



**ESCUELA SUPERIOR POLITÉCNICA DE
CHIMBORAZO**

FACULTAD DE MECÁNICA

ESCUELA DE INGENIERÍA MECÁNICA

**“INFLUENCIA DE LA UTILIZACIÓN DE INSERTOS DE
VARILLA CORRUGADA SOBRE LAS SOLDADURAS DE
PERFIL ESTRUCTURAL”**

MIGUEL ÁNGEL PÉREZ CARGUA

LUIS MIGUEL PULLAS REA

TESIS DE GRADO

Previa la obtención del Título de:

INGENIERO MECÁNICO

Riobamba – Ecuador

2009

Espoch

Facultad de Mecánica

CERTIFICADO DE APROBACIÓN DE TESIS

CONSEJO DIRECTIVO**Julio 23 del 2009**

Yo recomiendo que la tesis preparada por:

MIGUEL ÁNGEL PÉREZ CARGUA

Titulada:

**“INFLUENCIA DE LA UTILIZACIÓN DE INSERTOS DE VARILLA
CORRUGADA SOBRE LAS SOLDADURAS DE PERFIL ESTRUCTURAL”**

Sea aceptada como parcial complementación de los requerimientos para el Título de:

INGENIERO MECÁNICO

f) ING. GEOVANNY NOVILLO A.

Nosotros coincidimos con esta recomendación:

f) ING. MARIO PÁSTOR R.

f) ING. GEOVANNY NOVILLO A.

f) ING. IVÁN MORÁN F.

CERTIFICADO DE EXAMINACIÓN DE TESIS

NOMBRE DEL ESTUDIANTE: MIGUEL ÁNGEL PÉREZ CARGUA

TÍTULO DE LA TESIS:

**‘INFLUENCIA DE LA UTILIZACIÓN DE VARILLA CORRUGADA SOBRE LAS
SOLDADURAS DE PERFIL ESTRUCTURAL’**

Fecha de Examinación: Julio 23 del 2009.

RESULTADO DE LA EXAMINACIÓN:

COMITÉ DE EXAMINACIÓN	APRUEBA	NO APRUEBA	FIRMA
ING. EDUARDO VÁSQUEZ B. (Presidente del Tribunal de Defensa)			
ING. MARIO PÁSTOR R. (Director de Tesis)			
ING. GEOVANNY NOVILLO A. (Asesor)			
ING. IVÁN MORÁN F. (Asesor)			

* Más que un voto de no aprobación es razón suficiente para la falla total.

RECOMENDACIONES _____

El Presidente del Tribunal quien certifica al Consejo Directivo que las condiciones de la defensa se han cumplido.

f) Presidente del Tribunal

EsPOCH

Facultad de Mecánica

CERTIFICADO DE APROBACIÓN DE TESIS

CONSEJO DIRECTIVO**Julio 23 del 2009**

Yo recomiendo que la tesis preparada por:

LUIS MIGUEL PULLAS REA

Titulada:

**“INFLUENCIA DE LA UTILIZACIÓN DE INSERTOS DE VARILLA
CORRUGADA SOBRE LAS SOLDADURAS DE PERFIL ESTRUCTURAL”**

Sea aceptada como parcial complementación de los requerimientos para el Título de:

INGENIERO MECÁNICO

f) ING. GEOVANNY NOVILLO A.

Nosotros coincidimos con esta recomendación:

f) ING. MARIO PÁSTOR R.

f) ING. GEOVANNY NOVILLO A.

f) ING. IVÁN MORÁN F.

CERTIFICADO DE EXAMINACIÓN DE TESIS

NOMBRE DEL ESTUDIANTE: LUIS MIGUEL PULLAS REA

TÍTULO DE LA TESIS:

**‘INFLUENCIA DE LA UTILIZACIÓN DE VARILLA CORRUGADA SOBRE LAS
SOLDADURAS DE PERFIL ESTRUCTURAL’**

Fecha de Examinación: Julio 23 del 2009.

RESULTADO DE LA EXAMINACIÓN:

COMITÉ DE EXAMINACIÓN	APRUEBA	NO APRUEBA	FIRMA
ING. EDUARDO VÁSQUEZ B. (Presidente del Tribunal de Defensa)			
ING. MARIO PÁSTOR R. (Director de Tesis)			
ING. GEOVANNY NOVILLO A. (Asesor)			
ING. IVÁN MORÁN F. (Asesor)			

* Más que un voto de no aprobación es razón suficiente para la falla total.

RECOMENDACIONES _____

El Presidente del Tribunal quien certifica al Consejo Directivo que las condiciones de la defensa se han cumplido.

f) Presidente del Tribunal

DERECHOS DE AUTORÍA

El trabajo de grado que presentamos, es original y basado en el proceso de investigación y/o adaptación tecnológica establecido en la Facultad de Mecánica de la Escuela Superior Politécnica de Chimborazo. En tal virtud, los fundamentos teóricos - científicos y los resultados son de exclusiva responsabilidad de los autores. El patrimonio intelectual le pertenece a la Escuela Superior Politécnica de Chimborazo.

f) Miguel Ángel Pérez Cargua.

f) Luis Miguel Pullas Rea.

AGRADECIMIENTO

Agradezco a mis padres por el apoyo incondicional durante el transcurso de mi carrera. A mis hermanos y amigos que siempre me alentaron a seguir adelante para alcanzar mis metas propuestas. A mis profesores por impartir conocimiento de calidad y fortalecerme intelectualmente para ser competitivo en la vida profesional.

M.A.P.C.

El más sincero agradecimiento a nuestro Padre DIOS quien me ha concedido alcanzar este sueño. A todos los docentes de la Escuela de Ingeniería Mecánica por su valiosos conocimientos impartidos durante la carrera, a los amigos y compañeros por su apoyo desinteresado, y a todas las personas que una u otra manera contribuyeron para que este trabajo se plasme en realidad

L.M.P.R

DEDICATORIA

Este trabajo va dedicado a mi madre como un homenaje a su incansable labor diaria que gracias a sus consejos y sabiduría pude concretar mis objetivos. También a mi esposa por ser el complemento y mi fuerza para vencer las barreras de la vida.

M.A.P.C.

Dedico este trabajo a mi abuelito Segundo, mis padres María y Miguel, a mis hermanas Paulina, Doris, Gustavo y Mercedes que son el pilar fundamental en mi existencia, por su inmenso cariño, apoyo incondicional y aliento que me brindan en mi vida.

L.M.P.R

TABLA DE CONTENIDOS

<u>CAPÍTULO</u>	<u>PÁGINA</u>
1. GENERALIDADES	
1.1 Antecedentes	1
1.2 Justificación	2
1.3 Objetivos	3
1.3.1 Objetivo general	3
1.3.2 Objetivo específico	3
1.4 Metas	4
2. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA	
2.1 Construcciones soldadas	5
2.1.1 Soldabilidad de los aceros	5
2.1.2 Inspección	8
2.1.3 Tipos de juntas	10
2.1.4 Tipos de soldaduras	11
2.1.5 Posiciones de soldaduras	13
2.2 Aceros estructurales	14
2.2.1 Perfiles estructurales	16
2.2.2 Varilla de acero para hormigón armado	19
2.3 Materiales de aporte	21
2.3.1 Desnudos	21
2.3.2 Electrodo revestido	21
2.3.3 Clasificación de los electrodos según AWS	23
2.4 Aplicación de AWS D1.1. para la calificación de soldaduras	25

		10
2.4.1	WPS precalificadas	26
2.4.2	WPS no calificadas	27
2.5	Zonas metalúrgicas de la soldadura 27	
2.5.1	La zona de fusión	28
2.5.2	La zona afectada por el calor	29
2.5.3	El metal base	30
2.6	Solidificación de la soldadura 30	
2.6.1	Solidificación inicial del pozo de soldadura	31
2.6.2	Crecimiento competitivo.....	32
2.6.3	Modos de solidificación	33
2.7	Microestructura 36	
2.7.1	La ferrita alotriomórfica.....	38
2.7.2	La ferrita acicular	39
2.7.3	La ferrita de Widmanstaetten.....	40
2.7.4	Microfases.....	42
2.8	Transformaciones de fase en las soldaduras 42	
2.8.1	Transformaciones de fase en la fase sólida durante el calentamiento.....	45
2.8.2	Transformaciones de fase en el enfriamiento	46
2.9	Ciclo térmico de la soldadura 48	
3.	EXPERIMENTACIÓN	
3.1	Condiciones de soldadura	54
3.2	Materiales	55
2.2.1	Varilla de refuerzo para hormigón armado	55
2.2.2	Perfil estructural.....	58
2.2.2	Metal de aporte	60
3.3	Calificación de las soldaduras 60	
3.3.1	Ensayos de calificación.....	62
3.3.2	Ensayo de impacto	66

3.4	Tamaño de grano	67	
3.5	Caracterización microestructural	69	
3.5.1	Evaluación de la microestructura de los materiales base		70
3.5.2	Microestructuras de ZAT de la soldadura símil		70
3.5.2	Microestructuras de ZAT de la soldadura disímil		72
3.6	Medición de la microdureza	74	
3.7	Ciclo térmico de la soldadura	77	
3.7.1	Ciclo térmico para las principales transformaciones de fase		81
3.7.2	Evaluación del ciclo térmico de la ZAT de la soldadura símil		84
3.6.3	Evaluación del ciclo térmico de las ZATs de la soldadura disímil		86
3.8	Curvas de enfriamiento	88	
4.	ANÁLISIS DE RESULTADOS		
4.1	Calificación de las soldaduras	93	
4.1.1	Ensayos de calificación		93
4.1.2	Propiedades mecánicas		95
4.2	Análisis de la microestructura	100	
4.2.1	Microestructuras de la ZAT de la junta símil		101
4.2.2	Microestructuras de la ZAT de la junta disímil		104
5.	CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES		
5.1	Conclusiones		113
5.2	Recomendaciones		115

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

BIBLIOGRAFÍA

LINKOGRAFÍA

ANEXOS

LISTA DE TABLAS

<u>TABLA</u>	<u>PÁGINA</u>	
I	CARACTERÍSTICAS DE LOS ACEROS EMPLEADOS EN LA CONSTRUCCIÓN	15
II	ACEROS ESTRUCTURALES: ESPECIFICACIONES ASTM	16
III	GRUPOS DE TAMAÑOS DE PERFILES ESTRUCTURALES	18
IV	REQUISITOS MECÁNICOS SEGÚN ASTM A570	19
V	REQUISITOS QUÍMICOS SEGÚN ASTM A570	19
VI	REQUISITOS MECÁNICOS SEGÚN ASTM A615	20
VII	REQUERIMIENTOS PARA LA PRUEBA DE DOBLADO SEGÚN ASTM A615	20
VIII	PROPIEDADES MECÁNICOS SEGÚN ASTM A706	21
IX	COMPOSICIÓN QUÍMICA PERMISIBLE PARA VARILLAS SEGÚN A706	21
X	DESIGNACIÓN PARA ELECTRODOS SEGÚN AWS	24
XI	ESPECIFICACIONES CONDENSADA PARA ELECTRODOS SMAW	25

		13
XII	PROPIEDADES MECÁNICAS DE LA VARILLA SEGÚN NTE INEN 2167	55
XIII	COMPOSICIÓN PERMISIBLE PARA LA VARILLA SEGÚN NTE INEN 2167	56
XIV	COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL ACERO AISI 1025 Y 1026	58
XV	COMPOSICIÓN QUÍMICA DE ALGUNOS ACEROS DE LA SERIE AISI 10XX	59
XVI	COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL ELECTRODO AGA C-13	60
XVII	PROPIEDADES MECÁNICAS DEL ELECTRODO AGA C-13	60
XVIII	RESULTADOS DEL ENSAYO DE DOBLADO	64
XIX	VALORES REGISTRADOS DURANTE EL ENSAYO DE TENSIÓN	65
XX	VALORES REGISTRADOS DURANTE EL ENSAYO DE IMPACTO	67
XXI	PROPIEDADES DE LOS ACEROS DE BAJO CARBONO	78
XXII	TRANSFORMACIONES DE FASE. ACERO AISI 1010	83
XXIII	TRANSFORMACIONES DE FASE. ACERO AISI 1026	84
XXIV	VELOCIDADES DE ENFRIAMIENTO EN LA ZAT. SOLDADURA SÍMIL	86
XXV	VELOCIDADES DE ENFRIAMIENTO EN LAS ZATs. SOLDADURA DISÍMIL	88
XXVI	MATERIALES UTILIZADOS EN LAS SOLDADURAS	90

	14
XXVII PRUEBAS MECÁNICAS REALIZADAS A LAS JUNTAS SOLDADAS	91
XXVIII DATOS DE LAS OBSERVACIONES MICROESTRUCTURALES Y DE LA EVALUACIÓN DEL CICLO TÉRMICO	92

LISTA DE FIGURAS

<u>FIGURA</u>		
<u>PÁGINA</u>		
2.1	Influencia del contenido de carbono sobre la dureza del acero	6
2.2	Efecto del tamaño de grano con la temperatura de transición CVN	7
2.3	Tipos de juntas soldadas no tubulares	10
2.4	Principales tipos de soldaduras	11
2.5	Dimensiones y sección resistente de una junta de filete	11
2.6	Nomenclatura de juntas de penetración parcial y completa	12
2.7	Posiciones de las soldaduras según AWS A 3.0-8	13

2.8	Perfiles laminados en frío	17
2.9	Detalles de juntas con penetración parcial precalificadas	26
2.10	Principales zonas de la soldadura	28
2.11	Regiones de la zona de fusión	28
2.12	Regiones de la zona térmica afectada	29
2.13	Inicio de la solidificación	31
2.14	Continuidad entre los granos de la ZAT y la ZF	32
2.15	Crecimiento competitivo entre los granos de la ZF	33
2.16	Desarrollo de las dendritas en una soldadura	33
2.17	Modelo de solidificación vs cantidad de superenfriamiento constitucional	35
2.18	Esquema de las diferentes formas de precipitados	36
2.19	Constituyentes de la microestructura en un depósito de soldadura de acero	37
2.20	Engrosamiento parabólico de la ferrita durante la transformación isotérmica	39
2.21	Morfología de las placas de planos de tensión invariable	40
2.22	Morfología de la ferrita de Widmanstaetten primaria y secundaria	41
2.23	Razón de crecimiento isotérmico de ferrita de Widmanstaetten	41
2.24	Diagramas de equilibrio Fe-C con ejemplos de las transformaciones	43
2.25	Diagrama de fase para un acero AISI 1045	44
2.26	Estructuras generadas en el calentamiento del ciclo térmico	45
2.27	Diagrama de transformación de enfriamiento continuo. Acero AISI 1045	47
2.28	Sistema de coordenadas de un estado quasi - estacionario	49
2.29	Simplificaciones geométricas para representar la forma de la fuente de calor	49
3.1	Detalles de la juntas soldadas símil y disímil	54
3.2	Micrografía de la varilla ADELCA AS 8	56
3.3	Diagrama de fase para calcular cantidad relativa de perlita	57
3.4	Micrografía del perfil estructural	59
3.5	Esquema de la ubicación de las probetas para los ensayos mecánicos	61
3.6	Apariencia visual del cordón de soldadura de las junta símil y disímil	62
3.7	Dimensiones de la probeta de doblado	63
3.8	Esquema del equipo para la probeta de doblado	64
3.9	Dimensiones de la probeta para la prueba de tensión en sección reducida	65
3.10	Probeta normalizada para una prueba de impacto	66
3.11	Tamaño del grano en la ZAT. Soldadura símil	68

		17
3.12	Tamaño del grano en al ZAT del perfil estructural. Soldadura disímil	68
3.13	Tamaño del grano en al ZAT de la varilla. Soldadura disímil	69
3.14	Microestructuras presentes en los metales base	70
3.15	Zonas metalúrgicas producidas durante la soldadura	70
3.16	Micrografías de las zonas de la ZAT. Soldadura símil	71
3.17	Micrografías de las zonas de la ZAT del perfil. Soldadura disímil	73
3.18	Micrografías de las zonas de la ZAT de la varilla. Soldadura disímil	74
3.19	Barrido de durezas en la ZAT. Soldadura símil	75
3.20	Barrido de durezas en la ZAT del perfil. Soldadura disímil	76
3.21	Barrido de durezas en la ZAT de la varilla. Soldadura disímil	77
3.22	Diagrama esquemático que ilustra el inicio y final de la ZAT	79
3.23	Ciclo térmico de la soldadura. Acero AISI 1010	82
3.24	Ciclo térmico de la soldadura. Acero AISI 1026	83
3.25	Ciclo térmico de la ZAT. Soldadura símil	85
3.26	Ciclo térmico de la ZAT del perfil. Soldadura disímil	86
3.27	Ciclo térmico de la ZAT de la varilla. Soldadura disímil	87
3.28	Curvas de velocidad de enfriamiento de la ZAT. Soldadura símil	89
3.29	Curvas de velocidad de enfriamiento de la ZAT del perfil. Soldadura disímil	89
3.30	Curvas de velocidad de enfriamiento de la ZAT de la varilla. Soldadura disímil	90
4.1	Diagrama CCT y curvas de enfriamiento para la ZGG.	102
4.2	Diagrama CCT y curvas de enfriamiento para la ZGM.	103
4.3	Diagrama CCT y curvas de enfriamiento para la ZGF.	104
4.4	Diagrama CCT (AISI 1030) y curvas de enfriamiento de la ZAT de la varilla	105
4.5	Fronteras de las fases presentes en la ZGG de la ZAT de la varilla	107
4.6	Fronteras de las fases presentes en la ZGM de la ZAT de la varilla	109
4.7	Fronteras de las fases presentes en la ZGF de la ZAT de la varilla	110
4.8	Diagrama modificado de transformación continua de un acero AISI 1030	112

LISTA DE ABREVIACIONES

AASHTO	American Associaton of State Highway and Transportation Officials
AISI	American Iron and Steel Institute
ANSI	American National Standards Institute
API	American Petroleum Institute

ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society Testing and Material
AWS	American Welding Society
BCC	Estructura cúbica centrada en el cuerpo
CA	Corriente alterna
CC	Corriente continua
CCT	Transformación de enfriamiento continuo
CJP	Junta con penetración completa
CVN	Charpy V-Notch
FCAW	Soldadura por arco con alambre tubular
FCC	Estructura cúbica centrada en la cara
GMAW	Soldadura por arco con protección gaseosa
HV	Dureza Vickers
IIW	International Institute of Welding
INEN	Instituto Ecuatoriano de Normalización
JWRI	Japanece Welding Research Institute
MB	Metal Base
MIG	Gas de un metal inerte
NTE	Norma técnica ecuatoriana
PF	Pozo de fusión
PJP	Junta con penetración parcial
PQR	Reporte del procedimiento de calificación
SAW	Soldadura por arco sumergido
SMAW	Soldadura por arco con electrodo revestido
WPQ	Procedimiento de calificación de soldadores
WPS	Especificación del procedimiento de soldadura
WQR	Reporte de calificación de soldadores
ZAT	Zona térmicamente afectada
ZF	Zona de fusión
ZGF	Zona de grano fino
ZGG	Zona de grano grueso
ZGM	Zona de grano mixto

SIMBOLOGÍA

Símbolo

Definición

Unida
des

% CE	Carbono equivalente	%
A ₁	Línea de temperatura crítica inferior	
A ₃	Línea de temperatura crítica superior	
a _t	Garganta teórica de una junta de filete	mm
c _p	Calor específico	J/Kg
		°C
c _t	Cateto teórico de una junta de filete	mm
D	Diámetro de grano promedio	μm
D _L	Coefficiente de dilución del soluto en el líquido	
E	Tamaño de la soldadura	mm
F _u	Resistencia máxima a la tracción	Kg/cm ²
F _y	Resistencia a la fluencia	Kg/cm ²
G	Gradiente de temperatura	
G _C	Gradiente crítico	
G _L	Gradiente de temperatura en el líquido	
G _S	Gradiente de temperatura en el sólido	
H	Espesor de la placa	mm
h`	Espesor relativo	mm
H _n	Energía de soldadura	J/m
I	Intensidad de Corriente	A
K	Conductividad térmica	W/m
		°C

k_0	Función de Bessel modificada	
L_0	Longitud inicial	mm
l_w	Longitud efectiva en una junta de filete	mm
\emptyset	Velocidad de enfriamiento	$^{\circ}\text{C}/\text{s}$
P	Potencia generada	W
Q	Espesor de la ferrita	mm
R	Razón de crecimiento	
r	Distancia lateral del punto en relación al eje de soldadura	mm
S	Profundidad de bisel requerido	mm
S	Calor generado	J
T	Temperatura	$^{\circ}\text{C}$
T	Tiempo	s
T_{A1}	Temperatura de la reacción eutectoide	$^{\circ}\text{C}$
T_{A3}	Temperatura de transformación austenita-ferrita	$^{\circ}\text{C}$
T_f	Temperatura de fusión del material	$^{\circ}\text{C}$
T_l	Temperatura de líquidus	$^{\circ}\text{C}$
T_0	Temperatura inicial o de precalentamiento	$^{\circ}\text{C}$
T_p	Temperatura pico del ciclo térmico	$^{\circ}\text{C}$
T_p	Temperatura de sólidus	$^{\circ}\text{C}$
$T_{\delta-\gamma}$	Temperatura de transformación delta-gamma	$^{\circ}\text{C}$
v	Velocidad de soldadura, velocidad de avance	m/s
V	Voltaje	V
V_{8-5}	Velocidad de enfriamiento entre 800°C a 500°C	$^{\circ}\text{C}/\text{s}$

x, y, z	Distancias en los ejes coordenados	mm
α	Ferrita alotriomórfica	
α	Hierro alfa (ferrita)	
α	Difusividad térmica	m^2/s
α_1	Constante de velocidad de engrosamiento parabólico	
α_a	Ferrita acicular	
α_w	Ferrita de Widmanstaetten	
γ	Hierro gamma (austenita)	
δ	Hierro delta	
ΔT	Subenfriamiento	
ΔT_{8-5}	Temperatura de enfriamiento entre 800°C a 500°C	°C
Δt_{8-5}	Tiempo de enfriamiento desde 800°C a 500	S
ΔT_C	Subenfriamiento constitucional	
ΔT_K	Subenfriamiento cinético	
ΔT_O	Rango de temperatura de equilibrio de solidificación	
ΔT_T	Subenfriamiento térmico	
ΔT_σ	Subenfriamiento debido a la curvatura de la interfase	
η	Eficiencia de arco o rendimiento térmico del proceso	
ρ	Masa específica del material	Kg/m^3
$\rho \cdot C_p$	Calor específico por volumen unitario	J/m^3

LISTA DE ANEXOS

- ANEXO 1:** Especificación del procedimiento de soldadura (WPS). Junta símil
- ANEXO 2:** Registro de calificación del procedimiento de soldadura (PQR).
Junta símil
- ANEXO 3:** Especificación del procedimiento de soldadura (WPS). Junta disímil
- ANEXO 4:** Procedimientos para ensayos no destructivos. Inspección visual
- ANEXO 5:** Procedimientos para ensayos no destructivos. Inspección por líquidos penetrantes

RESUMEN

Durante la inspección de soldaduras realizadas en estructuras metálicas se ha verificado que se utiliza varilla de refuerzo para hormigón armado como elemento de relleno para lograr la unión de los perfiles estructurales. Sin embargo, no existe información disponible relacionada con las características y el comportamiento de este tipo de junta. Por tal motivo se ha estudiado la Influencia de la Utilización de Insertos de Varilla Corrugada Sobre las Soldaduras de Perfil Estructural.

