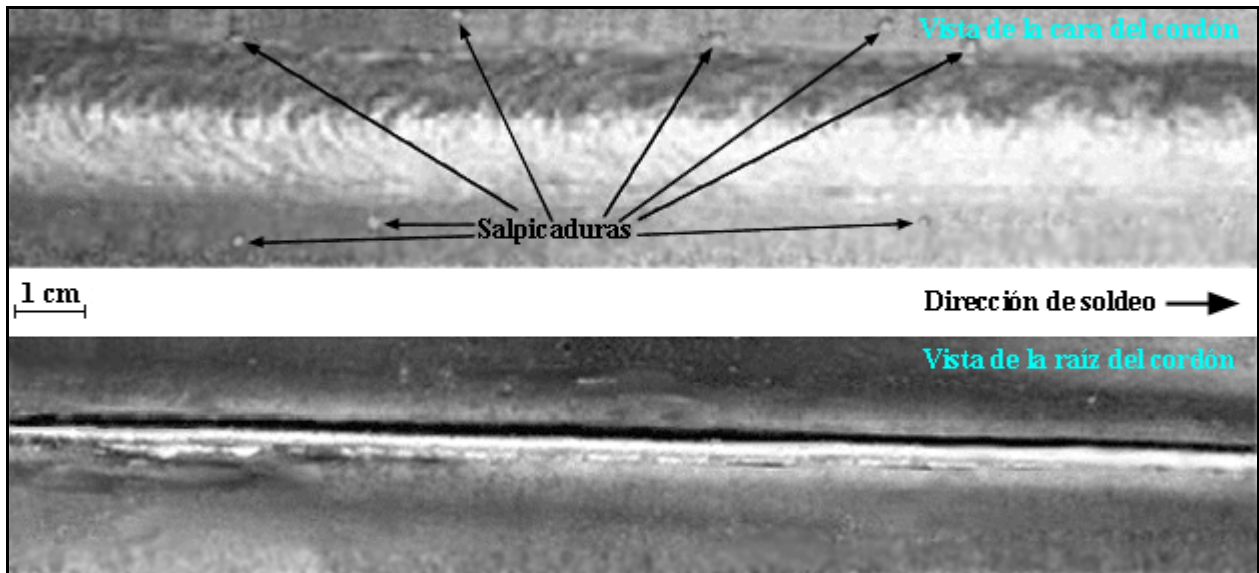


Figura 5.3.- Aspecto superficial de las vistas de cara y raíz de los cordones de soldadura realizados con el gas de protección Ar + 12% CO<sub>2</sub> + 3% H<sub>2</sub>.

Todas las soldaduras exhibieron cordones uniformes con características propias del proceso GMAW en modo de transferencia metálica por cortocircuito, como lo son cordones con poca altura y salpicaduras alrededor del cordón. Los cordones soldados con la mezcla Ar – 12% CO<sub>2</sub> – 3% H<sub>2</sub> exhiben un exceso de penetración en la raíz del cordón, y tal como se ve en la figura 5.3, la misma no es uniforme a lo largo de la soldadura.

Se encontró que a medida que aumentaba el contenido de hidrógeno, también aumentaba la cantidad de salpicaduras. Esto sugiere que el mayor contenido de hidrógeno conlleva un aumento en la energía e inestabilidad del arco. Según señalan Lancaster<sup>(41)</sup>, y otros<sup>(42, 43)</sup>, la estabilidad del arco en la transferencia metálica por cortocircuito depende de la velocidad de alimentación del alambre, la cual como ya hemos visto aumenta al incrementarse el contenido de hidrógeno, y de la frecuencia de oscilación del baño de soldadura. Esta última podría verse afectada por las características exotérmicas del hidrógeno, es decir, al generarse un aumento de calor en la superficie de trabajo se tiene un baño de soldadura más fluido y con una menor tensión superficial, y por ende más ancho, a medida que aumenta el contenido de hidrógeno. En resumen, todo esto causaría que las oscilaciones se den más fácilmente en un cordón que a la vez será más ancho y por lo tanto el recorrido de las oscilaciones aumentaría haciendo más difícil que la frecuencia de oscilación coincida con la frecuencia del cortocircuito.

#### 5.4.2.- Inspección Radiográfica

La figura 5.4 muestra las radiografías de los cupones de prueba que se realizaron utilizando el gas de protección que tenía 1% de hidrógeno, en estas no se observan discontinuidades internas de ningún tipo al comparar la zona del cordón con el penetrómetro adjunto. Por el contrario, los cordones de soldadura que se hicieron con las mezclas que contenían 2 y 3% de hidrógeno, evidenciaron una gran cantidad de discontinuidades en el interior de los mismos, tal como se muestra en las figuras 5.5 y 5.6. Estas discontinuidades están clasificadas como porosidades, las cuales se forman al quedar gas atrapado en la soldadura, y falta de fusión, y según la ASM<sup>(35)</sup> estas se forman debido al proceso de soldadura y no debido al diseño de la junta ni por causas metalúrgicas.

Las porosidades que se pueden ver en las figuras 5.5 y 5.6 tienen dos variantes, unas redondeadas que se encuentran dispersas a todo lo largo del cordón y otras alargadas, también conocidas como agujeros de gusanos, que nacen en las líneas de falta de fusión y tienen dirección contraria a la de soldeo, esto sugiere que los agujeros de gusanos se formaron cuando el gas trataba de escapar de la soldadura. Al utilizar hidrógeno en la mezcla del gas protector, existía la posibilidad de que hubiese fisuración en frío, sin embargo, no se encontró evidencia alguna de la misma en las radiografías. Los cordones que fueron soldados con el gas de protección que contenía 3% de hidrógeno muestran un mayor número de discontinuidades que aquellos soldados con la mezcla que contenía 2% de hidrógeno. Este resultado coincide con el obtenido por Modenesi et al.<sup>(49)</sup> en su estudio sobre el contenido de hidrógeno en el gas de protección.

La aparición de estas discontinuidades podría tener su origen en una posible turbulencia en el baño de material fundido durante el proceso de soldadura. Esta turbulencia se podría generar por la acción individual o combinada de una serie de factores como lo son el aumento en la velocidad de alimentación del alambre, y el arco mas ancho y caliente que se forma, como señala Lyttle<sup>(48)</sup>, debido a la conductividad térmica y la capacidad de disociación y recombinación que tienen el CO<sub>2</sub> y el hidrógeno.

Según las normas ASME B31.4 – 1992 y API – 1104, que se utilizan para evaluar la calidad interna de las soldaduras hechas en tuberías, la cantidad de discontinuidades encontradas dentro de las soldaduras realizadas con las mezclas gaseosas de protección que tenían 2 y 3% de hidrógeno, sobrepasa el máximo permitido para que estos cordones sean aceptados.

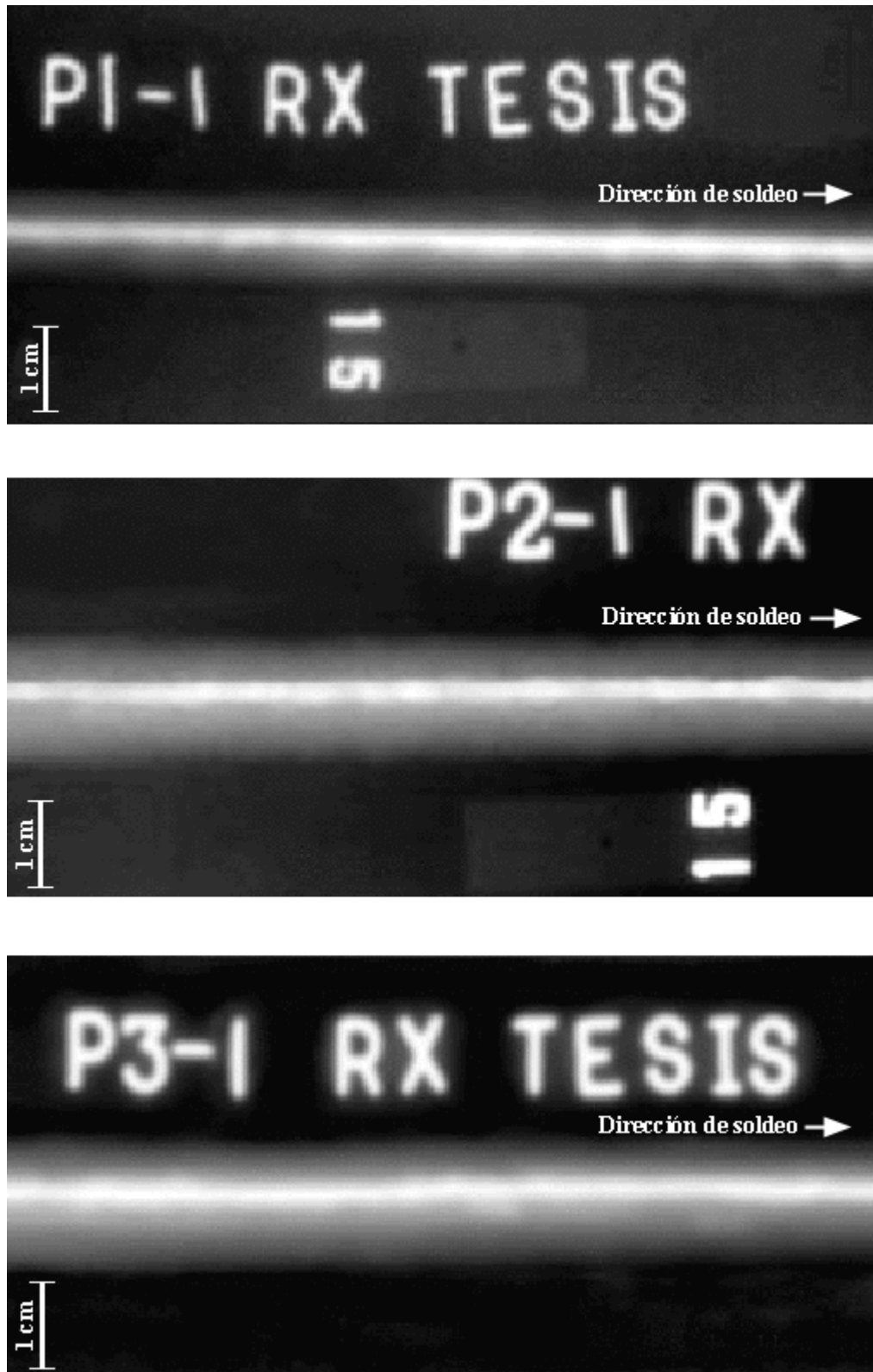


Figura 5.4.- Radiografías de las soldaduras realizadas con el gas de protección Ar + 12% CO<sub>2</sub> + 1% H<sub>2</sub>.

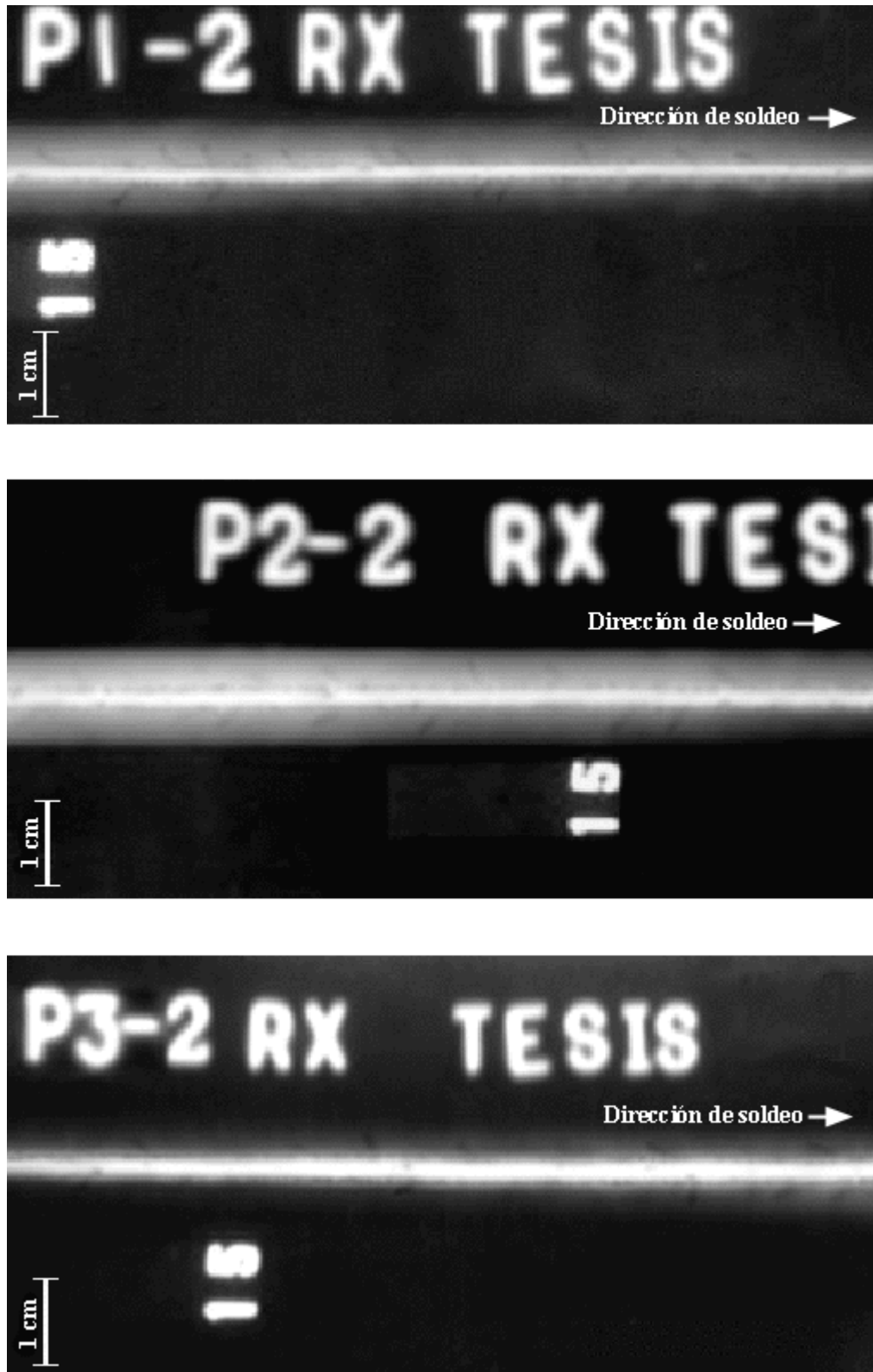


Figura 5.5.- Radiografías de las soldaduras realizadas con el gas de protección Ar + 12% CO<sub>2</sub> + 2% H<sub>2</sub>.