Para el estudio, se desarrollaron procedimientos de soldadura, se realizaron ensayos visuales, no destructivos y mecánicos para la calificación de los procedimientos de soldadura. Adicionalmente, se realizó la caracterización microestructural de las zonas de interés usando técnicas de microscopía óptica.

Se verificó que el uso varilla como elemento de relleno en la soldadura de perfiles estructurales es causa de la formación de fisuras. Además, en esta soldadura de aceros disímiles se producen ciclos térmicos que generaron en la zona térmicamente afectada por el calor de la varilla un importante crecimiento de los granos austeníticos y la formación de fases de baja ductilidad tales como bainita, ferrita de Widmanstaetten, ferrita alotriomórfica, entre otras. Estas transformaciones se verificaron usando un diagrama modificado de transformación continua de un acero AISI 1030.

Los resultados de los ensayos indicaron que la junta formada por la soldadura de varilla corrugada y perfil estructural mediante proceso SMAW (Soldadura Manual de Arco Revestido) no cumple con los criterios de calificación del Código de la Soldadura Estructural del Acero AWS D1.1. En consecuencia, se concluye que la utilización de insertos de varilla con resaltes como material de relleno en soldaduras de perfil estructural no debería utilizarse bajo los parámetros de soldadura usados en este estudio.

SUMMARY

During the inspection of welding carried out in metal structures it was verified that strengthening rod is used for reinforced concrete as a filling element to attain the structural profile union. However there is not available information related to the features and behavior of this joint type. That is why the Influence of the Use of the Corrugated Rod Inserted Elements on the Structural Profile Welding has been studied.

For the study, welding procedures were developed: visual, non-destructive and mechanical trials were carried out for the welding procedure qualification. Additionally, the micro-structural characterization of the zones of interest was performed using optical microscopy techniques.

It was verified that the rod use as a filling element in the structural profile welding is the cause of the formation of cracks. Moreover in the dissimilar steel welding thermal cycles are produced generating in the thermally affected zone by the rod heat an important austenitic grain growth and the formation of low-ductility phases such as bainite, Widmanstaetten ferrite, allotriomorphic ferrite among others. These transformations were verified using a modified continuous transformation diagram of steel AISI 1030. The results of the trials indicated that the joint formed by corrugated rod welding and structural profile through the SMAW (Manual Welding of Covered Arc) procedure does not meet the qualification criteria of the Structural Welding Code of the Steels AWS D 1.1. As a

consequence it is concluded that the use of inserts rod with projections as a filling material in structural profile welding should not be used under welding parameters used in this study.

CAPÍTULO I

1. GENERALIDADES

1.1 ANTECEDENTES

La soldadura se ha constituido en uno de los procesos de fabricación más utilizados para la unión de elementos estructurales. Gracias al desarrollo de nuevas técnicas, la soldadura sustituyó al atornillado y al remachado en la construcción de muchas estructuras, como puentes, edificios y barcos. Es una técnica fundamental en las industrias: automotriz, aeroespacial, en la fabricación de maquinaria y en la de cualquier producto hecho con metales; sin embargo, la aplicación de soldadura produce transformaciones estructurales importantes en el metal debido a cambios en la composición [1] y transformaciones de fase durante la solidificación y enfriamiento [2], las mismas que deben ser bien entendidas para estar en posibilidad de diseñar y producir soldaduras confiables.

Las juntas soldadas, independientemente del proceso de unión, se diseñan principalmente por la resistencia y seguridad que requieren los servicios a los que se van a destinar. Existen varias organizaciones gubernamentales y privadas que se han preocupado de establecer estándares para diseñar y controlar la calidad de la soldadura, tales como AWS, ASTM, ASME, API, entre las más difundidas. En el caso de construcción estructural los estándares más usados son el AWS D1.1 y el AWS D1.3 [3]. Estos estándares ofrecen parámetros referenciales relacionados principalmente con las técnicas y procedimientos para evaluar la calidad de las juntas soldadas en estructuras metálicas. Por otro lado, es bien conocido que las propiedades mecánicas de los materiales dependen de su macro y microestructura, que están en función de la composición del material y de las transformaciones de fase que se producen durante la solidificación y posterior enfriamiento hasta llegar a la temperatura ambiente y luego hasta la de trabajo.

Para el ensamble apropiado de los diferentes elementos estructurales se requiere de un acoplamiento preciso de las partes, cosa que desgraciadamente no ocurre en una estructura metálica debido a factores tales como la mala geometría del terreno, mala alineación de los elementos estructurales, es por eso que a más del material de aporte, en nuestro país,

muchas veces se utiliza insertos de varilla de refuerzo para hormigón armado como elemento de relleno para lograr la unión de los perfiles estructurales a pesar de que no existe información relacionada con el comportamiento de este tipo de junta.

Debido a que la composición química de los perfiles estructurales es diferente de la varilla de refuerzo para hormigón armado, la utilización de insertos de varilla producirá cambios significativos en las propiedades de la junta soldada con relación a las propiedades de las juntas que no usan varilla como elemento de relleno. Es por lo tanto muy importante determinar cuáles son esas diferencias y para ello es necesario levantar procedimientos de soldadura y de calificación de las soldaduras realizadas con y sin la utilización de insertos de varillas con resaltes para hormigón armado para determinar la factibilidad del uso de esta junta bajo los requerimientos de los estándares que garantizan la seguridad de la estructura.

Durante los últimos años en la Facultad de Mecánica se han realizado varios trabajos relacionados con las soldaduras [4-7]. En estos trabajos se ha tratado sobre: calificación de procedimientos, soldadores, operadores y materiales de aporte [4], influencia del gas protector en el proceso de soldadura GMAW de aceros estructurales AISI 1008 y AISI 1045 [5], reparación de equipo pesado mediante el proceso de soldadura [6], sistema computarizado para la selección de electrodos en concordancia con el código ASME-AWS [7], entre los más representativos en este campo. Sin embargo, no se han realizado trabajos específicos que permitan caracterizar soldaduras disímiles en aceros al carbono ni tampoco la evaluación de estas soldaduras a fin de determinar si se enmarcan dentro del estándares AWS D1.1 y/o AWS D1.3 que son los marcos técnicos que garantizan la fiabilidad de las construcciones estructurales fabricadas por soldadura.

1.2 JUSTIFICACIÓN

En la inspección de soldaduras realizadas en estructuras metálicas se ha verificado que en varias uniones de perfiles estructurales, generalmente en cunbreros, se utiliza varilla con resaltes para hormigón armado como elemento de relleno de estos perfiles. La composición química del acero de los perfiles corresponde a la designación AISI 1010 mientras que la varilla corrugada para refuerzo de construcción, según análisis de fases correspondería a la designación AISI 1026. En consecuencia, se aprecia que las

composiciones químicas de estas dos aleaciones son significativamente distintas y por lo tanto resulta necesario verificar las propiedades resultantes de estas juntas soldadas. Por otro lado, este tipo de unión no se encuentra tipificada y es necesario verificar si cumple con las especificaciones de la AWS.

En esta tesis nos proponemos levantar los procedimientos de soldadura para juntas de morfología característica en construcciones estructurales de acero, realizar ensayos no destructivos y mecánicos de tensión en sección reducida y de doblado, caracterizar la soldadura, mostrar las diferencias entre juntas con y sin insertos de varilla, y finalmente presentar los resultados. Lo anterior permitirá, en base a un estudio detenido, establecer la influencia de los insertos de varilla sobre las propiedades de este tipo de juntas soldadas.

La información que se obtenga ayudará a las personas que trabajan en la construcción de estructuras metálicas y dará resultados confiables de las consecuencias que puede ocasionar el uso de la varilla de refuerzo para hormigón armado como metal de relleno en la unión de perfiles estructurales.

Este estudio se justifica porque se profundizará el conocimiento de la soldadura estructural, se desarrollará una metodología de investigación científica, se investigará y seleccionará información y se pondrá en práctica la formación académica lograda para el desarrollo del presente trabajo.

1.3 OBJETIVOS

1.3.1 Objetivo General

Determinar la influencia de utilizar varilla con resaltes para hormigón armado como material de relleno en la soldadura de perfil estructural.

1.3.2 Objetivos Específicos

- Determinar mediante pruebas y ensayos las propiedades mecánicas de las juntas soldadas.
- Caracterizar la soldadura de perfil estructural y compararla con las características de las soldaduras que usan varilla como material de relleno.

1.4 METAS

- Desarrollar los procedimientos de soldadura en perfil estructural.
- Desarrollar los procedimientos de ensayos no destructivos y determinar la confiabilidad de las soldaduras.
- Elaborar los procedimientos de ensayo y determinar las propiedades mecánicas de las juntas soldadas.
- Elaborar los procedimientos de ensayos de doblado guiado y determinar la calidad de las juntas soldadas.
- Establecer la influencia de la varilla corrugada sobre la formación de defectos de soldadura.
- Difundir los resultados obtenidos.

CAPÍTULO II

2. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

2.1 CONSTRUCCIONES SOLDADAS

Las construcciones soldadas pueden ser hechas de cualquier aleación soldable (por ejemplo aceros estructurales). Los códigos apropiados para el diseño de soldaduras en estructuras metálicas son el AWS D1.1 y AWS D1.3 de la American Welding Society (AWS). Además, aunque menos comunes en nuestro entorno son los de la American Association of State Highway and Transportation Officials (AASHTO) y de la Japanese Welding Research Institute (JWRI), el del International Institute of Welding (IIW), entre los más difundidos. Sin embargo, en el Ecuador los estándares más difundidos son los de AWS. Los estándares AWS D1.1 y AWS D1.3 se usan para el diseño de estructuras estática y cíclicamente cargadas mientras que el AWS D1.5 se usa para el diseño de puentes y estructuras cargadas dinámicamente. Estas normas cubren los procedimientos de ensayos y criterios de aceptación que verifican la calidad de la soldadura, las cuales se diseñan para garantizar la resistencia y seguridad de las estructuras según el servicio a los que se van a destinar.

2.1.1 Soldabilidad de los aceros

La American Welding Society define la soldabilidad como la capacidad de un metal a ser soldado, bajo las condiciones impuestas por el diseño y la fabricación de la estructura, para que desempeñe satisfactoriamente el servicio para el cual ha sido proyectado.

La soldabilidad del acero está determinada por las transformaciones de fase que ocurren debido a los drásticos ciclos de calentamiento y enfriamiento que tienen lugar durante la soldadura. Debido al rápido enfriamiento y al valor de su carbono equivalente, se puede producir un endurecimiento total del acero que puede originar la fragilidad del acero y la posible fisuración del mismo. En contraste, si la velocidad de enfriamiento es lenta se puede producir mayor ductilidad y estructuras metalúrgicas de menor fragilidad en la zona afectada por el calor del metal base.

Las propiedades más importantes para la soldabilidad son la ductilidad, la resistencia, la dureza. Estas propiedades son afectadas por factores como la composición química, el tamaño de grano y el espesor de las piezas.

Composición química: El elemento más importante que afecta la soldabilidad es el carbono, sin embargo, otros elementos también la afectan, y se los puede relacionar a través de la Fórmula 2.1 de carbono equivalente presentada en ASTM A6:

$$\% \text{ CE} = \text{C} + \text{Mn}/6 + (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V}) + (\text{Ni} + \text{Cu})/15 \quad (2.1)$$

La soldabilidad de un acero mejora mientras disminuye su carbono equivalente. Esta relación se ilustra en la Figura 2.1.[8]

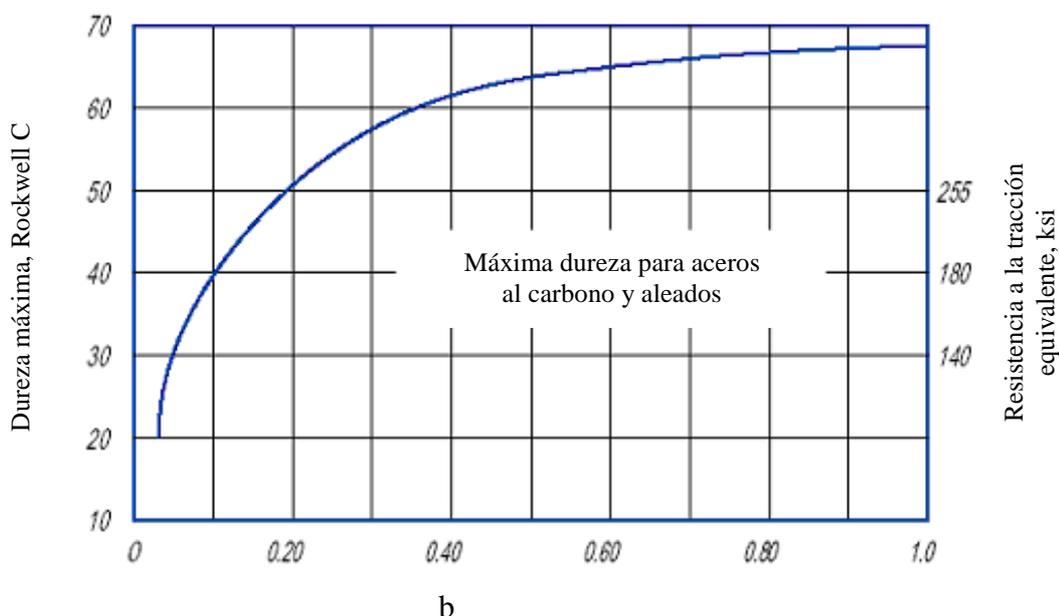


Figura 2.1 Influencia del contenido de carbono sobre la máxima dureza del acero.

Durante la soldadura, la zona térmicamente afectada sufre un enfriamiento rápido y consecuentemente se produce un endurecimiento por la conducción de calor desde la soldadura hacia el metal base. En la Figura 2.1, mientras el contenido de carbono se incrementa de 0.10% a 0.20% por peso, el incremento de dureza por el temple se incrementa de 40 a 50 Rockwell C. Usando la relación dureza-resistencia, puede encontrarse que la máxima resistencia a la tensión por temple se incrementa de 180 a 260 ksi. Los procesos de soldadura son diseñados para mantener la soldadura con porcentajes de temple lejos de esos valores máximos. También, los electrodos son usualmente

diseñados para depositar metal soldado que contengan porcentajes de carbono entre 0.008 y 0.12 para evitar agrietamientos.

Tamaño de grano: El tamaño de grano es la principal variable que afecta la ductilidad y la resistencia al impacto para una amplia variedad de composiciones de aceros como se ilustra en la Figura 2.2.

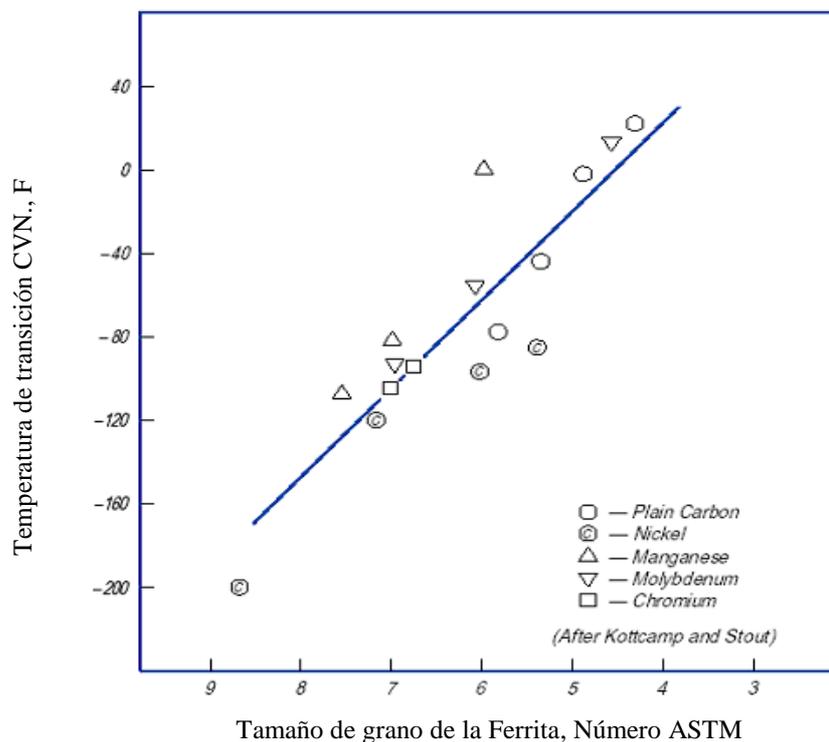


Figura 2.2. Efecto del tamaño de grano con la temperatura de transición CVN (Charpy V-Notch)¹ [9]

Al igual que en la zona termicamente afectada (ZAT) del metal base, en el metal soldado el tamaño de grano también varía y tiene un efecto similar al que ocurre en la ZAT sobre las propiedades de ductilidad y dureza.

En general, la soldabilidad es mejor en aceros que poseen un tamaño de grano fino.

Espesor: En general, a medida que el espesor del metal que va a ser soldado disminuye, la soldabilidad del material mejora.

¹ Temperatura de transición CVN.-Temperatura a la cual la energía de impacto sufre una disminución brusca.

Mientras el espesor de la sección se incrementa, también lo hace la velocidad de enfriamiento. Debido a su mayor masa, en placas gruesas la extracción de calor es más rápida que en las placas delgadas con una soldadura idéntica, lo que produce que progresivamente los constituyentes metalúrgicos sean más duros y menos dúctiles. [9]

El precalentamiento es la solución más común para reducir la velocidad de temple y la dureza en la soldadura. Las placas pueden ser precalentadas y mantenidas a temperaturas de pocos cientos de grados Fahrenheit antes de la operación de soldadura. Otra solución pueden ser el tratamiento post-calentamiento.

2.1.2 Inspección

Los métodos más comunes de ensayo para la inspección de soldaduras son: visual, líquidos penetrantes, partículas magnéticas, radiográfico, y ultrasonido.

2.1.2.1 Examinación visual

La examinación visual de las soldaduras es una inspección de primer orden en importancia aun cuando la radiografía u otros medios no destructivos de prueba sean especificados.

La inspección visual afecta a todas las fases del proceso, desde el acopio de materiales hasta las fases de preparación, ejecución y finalmente la soldadura definitiva. Su finalidad es comprobar los parámetros de la junta, las dimensiones de la soldadura, la apariencia de la soldadura, además, detectar defectos superficiales y externos tales como fisuras, mordeduras de borde. El inspector visual debe revisar cuidadosamente la preparación de la junta, ya que muchos defectos de la soldadura pueden prevenirse en esta fase.

2.1.2.2 Examinación por tintas penetrantes

La examinación por líquidos penetrantes es un método para detectar discontinuidades que se encuentran abiertas a la superficie y que no son apreciables a simple vista.

Consiste en aplicar un líquido sobre la superficie dejándolo actuar durante unos minutos para que penetre en los posibles defectos. Después se retira el exceso, limpiando la superficie y aplicando un revelador, polvo u otros productos que se impregnan con el líquido evidenciando claramente el defecto. Se emplean dos tipos de líquidos penetrantes: fluorescentes que son los más indicados para la inspección en taller y coloreados para la inspección en obra.

Puede ser aplicado tanto en soldaduras, tuberías, fundiciones, partes de aluminio, etc. Las discontinuidades típicas detectadas por este método son fisuras, laminaciones, poros, falta de adhesión, etc.

2.1.2.3 Examinación por partículas magnéticas

Es un procedimiento rápido y práctico para detectar fisuras y otros defectos internos o no detectables a simple vista. Aprovecha la distorsión que una fisura produce en las líneas de un campo magnético creado mediante un magnetizador de imanes o por corriente eléctrica. Previamente se esparce en la zona de inspección con partículas magnéticas finamente divididas. Gracias a la magnetización las partículas se juntan en las discontinuidades, dejando diferentes señales, mostrando el tamaño, la localización y la forma de la discontinuidad.

La inspección se puede realizar por vía seca o por vía húmeda. La observación se registra mediante fotografía o conservadas con cinta adhesiva transparente, proporcionando registros exactos y detallados de los resultados de la inspección.

Una vez finalizada debe procederse a la desmagnetización en el caso de que la pieza vaya a ser mecanizada.

2.1.2.4 Examinación radiográfica

Se fundamenta en la interpretación de las imágenes producidas sobre la placa radiográfica impresionada por rayos X, después de haber atravesado la unión soldada. Para detectar la imperfección, debe orientarse paralela al rayo de radiación. Se emplea principalmente para uniones soldadas a tope, puesto que las soldaduras en ángulo son difícilmente radiografiables. La inspección de las juntas de tuberías cerradas e inaccesibles es difícil de obtener e interpretar y pueden ser inexactas.

La inspección radiográfica permite detectar fisuras, falta de fusión, irregularidades, porosidades e inclusiones de escorias.

En este procedimiento la película negativa proporciona un registro permanente de inspección. En el ensayo radiográfico el tiempo de exposición se incrementan con espesor del material, esto implica cierto riesgo para el obrero debido a la radiación. Las precauciones para evitar esos riesgos y el equipo hacen que este método de inspección sea el más costoso.

2.1.2.5 Examinación ultrasónica

Este procedimiento utiliza la propagación del sonido en un determinado medio, es análogo al radar y utiliza el principio de pulso y eco. Un pulso de sonido de alta frecuencia es introducido en el metal, la reflexión de esta onda de sonido desde cualquier vacío encontrado a lo largo del camino es detectado.

El ensayo ultrasónico favorablemente orientado, puede detectar discontinuidades planas más pequeñas que 1/64 in. en aceros estructurales al carbono y de baja aleación, en aceros inoxidables austeníticos.

Ciertas geometrías de juntas como las soldaduras de ángulo limitan el uso de los ensayos por ultrasonido. La exactitud de este método dependen de la habilidad, del entrenamiento del operador y la calibración de la frecuencia del instrumento.

2.1.3 Tipos de juntas

Cuando las piezas de acero son llevadas a la forma de junta, ellas pueden asumir una de las cinco configuraciones presentadas en la Figura 2.3. Los tipos de juntas son las descripciones de posiciones relativas de los materiales que van a ser unidos y no implica un tipo específico de soldadura.

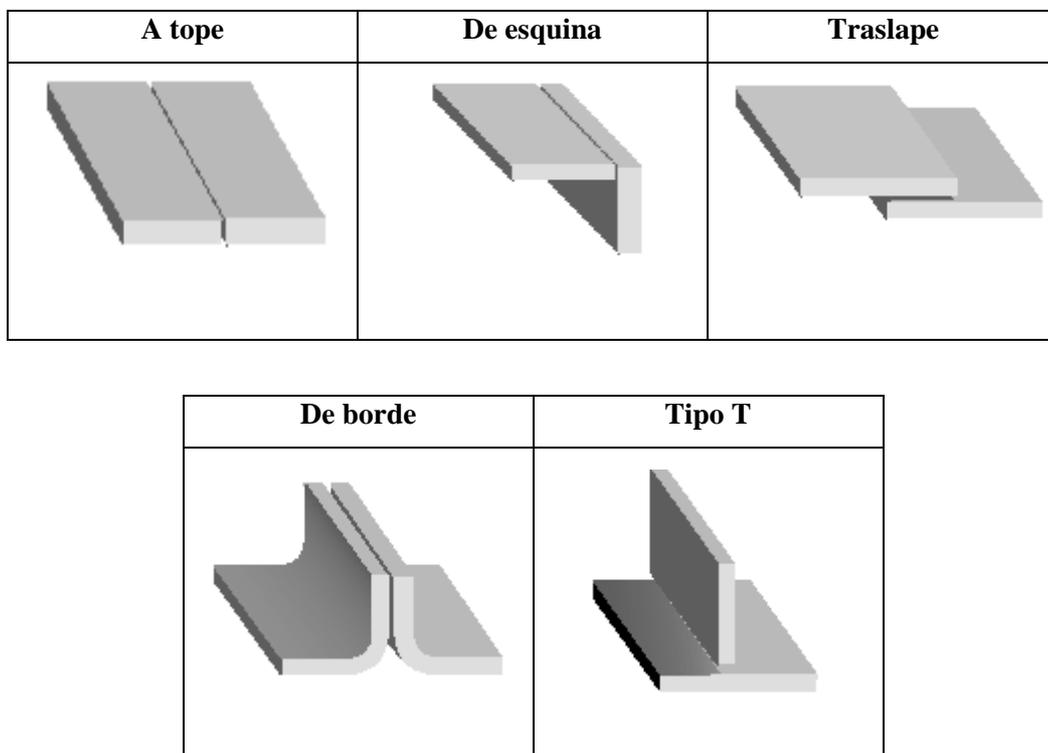


Figura 2.3 Tipos de juntas soldadas no tubulares

2.1.4 Tipos de soldaduras

Las soldaduras se clasifican en tres categorías: soldaduras de filete, soldaduras de ranura y soldaduras de tapón y muesca, las cuales se muestran en la Figura 2.4.

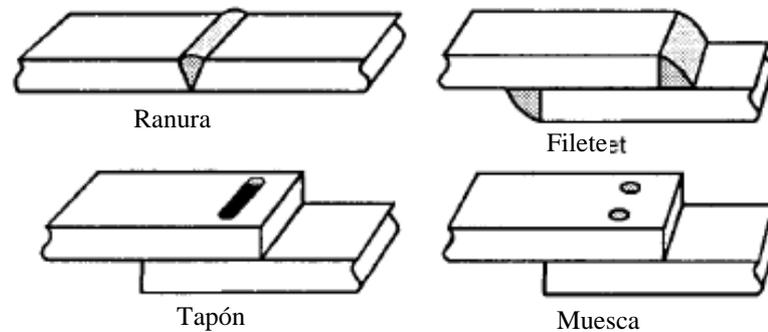


Figura 2.4 Principales tipos de soldaduras

2.1.4.1 Soldaduras de filete

El cordón de soldadura tiene en su sección transversal un ángulo diedro. Sirve principalmente para unir dos piezas no alineadas entre sí; y por ser este caso muy común en la conexión de miembros estructurales, se emplea en el 80 % de los casos.

El tamaño de las soldaduras de filete es usualmente determinado por la medida del cateto, aun cuando la soldadura es diseñada por la especificación de la garganta requerida, como se muestra en la Figura 2.5.

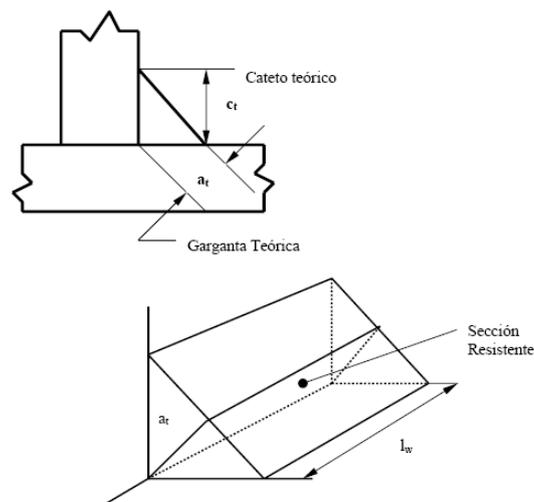


Figura 2.5 Dimensiones y sección resistente de una junta de filete

Para soldaduras con catetos iguales aplicadas en placas que están orientadas 90° entre sí, la dimensión de la garganta se encuentra multiplicando el tamaño del cateto por 0.707. El área efectiva de una soldadura de filete es el producto de la longitud efectiva por el espesor de la garganta de la soldadura.

2.1.4.2 Soldaduras de ranura

Se obtienen depositando metal de aporte entre los bordes de dos placas que pueden estar alineadas en el mismo plano. Las soldaduras de ranura comprenden dos sub categorías: soldaduras de ranura con penetración completa (CJP) y soldaduras de ranura con penetración parcial (PJP). (Figura 2.6)

Por definición las soldaduras de ranura con penetración completa tienen una dimensión de garganta igual al espesor del material que ellos unen; y las soldaduras de ranura con penetración parcial tienen una dimensión de garganta menor que el espesor de los materiales unidos.

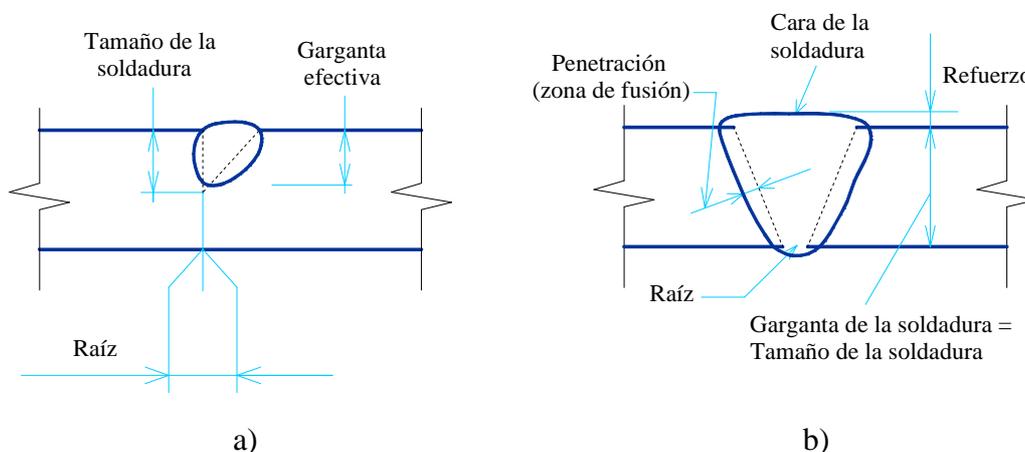


Figura 2.6 Nomenclatura de una junta de ranura a) con penetración parcial y b) con penetración completa.

Una garganta efectiva está asociada con una soldadura de ranura con penetración parcial. Este término es usado para diferenciar entre la profundidad del bisel y la profundidad probable que puede alcanzarse con la fusión. (Ver Figura 2.6 a)

La máxima longitud efectiva de soldadura para cualquier soldadura a tope, cuadrada o biselada es la longitud de la parte soldada, perpendicular a la dirección del esfuerzo de

tensión o compresión. El área efectiva es el resultado de la multiplicación de la longitud efectiva y el tamaño de la soldadura (E). El tamaño mínimo de la soldadura de ranura con penetración parcial debe ser igual o mayor que el tamaño de la soldadura.

2.1.4.3 Soldaduras de tapón y muesca

El uso de estas soldaduras es limitado para resistir cargas de corte en juntas planas y paralelas a las superficies o como un medio de transferencia de cargas primarias.

Se hacen en placas traslapadas, rellenando por completo con metal de aportación un agujero circular (tapón) o alargado (muesca) hecho en una de ellas y teniendo como fondo la otra placa. El área efectiva de estas soldaduras es la sección transversal nominal del agujero.

2.1.5 Posiciones de soldaduras

Según la designación ANSI/AWS A3.0-8, las posiciones de soldaduras se presenta en la Figura 2.7.

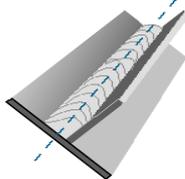
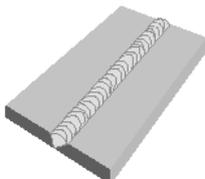
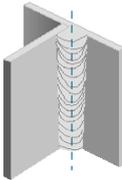
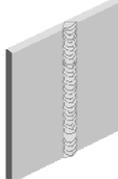
En uniones de filete	En uniones de ranura	Uniones de tubería
Plano		
1F	1G	1G
		 La tubería se rota mientras se suelda
Vertical		
2F	2G	2G
		

Figura 2.7 Posiciones de las soldaduras según ANSI/AWS A3.0-8

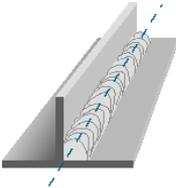
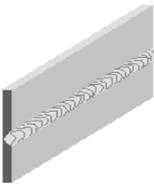
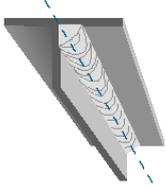
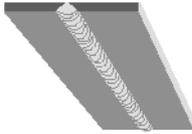
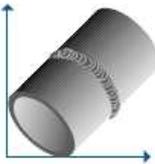
En uniones de filete	En uniones de ranura	Uniones de tubería
Horizontal		
3F	3G	5G
		 La tubería no se rota mientras se suelda
Sobre cabeza		
4F	4G	6G
		

Figura 2.7 (Continuación) Posiciones de las soldaduras según ANSI/AWS A3.0-8

2.2 ACEROS ESTRUCTURALES

El acero estructural es el material más usado para construcción de edificaciones en el mundo. Es fundamentalmente una aleación de hierro (mínimo 98 %), con contenidos de carbono menores a 1 % y otras pequeñas cantidades de minerales como manganeso para mejorar su resistencia, fósforo, azufre, sílice y vanadio ocasionalmente, para mejorar su soldabilidad y resistencia a las condiciones ambientales.

Entre sus ventajas está la gran resistencia a tensión y compresión y el costo razonable. Su mayor uso como material estructural está en perfiles usados en diferentes estructuras y en las varillas usadas como refuerzo en hormigón armado.

De acuerdo a la American Society of Testing Materials (ASTM) los aceros estructurales empleados en la construcción de edificaciones son los siguientes:

Aceros generales (A-36)

Aceros estructurales de carbono (A-529)

Bajo contenido de carbono (<0.15 %)

Dulce (0.15 – 0.29 %)

Medio (0.30 – 0.59 %)

Alto contenido de carbono (0.6 – 1.7 %)

Aceros estructurales de alta resistencia y baja aleación (Mo, V y Cr), (A-441 y A-572).

Aceros estructurales de alta resistencia y baja aleación, resistentes a la corrosión atmosférica (A-242, A-588).

Acero templado y revenido (A-514).

La Tabla I muestra las principales características y usos de los aceros empleados en la construcción.

Con adecuados procedimientos y precauciones, todos los aceros mencionados anteriormente son convenientes para un proceso de fabricación por soldadura.

Según el código seleccionado para las construcciones de acero, una amplia variedad de aceros adicionales a los presentados (que cubren perfiles barras y placas) pueden ser considerados como estructurales. Estos aceros cubren láminas, tuberías y planchas laminadas en frío y caliente, como los presentados en la Tabla II.

Tabla I. Características de los aceros empleados en la construcción [10]

Designación ASTM	Acero	Usos
A-36	Al carbono	Puentes, edificios estructurales en general. Atornillados, remachados y soldados
A-529	Al carbono	Igual al A-36
A-572	Alta resistencia y baja aleación	Construcciones atornilladas, remaches. No en puentes soldados cuando $F_y > 55$ ksi
A-441	Al manganeso , vanadio de alta resistencia y baja aleación	Igual al A-36 Tanques
A-242 A-588	Alta resistencia, baja aleación y resistente a la corrosión atmosférica	Construcciones soldadas, atornillada, técnica especial de soldadura
A-514	Templados y revenidos	Construcciones soldadas especialmente. No se usa si se requiere gran ductilidad

Tabla II. Aceros estructurales. Especificaciones ASTM para tuberías, láminas, planchas.

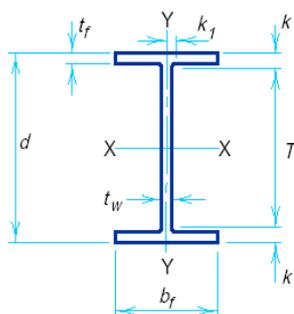
A-53	Tubos de acero con o sin costura negros y galvanizados por inmersión en caliente.
A-500	Tubo de acero para usos estructurales formados en frío con o sin costura de sección circular y otras formas.
A-501	Tubo de acero al carbono con o sin costura formado en caliente para uso estructural.
A-570	Lámina de acero al carbono laminada en caliente para uso estructural.
A-606	Lámina de acero de baja aleación y alta resistencia. Laminada en caliente o en frío, resistente a la corrosión.
A-607	Lamina de acero de baja aleación y alta resistencia, al Colmbio o Vanadio de calidad estructural de alta resistencia. Laminados en frío y caliente
A-618	Tubo de acero para usos estructurales de baja aleación y alta resistencia formados en caliente soldados y sin costura
A-709	Acero estructural para puentes

2.2.1 Perfiles estructurales

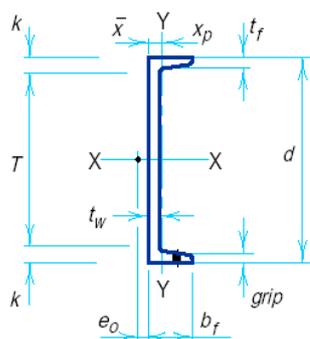
La industria de la construcción ha desarrollado varias formas de secciones para los diferentes tipos de acero que se adaptan eficientemente a las necesidades de la construcción.

Las aplicaciones comunes del acero estructural en la construcción incluyen perfiles estructurales de secciones: W, HP, S, M, C, MC, L. (según ASTM A6)

Los perfiles W tienen esencialmente superficies de flancos paralelos. El perfil de una forma W de un ancho nominal y un peso disponible por diferentes productores es esencialmente el mismo excepto por el tamaño de los filetes entre el alma y las alas.



Los perfiles HP tienen esencialmente superficies de flancos paralelos de igual espesor de alma y alas.



El Estándar Americano de Vigas (S) y el Estándar Americano de Canales (C) tiene una inclinación de aproximadamente 17% (2 en 12 in.) en la superficie del flanco interno de superficie.

La letra M designa las perfiles que no pueden ser clasificadas como formas W, HP, o S. Similarmente, MC designa a los canales que no pueden ser clasificados como formas C. Debido a que muchas de las formas M y MC están disponibles solamente por un número limitado de fabricantes o no son frecuentes laminados, su aceptación debe ser verificada antes de la especificación de esos perfiles. Los espesores de las alas para perfiles S, M, C y MC es el promedio de los mismos.

La especificación ASTM A6 (Standard specification for general requirements for rolled steel plates, shapes, sheet piling, and bars for structural use) se encarga de los requerimientos standard generales de los aceros estructurales y presenta una lista de tamaños de las formas para perfiles que pueden elaborarse por laminación en caliente (hot rolled-HR) a partir de los aceros estructurales mencionados en el apartado anterior.

En las especificaciones de materiales, los requerimientos de la propiedad de tensión varían para diferentes tamaños y formas debido al efecto de la masa, etc.

La Tabla III presenta varios tamaños de perfiles que han sido divididos en grupos basados en la consistencia de la sección en la localización estándar de la prueba de tensión.

También existen perfiles conformados en frío (Cool Rolled-CR), que son utilizados por su bajo peso en estructuras, perfil tubular, etc., estos se muestran en la Figura 2.8.

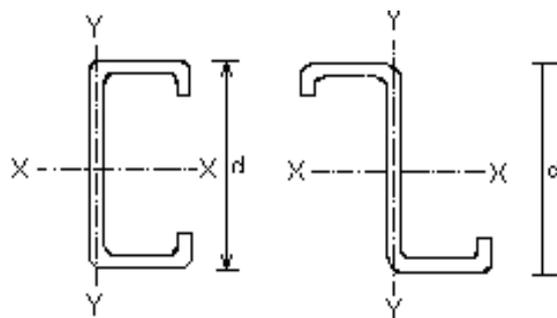


Figura 2.8. Perfiles laminados en frío.