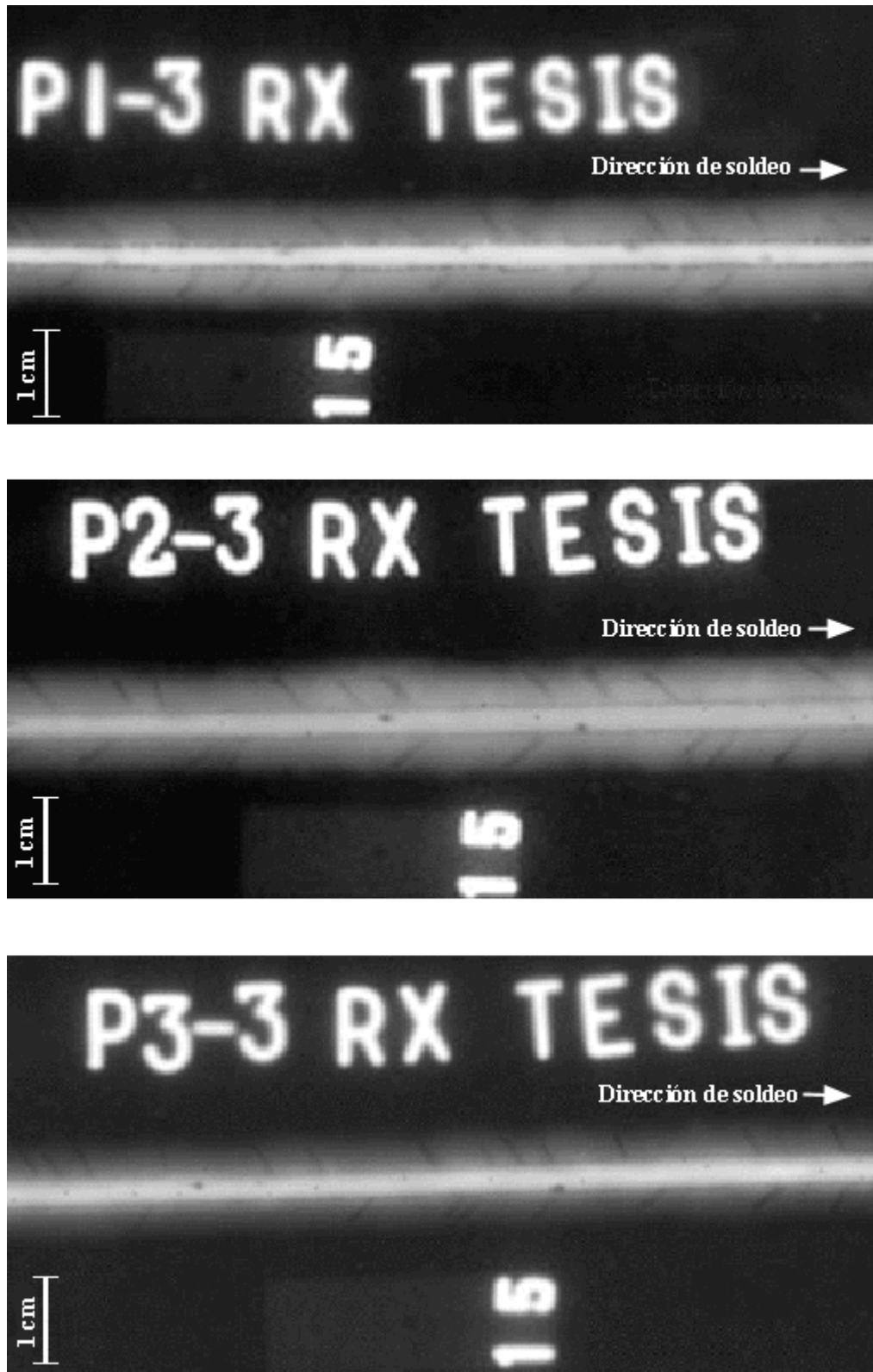


Figura 5.6.- Radiografías de las soldaduras realizadas con el gas de protección Ar + 12% CO<sub>2</sub> + 3% H<sub>2</sub>.

## 5.5.- Ensayos Destructivos

### 5.5.1.- Análisis Químico de los Cordones de Soldadura

En la tabla 5.4 se muestra la composición química de los cordones de soldadura para cada uno de los gases de protección utilizados. Se puede apreciar que los contenidos de carbono y manganeso en el cordón de soldadura son respectivamente 44,8 % y 88,4 % del que posee el material base. Este decremento en el contenido de estos elementos sugiere una pérdida de los mismos debido al potencial de oxidación de las mezclas ternarias de gas protector utilizadas.

Tabla 5.4.- Análisis químico de los cordones de soldadura.

Gas de Protección	% en Peso de los Elementos			
	C	Mn	S	P
Ar + 12% CO <sub>2</sub> + 1% H <sub>2</sub>	0,113	0,951	0,008	0,022
Ar + 12% CO <sub>2</sub> + 2% H <sub>2</sub>	0,117	0,971	0,009	0,024
Ar + 12% CO <sub>2</sub> + 3% H <sub>2</sub>	0,109	0,931	0,008	0,024

### 5.5.2.- Evaluación Metalográfica

#### 5.5.2.1.- Macrografías

Las macrografías representativas de las juntas que se soldaron con cada uno de los gases de protección se muestran en las figuras 5.7 a la 5.9, en ellas se puede identificar fácilmente la zona fundida o zona del cordón, la zona afectada por el calor (ZAC) y el metal base sin afectar. En la zona fundida podemos observar las columnas dendríticas, típicas de este modo de solidificación, que nacen en el centro del cordón y crecen siguiendo la distribución del flujo de calor. La ZAC de las juntas es bastante grande, siendo más amplia en la parte inferior debido probablemente a la forma en que se distribuye y disipa el calor en la junta soldada.

Al comparar las tres macrografías se puede observar que al ir aumentando el contenido de hidrógeno en el gas de protección, también aumentan el ancho y la altura de refuerzo de la cara del cordón, así como el ancho de la ZAC, lo cual se relaciona con el aumento de la intensidad de corriente. Sin embargo, el ancho de la raíz del cordón, en todos los casos, supera por muy poco la separación de tres milímetros dejada en la junta, lo cual es posiblemente una consecuencia de la geometría de la junta. La tabla 5.5 muestra los valores del ancho y de la altura del refuerzo de cara y de raíz para cada mezcla de gas protector.

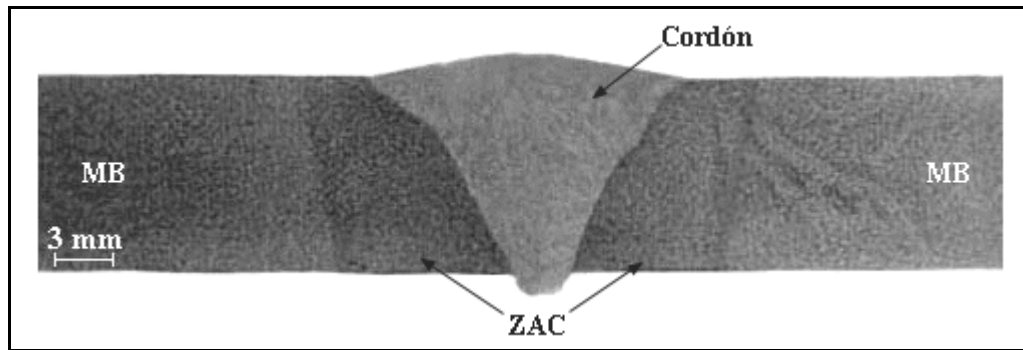


Figura 5.7.- Macrografía de la junta soldada utilizando el gas de protección Ar + 12% CO<sub>2</sub> + 1% H<sub>2</sub>.

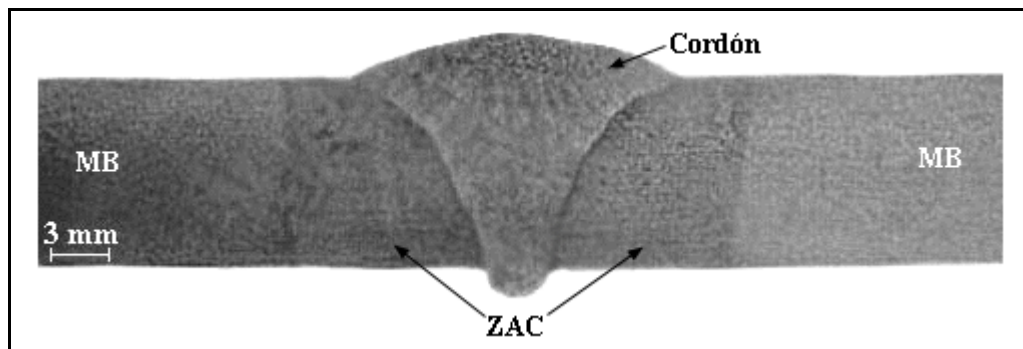


Figura 5.8.- Macrografía de la junta soldada utilizando el gas de protección Ar + 12% CO<sub>2</sub> + 2% H<sub>2</sub>.

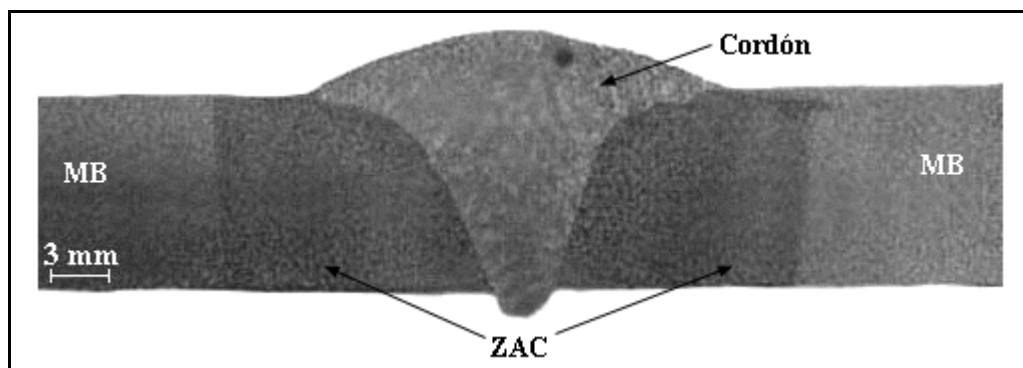


Figura 5.9.- Macrografía de la junta soldada utilizando el gas de protección Ar + 12% CO<sub>2</sub> + 3% H<sub>2</sub>.

Tabla 5.5.- Parámetros geométricos de los cordones de soldadura.

Gas de Protección	Cara del Cordón		Raíz del Cordón		Relación <i>Ancho</i> <i>Altura</i>
	Ancho (mm)	Refuerzo (mm)	Ancho (mm)	Refuerzo (mm)	
Ar + 12% CO <sub>2</sub> + 1% H <sub>2</sub>	16,19	1,18	3,37	1,50	1,33
Ar + 12% CO <sub>2</sub> + 2% H <sub>2</sub>	16,75	2,21	3,94	1,50	1,27
Ar + 12% CO <sub>2</sub> + 3% H <sub>2</sub>	20,70	3,31	3,72	1,58	1,44

En la figura 5.10 se comparan los perfiles de penetración lateral, y en la tabla 5.6 se indican las relaciones de áreas y la dilución, evaluada como una relación porcentual de la participación del metal base en el cordón de soldadura, de cada una de las juntas soldadas que se muestran en las figuras 5.7 a la 5.9. Se puede observar que los cordones hechos con los gases de protección que tenían 2 y 3% de hidrógeno tienen buena penetración en la raíz del cordón, así como en la cara del cordón, sin embargo, las soldaduras que poseen mayor área de penetración lateral y por lo tanto el mayor porcentaje de dilución son los que fueron hechos con el gas de protección que tenía 1% de hidrógeno en su mezcla, a pesar de ser los cordones con el área total más pequeña. Esto podría deberse a la relación entre los parámetros de soldadura y las propiedades que tiene esta mezcla gaseosa, lo cual pudo mejorar la mojadura lateral y promover la unión de los materiales base y aporte.

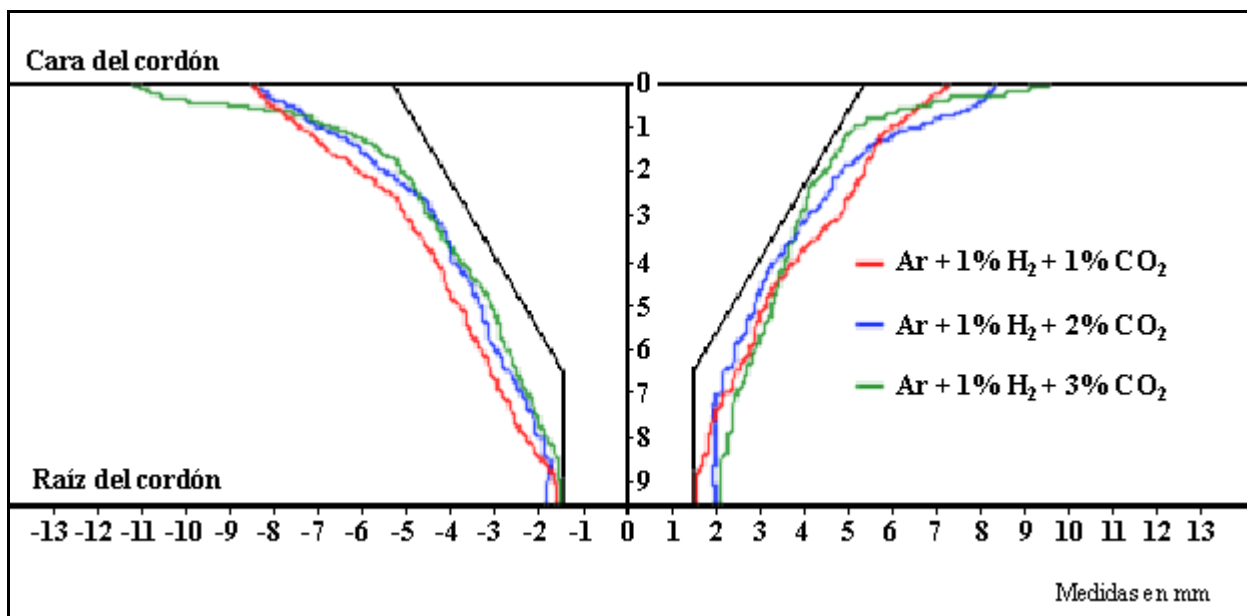


Figura 5.10.- Comparación de los perfiles de penetración lateral de las juntas soldadas.

Tabla 5.6.- Relaciones de áreas de las juntas soldadas y porcentaje de dilución.

Gas de Protección	Área total del cordón (mm <sup>2</sup> )	Área de los refuerzos (mm <sup>2</sup> )	Área de penetración lateral (mm <sup>2</sup> )	Dilución (%)
Ar + 12% CO <sub>2</sub> + 1% H <sub>2</sub>	92,94	14,81	24,93	31,90
Ar + 12% CO <sub>2</sub> + 2% H <sub>2</sub>	98,19	24,41	16,58	23,76
Ar + 12% CO <sub>2</sub> + 3% H <sub>2</sub>	102,79	30,02	19,57	26,90

### 5.5.2.2.- Micrografías

En las figuras 5.11 a 5.13 se muestran las micrografías de las soldaduras hechas con los gases de protección que tenían de 1 a 3% de hidrógeno respectivamente. En ellas se revelan las microestructuras más representativas que se formaron tanto en el cordón de soldadura como en la zona afectada por el calor. Se puede apreciar claramente, en la micrografía (a) de cada una de las figuras, las columnas dendríticas formadas durante la solidificación del baño de soldadura que se mencionaron anteriormente y de igual modo se observa la transición que hay entre el metal de soldadura y la ZAC.

Las microestructuras que se observaron con más frecuencia en el cordón de soldadura micrografías (b) fueron placas laterales de ferrita Widmanstätten o ferrita con martensita-austenita-carburos (M-A-C) alineados en las que también podrían haber componentes laminares de bainita superior, también hay presencia de ferrita en borde de grano o alotriomórfica, de islas de ferrita o ferrita poligonal, y de ferrita acicular. Según Bhadeshia et al.<sup>(21)</sup> el volumen de ferrita Widmanstätten, en el cordón de soldadura, debería ser superior al de la ferrita acicular, sin embargo esta última microestructura se encuentra en mayores cantidades, esto, según lo indican Ravi<sup>(10)</sup> y Bhadeshia et al.<sup>(21)</sup> podría ser consecuencia de el volumen de elementos aleantes como el manganeso, y también sugieren que se pudieron haber formado una gran cantidad de inclusiones de óxidos o sitios heterogéneos de nucleación. Este resultado corroboraría el obtenido en el análisis químico de los cordones, en el que se puede apreciar el potencial de oxidación de las mezclas gaseosas utilizadas.

El análisis de microestructuras de la zona afectada por el calor (micrografías (c)), fue hecho basándonos en las curvas de transformación de enfriamiento continuo y de transformación isotérmica de aceros con características similares a las del acero API 5L grado B. Las microestructuras que se encuentran presentes son placas laterales de ferrita Widmanstätten o ferrita con martensita-austenita-carburos (M-A-C) alineados en las que también podrían haber componentes laminares de bainita superior, también hay presencia de ferrita en borde de grano o alotriomórfica, de islas de ferrita o ferrita poligonal, y de ferrita acicular, es decir las mismas que se observan en el cordón de soldadura, y además tenemos una matriz formada principalmente por bainita superior y algo de perlita.