Tabla III. Grupos de tamaños de perfiles estructurales clasificados según las propiedades de tensión [11]

Formas estructurales	Grupo 1	Grupo 2	Grupo 3	Grupo 4	Grupo 5
Formas W	² W24x55,62 W21x44 hasta 57 incl. W18x35 hasta 71 incl. W16x26 hasta 57 incl. W14x22 hasta 53 incl. W12x14 hasta 58 incl. W10x12 hasta 45 incl. W8x10 hasta 48 incl. W6x9 hasta 25 incl. W5x16,19. W4x13	W14x230,262 W40x149 hasta 264 incl. W36x135 hasta 210 incl. W33x118 hasta 152 incl. W30x90 hasta 211 incl. W27x84 hasta 178 incl. W24x68 hasta 162 incl. W21x62 hasta 147 incl. W18x76 hasta 143 incl. W16x67 hasta 100 incl. W14x61 hasta 132 incl. W12x65 hasta 106 incl. W10x49 hasta 112 incl. W8x58,67	W44x290,335 W40x431 W40x277 hasta 372 incl. W36x230 hasta 300 incl. W33x169 hasta 291 incl. W30x235 hasta 261 incl. W27x194 hasta 258 incl. W24x176 hasta 229 incl. W21x166 hasta 201 incl. W18x158 hasta 192 incl. W14x146 hasta 211 incl. W12x120 hasta 190 incl.	W40x466 hasta 593 incl. W40x392 W36x328 hasta 798 incl. W33x318 hasta 354 incl. W30x292 hasta 477 incl. W27x307 hasta 539 incl. W24x250 hasta 492 incl. W18x211 hasta 311 incl. W14x233 hasta 550 incl. W12x210 hasta 336 incl.	W36x848 W14x605 hasta 808 incl.
Formas M	Todas				
Formas S	Hasta 35 lb/ft incl.	Sobre 35 lb/ft			
Formas HP		Hasta 102 lb/ft incl.	Sobre 102 lb/ft		
Estándar americano de canales C	Hasta 20.7 lb/ft incl.	Sobre 20. lb/ft			
Canales misceláneos MC	Hasta 28.5 lb/ft incl.	Sobre 28.5 lb/ft incl.			
Angulo L	Hasta ½ in. incl.	Sobre ½ hasta ¾ in. incl.	Sobre ¾ in		

En nuestro país la norma INEN 1623 es la que establece los requerimientos e inspección de los perfiles conformados en frío.

Esta norma se aplica para todos los perfiles estructurales conformados en frío de acero al carbono según los grados establecidos en la norma ASTM A570. Además los perfiles sobre los que trata la INEN 1623 deben cumplir con los requisitos mecánicos y químicos de ASTM A570, estos se muestran en las Tablas IV y V.

² La designación de las formas W viene dado por el espesor nominal (en pulgadas) y el peso (en libras por pie)

Tabla IV. Requisitos mecánicos según ASTM A570

	Grado 30	Grado 33	Grado 36	Grado 40	Grado 45	Grado 50	Grado 55
Resistencia a tracción, min, Ksi	49	52	53	55	60	65	55
Resistencia a fluencia, min, Ksi	30	33	36	40	45	50	55
Elongación en 2 in, min, %							
Bajo 6 a 2.5 mm	25	23	22	21	19	17	15
Bajo 2.5 a 1.6 mm	24	22	21	20	18	16	14
1.06 a 0.65 mm	21	18	17	15	13	11	9

Tabla V. Requisitos químicos según ASTM A570

Requisitos Químicos según ASTM A570		
Elemento	Grados 30, 33, 36 y 40	Grados 45, 50 y 55
Carbono, max	0.25	0.25
Manganeso, max	0.90	1.35
Fósforo, max	0.35	0.35
Azufre, max	0.04	0.04
Cu, min	0.20	0.20

De acuerdo a la norma INEN 1623 los perfiles se clasifican en: ángulos L de lados iguales, ángulos L de lados desiguales, canales C, correas G y omegas.

2.2.2 Varilla de acero para hormigón armado

Son barras de acero de sección circular que se obtienen por la laminación en caliente a partir de palanquillas.

Las varillas con resaltes se utilizan especialmente como refuerzo en las estructuras de hormigón armado. Las varillas de acero al carbono con resaltes para hormigón armado se fabrican conforme a las normas americanas ASTM A615, ASTM A706 y las ecuatorianas INEN-102, INEN-2167 respectivamente.

La norma ASTM A615 (Deformed and plain billet-steel bars for concrete reinforcement) clasifica las barras en tres niveles de esfuerzo de fluencia mínimo, 40000 Psi (300MPa), 60000 Psi (420MPa), 75000 Psi (520MPa), designados como grado 40 (300), grado 60 (420), y grado 75 (520), respectivamente.

Según esta norma los porcentajes de carbono, manganeso y fósforo, azufre, deben ser determinados. El contenido de fósforo no debe exceder 0.06 %. Los requerimientos de las propiedades de tensión se presentan en la Tablas VI. Los requerimientos de doblado según el grado de la varilla y el tamaño de los pasadores se presentan en la Tabla VII.

Tabla VI. Requisitos mecánicos según ASTM A 615

	Grado 40 [280]	Grado 60 [420]	Grado 75 [520]
Resistencia a la tracción, psi	60000	90000	100000
Resistencia a la fluencia, min, psi	40000	60000	75000
Elongación en 8 in, min, %			
Designación de la barra No			
3	11	9	
4, 5	12	9	
6	12	9	7
7, 8		8	7
9, 10, 11		7	6
14, 18		7	6

Tabla VII. Requerimientos para la prueba de doblado según A615

Designación de la barra No	Diámetro del pasador		
	Grado 40 [280]	Grado 60 [420]	Grado 75 [520]
3, 4, 5	3 ½ d	3 ½ d	
6	5 d	5 d	5 d
7, 8		5 d	5 d
9, 10, 11		7 d	7 d
14, 18		7 d	9 d

La norma ASTM A706 (Low-alloy steel deformed bars for concrete reinforcement), establece que las varillas son de un único nivel mínimo de resistencia que es 60000 psi (415 MPa).

Además limita el carbono equivalente a 0.55 al calcularse por la Fórmula 2.2 para mejorar la soldabilidad del material.

$$\%CE = \% C + \frac{\% Mn}{6} + \frac{\% Cu}{40} + \frac{\% Ni}{20} + \frac{\% Cr}{10} - \frac{\% Mo}{50} - \frac{\% V}{10} \quad (2.2)$$

La norma ASTM A706 especifica las propiedades mecánicas y composición química permisibles a valores que se presentan en las Tablas VIII y IX.

Tabla VIII. Propiedades mecánicas según ASTM A 706.

PROPIEDADES MECÁNICAS	Psi	MPa
Límite de fluencia mínimo	60000	415
Límite de fluencia máximo	78000	540
Resistencia a la tracción mínima	80000	550
Alargamiento en 8 in o 200 mm, min (%)		
Barras No.	%	
3,4,5 y 6	14	
7,8,9, 10 y 11	12	
14 a 18	10	
La resistencia máxima no debe ser menor que 1.25 veces el limite de fluencia.		

Tabla IX. Composición química permisible para varillas de refuerzo para hormigón armado

Elemento	Análisis de cuchara Máximo	Análisis de comprobación Máximo
Carbono	0.3	0.33
Manganeso	1.50	1.56
Fósforo	0.035	0.043
Azufre	0.045	0.053
Silicio	0.50	0.55

2.3 MATERIALES DE APORTE

El material de aporte en la unión de dos metales son los electrodos que pueden ser de dos tipos: desnudos y recubiertos, siendo los últimos los más usados.

2.3.1 Desnudos

Están formados por un alambre metálico de composición química bien definida sin recubrimiento; presenta gran cantidad de inconvenientes como la dificultad de cebado y estabilización de arco, absorción de gran cantidad de gases, principalmente oxígeno e hidrógeno.

2.3.2 Electrodo revestido

Es un electrodo para soldadura eléctrica, que consiste en una varilla metálica con un recubrimiento que protege el metal fundido de la atmósfera; mejora las propiedades del metal de soldadura y estabiliza el arco eléctrico.

Las composiciones de los recubrimientos de los electrodos pueden ser orgánicas o inorgánicas y estas sustancias se pueden subdividir en las que forman escoria y las que son fundentes. Algunos de los principales compuestos son:

Para la formación de escoria se utilizan SiO_2 , MnO_2 y FeO .

Para mejorar el arco se utilizan Na_2O , CaO , MgO y TiO_2 .

Desoxidantes: grafito, aluminio.

Para mejorar la cohesión del revestimiento: silicato de sodio, silicato de potasio y asbestos.

Para mejorar la aleación y la resistencia de la soldadura: vanadio, cesio, cobalto, molibdeno, aluminio, circonio, cromo, níquel, manganeso y tungsteno

Los electrodos por su revestimiento conservan o aumentan las propiedades del depósito a realizar. Esto se debe al tipo de componentes de que está compuesto el revestimiento y el porcentaje de estos, sin embargo todos poseen elementos en común.

Las características que aporta el revestimiento a la soldadura son: penetración, presentación, tipo de corriente al utilizar, polaridad, aumento de amperaje sin socavar, mayor velocidad de depósito, mayor estabilidad del arco, evita porosidades, evita el chisporroteo, escorias alcalinas, aporte de aleantes, evita la oxidación inmediata, elimina ácidos existentes en el metal base.

Los electrodos se clasifican por su revestimiento en 5 tipos: celulósico, de base rutilo, de bajo hidrógeno, de óxido de hierro y de polvo de hierro.

Tipo celulósico.- Este electrodo contiene en su revestimiento 45% de celulosa. El arco eléctrico del electrodo calienta el recubrimiento descomponiendo la celulosa en (CO , CO_2 y vapor de agua).

Poseen otros elementos como: Bióxido de titanio, que es formador de escorias, ferro manganeso como desoxidante o reductor. Asbesto como formador de arco y escoria, silicato de potasio como liga de compuesto y purificador, silicato de sodio como liga de compuesto. Este tipo de electrodo forma poca escoria siendo principalmente usado en soldadura vertical descendente y altas penetraciones, efecto causado por la capa gaseosa del recubrimiento, el electrodo presenta un cordón poco vistoso por su tipo irregular y alto chisporroteo. Su uso se debe a cordones donde es necesario obtener doble acabado (piezas que no se pueden soldar por ambos lados) por ejemplo en tuberías en el cordón de fondeo y

posiciones difíciles. Son excelentes para soldar aceros con más del 0,25% de carbono y aceros efervescentes.

Base de rutilo.- Se destacan por su tipo de acabado y facilidad de manejo, su escoria se remueve fácilmente y en algunos casos solos, su contenido de hidrógeno es alto y no requiere un proceso de exactitud. El nombre de este electrodo es propiamente incorrecto, ya que el contenido de rutilo es principalmente un bióxido de titanio. Por este tipo de revestimiento se presta el electrodo para corregir fallas en el tipo de preparación. Este electrodo se utiliza en trabajos de serie y de pocos requerimientos.

Bajo hidrógeno.- Este tipo de electrodo produce las soldaduras de más alta calidad debido a su bajo contenido de carbono e hidrógeno. Como elementos componentes del revestimiento tiene: Carbonato de Calcio, que da una reacción básica a la escoria, absorbe y neutraliza impurezas del azufre. Fluorita, neutraliza las impurezas del fósforo de tipo ácido que son perjudiciales. Manganeso, liga el azufre evitando los sulfuros y proporciona elasticidad a los depósitos. Se utiliza este tipo de electrodos en aceros con alto contenido de carbono 0,25% aceros efervescentes y en construcción rígida.

Oxido de hierro.- Este electrodo se caracteriza por su tipo de escoria líquida (propicia para soldar en posición vertical descendente) y su alta velocidad de depósito y limpieza. Posee un alto contenido de manganeso como agente reductor y liga impurezas con la asistencia de silicatos formadores de escoria.

Polvo de hierro.- Este electrodo contiene un 50% de hierro en el revestimiento, logrando hacer depósitos de 2.5 veces el alma de los electrodos. Este electrodo, fue hecho para competir con los procesos semiautomáticos de la industria, los tipos de electrodos más usados son el 7018, 7024, el primero en bajo hidrógeno y el segundo en parecido al 7014.

2.3.3 Clasificación de los electrodos según AWS

Las especificaciones más comunes para la clasificación de electrodos según la AWS son las siguientes:

Especificación para electrodos revestidos de acero al carbono, designación AWS: A5.1-91.

Especificación para electrodos revestidos de aceros de baja aleación, designación AWS: A5.5-96.

Especificación para electrodos revestidos de aceros al cromo, y cromo-níquel resistentes a la corrosión, designación AWS: A5.4-92.

Especificación para varillas de aporte en uso oxiacetilénico y/o TIG, designación AWS: A5.2-92.

Especificación para electrodos revestidos para soldaduras de Fe fundido, designación AWS: A5.15-90.

Especificaciones para electrodos continuos y fundentes para Arco Sumergido, designación AWS: A5.17-97.

Especificaciones para electrodos de aceros dulces, para soldadura con electrodos contínuos protegidos por gas (MIG), designación AWS: A5.18-93.

En la especificación para aceros al carbono de electrodos revestidos, el sistema de clasificación está basado en la resistencia a la tracción del depósito. La identificación de clasificación, está compuesta de la letra E y cuatro dígitos. (Ver Tabla X).

Tabla X. Designación para electrodos según AWS

EXXYZ	
Elemento	Significado
E	Electrodo para arco eléctrico
XX	Resistencia a la tensión en lb/in ²
Y	Posición de aplicación: <i>1 Cualquier posición</i> <i>2 Vertical</i> <i>3 Horizontal</i>
Z	Características de la corriente <i>0 CC invertida</i> <i>1 CC y CA sólo invertida</i> <i>2 CC (directa) y CA</i> <i>3 CC y CA (directa)</i>

Esta letra significa “Electrodo” Los primeros dos dígitos indican la resistencia mínima a la tracción del metal depositado en miles de libras por pulgada cuadrada. Es así como E 60

XX indica un electrodo revestido cuyo depósito posee como mínimo 60.000 lb/in². Esta es la resistencia mínima que debe cumplir el depósito. Aunque los dos últimos dígitos señalan las características del electrodo, es necesario considerarlos separadamente ya que el tercer dígito indica la posición para soldar del electrodo y el cuarto el tipo de corriente a utilizar.

Las dos especificaciones para electrodos SMAW son AWS A5.1 y AWS A5.5. Una condensación de estas especificaciones esta dada en la Tabla XI.

Tabla XI. Especificación condensada para electrodos SMAW

Electrodo		Grado	Resistencia a la tensión Ksi	Criterio para composición del metal de soldadura depositado	Criterio de prueba de impacto	
Tipo	Especif. AWS				Ensayo Charpy	Condición del metal soldado
Acero al carbono	A5.1	60	62	No estipulado	Requerido solamente para algunos grados	como fue soldado
		70	72	Estipulado		
Baja aleación	A5.5	70 80 90 100 110 120	70 80 90 100 110 120	Estipulado (todos los grados)	Requerido solamente para algunos grados	Algunos soldaduras, algunas esfuerzos aliviados

2.4 APLICACIÓN DE AWS D1.1 PARA CALIFICACIÓN DE SOLDADURAS

La norma AWS D1.1 rige la construcción estructural, contiene los requerimientos mínimos para el diseño, fabricación y montaje de estructuras de acero a través de la utilización de conexiones o uniones por la técnica de soldadura.

El estandar abarca los requerimientos relacionados con la elaboración de la especificación de procedimiento de soldadura (WPS) y la calificación de estos mediante registros de calificación del procedimientos (PQR) así como la calificación de soldadores y operadores (WQR). Establece además los requisitos de calidad e inspección para la fabricación de estructuras soldadas.

La calificación de las WPS se da bajo dos modalidades precalificadas y las que requieren proceso de calificación.

2.4.1 WPS precalificadas

La elaboración de un WPS precalificada debe ser considerada como una condición de excepción y puede ser usada sin pruebas o calificación, puesto que han sido desarrollados a partir de ciertas juntas seguras soldadas mediante procesos de soldadura igualmente seguros.

Los procesos permitidos para la elaboración de las WPS precalificadas son: soldadura por arco con electrodo revestido (SMAW), soldadura manual por arco sumergido (SAW), soldadura por arco eléctrico con protección gaseosa (semiautomática alambre macizo), excepto modo de transferencia por cortocircuito (GMAW), soldadura por arco con alambre tubular (semiautomática alambre tubular), con o sin protección gaseosa (FCAW).

Junta a tope Soldadura de ranura recta		Espesor del metal base (U = ilimitado)		Preparación de la ranura			Posición permitida de la soldadura	Tamaño de soldadura (E)	Nota
Proceso de soldadura	Designación de la junta	T ₁	T ₂	Abertura de raíz (mm)	Tolerancias				
						Según detalle	Según detalle		
SMAW	B-P _{1a}	3 max	-----	R = 0 a 2	+2, - 0	±2	Todas	T ₁ - 1/32	B, D
	B-P _{1c}	¼ max	----	R = T ₁ /2 min	+2, - 0	±2	Todas	T ₁ /2	B, D

Notas:
 B: La junta es soldada para un lado solamente.
 D: Las juntas con SMAW pueden ser usadas para precalificar GMAW (excepto GMAW-S) y FCAW.

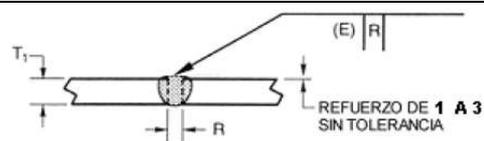


Figura 2.9– Detalles de juntas con penetración parcial precalificadas

La norma AWS D1.1 también proporciona los requerimientos y detalles de las juntas precalificadas para soldaduras de filete, de tapón y muesca, para junta de ranura con penetración parcial (PJP) o junta de ranura con penetración completa (CJP). Además, los requerimientos de las WPS precalificadas, con las referencias específicas de precalentamiento, metales de aporte, tamaño de electrodos, combinación del metal base con los de aporte, limitaciones en las variables (máximo diámetro del electrodo, corriente de soldadura máxima, máximo espesor de pasada de raíz, máximo espesor de pasada de relleno, máximo tamaño de pasada única de soldadura de filete, etc.).

La Figura 2.9 [3] es un ejemplo que muestra los requerimientos de una junta de penetración parcial precalificada.

2.4.2 WPS no calificadas

La WPS no calificada requiere un proceso de calificación antes de comenzar la soldadura de producción. La calificación del procedimiento de soldadura genera un registro de calificación de procedimiento (PQR) el mismo que se mantiene tanto tiempo como el procedimiento sea utilizado y es considerado como un documento de ingeniería y/o fabricación.

Para el propósito de calificación de WPS, los tipos de soldadura deben ser clasificados como sigue:

- (1) Juntas de ranura con penetración completa (CJP) para uniones no tubulares
- (2) Juntas de ranura con penetración parcial (PJP) para uniones no tubulares
- (3) Juntas de filete para uniones tubulares y no tubulares
- (4) Juntas de penetración completa para uniones tubulares
- (5) Juntas de penetración parcial para uniones tubulares T, Y, K y a tope
- (6) Soldaduras en botón (tapón) y ranura (ojal) para uniones tubulares y no tubulares

La calificación requiere inspección visual, inspección no destructiva y los ensayos mecánicos de plegado de cara, de raíz y/o lateral, tracción en sección reducida, etc.

Los ensayos de soldadura para calificación deberán realizarse con probetas preparadas en forma de placa o de tubería y las probetas para ensayos deberán ser preparadas en conformidad con las especificaciones presentadas en el capítulo 4 de AWS D1.1.

2.5 ZONAS METALÚRGICAS DE LA SOLDADURA

En soldadura a medida que la fuente de calor interactúa con el material la severidad del ciclo térmico que experimenta el material varía de zona en zona, pudiendo identificarse tres regiones principales en la soldadura (Figura 2.10).

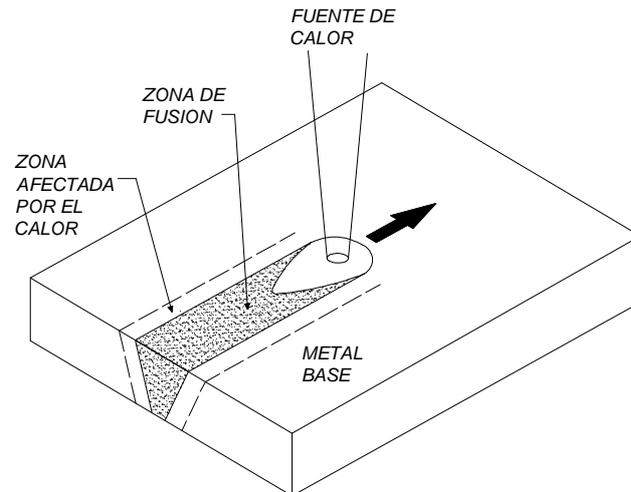


Figura 2.10 Principales zonas de la soldadura

Estas son: la zona fundida (ZF), también conocida como el metal de soldadura, la zona afectada térmicamente (ZAT) y el metal base (MB) no afectado por la presencia de la fuente de calor.

2.5.1 La zona de fusión

Es la zona formada únicamente por el metal que se solidifica desde el estado líquido. Durante la fusión en esta zona se producen transformaciones químicas, físicas y estructurales.

Según Savage [13] en la zona de fusión se puede apreciar las siguientes regiones (Figura 2.11):

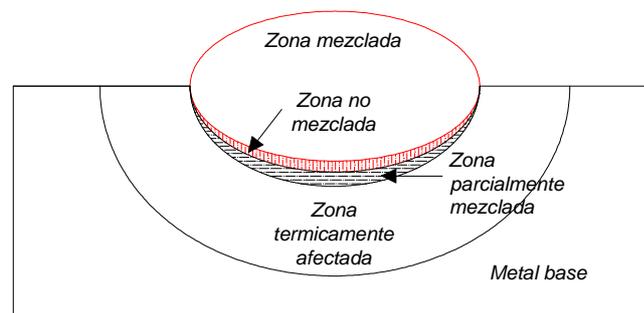


Fig. 2.11 Regiones de la zona de fusión

Región mezclada: Comprende la mayor parte del cordón de soldadura y es el resultado de la mezcla completa del metal base con el metal de adición en el poso de soldadura.

Región no mezclada: Es una capa fina adyacente a la línea de fusión cuyo espesor varía de 50 a 150 μm [14]. Es una capa de material base fundido que no se mezcla con el metal de adición y que puede ser revelada metalográficamente por reactivos especiales.

Región parcialmente fundida: Se encuentra en el metal base. Esta región corresponde a la transición entre la zona térmicamente afectada (ZAT) y la zona de fusión (ZF) y es caracterizada por una fusión apenas parcial durante la soldadura.

2.5.2 La zona afectada por el calor

En ésta región se producen cambios microestructurales en estado sólido debido a que experimenta temperaturas pico suficientemente altas. Estos cambios microestructurales afectan las propiedades mecánicas y metalúrgicas de la soldadura [15]. Por consiguiente, el tamaño de la ZAT es una indicación de la magnitud de cambios estructurales. Para predecir las propiedades de esta zona, debe conocerse la cantidad, magnitud y crecimiento del grano y el ciclo térmico de la soldadura.

Las dimensiones de la ZAT son controladas por la entrada de calor y procesos variables, los cuales deben correlacionarse a través del desarrollo de los modelos matemáticos.

La ZAT de una soldadura de fusión en un acero puede ser dividido en tres zonas [14]: supercrítica, intercrítica, y subcrítica, como se muestra en la Figura 2.12.

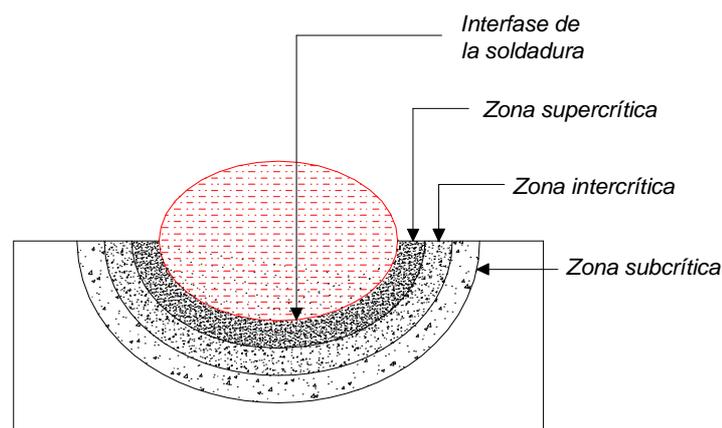


Fig. 2.12 Regiones de la zona térmicamente afectada

Además la región supercrítica se divide en dos regiones: el de crecimiento de grano y el de refinamiento de grano.

2.5.3 El metal base

Es la región donde no ocurre cambio micro estructural, aunque el ciclo térmico impuesto por la soldadura puede producir tensiones residuales de contracción longitudinal y transversal.

2.6 SOLIDIFICACIÓN DE LA SOLDADURA

El proceso de solidificación es importante pues determina diversas características macro y microestructurales del cordón de soldadura, las cuales tienen un importante efecto sobre las propiedades y comportamiento de la soldadura.

Los principios de solidificación controlan el tamaño y la forma de grano, la segregación, la distribución de inclusiones y la porosidad. La solidificación es crítica en la determinación de la conducta de las fisuras en las aleaciones.

Los parámetros que controlan la solidificación de fundiciones se pueden aplicar a la solidificación de la soldadura, considerando a la zona de fusión como una minifundición. Estos parámetros básicos que controlan la solidificación de la zona de fusión son: razón de crecimiento (R), gradiente de temperatura (G), subenfriamiento (ΔT), y la composición de la aleación, las cuales determinan el desarrollo de microestructuras en soldaduras. [16]

La velocidad de crecimiento o velocidad de solidificación es la velocidad con la que avanza la interfase sólido/líquido o frente de solidificación en la pileta líquida. Los gradientes de temperaturas en el sólido (G_s) y en el líquido (G_L), de la interfase sólido/líquido, juegan un rol importante en la determinación de la subestructura de solidificación en la zona de fusión. El gradiente térmico es función de las propiedades del material, del proceso de soldadura, de la posición de soldadura y del calor aportado. En general, el gradiente térmico aumenta a medida que la conductividad térmica del material disminuye.

El término subenfriamiento (ΔT) se refiere a la diferencia que hay entre la temperatura de líquidus de equilibrio de la aleación de composición nominal y la temperatura real. El sobreenfriamiento puede estar asociado con el proceso de nucleación de un sólido desde el líquido o con el crecimiento del sólido durante la solidificación [17].

El sobreenfriamiento total (ΔT) está dado por la Ecuación 2.3.[18]

$$\Delta T = \Delta T_T + \Delta T_C + \Delta T_\sigma + \Delta T_K \quad (2.3)$$

Donde: ΔT_T : Subenfriamiento térmico, ΔT_C : Subenfriamiento constitucional, ΔT_σ : subenfriamiento debido a la curvatura de la interfase y ΔT_K : subenfriamiento cinético.

El subenfriamiento cinético está relacionado con la velocidad a la cual los átomos se incorporan al sólido. El subenfriamiento debido a la curvatura de la interfase a menudo se refiere al efecto de capilaridad y de energía superficial. El subenfriamiento térmico representa el grado al cual el líquido es enfriado por debajo de la temperatura de solidificación de equilibrio.

En aleaciones, ya que la temperatura de líquidus del metal fundido es dependiente de la composición, la temperatura del líquido puede diferir de la temperatura de líquidus de la aleación si la composición del líquido se desvía de la composición promedio del volumen. Este cambio en la temperatura de transformación debido a efectos composicionales se conoce como subenfriamiento constitucional. Este subenfriamiento es, en muchos casos, el más importante de los cuatro términos de la Ecuación 2.3 y tiene la mayor influencia en el desarrollo de la estructura de solidificación [18].

2.6.1 Solidificación inicial del pozo de soldadura

La solidificación del metal de soldadura procede espontáneamente, se inicia en los puntos de máximo espesor del pozo de fusión (puntos A y B de la Figura 2.13). Según Savage [1] los granos en la zona de fusión se forman como un prolongamiento de los granos parcialmente fundidos del metal base sin la necesidad de nucleación de nuevos granos, éste proceso se denomina crecimiento epitaxial.

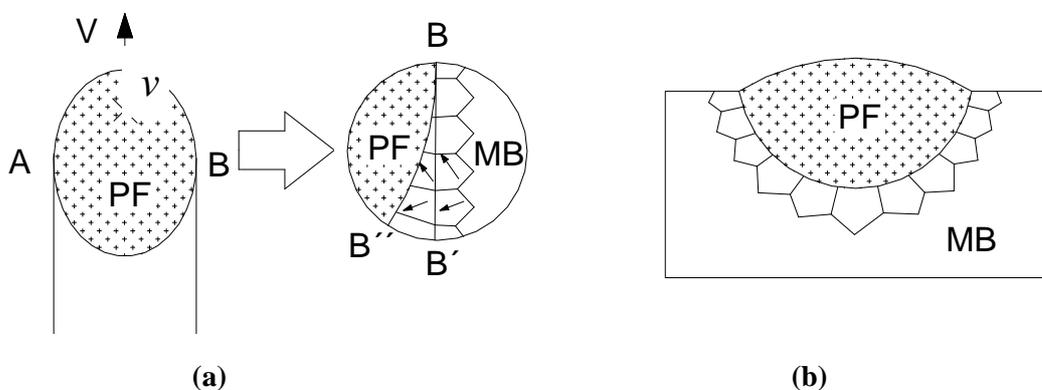


Figura 2.13 Inicio de solidificación (a) vista superior, (b) corte transversal en AB. PF (pozo de fusión), MB (metal base), v (velocidad de soldadura), BB' (línea de fusión), BB'' (frente de solidificación). Las flechas en (a) indican esquemáticamente las orientaciones cristalinas de estas.

Este efecto es causado por las condiciones existentes en el pozo de fusión (gradientes térmicos elevados y contacto directo entre un líquido y un sólido de composición y estructura semejantes) que facilitan el crecimiento directo del sólido sin nucleación de nuevos granos y con un superenfriamiento mínimo (del orden de 1 °C). Como resultado de esto los granos de la zona de fusión presentan un ancho semejante y la misma orientación cristalina de los granos del metal base del cual son su prolongación. Así, los granos de zona de fusión localizados junto a la línea de fusión son una continuación de los granos adyacentes a la zona térmicamente afectada. (Figura 2.14)

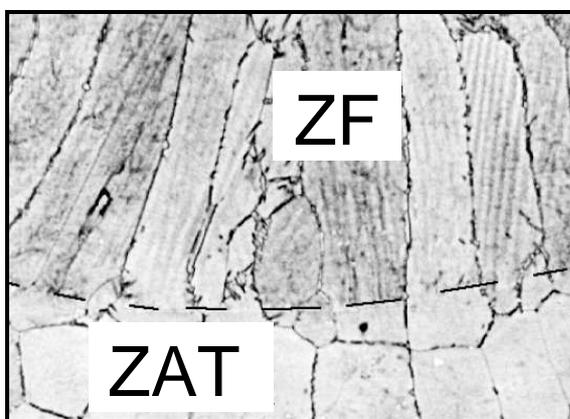


Figura 2.14 Continuidad entre los granos de la zona térmicamente afectada (ZAT) y de la zona de fusión (ZF) debido al crecimiento competitivo. Acero inoxidable ferrítico.

Como el tamaño de grano en la ZAT depende de las características metalúrgicas del metal base y del ciclo térmico se puede esperar que el tamaño de grano primario en la ZF dependa también de los parámetros de soldadura que afectan al ciclo térmico, particularmente, de la energía de soldadura.

2.6.2 Crecimiento competitivo

La solidificación del pozo de fusión es caracterizada por un crecimiento competitivo entre los granos de forma similar a lo que ocurre en la región columnar de piezas fundidas. La estructura de solidificación de la ZF es determinada principalmente por el proceso de crecimiento competitivo entre los granos columnares e igual tienen una gran importancia en las propiedades finales de esta zona. [19]. El crecimiento competitivo ocurre por la tendencia de los cristales a crecer preferencialmente siguiendo ciertas direcciones cristalinas durante la solidificación. Los granos mejor orientados en relación a la dirección

de extracción de calor tienden a crecer al frente de los demás granos bloqueándolos e impidiendo su crecimiento Figura 2.15.

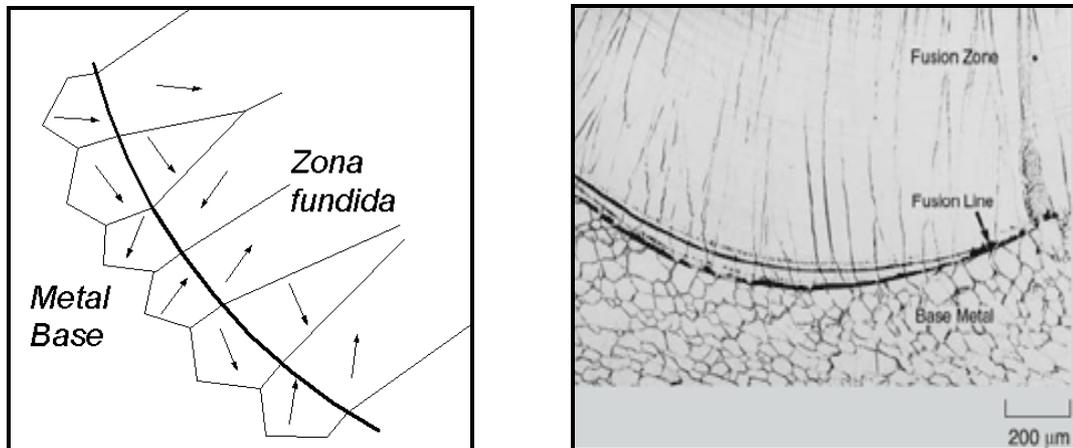


Figura 2.15 a) Crecimiento competitivo entre granos de la zona fundida b) Proceso de selección del crecimiento de grano en la línea de fusión de una aleación de iridio [20]

2.6.3 Modos de solidificación

Durante el crecimiento del sólido en la piscina de la soldadura, la forma de interfase sólido-líquido controla el desarrollo de los rasgos microestructurales.

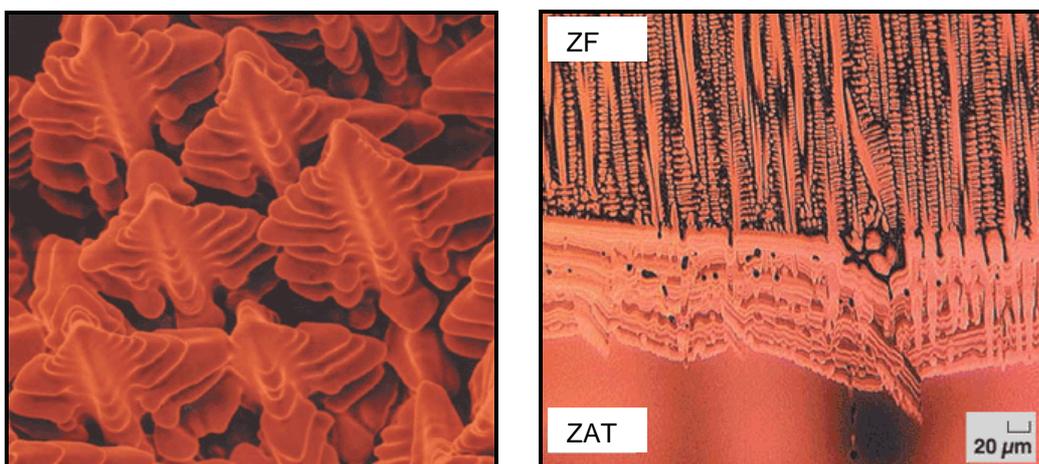


Figura 2.16 a) Una micrografía de barrido electrónico muestra el desarrollo de dendritas en una soldadura de una súper aleación de un monocristal en base níquel [24]; b) Una micrografía óptica muestra el cambio en morfología dendrítica desde celular a dendrítica mientras la velocidad de crecimiento aumenta hacia el centro de soldadura después de que el arco de soldadura es extinguido. [20]

La naturaleza y la estabilidad de la interfase sólido-líquido son principalmente determinadas por las condiciones termicos y constitucionales (superenfriamiento constitucional) que existe en la vecindad inmediata de la interfase. [21]

Por tal razón la teoría del superenfriamiento constitucional se ha desarrollado para explicar la estabilidad morfológica a lo largo del frente de solidificación [22]. El valor del superenfriamiento dicta el modo de solidificación.

Dependiendo de estas condiciones, el crecimiento de la interfase puede ocurrir planar, celular, o crecimiento dendrítico.

La Figura 2.16 a muestra el crecimiento dendrítico del sólido, con sus ramas múltiples. La Figura 2.16 b muestra una soldadura en una superaleaciones base níquel en la cual la morfología cambia de celular a dendrítica.

El criterio para el súper enfriamiento constitucional para el frente plano estable puede declararse matemáticamente como:

$$\frac{G_L}{R} > \frac{\Delta T_O}{D_L} \quad \text{El frente plano será estable} \quad (2.4)$$

$$\frac{G_L}{R} < \frac{\Delta T_O}{D_L} \quad \text{La inestabilidad planar ocurrirá} \quad (2.5)$$

Donde: G_L es la gradiente de temperatura en el líquido, R es la razón de solidificación de crecimiento frontal, ΔT_O es el rango de temperatura de equilibrio de solidificación, y D_L es el coeficiente de difusión de soluto en el líquido.

Si las condiciones de crecimiento se salen de la estabilidad planar, la morfología de la intercara cambia de planar a celular y dendrítica [23]. En la Figura 2.17 se esquematiza las condiciones que deben cumplirse para que tengan lugar los mencionados modos de solidificación.

Como se puede ver en la Figura 2.17 (a) para que una interfase crezca con un modo de solidificación del tipo planar no debe existir sobreenfriamiento constitucional, por lo que cualquier inestabilidad que quiera crecer desde la interfase al encontrarse que delante de la misma la temperatura del líquido es mayor que la de equilibrio se fundirá y retrocederá, de forma que el frente permanecerá plano. En estas condiciones el gradiente térmico en el

líquido es mayor que el gradiente crítico G_c . Este tipo de gradientes de gran magnitud sólo se observan para una corta distancia desde la línea de fusión, donde se encuentra el máximo gradiente térmico y las menores velocidades de crecimiento, a su vez, también se pueden ver en materiales de extremadamente alta pureza. [23]

En la Figura 2.17 (b) se puede observar un esquema del modo de crecimiento celular. Este caso conforma el tipo de frente inestable con menor grado de sobreenfriamiento constitucional y la estructura de solidificación está constituida por células. Estas células crecerán dentro del grano orientadas según la dirección de crecimiento fácil del cristal. Este modo de solidificación se da cuando la extensión de la zona sobreenfriada x , es considerablemente menor que el diámetro de grano. [23]

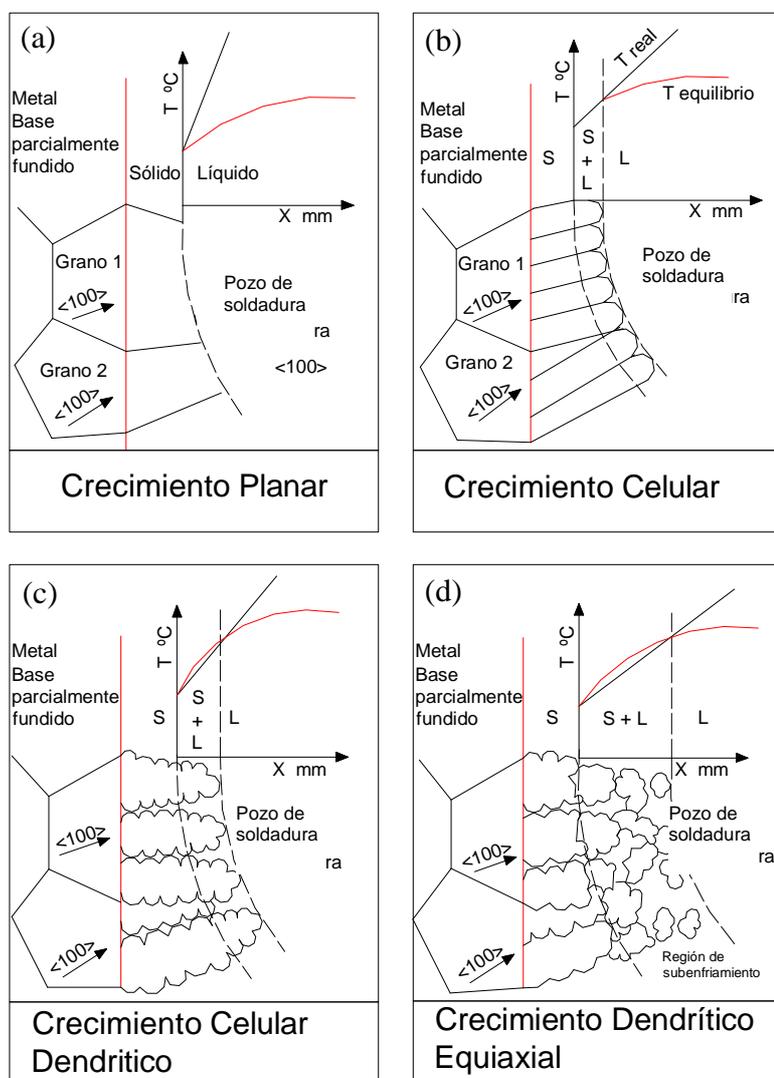


Figura 2.17 Modelo de solidificación vs. Cantidad de sobreenfriamiento constitucional [24]

En la Figura 2.17 (c) se puede ver un esquema del modo de crecimiento celular-dendrítico. Este modo resulta cuando la extensión de la zona sobreenfriada x es lo suficientemente grande como para soportar el crecimiento ramificado según otras direcciones de crecimiento fácil. El metal de soldadura tiene en general granos columnares cuyas subestructuras de solidificación son del tipo celular o celular-dendrítico, o una mezcla de ambas. [23]

En la Figura 2.17 (d) se puede ver un esquema de un grano con crecimiento equiaxial dendrítico.

Para que tenga lugar este modo de solidificación se requieren sobreenfriamientos tan grandes que solo se pueden encontrar en los cráteres terminales o en soldaduras por fusión realizadas en aleaciones con altos niveles de solutos que disminuyen la temperatura de líquidus por lo que la nucleación espontánea es posible. [16]

2.7 MICROESTRUCTURA

Al final de la soldadura, la zona fundida, de un acero de bajo carbono o de baja aleación presenta una microestructura compleja. La notación de las microestructura presenta ciertas dificultades, derivado principalmente de las observaciones morfológicas más que de los detalles de los mecanismos de transformación, que son también importantes para un trabajo cualitativo.