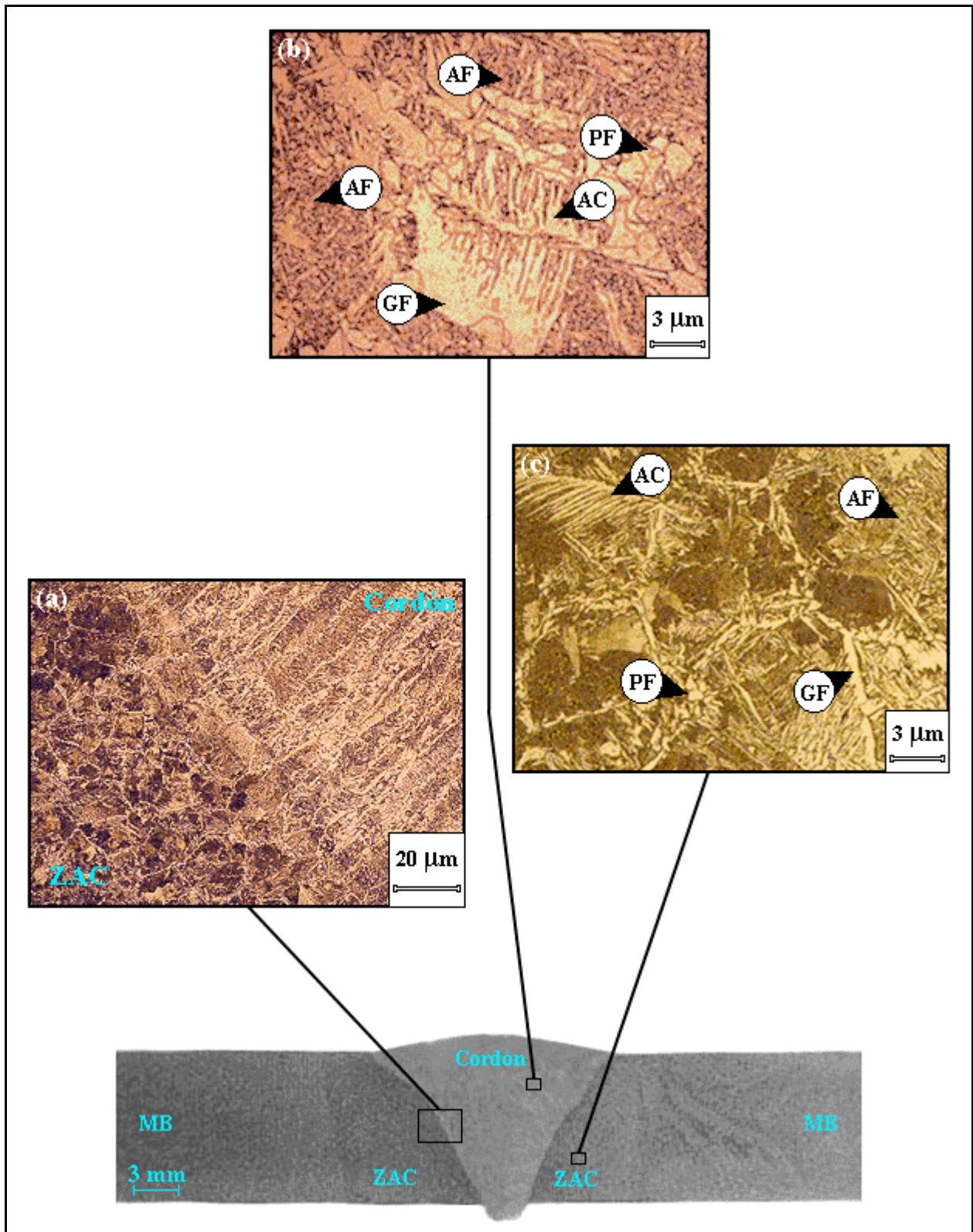


Figura 5.11.- Micrografías de la junta soldada utilizando el gas de protección Ar + 12% CO<sub>2</sub> + 1% H<sub>2</sub>. (a) ZAC – Cordón, aumento 100X; (b) Cordón, aumento 500X; (c) ZAC, aumento 500X. AC = ferrita con M-A-C alineados; AF = ferrita acicular; GF = ferrita en borde de grano; PF = ferrita poligonal.

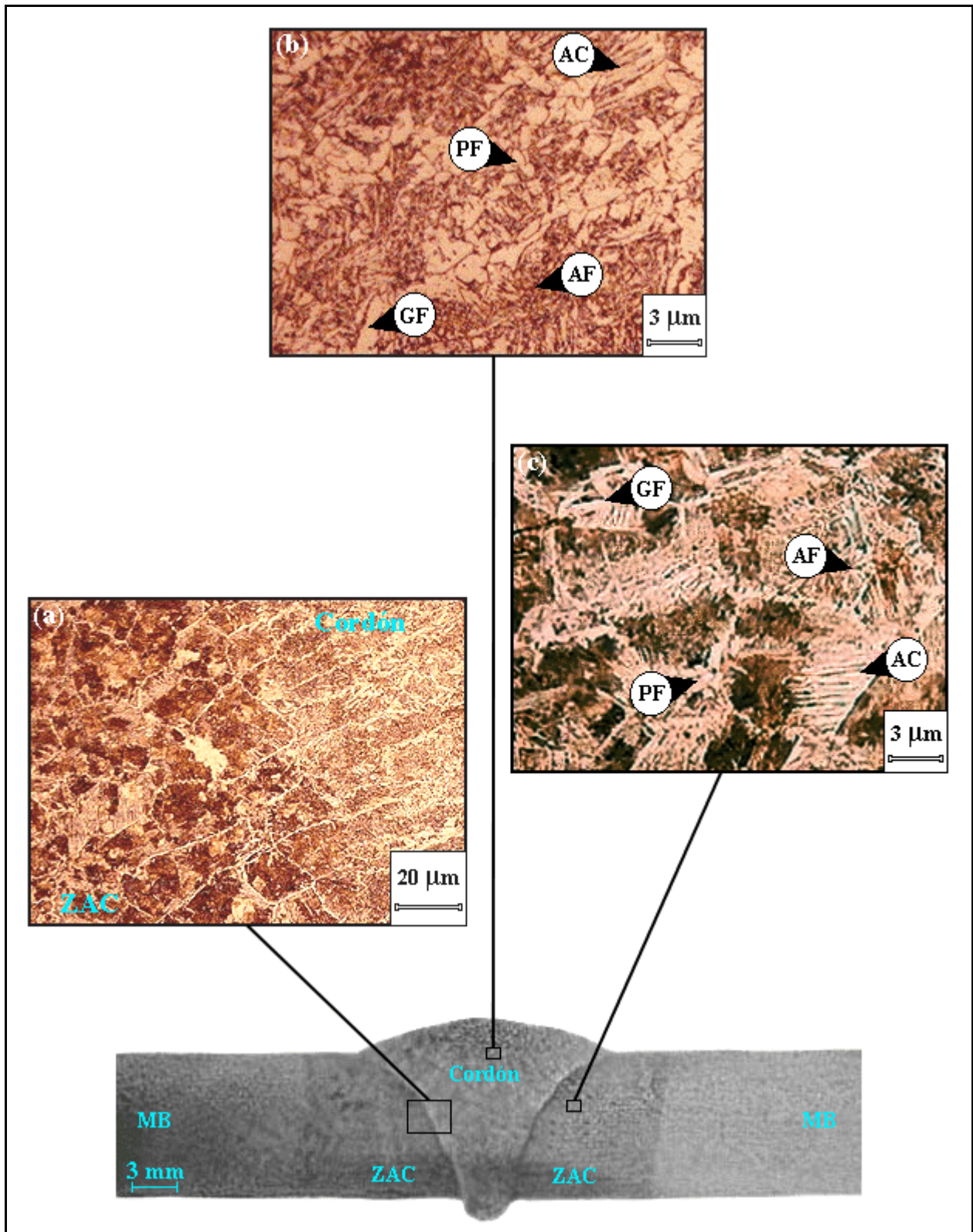


Figura 5.12.- Micrografías de la junta soldada utilizando el gas de protección Ar + 12% CO<sub>2</sub> + 2% H<sub>2</sub>. (a) ZAC – Cordon, aumento 100X; (b) Cordon, aumento 500X; (c) ZAC, aumento 500X. AC = ferrita con M-A-C alineados; AF = ferrita acicular; GF = ferrita en borde de grano; PF = ferrita poligonal.

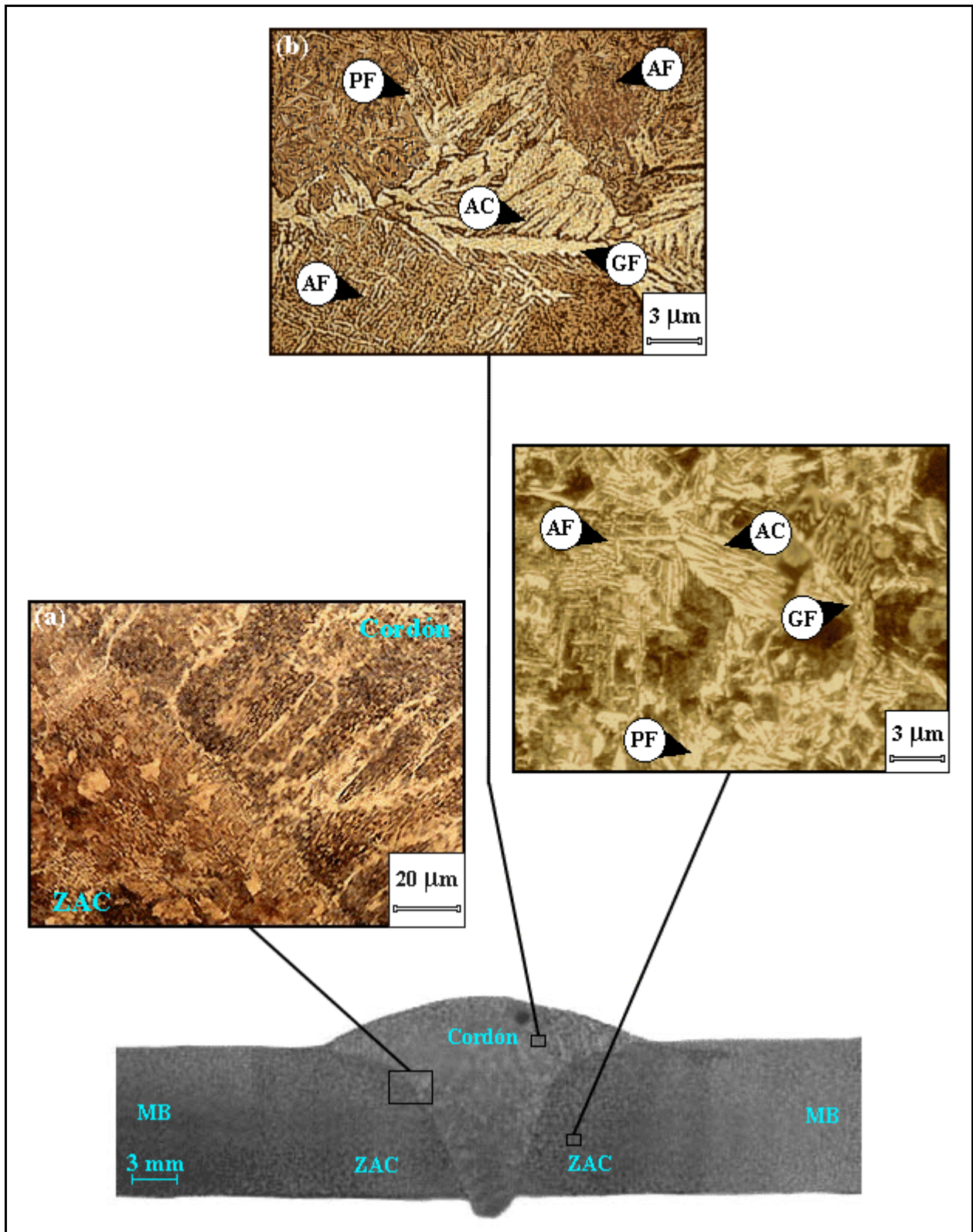


Figura 5.13.- Micrografías de la junta soldada utilizando el gas de protección Ar + 12% CO<sub>2</sub> + 3% H<sub>2</sub>. (a) ZAC – Cordón, aumento 100X; (b) Cordón, aumento 500X; (c) ZAC, aumento 500X. AC = ferrita con M-A-C alineados; AF = ferrita acicular; GF = ferrita en borde de grano; PF = ferrita poligonal.

### 5.5.3.- Ensayo de Dureza

Con objeto de simplificar el análisis, los datos obtenidos durante el ensayo han sido agrupados por zonas, tal como se muestra las figuras 5.14 a 5.16. El valor promedio de las microdurezas Knoop, junto con su desviación estándar, en cada zona y para cada mezcla gaseosa de protección se reportan en la tabla 5.7. En las gráficas, así como en la tabla, se puede apreciar que en cada caso los valores más altos son aquellos pertenecientes a las zonas identificadas como ZAC2 y ZAC3, mientras que en el metal de soldadura (MS) la dureza es ligeramente menor. Al comparar estos valores con los del material base, se puede notar el alto grado de endurecimiento sufrido por el material debido a la soldadura. Según lo indicado por Liu et al.<sup>(5)</sup> y Ravi<sup>(10)</sup>, este resultado era de esperarse debido a que las zonas ZAC2 y ZAC3 son adyacentes al cordón de soldadura, y por lo tanto en ellas es donde se genera el mayor gradiente de temperaturas.

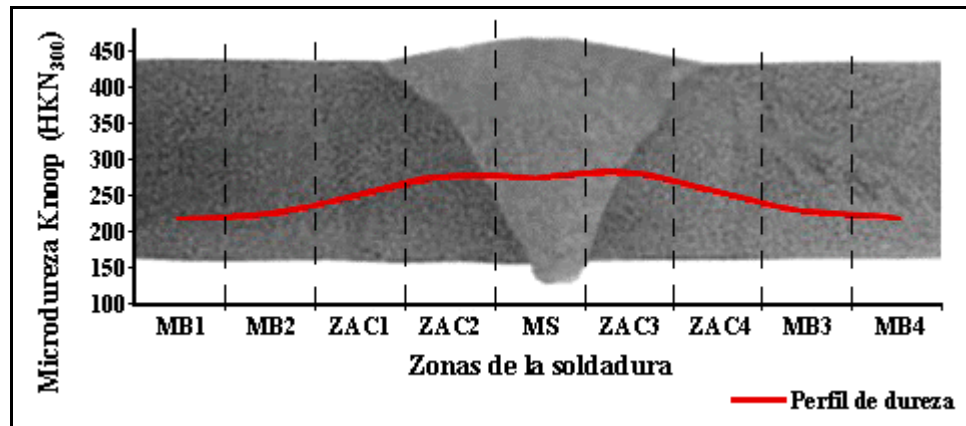


Figura 5.14.- Microdureza Knoop de la junta soldada utilizando el gas de protección Ar + 12% CO<sub>2</sub> + 1% H<sub>2</sub>.