Morfológicamente una nomenclatura utilizada para las formaciones ferríticas es la siguiente: [25]

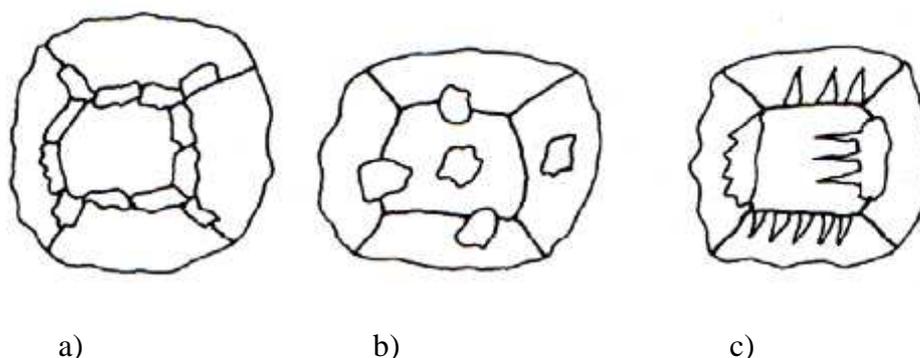


Figura 2.18 Esquema de las diferentes formas de los precipitados: a) alotriomorfos de límite de grano, b) idiomorfos y c) placas laterales Widmanstaetten [26]

1- *Alotriomorfos de límites de grano*: Los precipitados se forman como bloques alargados en los límites de grano (Figura 2.18 a).

2- *Idiomorfos*: Los precipitados se forman como bloques equiaxiales tanto en el límite grano como en el interior del mismo (Figura 2.18 b).

3- *Placas laterales*: Los precipitados se forman como delgadas placas con punta acicular que crecen directamente desde el límite de grano o desde un alotromorfo (Figura 2.18 c).

4- *Placas intragranulares*: El precipitado en placa se forma dentro de los granos. En la Figura 2.18 se puede observar un esquema de los distintos tipos de precipitados mencionados.

Es evidente que hay una diferencia marcada entre la morfología en placas y la de tipo equiaxial. Esta diferencia está asociada con el tipo de frente de crecimiento de ambas morfologías.

Desde el punto de vista de transformación de fase, la clasificación de Dubé para los granos de ferrita es el más usado hoy en día [27]. Según esta clasificación, la microestructura obtenida por el enfriamiento de la soldadura desde la fase líquida hasta la temperatura ambiente se denomina microestructura primaria. Esta consiste de ferrita alotriomórfica (α), ferrita de placas laterales o la ferrita de Widmanstaetten (α_w), y la ferrita acicular (α_a) y las llamadas microfases (Figura 2.19), que puede incluir cantidades pequeñas de martensita, austenita retenida o perlita degenerada.

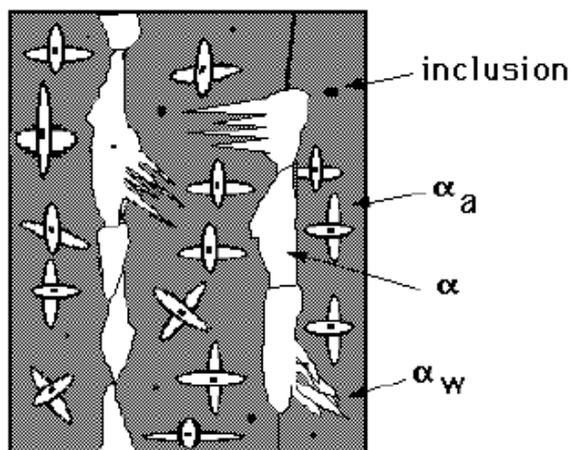


Figura 2.19 Constituyentes esenciales de la microestructura primaria en un depósito de soldadura de acero. [29]

La bainita es también encontrada en depósitos, particularmente de los tipos usados en la industria de generación de energía [28]. La ferrita alotriomórfica algunas veces es denominada ferrita proeutectoide y la ferrita Widmanstaetten es algunas veces incluida bajo la descripción general de ferrita alineada. Sin embargo, las placas de bainita pueden también tomar una forma similar, aunque sus características cinéticas y termodinámicas son diferentes.

2.7.1 La ferrita alotriomórfica

Es la primera fase que se forme en el enfriamiento de los granos austeníticos debajo de la temperatura A_3 . Nuclea heterogéneamente en los límites de grano de la austenita columnar. Gracias a que estos límites son las vías de fácil difusión, ellos se decoran con delgadas capas continuas de ferrita. Las capas engrosan a una proporción que es controlada por la difusión de carbono en la austenita delante de la interfase de transformación α/γ . Bajo condiciones isotermicas, el espesor de la ferrita, q , cambia parabólicamente con el tiempo t .

$$q = \alpha_1 t^{\frac{1}{2}} \quad (2.6)$$

Donde:

α_1 = constante de velocidad de engrosamiento parabólico

t = tiempo definido desde el inicio del crecimiento.

Esto se ilustra en la Figura 2.20 para aleaciones con diferentes concentraciones de carbono; nótese que el crecimiento cinético alcanza sensibilidad ante la concentración de carbono mientras éste último se acerca a la solubilidad del carbono en la ferrita.

La magnitud de la constante de velocidad de engrosamiento parabólico depende de las composiciones de equilibrio de la austenita y ferrita, y de la difusividad de carbono en la austenita. Elementos de aleación como manganeso que estabilizan la austenita se asocian con valores pequeños de α_1 .

La presencia de ferrita alotriomórfica puede resultar en una importante reducción en la tenacidad de las juntas soldadas de los aceros de baja aleación debido al gran tamaño de los granos de ferrita α que ofrecen muy poca resistencia a la propagación de fisuras.

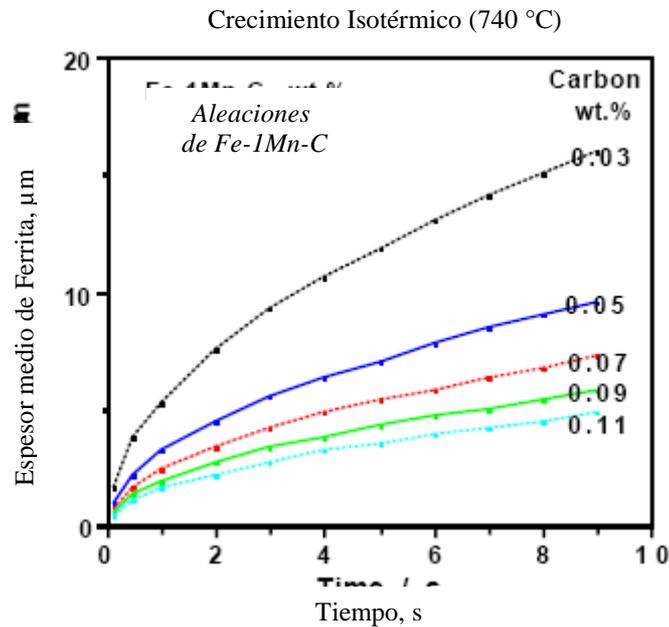


Figura 2.20 Engrosamiento parabólico de ferrita durante la transformación isotérmica. Cada curva representa un acero Fe-1Mn-C con diferentes concentraciones de carbono. [29]

2.7.2 La ferrita acicular

Es comúnmente observada en los depósitos de soldadura de aceros de baja aleación. Esta fase es de considerable importancia tecnológica ya que provee una microestructura relativamente tenaz y resistente.

Se forma en un intervalo de temperaturas donde las transformaciones reconstructivas se vuelven relativamente lentas y dan lugar a las transformaciones de tipo cooperativas como la ferrita Widmanstaetten, la bainita o la martensita.

El termino acicular significa que tiene la forma de una aguja, sin embargo está aceptado que la ferrita acicular tienen en tres dimensiones una morfología de delgadas placas lenticulares. Las placas de ferrita acicular en una primera etapa de transformación nuclean sobre las inclusiones presentes en el grano columnar grande de austenita. [30]. La subsecuente nucleación se produce auto catalíticamente, asistida por el estado plano de deformación invariante que acompaña la transformación. [29]

Toda la evidencia indica que el crecimiento de la ferrita acicular es adifusional, con partición de carbono hacia la austenita luego del evento de la transformación. Los datos experimentales disponibles indican que la ferrita acicular es esencialmente idéntica a la bainita. Su morfología difiere de la de la bainita en que la ferrita acicular nuclea

intragranularmente en las inclusiones dentro de granos grandes de austenita. Sus dimensiones están en el rango de 40 a 80 μm . [31]

El refinamiento de tamaño de grano de la austenita, o una reducción en el contenido de óxido en la soldadura, llevan a una disminución en el contenido de ferrita acicular.

2.7.3 La ferrita de Widmanstaetten

La ferrita de Widmanstaetten puede formarse con temperaturas cercanas a A_3 , y desde aquí la formación de paraequilibrio de α_w tiene lugar con fuerzas impulsoras relativamente bajas [29]; y la energía de deformación debida a este mecanismo de transformación cooperativa de variantes cristalográficas autoacomodadas, que llevan a un termino bajo de energía de deformación de 50 J/mol.

La ferrita de Widmanstaetten observada al microscopio óptico puede ser visualizada como dos placas mutuamente acomodadas con una pequeña diferencia en sus planos habituales, lo que da la característica morfológica de cuña de la ferrita de Widmanstaetten (Figura 2.21)

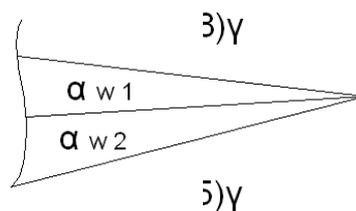


Figura 2.21 Morfología de dos placas con planos variables que crecen conjuntamente y se acomodan mutuamente.

La ferrita de Widmanstaetten se clasifica en: primaria cuando crece directamente desde las superficies de grano de la austenita, y ferrita de Widmanstaetten secundaria que se desarrolla desde cualquier ferrita alotriomórfica que puede estar presente en la microestructura (Figura 2.22).

Aunque los solutos sustitucionales y los átomos de hierro no se difunden durante el crecimiento de la ferrita de Widmanstaetten, termodinámicamente para la formación de la ferrita Widmanstaetten se requiere la redistribución del carbono. Debido a su forma de placa, ésta ferrita siempre tiene un contenido de carbono paraequilibrado y crece a una

razón que es controlada por la difusión del carbono en la austenita delante de la punta de la placa.

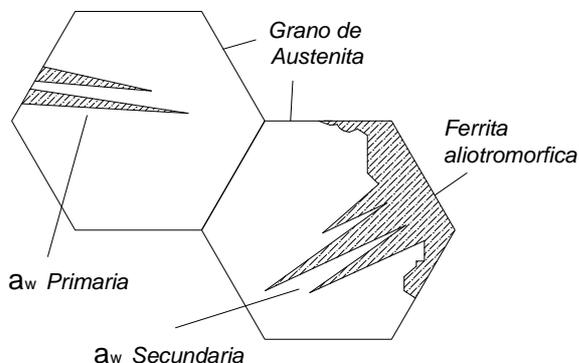


Figura 2.22 Morfología de la ferrita de Widmanstaetten primaria y secundaria

Para placas, el crecimiento controlado por difusión puede ocurrir a tasas constantes debido a que el soluto es particionado en los lados de la placa creciente, mientras que el crecimiento de la punta de la placa puede avanzar en austenita fresca

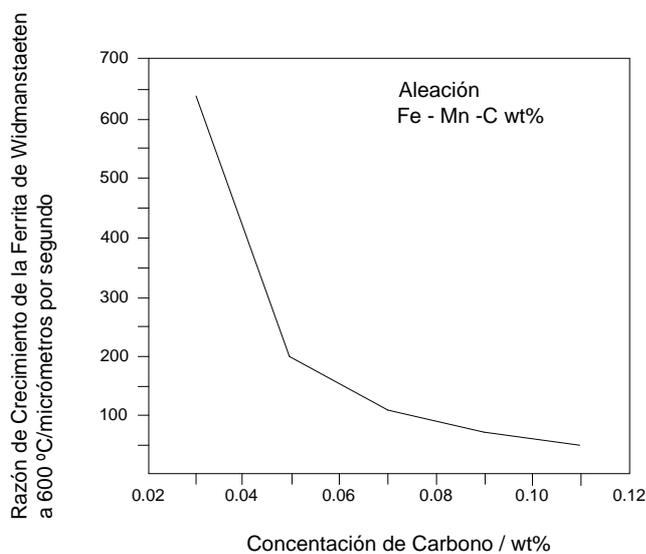


Figura 2.23 Razón de crecimiento isotérmico de ferrita de Widmanstaetten en una aleación Fe–1Mn–C como una función de la concentración de carbono. [29]

La razón de alargamiento de la ferrita de Widmanstaetten se puede estimar por la teoría de crecimiento controlada por difusión de cilindros parabólicos [32]. Debido a su forma y a diferencia de la ferrita alotriomórfica, la ferrita de Widmanstaetten crece a una proporción constante. Las razones de crecimiento en depósitos típicos de soldadura resultan ser tan

grandes, que la formación de ferrita de Widmanstaetten es usualmente completada dentro de una fracción de segundo. Por lo que para propósitos prácticos, la transformación puede ser tratada como isotérmica (Figura 2.23).

La ferrita de Widmanstaetten puede ser algunas veces perjudicial para las propiedades mecánicas de los aceros, porque las placas de ferrita a menudo crecen en formaciones paralelas las cuales permiten grietas que se propagan sin mucha desviación.

2.7.4 Microfases

Es el término usado para describir a las pequeñas cantidades de martensita, austenita degenerada y perlita las cuales se forman después de que todas las otras fases principales (ferritas alotrópicas, de Widmanstaetten, acicular) ya lo han hecho.

Cuando los depósitos de soldadura se enfrían a aproximadamente 500 °C, la mayoría del austenita se consume y la pequeña cantidad de austenita restante (aproximadamente 5%) se enriquece de carbono y se transforma en martensita, o en perlita degenerada pues no tiene la oportunidad de establecer una estructura laminar. Con velocidades de enfriamiento lentas se favorece la formación de perlita relativa a martensita. Después del enfriamiento algo de austenita puede ser retenida a la temperatura ambiente.

Las microfases también son encontradas en la zona térmicamente afectada de aceros soldados. Las microfases son relativamente duras y se comportan en muchos aspectos como inclusiones quebradizas. Por consiguiente las microestructuras son de importancia para determinar la dureza de depósitos de la soldadura.

2.8 TRANSFORMACIONES DE FASE EN LAS SOLDADURAS

Durante el proceso de soldadura existen transformaciones de fase en estado sólido o modificaciones en la distribución de fases que las sufren el metal base y el metal fundido.

Todas las transformaciones de fase van acompañadas por un cambio o un nuevo arreglo de la estructura atómica. Además del cambio estructural una transformación de fase puede producir un cambio en la composición, una deformación o ambos aspectos simultáneamente. En este sentido el grado de complejidad involucrado en la transformación estará asociado con la simultaneidad de estos efectos. Así, la

transformación más simple implica solamente un cambio de estructura (solidificación de un metal puro). La solidificación de cualquier aleación representa, en general, una transformación donde hay un cambio de la estructura y un cambio en la composición. En la mayor parte de las transformaciones de fase en estado sólido las dos fases tienen un volumen específico diferente, de modo que la nueva fase ocupa un volumen distinto al de la fase madre, lo que ocasiona una deformación (formación de martensita).

Por último se tiene que la mayoría de las transformaciones sólido-sólido involucran un cambio de estructura, un cambio de composición y una deformación, este tipo es el más complejo de las transformaciones (austenita-perlita). [26]

En la Figura 2.24 se puede ver un diagrama de equilibrio Fe-C con ejemplos de las mencionadas transformaciones.

Las transformaciones entre el hierro BCC (ferrita α) y el hierro FCC (austenita γ) durante el calentamiento y enfriamiento son las principales responsables de la microestructura y propiedades de los aceros.

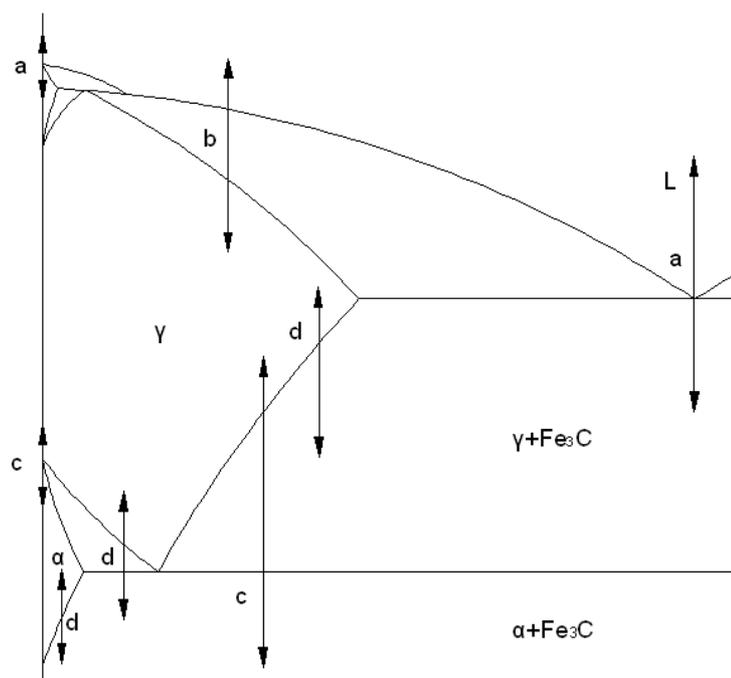


Figura 2.24 Diagrama de equilibrio Fe-C con ejemplos de las mencionadas transformaciones: a) cambio de estructura, b) cambio de estructura + cambio de composición, c) cambio de estructura + deformación, d) cambio de estructura + deformación + cambio de composición. [26]

Cuando el acero es soldado, las propiedades del metal base son alteradas por los ciclos termales localizados generados por la soldadura. Como resultado se crean microestructuras fuera del equilibrio en la zona de fusión de la soldadura y en la térmicamente afectada. Estas microestructuras son significativamente diferentes en apariencia y propiedades de aquellas encontrados en el metal base [33], y pueden comprometer la integridad de la junta de soldadura.

En aceros al C-Mn que son ampliamente usados, el carbono contenido en éstos juega un papel muy importante en la evolución microestructural de la soldadura. Cuando el contenido de carbono se incrementa, los cambios en la microestructura pueden ser más pronunciados debido a la distribución no uniforme de carbono en la microestructura. Estos cambios son muy prominentes durante el enfriamiento rápido de la soldadura, que intensifica estos efectos, produciendo microestructuras que se desvían significativamente del equilibrio.

Para comprender la evolución de las fases durante en enfriamiento y calentamiento se usa los diagramas de fase, dependiendo de la composición química del acero al final del ciclo térmico se obtendrán diferentes microestructuras.

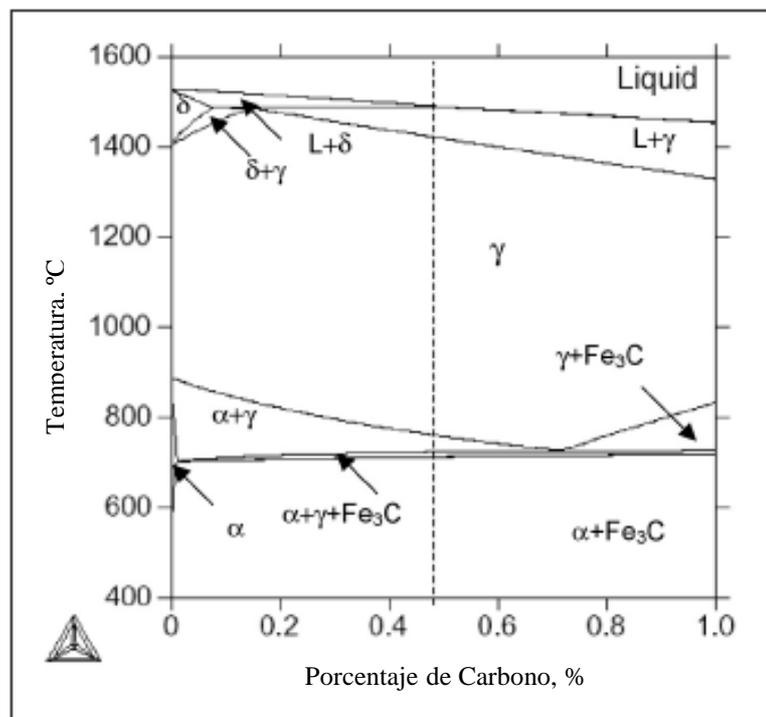


Figura 2.25 Diagrama de fase para un acero AISI 1045 [33]

Así para un acero AISI 1045, el diagrama de fase de esta aleación multicomponente se ilustra en la Figura 2.25, se nota que la microestructura de inicio de esta aleación consiste en una mezcla de fases de ferrita y carburo Fe_3C .

Durante el calentamiento, esta microestructura empieza a transformarse en austenita cuando alcanza la temperatura A_1 de $712\text{ }^\circ\text{C}$. La transformación completa ocurre cuando la temperatura A_3 de $765\text{ }^\circ\text{C}$ es alcanzada, y esta austenita permanece estable hasta que la fusión empiece a ocurrir a $1410\text{ }^\circ\text{C}$.

Estas transformaciones se invierten durante el enfriamiento; sin embargo, las limitaciones cinéticas pueden alterar tanto el inicio de la transformación de la fase pronosticada y las temperaturas de realización, y puede producir fases fuera del equilibrio.

2.8.1 Transformaciones en la fase sólida durante el calentamiento

Aunque muchas veces no se destaca, la fase de calentamiento es tan importante como la de enfriamiento ya que determina algunos parámetros tales como: recristalización, crecimiento de grano y transformaciones alotrópicas ($\alpha \rightarrow \gamma$).

La transformación de la microestructura durante el calentamiento ocurre rápidamente debido a la alta tasa de calentamiento de la soldadura. Las velocidades de calentamiento en los procesos de soldadura por arco se encuentran entre $200\text{-}300\text{ }^\circ\text{C}/\text{seg}$. [34]

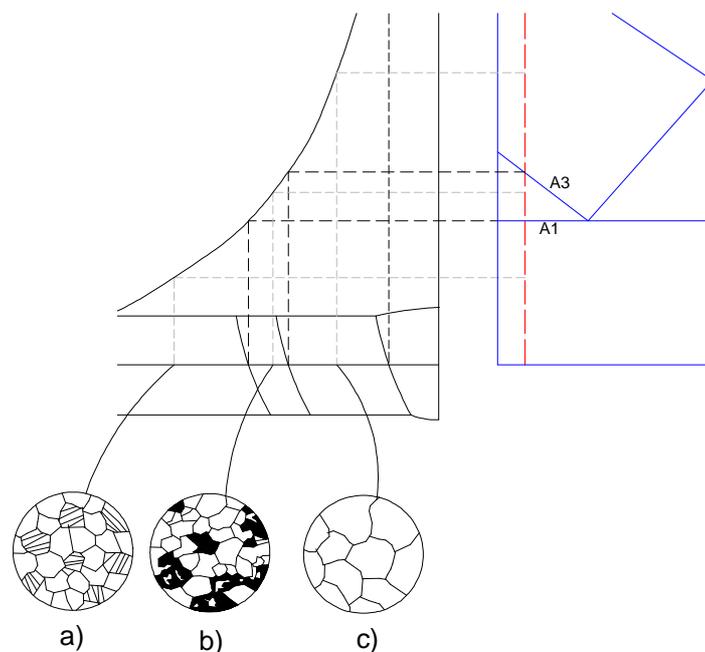


Figura 2.26 Estructuras generadas en el calentamiento del ciclo térmico del proceso de soldadura de un acero al carbono.

En los aceros, la transformación $\alpha \rightarrow \gamma$ tiene lugar a temperaturas muy superiores a las indicadas en el diagrama Fe-C y estas son mayores a medida que el tiempo de calentamiento es menor.

Haciendo un análisis de un acero al carbono con estructuras ferrita y perlita su microestructura no se alteraría si la temperatura máxima de calentamiento no pasa por el punto A_1 que corresponde a la estructura perlítica (Figura 2.26 a). Cuando la temperatura máxima se encuentra entre A_1 y A_3 , la perlita se transforma en austenita con menor contenido de carbono a medida que la temperatura alcanzada sea mayor (Figura 2.26 b). Cuando se alcanza la temperatura A_3 la transformación austenítica es total y todo calentamiento adicional ya no supone un cambio estructural, sino solo un crecimiento de grano austenítico (Figura 2.26 c).

La transformación de la microestructura perlítica (ferrita y cementita) a austenita durante el calentamiento es controlada por la difusión de carbono en austenita. [35]. y para completar la transformación $\alpha \rightarrow \gamma$ en el calentamiento se requiere de un supercalentamiento sobre la temperatura A_3 .

La razón de transformación no es la misma para dos aceros diferentes, primero, por el diferente contenido de carbono que resulta en diferentes microestructuras de inicio. La segunda diferencia microestructural entre dos aceros es el tamaño de grano. Es conocido que la razón de transformación de la reacción de difusión controlada disminuirá cuando el tamaño de grano se pone más grande [33] porque la difusión es requerida para tomar lugar sobre distancias más grandes para completar la transformación de materiales de gran tamaño de grano.

2.8.2 Transformaciones en la fase sólida durante el enfriamiento

En un proceso de soldadura se producen transformaciones en estado sólido en la zona fundida y en la zona afectada por el calor. Sin embargo, las condiciones de enfriamiento normales en un proceso de soldadura suelen estar alejado de las de equilibrio (enfriamiento infinitamente lento), lo que afecta las proporciones de los constituyentes del acero (ferrita y perlita) y a la naturaleza de fases metaestables.

Debido a la influencia de la velocidad de enfriamiento desde el estado austenítico del acero de composición conocida se utilizan curvas de transformación CCT (enfriamiento

continuo), que expresan los productos de transformación en enfriamiento realizados a diferentes velocidades junto con tiempos de inicio y fin de aquellas transformaciones. Estos diagramas están desarrollados a temperaturas de austenización altas y tiempos cortos de permanencia a estas temperaturas. (Figura 2.27)

Las transformaciones dependientes de difusión, tal como la formación de perlita, una estructura laminar de ferrita alternada con cementita, ocurre a razones bajas de enfriamiento [36]. Como la razón de enfriamiento durante la soldadura se incrementa, la difusión de carbono no es lo bastante rápida para permitir la formación de la microestructura perlítica laminar.

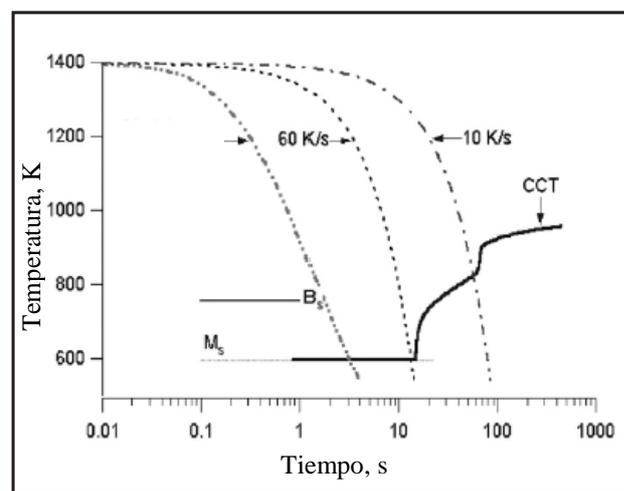


Figura 2.27 Diagrama de transformación a enfriamiento continuo para un acero AISI 1045 [33]

Con velocidades de enfriamiento altas, la ferrita proeutectoide se nuclea en las juntas de grano austenítico y forma agujas dirigidas hacia el interior de los granos grandes existentes (estructura de Widmanstaetten) suponen una disminución de la resiliencia y como consecuencia un aumento en la fragilidad en cuyo casos se recomienda un tratamiento térmico posterior [34] con la finalidad de regenerar el grano.

Además, con tasas de enfriamiento altas empiezan a dominar estructuras como la bainita la cual es caracterizada por una microestructura mixta de ferrita y cementita, que se forma a través de una combinación de difusión y cizallamiento. La martensita por otro lado, se forma totalmente por un mecanismo de corte y solamente a tasas de enfriamiento muy altas produciendo una microestructura que contiene placas características con el carbono

atrapado en los sitios intersticiales del cristal [36]. La martensita formada con contenidos altos de carbono, tienen tendencia a fisurarse en frío

2.9 CICLO TÉRMICO DE LA SOLDADURA

En la mayoría de procesos de soldadura por fusión, una fuente de calor concentrada de alta intensidad es aplicada entre los elementos a unir de la junta y movida a lo largo de esta.

El calor generado por esa fuente se disipa principalmente por conducción a través de las piezas y produce la variación de la temperatura a lo largo de ellas. Esta variación de temperatura producida durante la soldadura en un punto de la pieza se describe por su ciclo térmico. Cada punto de la pieza es sometido a un ciclo térmico particular que °depende, entre otros factores, de la localización de este punto en relación a la soldadura. La predicción de la forma de los gradientes de temperatura es muy útil para entender el fenómeno así como para estimar el ancho y la penetración de la soldadura como función de la energía suministrada a la soldadura, los cambios microestructurales en el metal base y los esfuerzos residuales que afectan el rendimiento de los componentes soldados. Es así que el tema del flujo de calor en la soldadura ha recibido considerable atención por los investigadores y se han planteado varios modelos para describirlo.[37-38-39]

Los estudios teóricos de la formación de la gota de soldadura han sido principalmente basados en el trabajo de Rosenthal (1946) quien resolvió analíticamente la ecuación del flujo de calor:

$$\rho \frac{\partial}{\partial t} (c_p T) + \rho v \cdot \nabla (c_p T) = \nabla \cdot (k \nabla T) + s \quad (2.7)$$

donde:

ρ = masa específica del material

c_p = calor específico del material

T = temperatura

t = tiempo

v = velocidad de soldadura

k = conductividad térmica

s = calor generado

En la solución de la ecuación de flujo de calor se usaron las siguientes simplificaciones:

- Las características físicas del metal son independientes de la temperatura y del estado físico del metal,
- Condiciones térmicas de cuasi-equilibrio. En esta se supone que la distribución de temperatura se mantiene inalterada para un sistema de coordenadas que se mueve junto con la fuente de calor, como lo muestra en la Figura 2.28. Con esta simplificación el problema se torna independiente del tiempo,
- La forma de la fuente de calor es simplificada a un punto en la superficie de la chapa o una línea que atraviesa la chapa de un lado a otro (Figura 2.29),
- La forma de la pieza tiene una simple forma geométrica en la cual una, dos o todas las tres dimensiones son infinitas.

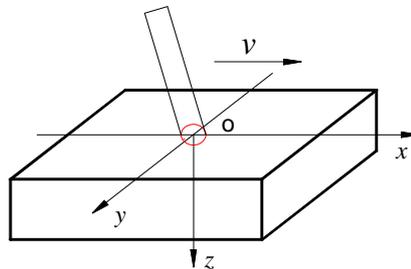
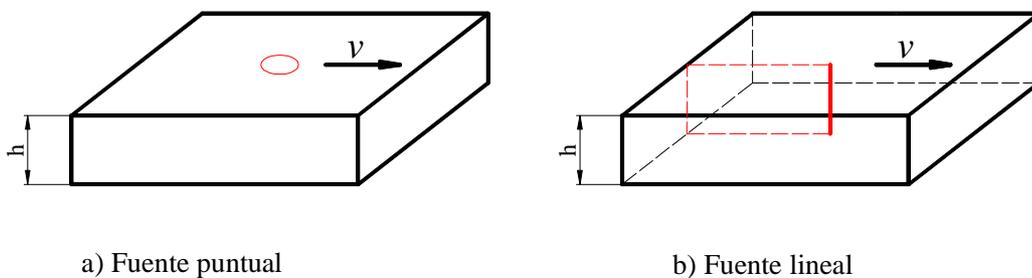


Figura 2.28 Sistema de coordenadas utilizado para la obtención del estado cuasi-estacionario



a) Fuente puntual

b) Fuente lineal

Figura 2.29 Simplificaciones geométricas utilizadas para representar la forma de la fuente de calor

Para una soldadura con una fuente puntual de calor (Figura 2.29 a) moviéndose con una velocidad v en la superficie de una placa de espesor infinito situación aproximada de deposición de un cordón en la superficie de una placa grande y gruesa, la distribución de temperatura, si se considera un sistema de coordenadas rectangulares, con un eje x paralelo a la dirección de soldadura (Figura 2.28), es dada por:

$$T = T_o + \frac{P}{2\pi k R} \exp\left(\frac{-v}{2\alpha}(x+R)\right) \quad \text{Placa gruesa} \quad (2.8)$$

donde:

$P = \eta IV$, potencia generada por la fuente de calor para una soldadura de arco

I = intensidad de corriente

V = voltaje

η = eficiencia de arco

k = conductividad térmica de la pieza

α = difusividad térmicas de la pieza

v = velocidad de soldadura

$R = x^2 + y^2 + z^2$

T_o = es la temperatura inicial de la pieza

Cuando P y v son elevados, el problema anterior puede ser tratado como el de una fuente lineal instantánea que actúa en el eje x . En este caso, una solución alternativa a la Ecuación 2.8 sería:

$$T = T_o + \frac{H_n}{2\pi k t} \exp\left(-\frac{r_x^2}{4\alpha t}\right) \quad \text{Placa gruesa} \quad (2.9)$$

donde:

$H_n = P/v$, energía de soldadura,

t = es el tiempo de soldadura

$r_x = (y^2 + z^2)^{1/2}$, distancia lateral del punto en relación al eje de soldadura

Para el caso de una fuente de calor lineal, distribuida a lo largo del espesor de la placa (Figura 2.9 b) la distribución de temperatura es dada por:

$$T = T_o + \frac{P/h}{2\pi k} \exp\left(\frac{-vx}{2\alpha}\right) k_o\left(\frac{vr}{2\alpha}\right) \quad (2.10)$$

donde:

h = espesor de la placa

$$r = (x^2 + y^2)^{1/2}$$

k_o = función de Bessel modificada de segundo tipo y de orden cero.

En este modelo, la temperatura varía apenas en las direcciones x y y , permaneciendo constantes a lo largo del espesor de la pieza.

Como en la condición anterior, cuando P y v son elevados, el problema puede ser tratado como el de una fuente superficial instantánea que actúa en el plano xz . En este caso una solución unidimensional alternativa a la Ecuación 2.10 es:

$$T = T_o + \frac{P/v}{h(4\pi k \rho c_p t)^{1/2}} \exp\left(-\frac{r^2}{4\alpha t}\right) \quad \text{Placa delgada} \quad (2.11)$$

Las ecuaciones anteriores brindan una solución aproximada y es evidente que los resultados experimentales difieren de los resultados modelados para algunas situaciones diferentes, debido a que: éstos modelos asumen el flujo de calor por conducción, que las propiedades térmicas son constantes como en el caso de la conductibilidad térmica y la difusividad térmica las que varían significativamente entre la temperatura de la pieza y la temperatura del líquido, además no se considera el calor latente de transformación de fase.

Los principales parámetros que describen el ciclo térmico son:

Temperatura pico: es la temperatura máxima alcanzada en un punto del metal base. La temperatura de pico indica la posibilidad de ocurrencia de transformaciones microestructurales en ese punto. Depende de las condiciones de soldadura, de la geometría y propiedades térmicas de la pieza, su temperatura inicial y la distancia del punto considerado a la fuente de calor.

A partir de la Ecuación 2.9, se puede mostrar la temperatura pico a una distancia (r_x) del eje de soldadura, está dado por:

$$T_p = T_o + \left(\frac{2}{\pi e} \right) \frac{H_n}{\rho c_p r_x^2} \quad (2.12)$$

donde

H_n = energía de soldadura

c_p = calor específico del material

e = base del logaritmo natural = 2.718281

Para la soldadura a tope, de una pasada con penetración total (cuyo flujo de calor es descrito por la Ecuación 2.11), en pico de temperatura está dado por:

$$T_p = T_o + \left(\frac{2}{\pi e} \right)^{1/2} \frac{H_n}{2 \rho c_p h y} \quad (2.13)$$

Velocidad de enfriamiento: este parámetro es importante en la determinación de microestructuras en materiales como los aceros estructurales comunes, que pueden sufrir transformaciones de fase durante el enfriamiento. En una temperatura dada, la velocidad de enfriamiento esta dada por la inclinación de la curva del ciclo térmico en esta temperatura.

La velocidad de enfriamiento a lo largo del eje de soldadura (para y y z nulos) para una fuente de calor puntual en la superficie de una placa gruesa (Ecuación 2.8) es dada por:

$$\phi = \frac{2 \pi k (T - T_o)^2}{H_n} \quad (2.14)$$

Para placas delgadas con penetración total el flujo de calor bidimensional (Ecuación 2.10) es:

$$\phi = 2 \pi k \rho c \left(\frac{h}{H_n} \right) (T - T_o) \quad (2.15)$$

En ambas ecuaciones, k es la conductividad térmica del material, T es la temperatura a la cual se desea calcular la velocidad de enfriamiento.

Los términos placa gruesa y placa delgada aquí usados no tiene un significado absoluto, dependiendo de las condiciones de soldadura. Para esto, puede definirse el término espesor relativo, de la junta como:

$$h^* = \left[\frac{H_n}{2 \cdot \rho \cdot c_p} \left(\frac{1}{500 - T_o} + \frac{1}{800 - T_o} \right) \right]^{1/2} \quad (2.16)$$

donde:

H_n = Calor suministrado a la soldadura por unidad de longitud (J/m)

$\rho.C_p$ = Calor específico por volumen unitario ($J/m^3 \text{ } ^\circ C$)

T_o = Temperatura inicial ($^\circ C$)

Si la placa a soldar es mayor que h^* , se usará el criterio de placa gruesa (Ecuación 2.9); en caso contrario cuando el espesor de la placa sea menor que h^* , se aplicará el criterio de placa delgada (Ecuación 2.11).

CAPÍTULO III

3. EXPERIMENTACIÓN

3.1 CONDICIONES DE SOLDADURA

La junta símil (entre materiales de composición química similar) fue elaborada por la soldadura de dos placas extraídas de un perfil estructural C (200x50x3mm), cuyas dimensiones de largo y ancho fueron 508 mm (20 in) y 178 mm (7 in) respectivamente.

La junta disímil (entre materiales de composición química diferente) se elaboró por la soldadura de una varilla con resaltes para hormigón armado de 8 mm de diámetro entre las dos placas de perfil estructural que tienen las dimensiones anteriores. Las placas de perfil fueron cortadas según las medidas anteriores con el objeto de alcanzar las dimensiones de la placa de prueba estandarizada por AWS D 1.1.

La junta símil se elaboró bajo la configuración de una junta precalificada a tope de ranura cuadrada. En La Figura 3.1 se muestra los detalles de las juntas soldadas.

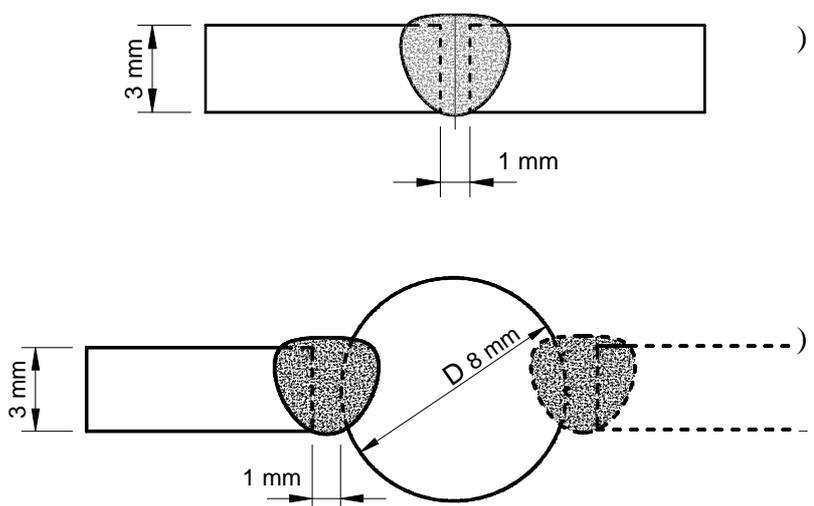


Figura 3.1. Detalles de las juntas con a) soldadura símil, b) soldadura disímil.

Las juntas símil y disímil fueron formadas por la soldadura de los materiales base respectivos mediante el proceso de soldadura manual con electrodo revestido (SMAW) utilizando electrodos E6011 de 3.2 mm de diámetro, en posición plana (1G) y paralelas a la dirección de laminado de las placas y de la varilla, a temperatura ambiente y sin

precalentamiento de los materiales base (condiciones reales utilizadas comúnmente en la soldadura de perfiles estructurales).

En el proceso de soldadura se registró un voltaje de 28 V, una intensidad de corriente eléctrica de 78 A para una velocidad de soldadura de 4.8 mm/s y una eficiencia del arco (medida de la eficiencia de la transferencia de calor desde la fuente de calor hacia el metal base) estimada de 0.7. Los parámetros de soldadura se mantuvieron constantes tanto para la soldadura símil como disímil. Después del proceso de soldadura, las muestras fueron sometidas a varios ensayos establecidos en AWS D1.1 para su calificación.

3.2 MATERIALES

3.2.1 Varilla de refuerzo para hormigón armado

La varilla utilizada como elemento de relleno, para la unión de los perfiles estructurales, en la junta disímil fue una de la marca ADELCA AS 8, denominada antisísmica, que tiene una sección circular de 8 mm de diámetro nominal y resaltes transversales. Esta varilla fue seleccionada ya que es la más común en la práctica de unión de perfiles estructurales, además por la soldabilidad que garantiza el fabricante.

Esta varilla fue seleccionada ya que es una de las más dúctiles en el mercado, posee el menor contenido de carbono en su composición química comparada con otras marcas, cuyo contenido de carbono los enmarca dentro de la designación AISI 1030 o 1040 y por lo tanto no garantiza su soldabilidad y puede dar resultados críticos al ser usados como material de relleno en la unión por soldadura de perfiles estructurales.