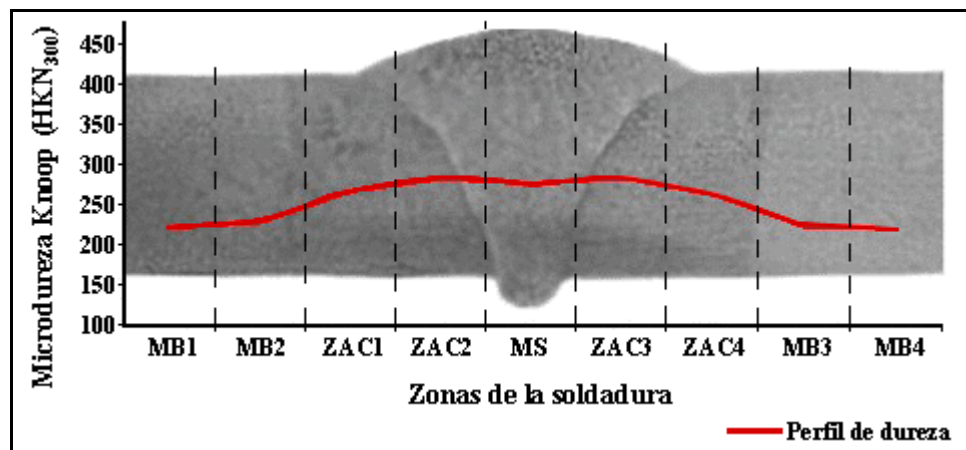


Figura 5.15.- Microdureza Knoop de la junta soldada utilizando el gas de protección Ar + 12% CO<sub>2</sub> + 2% H<sub>2</sub>.

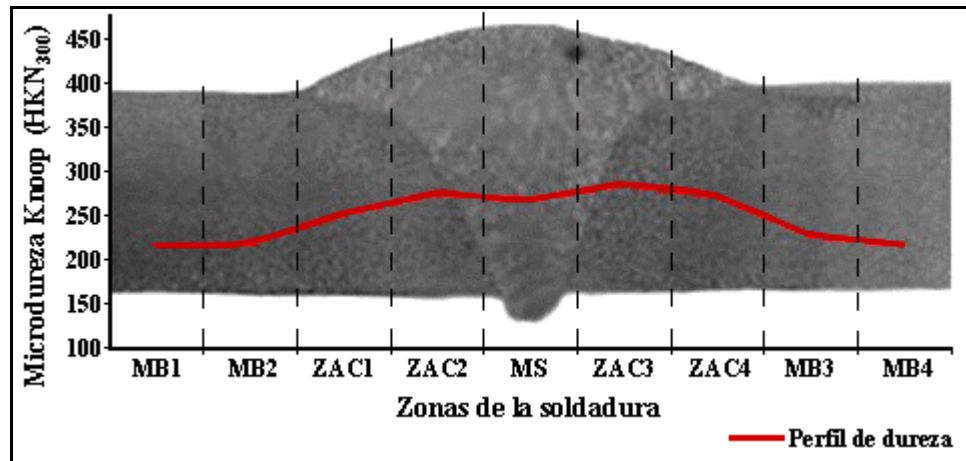


Figura 5.16.- Microdureza Knoop de la junta soldada utilizando el gas de protección Ar + 12% CO<sub>2</sub> + 3% H<sub>2</sub>.

Tabla 5.7.- Microdureza Knoop (HKN<sub>300</sub>) de las juntas soldadas.

Zonas de la Soldadura	Valores de Dureza de las Juntas Soldadas (HKN <sub>300</sub> )		
	Ar + 12% CO <sub>2</sub> + 1% H <sub>2</sub>	Ar + 12% CO <sub>2</sub> + 2% H <sub>2</sub>	Ar + 12% CO <sub>2</sub> + 3% H <sub>2</sub>
<b>MB1</b>	218 (2,31)	218 (1,87)	218 (1,96)
<b>MB2</b>	223 (2,93)	224 (3,67)	218 (0,87)
<b>ZAC1</b>	249 (1,29)	262 (2,51)	251 (1,87)
<b>ZAC2</b>	275 (1,29)	278 (1,96)	274 (3,06)
<b>Cordón (MS)</b>	274 (1,58)	272 (2,37)	269 (1,21)
<b>ZAC3</b>	279 (1,32)	279 (1,27)	285 (3,16)
<b>ZAC4</b>	254 (1,41)	258 (2,49)	271 (2,97)
<b>MB3</b>	227 (3,32)	218 (2,82)	227 (3,61)
<b>MB4</b>	219 (1,84)	216 (2,33)	216 (1,11)

Los valores entre paréntesis representan la desviación estándar.

En la figura 5.17 se muestran comparativamente las gráficas de dureza. En ella se puede ver que aunque el valor más alto corresponde a la ZAC3 del cordón que fue soldado con el gas de protección que tenía 3% de hidrógeno en su mezcla, en la práctica, la diferencia existente entre las curvas no es significativa. Este resultado corrobora lo que ya se observó en las micrografías, es decir que las microestructuras presentes en cada una de las juntas que se soldaron con los distintos gases de protección son las mismas, y que las diferencias generadas por el distinto contenido de hidrógeno sólo se advierte en las distintas geometrías de los cordones y en el ancho de la zona afectada por el calor.

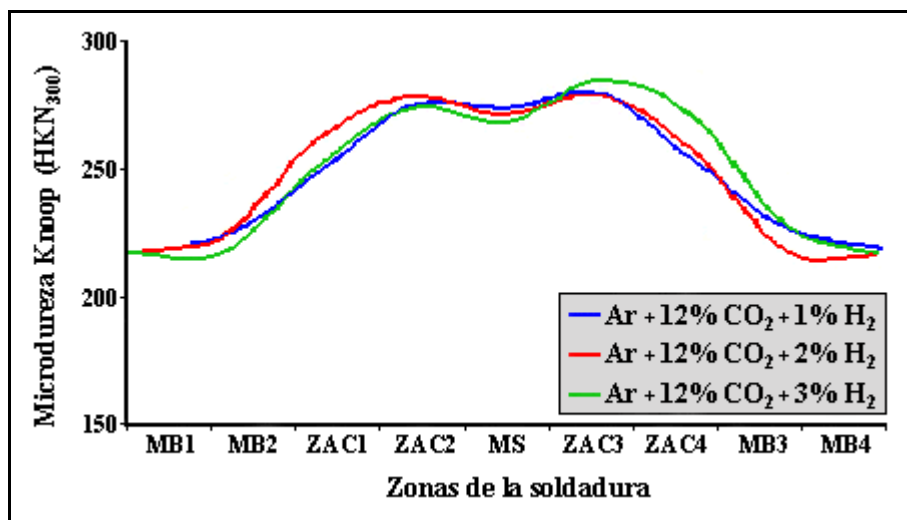


Figura 5.17.- Comparación de las durezas de los cordones de soldadura.

#### 5.5.4.- Ensayo de Tracción

Los cordones hechos con las mezclas gaseosas de protección que contenían 2 y 3% de hidrógeno, debido al gran número de discontinuidades internas encontradas, no cumplen con lo estipulado en las normas sobre la calidad de las soldaduras. Motivo este por el cual se decidió no ensayar estos cordones a tracción ni a fatiga ya que los resultados que se obtendrían no serían representativos para esta investigación.

En la tabla 5.8 se reportan los resultados obtenidos del ensayo de tracción realizado a las probetas tomadas de las juntas soldadas. Al comparar estos resultados con los obtenidos para el ensayo de tracción del material base, podemos observar que el valor del esfuerzo real de fluencia es prácticamente igual en ambos casos, pero el esfuerzo máximo real ( $\sigma_{max}$ ) en la junta soldada es un 18,7 % superior al del material base tal como se puede ver gráficamente en la figura 5.18. Los cálculos se hicieron utilizando las ecuaciones 11 a 15.

Tabla 5.8.- Reporte de los resultados del ensayo de tracción de las juntas soldadas utilizando el gas de protección Ar + 12% CO<sub>2</sub> + 1% H<sub>2</sub>.

Probeta	$\sigma_y$ (Mpa)	$S_u$ (Mpa)	$\sigma_{max}$ (Mpa)	$\epsilon$ ( <sup>mm</sup> / <sub>mm</sub> )	$\epsilon_r$ ( <sup>mm</sup> / <sub>mm</sub> )	RA (%)
1	407	543	797	0,467	0,383	47,39
2	407	574	889	0,548	0,437	49,92
<b>Promedio</b>	<b>407</b>	<b>559</b>	<b>843</b>	<b>0,508</b>	<b>0,410</b>	<b>48,65</b>
<b>DE</b>	<b>0</b>	<b>22</b>	<b>65</b>	<b>0,06</b>	<b>0,04</b>	<b>1,79</b>

En la figura 5.19 se muestra una de las probetas de tracción rotas, en ella se puede ver como la zona de fractura se encuentra justo en el borde de la ZAC con el material base. Esta zona, en la sección de ensayo de la probeta, es la más dúctil de la junta y por lo tanto aquella donde el cuello se formó con mayor facilidad. También se puede apreciar que en la zona del cordón la deformación plástica es mayor que en la zona afectada por el calor, lo cual corrobora los resultados del ensayo de dureza.

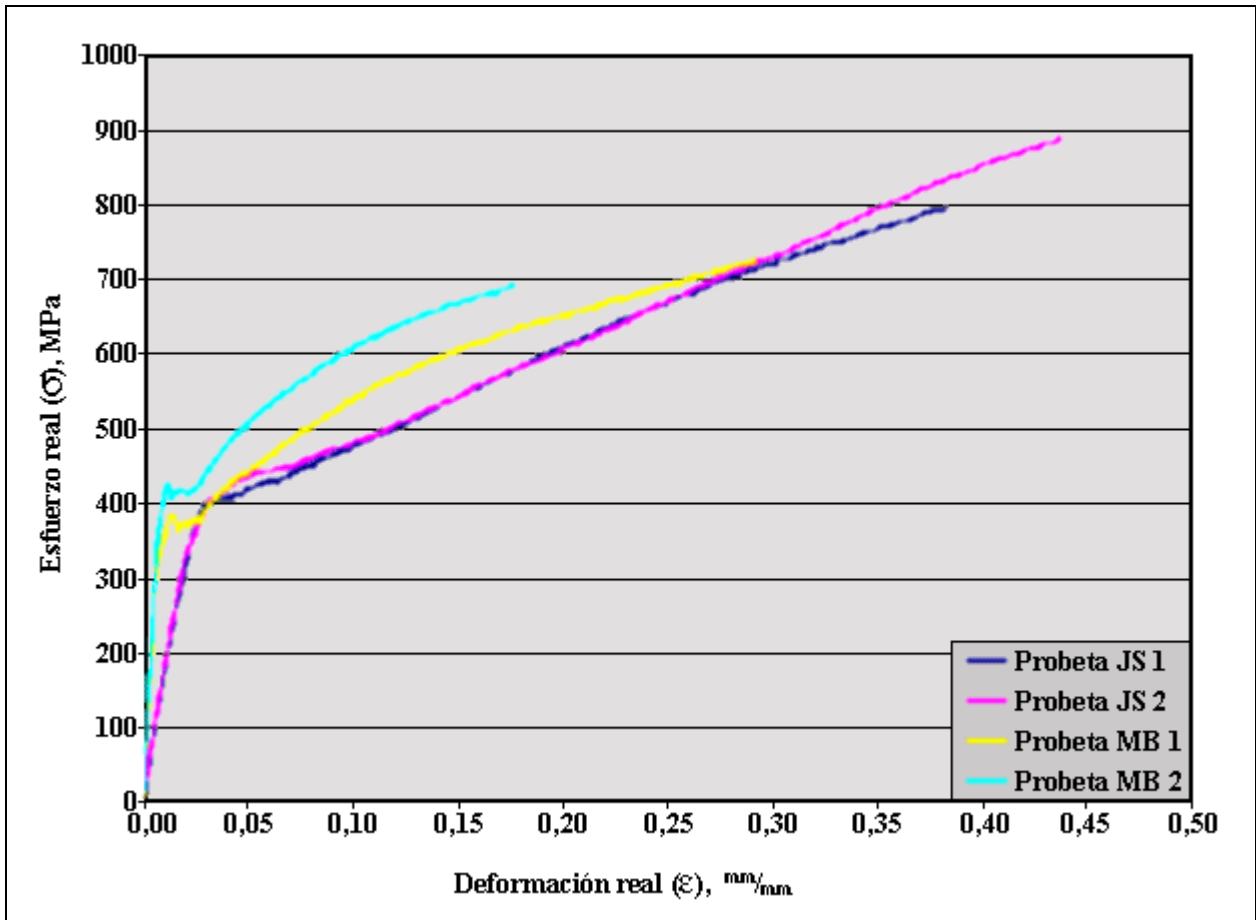


Figura 5.18.- Gráfico de esfuerzo real (MPa) vs. deformación real ( $\frac{\text{mm}}{\text{mm}}$ ) que compara el comportamiento a tracción de las juntas soldadas (JS) y del material base (MB).

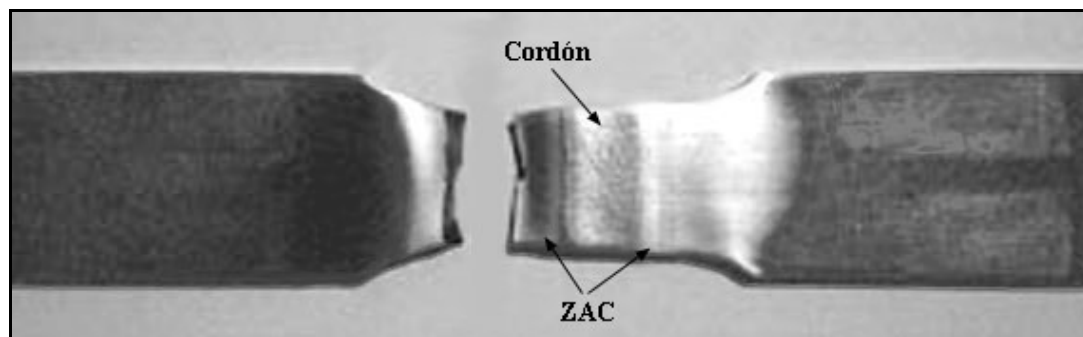


Figura 5.19.- Vista de la fractura de la probeta de tracción de la junta soldada.

### 5.5.5.- Ensayo de Fatiga

En la tabla 5.9 se reportan los resultados obtenidos durante los ensayos de fatiga realizados a las juntas que se soldaron utilizando el gas de protección Ar – 12% CO<sub>2</sub> – 1% H<sub>2</sub>. Aplicando luego el método de la escalera a estos resultados (tabla 5.10), se determinó el límite medio de resistencia a la fatiga ( $\bar{S}$ ) y su desviación estándar (s).

Tabla 5.9.- Reporte de los resultados de los ensayos de fatiga realizados a las juntas soldadas utilizando el gas de protección Ar + 12% CO<sub>2</sub> + 1% H<sub>2</sub>.

Probeta #	S <sub>max</sub> (MPa)	Carga Máxima Aplicada (KN)	Número de Ciclos	Duración (horas)
1	415	57,39	2.000.000	27,78
2	422	62,63	2.000.000	27,78
3	429	65,42	2.000.000	27,78
4	436	68,11	510.612	7,09
5	429	63,43	2.000.000	27,78
6	436	65,87	2.000.000	27,78
7	443	66,14	678.953	9,43
8	436	65,52	650.805	9,04
9	429	62,61	2.000.000	27,78
10	436	67,79	641.532	8,91

Tabla 5.10.- Método de la escalera aplicado a los ensayos de fatiga de las juntas soldadas utilizando el gas de protección Ar + 12% CO<sub>2</sub> + 1% H<sub>2</sub>.

Nivel de esfuerzo <i>i</i>	S <sub>max</sub> (MPa)	Resultados de los ensayos o: No falla hasta 2x10 <sup>6</sup> ciclos x: Falla antes de 2x10 <sup>6</sup> ciclos	Resumen de los resultados de los ensayos		Frecuencia de los especímenes que fallaron		
			Fallaron	No fallaron	<i>f<sub>i</sub></i>	<i>i f<sub>i</sub></i>	<i>I<sup>2</sup> f<sub>i</sub></i>
1	443	x	1	0	1	1	1
0	436	x o x x	3	1	3	0	0
---	429	o o o	0	3	0	0	0
---	422	o	0	1	0	0	0
---	415	o	0	1	0	0	0
Total		1 2 3 4 5 6 7 8 9 10	4	6	4	1	1

El límite medio de resistencia a la fatiga a 2 millones de ciclos obtenido para las juntas soldadas con el gas de protección que tenía 1% de hidrógeno en su mezcla es de 440 MPa con una desviación estándar de 2,4 MPa. Este valor representa el 78,7% del esfuerzo máximo de ingeniería obtenido durante los ensayos de tracción (tabla 5.8), o lo que es igual, un 7,5% superior al esfuerzo real de fluencia.

En aquellas probetas que fallaron, la falla ocurrió en el límite entre la ZAC y el cordón de soldadura, tal como se muestra en la figura 5.20(a), lo cual puede deberse a que en esta zona se mezclan dos efectos de características dañinas como lo son una microestructura muy dura y los esfuerzos residuales generados durante el soldeo. En las figuras 5.20 (b) y (c) se pueden observar dos ejemplos de la sección transversal del sitio de fractura, y en ellas se puede observar como la grieta de fatiga crece desde el borde de la probeta.

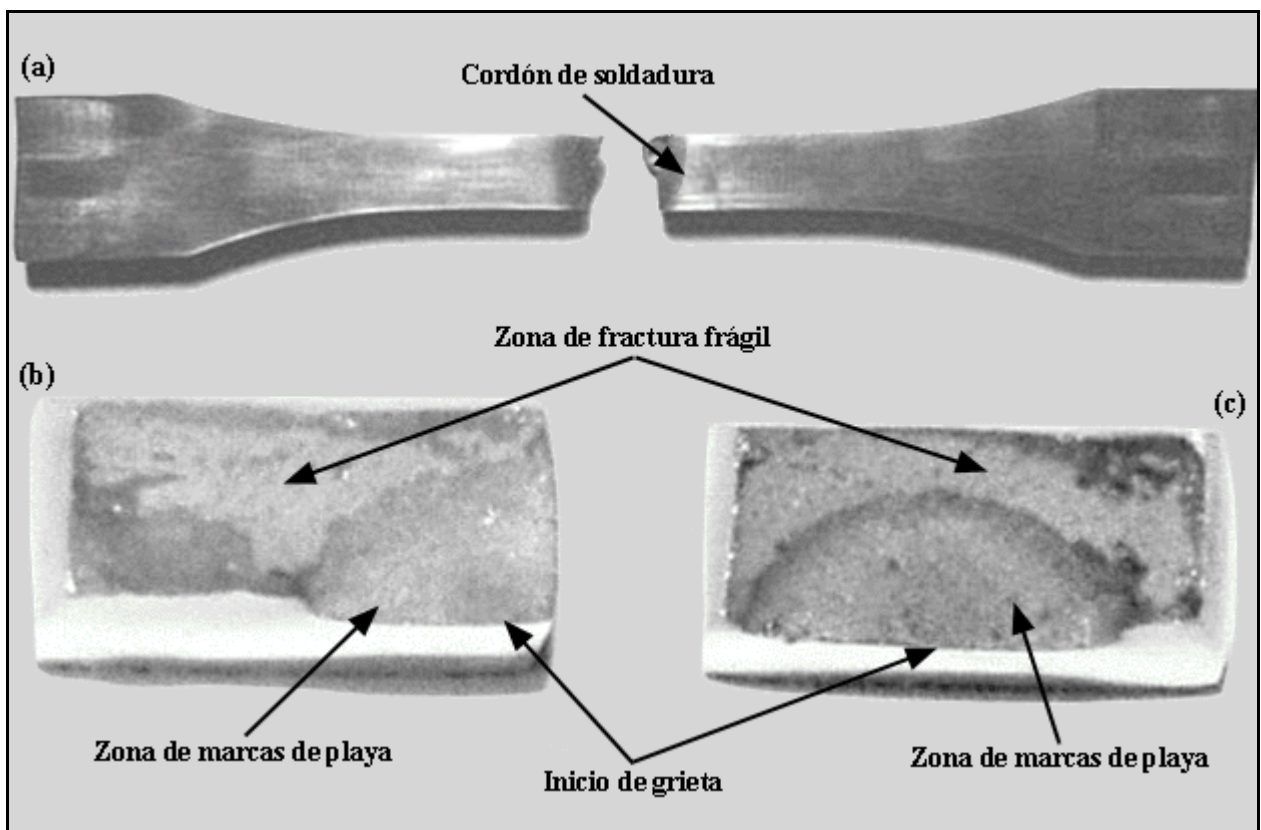


Figura 5.20.- (a) Vista de la fractura de la probeta de fatiga # 4 de la junta soldada; (b) y (c) Secciones transversales de la fractura de las probetas de fatiga # 4 y 8 respectivamente.

Aquellas probetas que no fallaron a fatiga, luego fueron ensayadas a tracción para estudiar el endurecimiento de la junta soldada debido al trabajo en frío realizado sobre ellas. En la figura 5.21 y en la tabla 5.11 se muestran los resultados de dichos ensayos, donde el valor de  $S_{max}$  corresponde al esfuerzo máximo del ensayo de fatiga. Al ver los resultados de la tabla 5.11, no es posible establecer una relación entre los valores del esfuerzo máximo utilizado en el estudio de vida a fatiga y los valores del esfuerzo máximo real o la deformación real. En la figura 5.21 al comparar estos resultados con los de tracción si se observan algunos cambios, entre ellos están una significativa reducción de los valores del esfuerzo máximo real y la deformación real y una variación en la pendiente de la zona elástica, es decir un valor distinto del módulo de elasticidad.

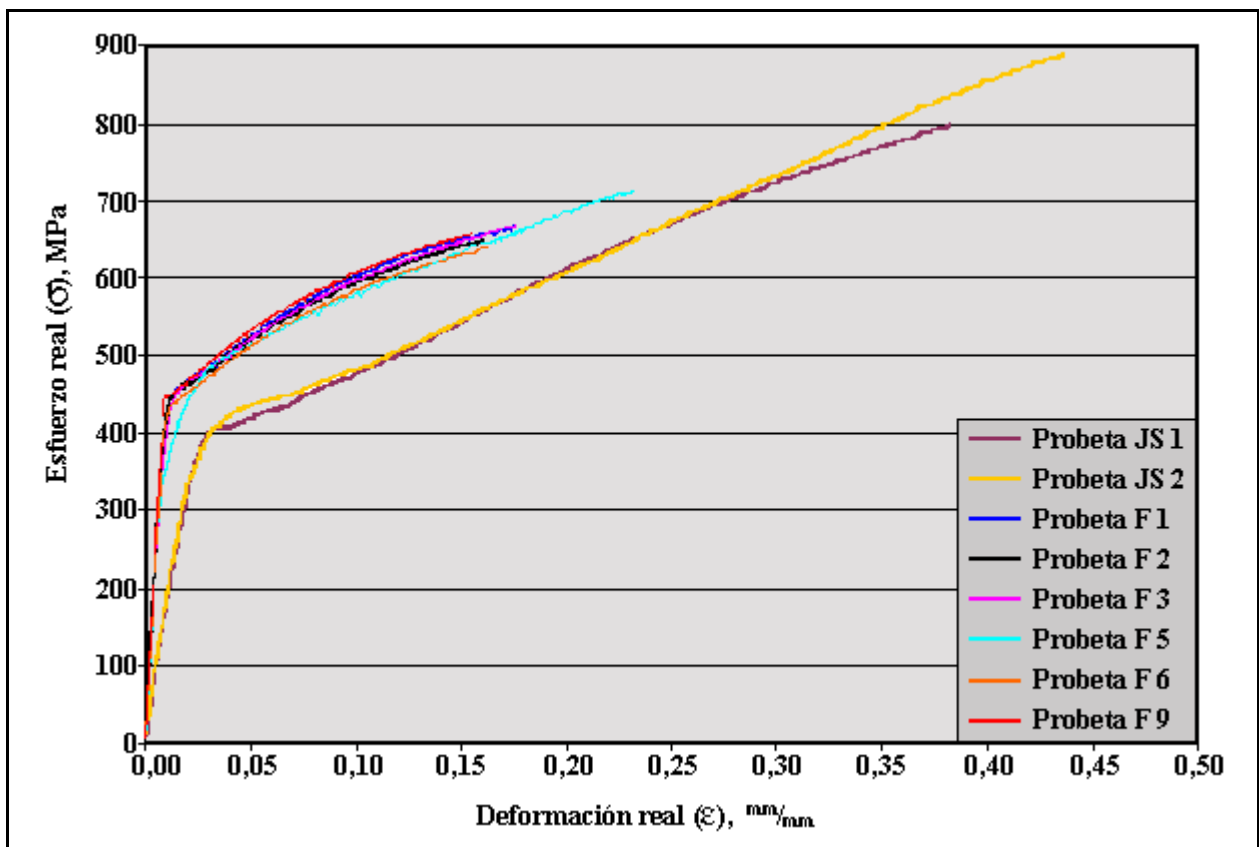


Figura 5.21.- Gráfico de esfuerzo real (MPa) vs. deformación real ( $\text{mm/mm}$ ) que compara el comportamiento de las probetas de tracción y de las probetas con un ensayo a fatiga previo de las juntas soldadas.

Tabla 5.11.- Resultados del ensayo de tracción de las probetas que no rompieron durante el ensayo de fatiga.

<b>Probeta</b>	$\sigma_y$ (Mpa)	$S_u$ (Mpa)	$\sigma_{max}$ (Mpa)	$\epsilon$ ( <sup>mm</sup> / <sub>mm</sub> )	$\epsilon_r$ ( <sup>mm</sup> / <sub>mm</sub> )	<b>RA</b> (%)	$S_{max}$ (MPa)
<b>1</b>	457	563	670	0,191	0,171	55,43	415
<b>2</b>	447	551	647	0,174	0,161	53,79	422
<b>3</b>	459	561	670	0,193	0,177	55,38	429
<b>5</b>	471	566	714	0,262	0,233	65,47	429
<b>6</b>	439	545	641	0,177	0,163	55,20	436
<b>9</b>	450	563	658	0,169	0,156	56,25	429

# **CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES**

## 6.- CONCLUSIONES

- Las soldaduras realizadas con el proceso GMAW en modo de transferencia metálica por cortocircuito utilizando la mezcla ternaria de gas protector  $\text{Ar} + 12\% \text{CO}_2 + 1\% \text{H}_2$  son los que poseen las mejores características metalúrgicas.
- A medida que aumenta el contenido de hidrógeno (de 1 a 3%) en el gas de protección, disminuye la estabilidad del arco.
- Solo se observaron discontinuidades en las soldaduras realizadas con los gases de protección que tenían 2 y 3% de hidrógeno en su mezcla, y la cantidad de estas discontinuidades aumentó con el incremento en el contenido de hidrógeno. Las radiografías no mostraron evidencia de fisuración en frío.
- A medida que aumentaba el contenido de hidrógeno en el gas de protección, también aumentaron las dimensiones del perfil geométrico y el ancho de la zona afectada por el calor. Esto sugiere que el mayor contenido de hidrógeno conlleva un aumento de la energía en el arco.
- Los cordones que poseen mayor área de penetración lateral y por ende el mayor porcentaje de dilución son los soldados con el gas de protección que tenía 1% de hidrógeno en su mezcla.
- Los contenidos de carbono y manganeso en el cordón de soldadura son ligeramente inferiores al del material base. Este decremento en el contenido de estos elementos sugiere una pérdida de los mismos por oxidación.
- Las microestructuras que se observaron con más frecuencia tanto en el cordón de soldadura como en la ZAC son las típicas para aceros microaleados, es decir placas laterales de ferrita Widmanstätten, ferrita en borde de grano o alotriomórfica, ferrita poligonal, y ferrita acicular.

- Los valores de dureza más altos se encuentran en el rango entre 274 y 285 HKN<sub>300</sub> y son aquellos pertenecientes a las zonas afectadas por el calor que se encuentran adyacentes al cordón. La diferencia existente entre los valores de dureza no es significativa para cada uno de los distintos gases en las mismas zonas de las juntas.
  
- La resistencia a la tracción obtenida para el material base y para los cupones de prueba soldados con la mezcla Ar + 12% CO<sub>2</sub> + 1% H<sub>2</sub> se encuentran dentro del mismo rango.
  
- El límite medio de resistencia a la fatiga a 2 millones de ciclos obtenido para las juntas soldadas con el gas de protección que tenía 1% de hidrógeno en su mezcla es de 440 MPa con una desviación estándar de 2,4 MPa. Este valor representa el 78,7% del esfuerzo máximo de ingeniería obtenido durante los ensayos de tracción, o lo que es igual, un 7,5% superior al esfuerzo real de fluencia.

## 7.- RECOMENDACIONES

- Realizar estudios a fin de evaluar la influencia del hidrógeno en el gas de protección con base Ar + 12% CO<sub>2</sub> aumentando el valor de la velocidad de soldeo a medida que aumente el contenido de hidrógeno al soldar juntas a tope del acero API 5L grado B en el modo de transferencia metálica por cortocircuito.
- Evaluar la influencia del precalentamiento sobre la soldabilidad del acero API 5L grado B al soldar con el proceso GMAW en el modo de transferencia metálica por cortocircuito.
- Realizar estudios sobre distintos aceros microaleados con características austenizantes, a objeto de conocer la influencia de los elementos austenizantes al soldar estos materiales con el proceso GMAW utilizando gases de protección que contengan hidrógeno.
- Realizar estudios conducentes a cambiar el hidrógeno por otro gas activo en la mezcla base Ar + 12% CO<sub>2</sub>.
- Calificar las soldaduras realizadas con el proceso GMAW en el modo de transferencia metálica por cortocircuito utilizando una mezcla ternaria gaseosa de protección con 1% de hidrógeno y base argón + 12% CO<sub>2</sub>, al soldar juntas a tope del acero API 5L Grado B.

# **REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS**

## 8.- REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Avner S. H. *Introducción a la Metalurgia Física*. (2ª edición), McGraw-Hill, 1988.
2. Gómez M. R. *Soldadura de los Aceros y Aplicaciones*. (2ª edición), Gráficas Iormo, Madrid, 1988.
3. AWS Welding Handbook. *Welding Technology*. Vol. 1 (8<sup>th</sup> edition), Miami – Florida, 1991, pp. 573.
4. AWS Welding Handbook. *Materials and Applications*. Vol. 4 part 2 (8<sup>th</sup> edition), Miami – Florida, 1998, pp. 1 – 73.
5. Liu S. and Indacochea J. *Weldability of Steels*. ASM Metals Handbook. Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys. Vol. 1 (9<sup>th</sup> edition), 1990, pp. 603 – 613.
6. Meester B. *Notas sobre el Carbono Equivalente*. Revista de Soldadura, Madrid, Vol. 20, N° 3, 1990, pp. 141 – 145.
7. AWS Welding Handbook. *Welding Technology*. Vol. 1 (8<sup>th</sup> edition), Miami – Florida, 1991, pp. 31 – 64.
8. Tsai C. and Tso C. *Heat Flow in Fusion Welding*. ASM Metals Handbook. Welding, Brazing and Soldering, Vol. 6 (9<sup>th</sup> edition), 1993, pp. 7 – 18.
9. López G. F. *Desarrollo de los Diagramas de Transformaciones de los Aceros*. Revista de Soldadura, Madrid, Vol. 6, N° 3, Julio – Septiembre 1976, pp. 105 – 122.
10. Ravi P. *Solid-State Transformations in Weldments*. ASM Metals Handbook. Welding, Brazing and Soldering, Vol. 6 (9<sup>th</sup> edition), 1993, pp. 70 – 87.
11. Mundra K., DebRoy T., Babu S. S. and David S. A. *Weld Metal Microstructure Calculations from Fundamentals of Transport Phenomena in the Arc Welding of Low-Alloy Steels*. Welding Journal, Vol. 76, N° 4, April 1997, pp. 163-s – 171-s.

12. Honeycombe R. W. K. *Steels: Microstructures and Properties*. Edward Arnold, London, 1981.
13. Flinn R. A. , Trojan P. K. *Materiales de Ingeniería y sus Aplicaciones*. (3ª edición), McGraw-Hill, 1994.
14. Aaronson H. I. *Decomposition of Austenite by Diffusional Process*. Interscience, New York, 1962.
15. Krauss G. *Steels: Heat Treatment and Processing Principles*. ASM International, 1990.
16. Kinsman K. R., Eichen E. and Aaronson H.I. *Thickening Kinetics of Proeutectoid Ferrite Plates in Fe-C Alloys*. Metallurgical Transactions, Vol. 6A, Nº 2, February 1975, pp. 303 – 317.
17. Sférian D. *Metalurgia de la Soldadura*. Tecnos S. A., 1962.
18. Porter D. A. and Easterling K.E. *Phase Transformation in Metals and Alloys*. Van Nostrand Reinhold Company, New York, 1981, pp. 446.
19. Marder A. and Kowalik J. *Eutectoid Structures*. ASM Metals Handbook. Metallography and Microstructures, Vol. 9 (9<sup>th</sup> edition), 1985, pp. 658 – 661.
20. Smyth D., Lessard R. and Minden F. *Steel Tubular Products*. ASM Metals Handbook. Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys. Vol. 1 (9<sup>th</sup> edition), 1990, pp. 327 – 336.
21. Bhadeshia H. K. D. H., Svensson L. E. and Grefott B. *A Model for the Development of Microstructure in Low Alloy Steel (Fe – Mn – Si – C) Weld Deposits*. Acta Metallurgia, July 1985, Vol. 33, Nº 7, pp. 1271 – 1283.
22. Ferrolegeringsindustriens Forskningsforening  
[www.ferroforsk.com/ekstern/publications/mikron/paperJapan1999.pdf](http://www.ferroforsk.com/ekstern/publications/mikron/paperJapan1999.pdf)
23. Speich G. *Martensitic Structures*. ASM Metals Handbook. Metallography and Microstructures, Vol. 9 (9<sup>th</sup> edition), 1985, pp. 668 – 674.

24. Marder A. R. and Krauss G. *The Morphology of Martensite in Iron – Carbon Alloys*. Transactions Quarterly, Vol. 60, N° 4, December 1967, pp. 651 – 660.
25. Edmonds D. *Bainitic Structures*. ASM Metals Handbook. Metallography and Microstructures, Vol. 9 (9<sup>th</sup> edition), 1985, pp. 662 – 667.
26. Bramfitt B. L. and Speer J. G. *A Perspective on the Morphology of Bainite*. Metallurgical Transactions, Vol. 12A, N° 4, April 1990, pp. 817 – 828.
27. Chen C. and Pollack A. *Influence of Welding on Steel Weldment Properties*. ASM Metals Handbook. Welding, Brazing and Soldering, Vol. 6 (9<sup>th</sup> edition), 1993, pp. 416 – 428.
28. Draugelates U., Schram A. and Kedenburg C. *Hydrogen Absorption in the Droplet Stage during Gas-Shielded Metal-Arc Welding of Low-Alloy Fine-Grain Structural Steels*. Schweissen & Scheiden, N° 9, September 1997, pp. 700-704.
29. Lesnewich A. *Influence of Welding on Steel Weldment Soundness*. ASM Metals Handbook. Welding, Brazing and Soldering, Vol. 6 (9<sup>th</sup> edition), 1993, pp. 408 – 415.
30. Fickers A. T. y Muller T., *Fisuras Inducidas por Hidrógeno en el Metal de Soldadura*. Revista de Soldadura, Madrid, Vol. 7, N° 1, Enero – Marzo 1977, pp. 23 – 27.
31. Park Y. D., Maroef I. S., Landau A. and Olson D. L. *Retained Austenite as a Hydrogen Trap in Steel Welds*. Welding Journal, Vol. 81, N° 2, February 2002, pp. 27-s – 35-s.
32. Dieter George E., *Mechanical Metallurgy*. Second edition. McGraw-Hill Kogakusha, LTD. Tokyo. 1976.
33. AWS Welding Handbook. *Welding Technology*. Vol. 1 (8<sup>th</sup> edition), Miami – Florida, 1991, pp. 466 – 517.
34. Crane R. L. y Selner R. *Enciclopedia de la Mecánica: Ingeniería y Técnica*. Vol. 3, Grupo Editorial Océano, Ediciones Centrum Técnicas y Científicas, edición 1990, pp. 680 – 688.
35. ASM Metals Handbook. *Nondestructive Evaluation and Quality Control*. Vol. 17, (9<sup>th</sup> edition), 1989, pp. 582 – 609.

36. AGA Venezolana. *Manual de Soldadura Eléctrica por Arco*. Maracay 1991, pp. 75 – 106.
37. AWS Welding Handbook. *Welding Technology*. Vol. 1 (8<sup>th</sup> edition), Miami – Florida, 1991, pp. 110 – 136.
38. Holliday D. *Gas-Metal Arc Welding*. ASM Metals Handbook. Welding, Brazing and Soldering, Vol. 6 (9<sup>th</sup> edition), 1993, pp. 180 – 185.
39. Grundmann J. y Dos Reis Da Cunha. *A Influência dos Gases de Proteção nos Regimes de Transferencia Metálica em Soldagem GMAW*. XXI Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem Caixas do Sul 1995, pp. 518 – 519.
40. Smartt H. *Transfer of Heat and Mass to the Base Metal in Gas-Metal Arc Welding*. ASM Metals Handbook. Welding, Brazing and Soldering, Vol. 6 (9<sup>th</sup> edition), 1993, pp. 25 – 29.
41. Lancaster J. F. *The Physics of Welding*, (2<sup>nd</sup> edition). International Institute of Welding IIW, Pergamon Press, New York 1984.
42. Choi S. K., Ko S. H. Yoo C. D. and Kim Y. S. *Dynamic Simulation of Metal Transfer in GMAW – Part 2: Short-Circuit Transfer Mode*. Welding Journal 1998, Vol. 77, N° 1, pp. 45-s – 51-s.
43. Hermans M. J. M. and Den Ouden G. *Process Behavior and Stability in Short Circuit GMAW*. Welding Journal 1999, Vol. 78, N° 4, pp. 137-s – 141-s.
44. Jones L. A., Eagar T. W. and Lang J. H., *Images of a Steel Electrode in Ar - 2%O<sub>2</sub> Shielding during Constant Current Gas Metal Arc Welding*. Welding Journal 1998, Vol. 77, N° 4, pp. 135-s – 141-s.
45. Choi S. K., Yoo C. D. and Kim Y. S. *Dynamic Simulation of Metal Transfer in GMAW – Part 1: Globular and Spray Transfer Mode*. Welding Journal 1998, Vol. 77, N° 1, pp. 38-s – 44-s.
46. Rajasekaran S., Kulkarni S. D., Mallya U. D. and Chatuverdi R. C., *Droplet Detachment and Plate Fusion Characteristics in Pulsed Current Gas Metal Arc Welding*. Welding Journal 1998, Vol. 77, N° 6, pp. 254-s – 269-s.

47. Smith R. *Arc Welding of Carbon Steels*. ASM Metals Handbook. Welding, Brazing and Soldering, Vol. 6 (9<sup>th</sup> edition), 1993, pp. 641 -661.
48. Lytle K. *Shielding Gases*. ASM Metals Handbook. Welding, Brazing and Soldering, Vol. 6 (9<sup>th</sup> edition), 1993, pp. 64 – 69.
49. Modenesi P. J. y Vasconcelo Silva A. *Uma Avaliação de Misturas de Proteção Contendo H<sub>2</sub> e N<sub>2</sub> para a Soldagem GMAW de Aços Inoxidáveis Austeníticos*. Soldagem & Inspeção. Año 1, N° 3, 1995, pp. 47 – 55.
50. Craig E. *GMAW Shielding Gases: Simplifying Selection*. Welding Desing & Fabrication. September 1994, pp. 43 – 45.
51. ASTM Designation E206 – 78, Vol. 3(1), 1978, pp. 351.
52. Antolovich S. and Saxena A. *Fatigue Failures*. ASM Metals Handbook. Failure Analysis and Prevention, Vol. 11 (9<sup>th</sup> edition), 1986, pp. 102 – 135.
53. Shigley J. E. *Diseño en Ingeniería Mecánica*. Quinta edición, McGraw Hill. Cali, Colombia. 1990.
54. Collins J. A. *Enciclopedia de la Mecánica: Ingeniería y Técnica*. Vol. 2, Grupo Editorial Océano, Ediciones Centrum Técnicas y Científicas, edición 1990, pp. 261 – 308.
55. Dixon W. J. *Introduction to Statistical Analysis*. 1<sup>st</sup> edition, McGraw-Hill Book Company Inc., New York, 1951.
56. Maenning W. *Planning and Evaluation of Fatigue Tests*. ASM Metals Handbook. Fatigue and Fracture. Vol. 19 (9<sup>th</sup> edition), 1996, pp. 303 – 313.
57. Gurney T. R. *Fatigue of Welded Structure*. Second edition, London – England. Cambridge University Press, 1979.
58. Wilde J. G. *Importancia del diseño para evitar fallos por fatiga en estructuras soldadas*. Soldadura y Tecnología de Unión, Marzo – Abril 1991, N° 8, pp. 74 – 80.

59. Cazaud R. *La Fatiga de los Metales*. Aguilar S.A.. Madrid – España, 1957.
60. IIW. *Fatigue Design of Welded Joints and Components*. The International Institute of Welding (IIW), Abington Publishing, 1996.
61. Lawrence F., Dimitrakis S. and Munse W. *Factors Influencing Weldment Fatigue*. ASM Metals Handbook. Fatigue and Fracture. Vol. 19 (9<sup>th</sup> edition), 1996, pp. 274 – 286.
62. Gibbs F. E. *Distortion in Welding*. Welding Journal 1980, Vol. 59, pp. 23s – 25s.
63. Booth G. S. and Wylde J. G. *Procedural Considerations Relating to the Fatigue Testing of Steel Weldments*. Fatigue and Fracture Testing of Weldments, ASTM STP 1058, 1990, pp. 3 – 15.
64. Chapetti M. and Otegui J. *Importance of Toe Irregularity for Fatigue Resistance of Automatic Weld*. International Journal of Fatigue, Vol. 17(8), 1995, pp. 531 – 538.
65. Chapetti M. and Otegui J. *Controlled Toe Waviness as a Mean to Increase Fatigue Resistance of Automatic Weld in Transverse Loading*. International Journal of Fatigue, Vol. 17(8), 1995, pp. 531 – 538.
66. Link L. R. *Fatigue Crack Growth of Weldments*. Fatigue and Fracture Testing of Weldments, ASTM STP 1058, 1990, pp. 16 – 33.
67. Rading G. O. *The effect of Welding on the Fatigue Crack Growth Rate in a Structural Steel*. Welding Journal 1993, Vol. 72, N° 7, pp. 307-s – 311-s.
68. Benhanyon J. *Introducción a Proyectos de la Construcción Metálica Soldada*. Boletín Técnico Conarco, N° 95, 1989, pp. 2 – 20.
69. Masubuchi K. *Analysis of Welded Structures*. Pergamon Press, Elmsford New York, 1980.
70. Czyryca E. and Taylor D. *Fatigue Crack Initiation*. ASM Metals Handbook. Mechanical Testing, Vol. 8 (9<sup>th</sup> edition), 1985, pp 366 – 375.
71. Ohta A. and Maeda C. *Fatigue Strength Evaluation of Welded Joints Containing High Tensile Residual Stresses*. International Journal of Fatigue, Vol. 8 (3), 1986, pp. 147 – 150.

72. ASME Handbook, *Metal Engineering Design*. (2<sup>nd</sup> edition) New York, McGraw – Hill, 1975, pp. 242 – 338.
73. Christ H. *Cyclic Stress-Strain Response and Microstructure*. ASM Metals Handbook. Fatigue and Fracture, Vol. 19 (9<sup>th</sup> edition), 1996, pp. 73 – 93.
74. Pao P. *Mechanism of Corrosion Fatigue*. ASM Metals Handbook. Fatigue and Fracture, Vol. 19 (9<sup>th</sup> edition), 1996, pp. 185 – 192.
75. Eiber R. J. and Kiefner J. F. *Failures of Pipelines*. ASM Metals Handbook. Failure Analysis and Prevention, Vol. 11 (9<sup>th</sup> edition), 1986, pp. 695 – 706.
76. Atzori B. y Blasarin A. Resistencia a Fatiga en Juntas de Interés Automovilístico. *Welding International* N° 8, 1998, pp. 707 – 712.
77. Wang P. C. and Davison S. Effect of Weld Discontinuities on Fatigue Strength of Laser Beam Welds. *Welding Journal* 1992, Vol. 68(8), pp. 209s – 216s.

# **ANEXOS A**

Programas Utilizados en el Centro de  
Mecanizado de Control Numérico  
Dyna Mite-4400

**Programa utilizado en el centro de mecanizado de control numérico Dyna Mite-4400 para fabricar las probetas de fatiga de la junta soldada:**

```
G28 X0. Y0. Z0.;
T1;
G43 H1;
G90 G40 G94 G80 G97 G21 G17 G00;
G54 X0. Y0. Z10.;
M3 S280;
#100=-0.5;
N1 IF[#100 LT-9.5] GOTO 2;
G00 X29. Y-5.35;
G01 Z#100 F15.;
G02 X81.89 Y4. R147. F150.;
G01 X157.89;
G02 X210.78 Y-5.35 R147.;
#100=#100-0,5;
GOTO1;
N2 G00 Z10.;
#100=-0.5;
N3 IF[#100 LT-9.5] GOTO4;
G00 X210.78 Y43.35;
G01 Z#100 F15.;
G02 X157.89 Y33.5 R147. F150.;
G01 X81.89;
G02 X29. Y43.35 R147.;
#100=#100-0.5;
GOTO3;
N4 G28 X0. Y0. Z0.;
M30;
%
```

**Programa utilizado en el centro de mecanizado de control numérico Dyna Mite-4400 para fabricar las probetas de tracción de la junta soldada:**

```
G28 X0. Y0. Z0.;
T1;
G43 H1;
G90 G40 G94 G80 G97 G21 G17 G00;
G54 X0. Y0. Z10.;
M3 S280;
#100=-0.5;
N1 IF[#100 LT-9.5] GOTO 2;
G00 X90.25 Y-5.35;
G01 Z#100 F15.;
G02 X105. Y1.25 R20.3 F150.;
G01 X135.;
G02 X149.75 Y-5.35 R20.3;
#100=#100-0,5;
GOTO1;
N2 G00 Z10.;
#100=-0.5;
N3 IF[#100 LT-9.5] GOTO4;
G00 X149.75 Y56.15;
G01 Z#100 F15.;
G02 X135. Y47.55 R20.3 F150.;
G01 X105.;
G02 X90.25 Y56.15 R20.3;
#100=#100-0.5;
GOTO3;
N4 G28 X0. Y0. Z0.;
M30;
%
```

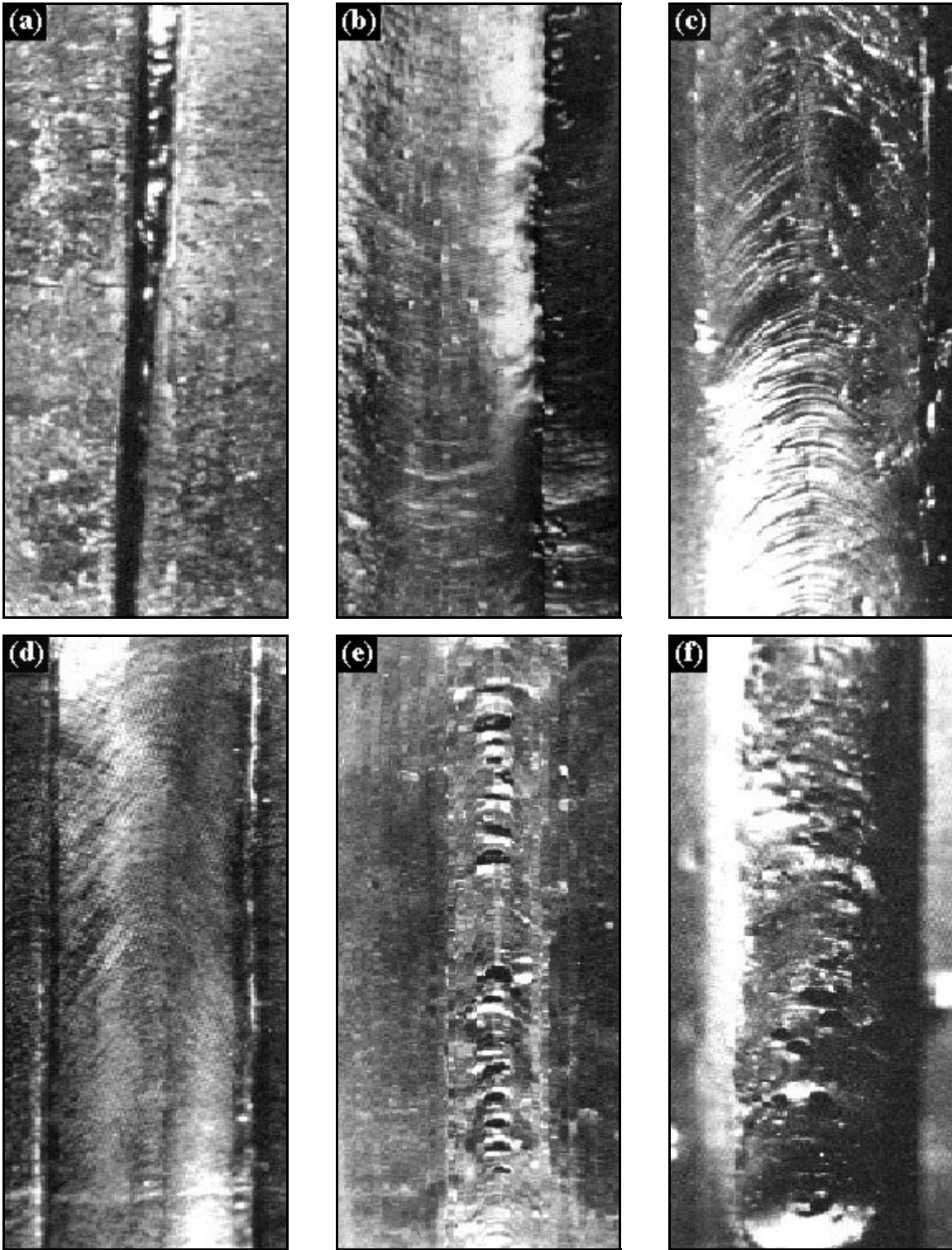
**Programa utilizado en el centro de mecanizado de control numérico Dyna Mite-4400 para fabricar las probetas de tracción del material base:**

```
G28 X0. Y0. Z0.;
T1;
G43 H1;
G90 G40 G94 G80 G97 G21 G17 G00;
G54 X0. Y0. Z10.;
M3 S280;
#100=-0.5;
N1 IF[#100 LT-9.5] GOTO 2;
G00 X63.36 Y-5.35;
G01 Z#100 F15.;
G02 X70. Y-1.48 R7.9 F150.;
G01 X130.;
G02 X136.64 Y-5.35 R7.9;
#100=#100-0,5;
GOTO1;
N2 G00 Z10.;
#100=-0.5;
N3 IF[#100 LT-9.5] GOTO4;
G00 X136.64 Y25.35;
G01 Z#100 F15.;
G02 X130. Y21.48 R7.9. F150.;
G01 X70.;
G02 X63.36 Y25.36 R7.9;
#100=#100-0.5;
GOTO3;
N4 G28 X0. Y0. Z0.;
M30;
%
```

## **ANEXOS B**

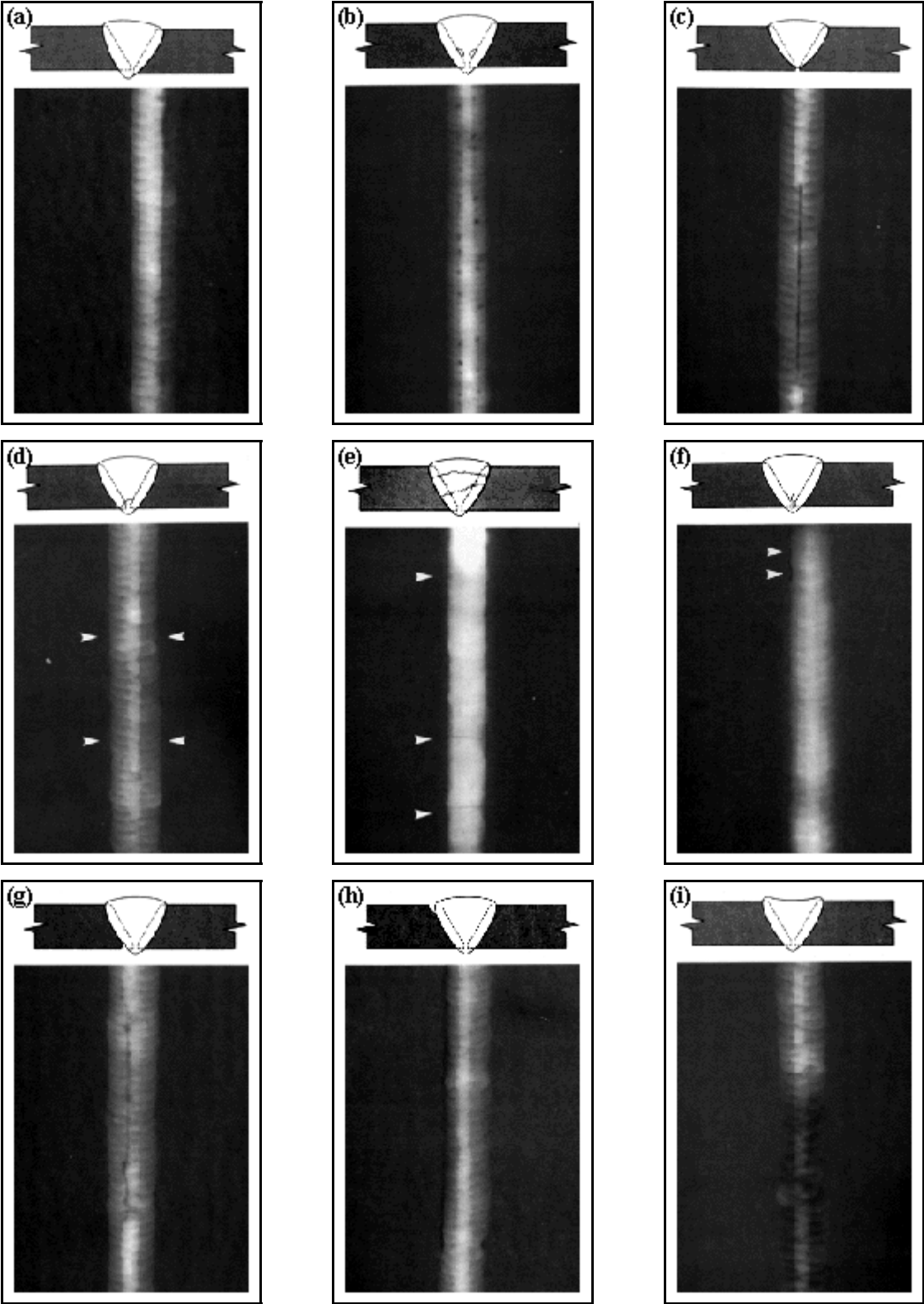
### Discontinuidades en Cordones de Soldadura

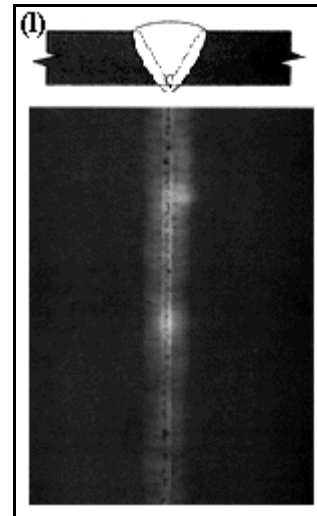
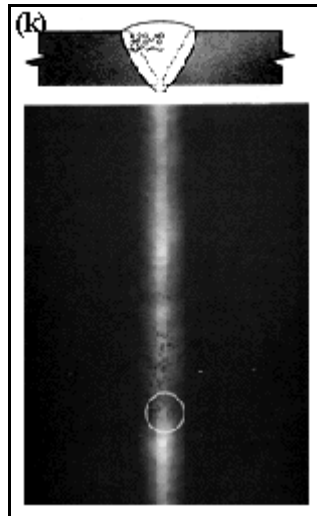
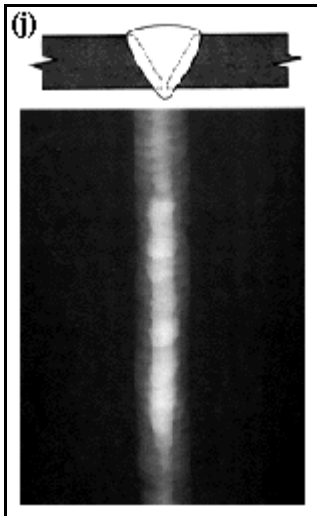
## Ejemplos de Discontinuidades Superficiales en un Cordón de Soldadura



(a) Falta de penetración; (b) fusión incompleta; (c) grieta longitudinal; (d) grieta transversal; (e) poros y grieta longitudinal; y (f) poros dispersos.

**Ejemplo de Radiografías de Cordones de Soldadura con Discontinuidades Internas**





(a) Placas desalineadas; (b) Falta de fusión; (c) Falta de penetración; (d) Grieta en la raíz del cordón; (e) Grietas transversales; (f) Grieta longitudinal; (g) Indentación inferior; (h) Indentación superior; (i) Relleno insuficiente; (j) Penetración excesiva; (k) Poros agrupados; (l) Poros alineados.

## **ANEXOS C**

### Ecuaciones Utilizadas en los Ensayos Mecánicos de Dureza y Tracción

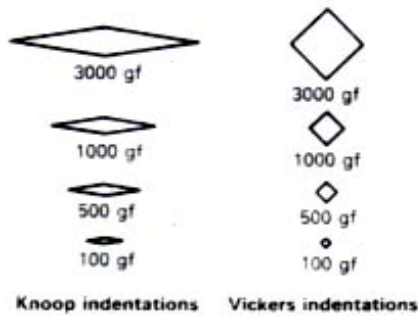
## Ensayo de Microdureza Knoop

El número de dureza Knoop (HK) viene dado por:

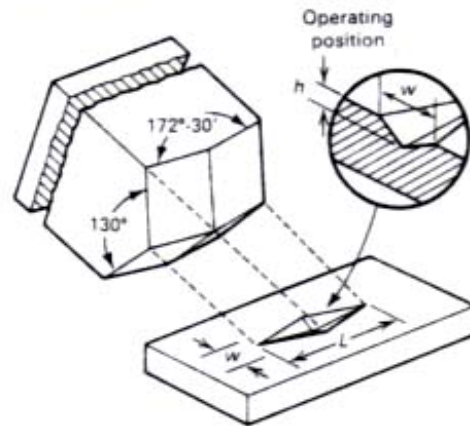
$$HK = \frac{P}{A} = \frac{P}{CL^2}$$

donde P es la carga aplicada en kgf, A es el área proyectada de la indentación en mm<sup>2</sup>, L es la longitud de la diagonal mas larga en mm, y C es una constante cuyo valor es 0,07028.

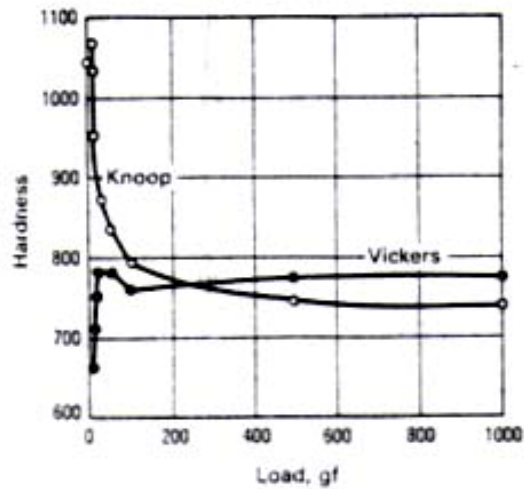
**Fig. 1 Indentations made by Knoop and Vickers indenters in the same work metal at the same load**



**Fig. 2 Pyramidal Knoop indenter and resulting indentation in the workpiece**



**Fig. 6 Relationship of hardness number and load for Knoop and Vickers indenters**



## Ensayo de Tracción

Las ecuaciones utilizadas en el ensayo de tracción para obtener los valores del esfuerzo ( $S$ ), del esfuerzo real ( $\sigma$ ), de la deformación ( $\varepsilon$ ), de la deformación real ( $\varepsilon_r$ ), y del porcentaje de reducción de área (RA) son:

$$S_i = \frac{F_i}{A_0}$$

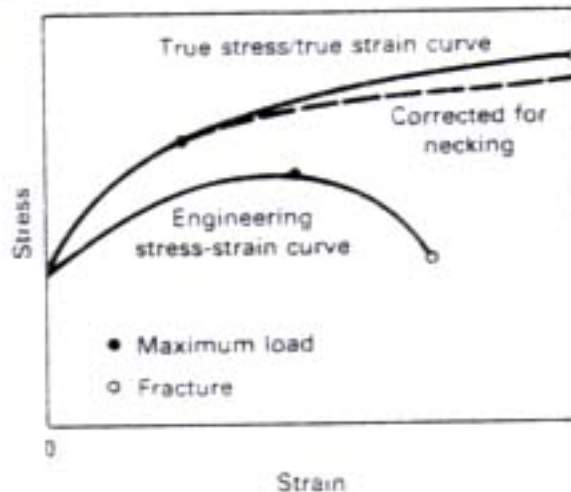
$$\sigma_i = S_i(\varepsilon + 1)$$

$$\varepsilon = \frac{L_f - L_0}{L_0}$$

$$\varepsilon_r = \ln\left(\frac{L_f}{L_0}\right) = \ln(\varepsilon + 1)$$

$$RA = \frac{A_0 - A_f}{A_0} * 100$$

**Fig. 6 Comparison of engineering and true stress/true strain curves**



## **ANEXOS D**

### Diagramas de Transformación Isotérmica

## Diagramas de Transformación Isotérmica (TTT)

Figura 1.

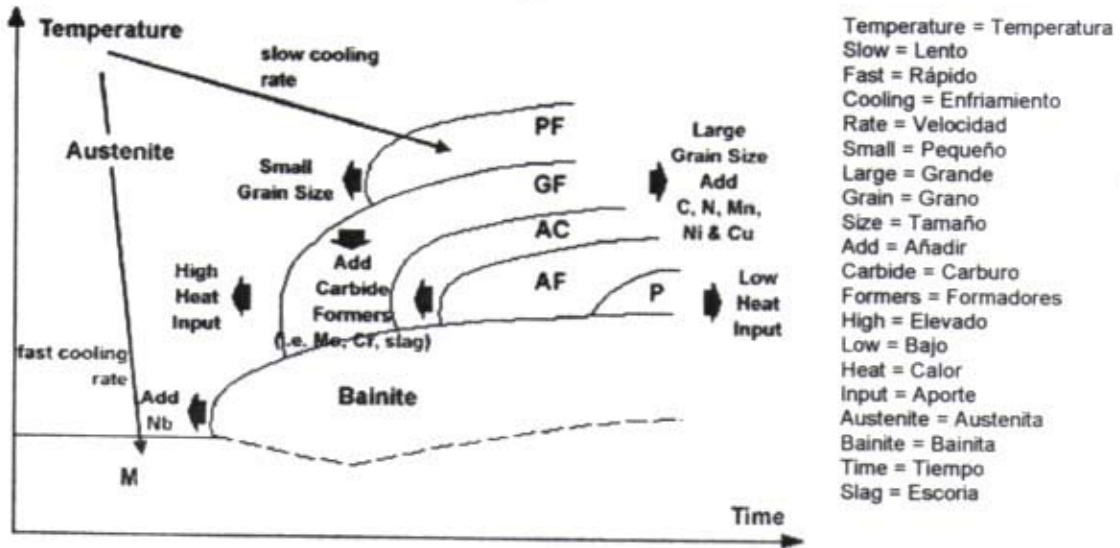


Diagrama TTT de la soldadura de un acero C - Mn

Figura 2

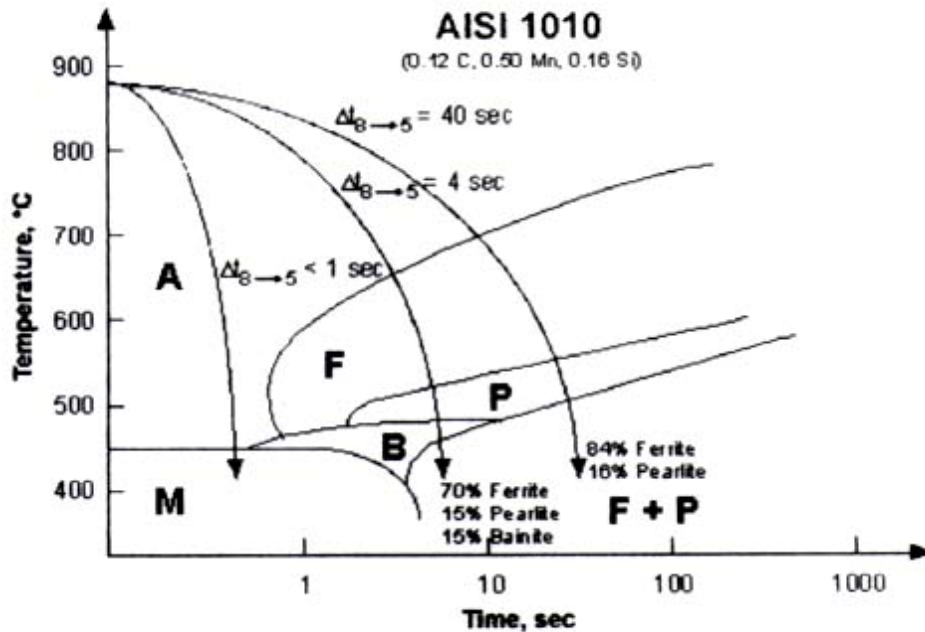


Diagrama TTT AISI 1010

# How Manganese and Boron Affect Medium-Carbon Steels

By L. RICHARD WOODYATT and CHARLES A. APPLE

Both elements act to slow transformation of austenite to pearlite and ferrite, thus allowing bainite and martensite to form at lower cooling rates.

Manganese and boron are becoming increasingly popular additions for carbon steel because of their ability to impart substantial increases in hardenability at nominal cost. The continuous cooling transformation diagrams we have developed for AISI 1040, 1541, and 15B41 illustrate the effect of these two elements on transformation characteristics of medium-carbon steels.

The diagram of 1040 is typical of plain medium-carbon steels in that both bainite and martensite form only on very rapid cooling—faster than 2,300 F per min. The high manganese content of 1541—1.56% Mn in this particular heat—shifts the bainite and martensite fields to the right and downward relative to those of the 1040 diagram. Also both the martensite and bainite fields are extended into the cooling rate range of 550 to 250 F per min.

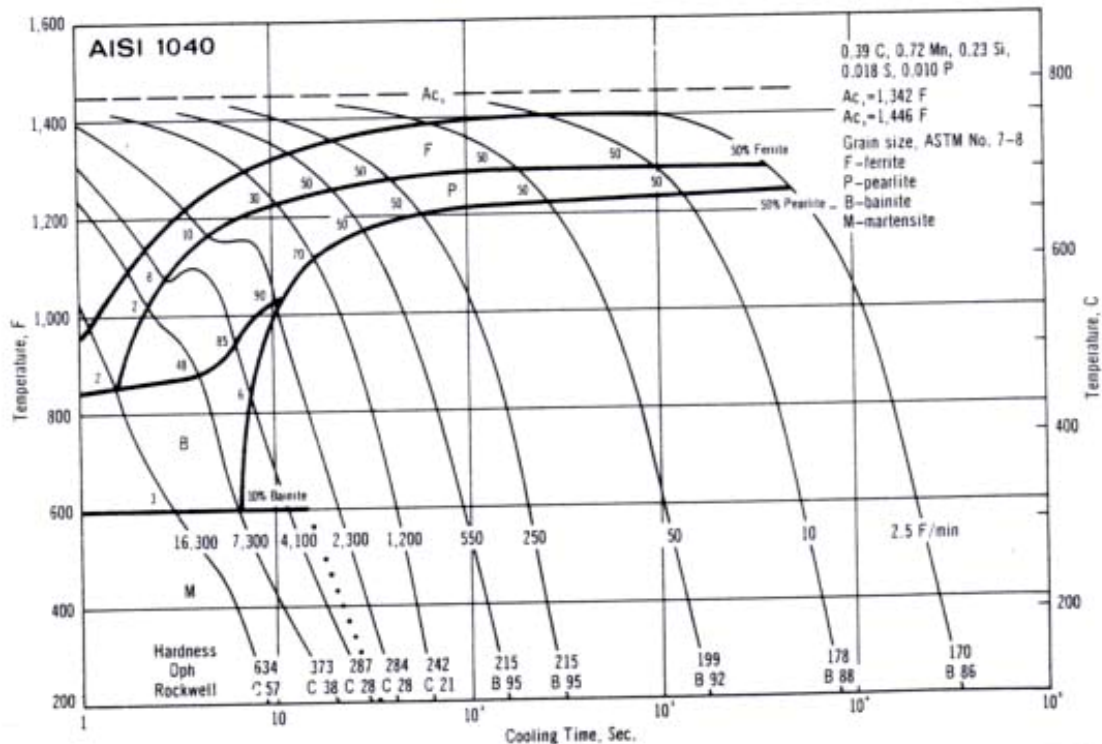
The addition of boron to a carbon-manganese steel has a dramatic effect on hardenability, as is seen in the CCT diagram of AISI 15B41. Here, 0.004% B promoted a structure which was entirely martensitic when formed at cooling rates above about 1,000 F per min. Some mar-

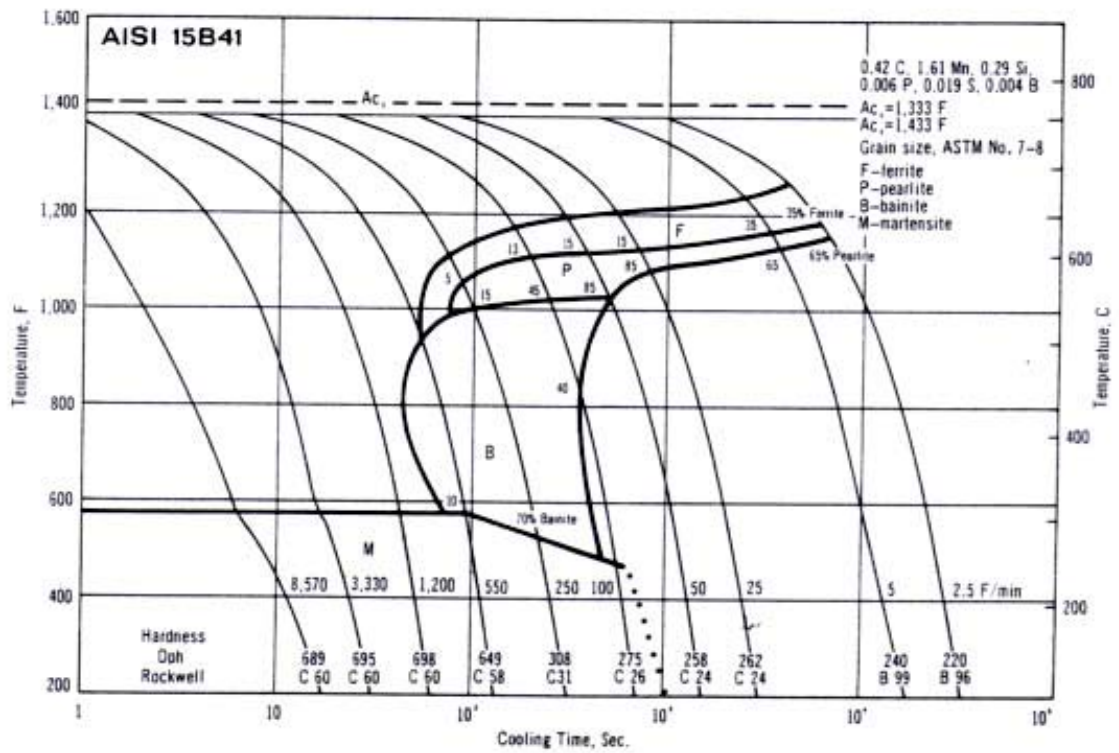
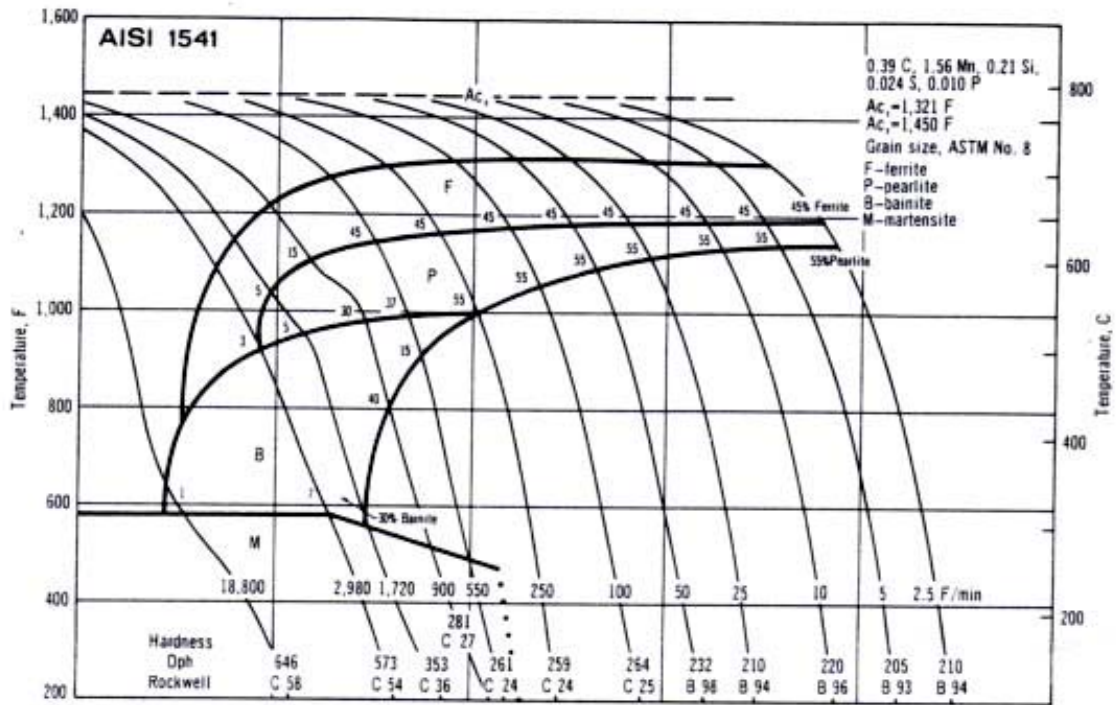
Messrs. Woodyatt and Apple are engineers, Physical Metallurgy Section, Research Dept., Bethlehem Steel Corp., Bethlehem, Pa.

tensite and bainite remained in structures cooled at rates as low as 100 F per min.

**Experimental Work**—Transformation temperatures for the curves were determined by heat treating specimens in a programmable high-speed dilatometer. Because the work was carried out as a part of a project to study transformation on cooling from hot-rolling temperatures, the specimens were austenitized at 1,800 F and cooled at a succession of rates between 2.5 and 18,800 F per min. Cooling rates of 550 F per min and slower were programmed linear with time, while higher rates were obtained by varying degrees of helium quenching. Austenitic grain sizes were in the ASTM 7 to 8 range for the three steels.

Times shown on the diagrams were measured from the point in time that a given cooling curve crossed the  $Ac_3$  for each alloy. Percentages of phases present in the cooled specimens were determined by optical metallography. They are indicated where the cooling curve intersects the bottom of the respective phase field. Cooling rates indicated along each curve represent the average rate in the 1,300 to 1,700 F range. Diamond pyramid and converted Rockwell hardnesses are shown at the bottom of each cooling curve.





## **ANEXOS E**

### Características de los Gases de Protección Utilizados en Soldadura

Gases usados en la soldadura de aceros al carbono, microaleados e inoxidables.

<b>Metal</b>	<b>Transferencia Metálica</b>	<b>Gas protector</b>	<b>Espesor (mm)</b>	<b>Ventajas</b>
<b>Acero al carbono</b>	Spray	Ar + 3,5% O <sub>2</sub>	> 76	Mejora la estabilidad del arco, produce un volumen de soldadura más fluido y controlable, minimiza la socavadura, permite altas velocidades de soldadura comparadas con argón puro.
	Spray	Ar + 10% CO <sub>2</sub>	> 76	Altas velocidades en soldaduras automáticas, bajo costo en soldadura manual.
	Cortocircuito	Ar + 25% CO <sub>2</sub>	< 3,2	Altas velocidades de soldadura, mínima distorsión y salpicadura.
	Cortocircuito	Ar + 25% CO <sub>2</sub>	> 3,2	Mínima salpicadura, limpieza del cordón, buen control del volumen en las posiciones vertical y sobrecabeza.
	Cortocircuito	Ar + 5 a 10% CO <sub>2</sub>	> 3,2	Buena penetración y altas velocidades de soldadura.
<b>Acero microaleado</b>	Spray	Ar + 2% O <sub>2</sub>	> 76	Minimiza el socavamiento; confiere buena tenacidad
	Cortocircuito	60-70% He + 25-35% Ar + 4,5% CO <sub>2</sub>	> 3,2	Reactividad mínima; excelente tenacidad; excelentes estabilidad del arco, características del baño y perfil; pocas salpicaduras.
	Cortocircuito	Ar + 25% CO <sub>2</sub>	> 3,2	Buena tenacidad, excelentes estabilidad del arco, características del baño y perfil; pocas salpicaduras.
<b>Acero inoxidable</b>	Spray	Ar + 1% O <sub>2</sub>	> 76	Mejora la estabilidad del arco, buena coalescencia y contorno del cordón, produce un charco de soldadura más fluido y controlable.
	Spray	Ar + 2% O <sub>2</sub>	> 76	Proporciona mejor estabilidad al arco, coalescencia y velocidad de soldadura que con la mezcla de 1% O <sub>2</sub> para materiales de bajo espesor.
	Cortocircuito	90% He + 7,5% Ar + 2,5% CO <sub>2</sub>	> 3,2	No tiene efecto sobre la resistencia a la corrosión, produce una pequeña ZAC, no hay socavadura, distorsión mínima.

Propiedades de los gases de protección utilizados en soldadura.

Gas	Símbolo químico	Peso molecular	Peso específico*	Densidad		Potencial de ionización	
				g/ft <sup>3</sup>	g/L	aJ**	eV
Argón	Ar	39,95	1,38	0,1114	1,784	2,52	15,7
Dióxido de carbono	CO <sub>2</sub>	44,01	1,53	0,1235	1978	2,26	14,4
Helio	He	4,00	0,1368	0,0111	0,178	3,92	25,5
Hidrógeno	H <sub>2</sub>	2,016	0,0695	0,0056	0,090	2,16	13,5
Nitrógeno	N <sub>2</sub>	28,01	0,967	0,782	12,5	2,32	14,5
Oxígeno	O <sub>2</sub>	32,00	1,105	0,0892	1,43	2,11	13,2

\* A 100 KPa y 0 °C, aire = 1; \*\* 10<sup>-18</sup> J