Tabla XII. Propiedades mecánicas de la varilla según NTE INEN 2167. [40]

PROPIEDADES MECÁNICAS	Kgf/cm²	Psi
Límite de fluencia mínimo	4200	60000
Límite de fluencia máximo	5500	78000
Resistencia a la tracción mínima	5600	80000
Alargamiento (%) mínimo con probeta Lo=200 mm		
Diámetro nominal (mm)		%
8 – 20		14

Estas varillas corresponden a la designación ASTM A706 y en nuestro país están normalizadas por la NTE INEN 2167. Las propiedades mecánicas y composición química de este material se presentan en las Tablas XII y XIII.

Tabla XIII. Composición química permisible para la varilla según NTE INEN 2167. [40]

Elemento	Análisis de cuchara Máximo	Análisis de comprobación máximo
Carbono	0.3	0.33
Manganeso	1.50	1.56
Fósforo	0.035	0.043
Azufre	0.045	0.053
Silicio	0.50	0.55

Para garantizar la soldabilidad de este tipo de acero su carbono equivalente (%CE) debe ser máximo 0.55 cuando se lo determine por la Fórmula 3.1. [40]

$$\% C E = \% C + \frac{\% M n}{6} + \frac{\% C u}{40} + \frac{\% N i}{20} + \frac{\% C r}{10} - \frac{\% M o}{50} - \frac{\% V}{10} \quad (3.1)$$

Remplazando los valores declarados por ADELCA se tiene:

$$\% C E = 0.3 + \frac{1.5}{6} = 0.55$$

El valor máximo correspondiente al carbono equivalente de la varilla AS 8 corresponde a dicho valor. Sin embargo, este valor puede cambiar significativamente en la medida de que el contenido de carbono y manganeso en el acero sean reducidos.

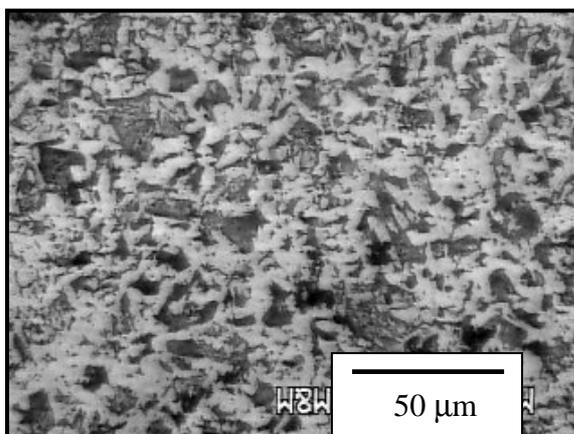


Figura 3.2. Micrografía de la varilla ADELCA AS 8. Atacada con nital al 2% y mostrada a 400X.

La Figura 3.2 muestra la microestructura de la varilla AS 8. Puede observarse que los microconstituyentes presentes son perlita y ferrita, cuyas cantidades relativas de fase, determinadas por análisis computalizado de imagen, corresponden a 39.44% y 60.56 % respectivamente.

Con el objeto de establecer a qué designación AISI corresponde la varilla ADELCA AS 8 se calculó su carbono equivalente y luego se cotejó este valor con los de algunos aceros de la mencionada especificación.

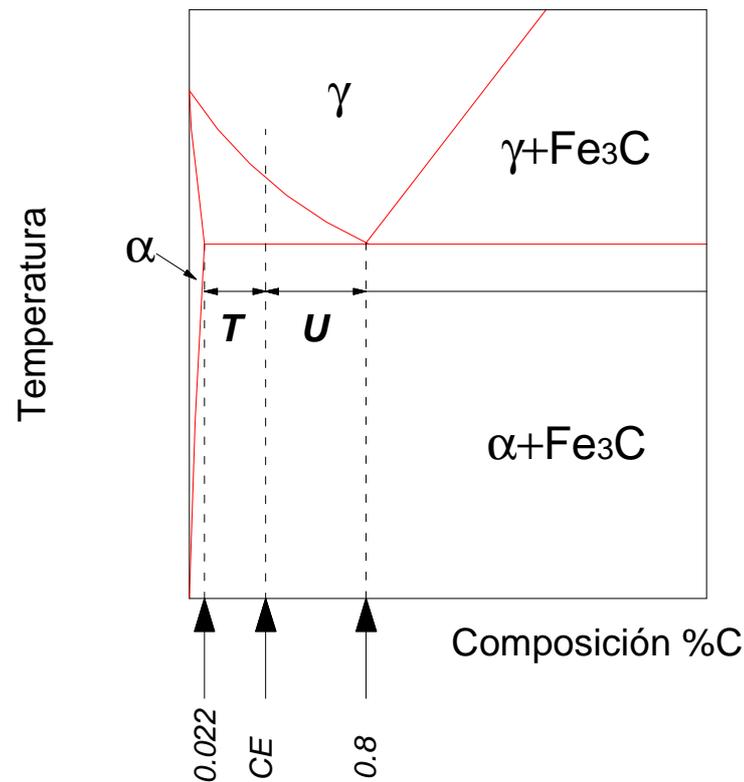


Figura 3.3 Diagrama de fase usado para calcular la cantidad relativa de perlita para composiciones hipoeutectoides.

Aplicando la regla de la palanca en la Figura 3.3 se obtiene el porcentaje de la fase perlita.

$$\%P = \frac{T}{T + U} \quad (3.2)$$

$$\%P = \frac{\%CE - 0.022}{0.8 - 0.022}$$

donde:

% P = porcentaje de perlita

U = cantidad de ferrita

T = cantidad de perlita

%CE = línea de vinculación (carbono equivalente)

Entonces, el carbono equivalente de la varilla es

$$\% CE = \frac{[\% P \times (0.8 - 0.008)] + 0.008}{100}$$

$$\% CE = \frac{[39.44 \times (0.8 - 0.008)] + 0.008}{100}$$

$$\% CE = 0.312$$

Al comparar el carbono equivalente de algunos aceros AISI de la Tabla XIV con el obtenido a partir de la microestructura se puede considerar que el acero de la varilla se encuentra dentro de la especificación AISI 1026.

Tabla XIV. Composición química del acero AISI 1025 y 1026 [12]

Nº AISI	1025	1026
C	0.22-0.28	0.22-0.28
Mn	0.30-0.60	0.60-0.90
P max	0.040	0.040
S max	0.050	0.050
CE	0.27	0.32

3.2.2 Perfil estructural

El perfil estructural escogido, para formar las juntas soldadas, fue uno de la casa ACEROPAXI, de tipo canal CU, con dimensiones de 200 mm, 50mm y 3 mm de alma, ala y espesor respectivamente. Este tipo de acero, según el proveedor, es elaborado bajo los requerimientos de la norma INEN 1623-00 (Perfiles estructurales conformados en frío). De acuerdo a la norma ecuatoriana este acero corresponde a un ASTM A570 grado A36.

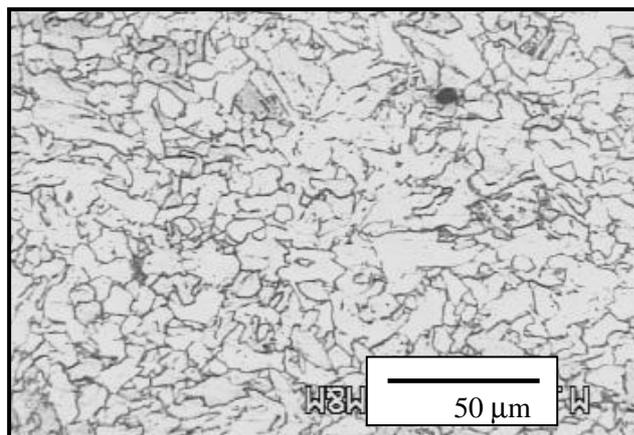


Figura 3.4 Micrografía del perfil CU ACEROPAXI. Atacada con nital al 2% y mostrada a 400X

La microestructura del acero se muestra en la Figura 3.4. El estudio metalográfico realizado por análisis computarizado de imagen revela que las cantidades relativas de fase corresponden a 16.97 % de perlita y 83.03 % de ferrita, entonces reemplazando estos valores en la Ecuación 3.2, su carbono equivalente es:

$$\%CE = [\%P \times (0.8 - 0.022)] + 0.022$$

$$\%CE = [0.17 \times (0.8 - 0.022)] + 0.022$$

$$\%CE = 0.15$$

Comparando el carbono equivalente calculado a partir de la microestructura del perfil con algunos aceros AISI, presentados en la Tabla XV, se puede encontrar el perfil estructural corresponde a un acero AISI 1010.

Tabla XV. Composición química del algunos aceros de la serie AISI 10XX [12]

N° AISI	1006	1008	1010
C	0.08 max	0.10 max	0.08-0.13
Mn	0.25-0.40	0.25-0.50	0.30-0.60
P max	0.040	0.040	0.040
S max	0.050	0.050	0.050
CE	0.61	0.82	0.175

El valor mínimo de fluencia (F_y) para perfiles estructurales, establecido en la norma INEN 1623-00, es 2400 kg/cm^2 . El ensayo de tracción practicado al acero demostró que sus propiedades de tracción son superiores a los mínimos requeridos, cumpliendo satisfactoriamente las exigencias de la mencionada norma.

3.2.3 Metal de aporte (electrodos)

Los consumibles utilizados para soldar los metales base de las juntas fueron electrodos AGA C-13 de 3.2 mm de diámetro, de tipo celulósico y que clasifican bajo la designación AWS A 5.1 como electrodos E6011. Los electrodos mencionados son aptos para realizar soldaduras en posiciones plana, horizontal, sobrecabeza, vertical ascendente o descendente, tanto con corriente alterna o continua y con el electrodo al polo positivo, utilizados principalmente en soldaduras de aceros no templables, en carpintería metálica, estructuras de bastidores para maquinas y en chapas gruesas y delgadas. En las Tablas XVI y XVII se presentan su composición química y propiedades mecánicas.

Tabla XVI. Composición química del electrodo AGA C-13

Elemento	%
Carbono	0.08-0.12
Manganeso	0.4-0.06
Silicio	0.25

Tabla XVII. Propiedades mecánicas del electrodo AGA C-13

Resistencia a la tracción (Kgf/cm^2)	4800-5100
Elongación (%)	24-26
Resistencia al Impacto (Charpy- V)	55-75 Joules (-29 °C)

3.3 CALIFICACIÓN DE LAS SOLDADURAS

Para la calificación de las soldaduras se elaboraron especificaciones del procedimiento de soldadura (WPS) para la junta símil y disímil bajo las exigencias del capítulo 4 de **ANSI/AWS D1.1/D1.1M: 2004 STRUCTURAL WELDING CODE-STEEL**, y las correspondientes normas involucradas. (Ver anexo 1 y 3)

En las especificaciones del procedimiento de soldadura (WPS) se indican las variables que se usan para realizar la soldadura como son: el tipo de proceso de soldadura, el diseño de la unión, las especificaciones del metal base y el metal de aporte, la posición de la soldadura, las características eléctricas de soldadura y la técnica para realizar el cordón.

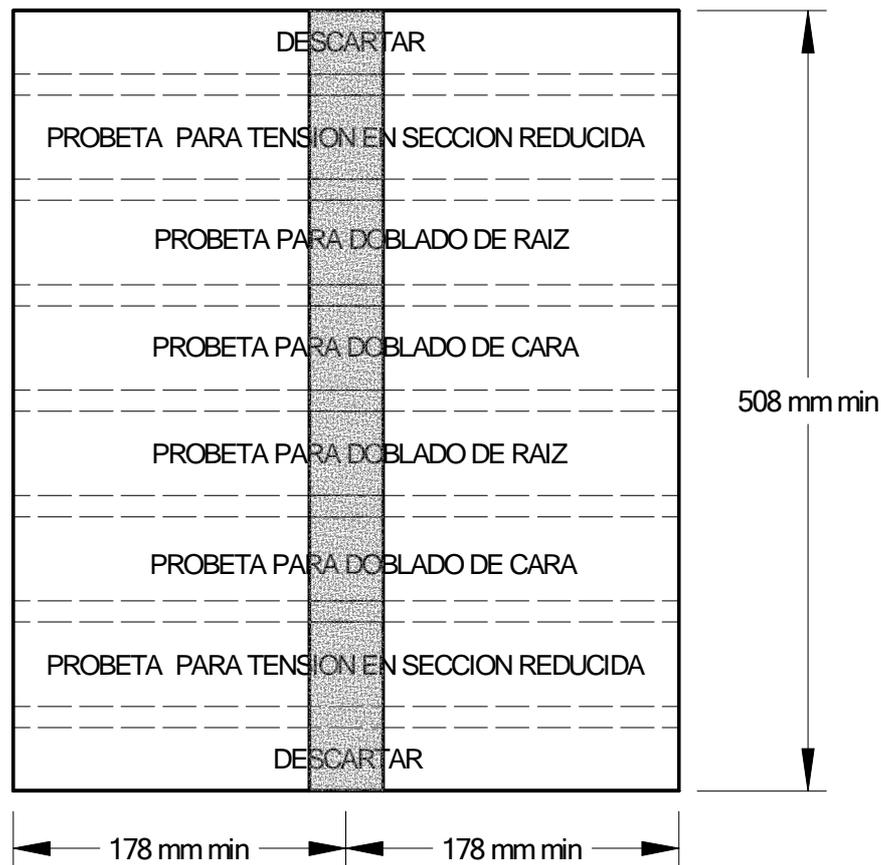


Figura 3.5 Esquema de ubicación de las probetas para los ensayos mecánicos dentro de la placa de soldadura.

La calificación de los WPS se realizó por medio de los ensayos, visual, no destructivo y mecánicos de tensión en sección reducida y de doblado. El registro de calificación (PQR) de la junta similar se presenta en el Anexo 2. Adicional a los ensayos de calificación se realizó el ensayo de impacto Charpy.

El ensayo visual y no destructivo se realizó en la longitud total de las placas soldadas, en tanto que las pruebas mecánicas se realizaron en probetas extraídas por corte desde las placas soldadas, que fueron inspeccionados visual y no destructivamente, según la ubicación mostrada en la Figura 3.5.

3.3.1 Ensayos de calificación

3.3.1.1 Inspección visual

Esta prueba fue usada para determinar que las superficies finales de las soldaduras presenten buenas características y cumplan con los criterios de aceptación visual mencionados en 4.8.1 del código AWS D1.1.

La inspección se realizó por observación directa, bajo iluminación natural en toda longitud de la placa soldada de acuerdo a los requerimientos del Artículo 9 de la sección V de ASME. El procedimiento de ensayo se adjunta en el Anexo 4.

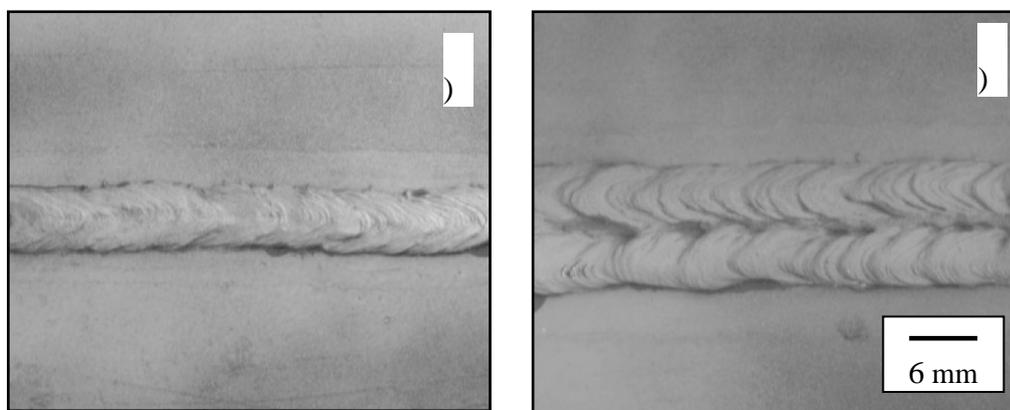


Figura 3.6 Apariencia visual del cordón de soldadura para la junta a) símil, b) disímil.

La inspección visual de la junta símil reveló un cordón de soldadura uniforme, limpia y libre de defectos superficiales como fisuras. No se observó falta de fusión, penetración incompleta, salpicaduras y socavamiento que exceda las dimensiones permitidas. En la Figura 3.6 (a) se puede apreciar una muestra fotográfica representativa del cordón de soldadura símil.

En la junta disímil el cordón de soldadura mostró buena apariencia, uniformidad con el metal base, refuerzo de la soldadura dentro del límite establecido; no se observó fisuras pero sí mordeduras de borde en algunas áreas de la placa. (Figura 3.6 b)

3.3.1.2 Inspección no destructiva

La inspección por ensayos no destructivos se practicó en las placas que fueron previamente inspeccionadas visualmente, con el objeto de encontrar discontinuidades no detectadas por el ensayo visual.

El ensayo no destructivo aplicado fue el de tintas penetrantes, el cual se realizó de acuerdo a ASTM E 165-95 (Standard test method for liquid penetrant examination) y ASTM E 1220-87 (Standard test method for visible penetrant examination using the solvent-removable process). La técnica utilizada fue la de penetrante visible con solvente removible, la cual es clasificada como de Tipo II, Método C. La aceptación de las soldaduras estuvo conforme a los requerimientos de la parte C de la sección 6 del código AWS D1.1. El procedimiento de ensayo se adjunta en el Anexo 5.

La inspección por tintas penetrantes de la junta símil, demostró la ausencia de defectos superficiales. En cambio en la junta disímil, además de las mencionadas mordeduras de borde la inspección reveló fisuras.

3.3.1.3 Ensayos mecánicos

El tipo de ensayo y el número de probetas requeridas se estableció tomando en cuenta el espesor del metal base, según las tablas 4.2 y 4.3 de la norma AWS D1.1. Los ensayos realizados fueron: el de doblado guiado y el de tensión en sección reducida.

Ensayo de doblado

Esta prueba fue practicada para determinar ductilidad de las juntas soldadas y también como una medida de la seguridad de la unión soldadura. El ensayo se realizó en probetas preparadas según las dimensiones mostradas la Figura 3.7. El esquema y el dimensionamiento del equipo empleado en el ensayo se muestran en la Figura 3.8.

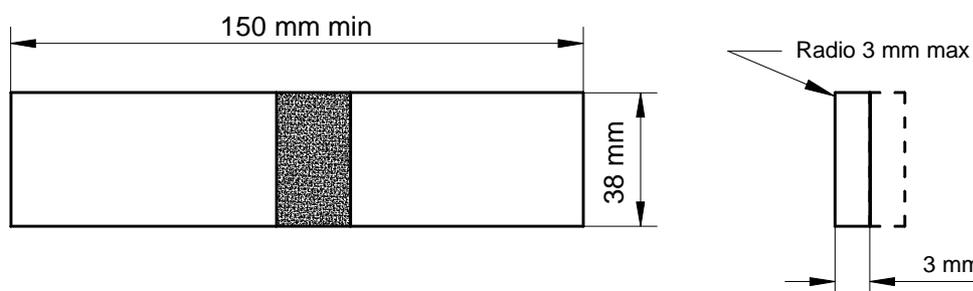


Figura 3.7 Dimensiones de la probeta para doblado.

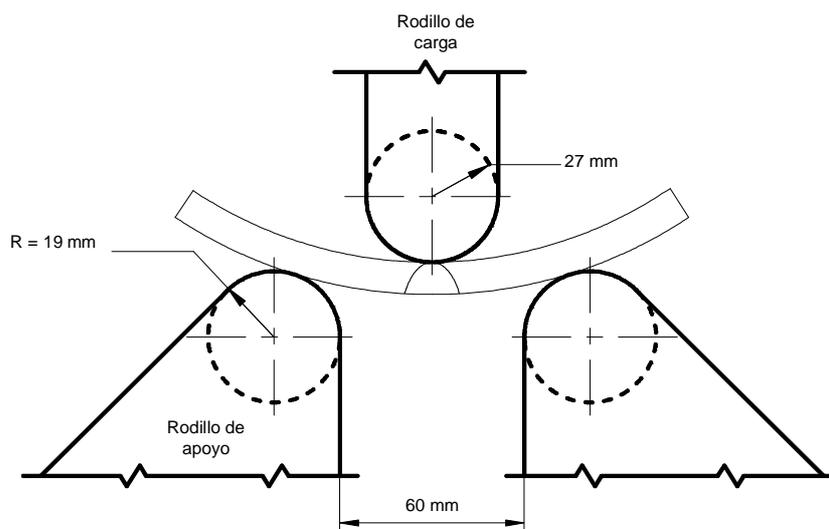


Figura 3.8 Esquema del equipo para la prueba de doblado.

Las probetas se colocaron en los rodillos de apoyo, manteniendo la zona de fusión y la zona térmicamente afectada dentro de la porción de doblado del rodillo de carga, con la cara de la soldadura directo hacia la abertura, para ser forzada por el rodillo de carga hasta que la probeta tome la forma de U. La superficie convexa de la muestra de la prueba de doblado fue examinada visualmente y analizada según los criterios de aceptación mencionados en 4.8.3.3 del código aplicado. Las observaciones realizadas en las probetas se presentan en la Tabla XVIII.

Tabla XVIII. Resultados del ensayo de doblado.

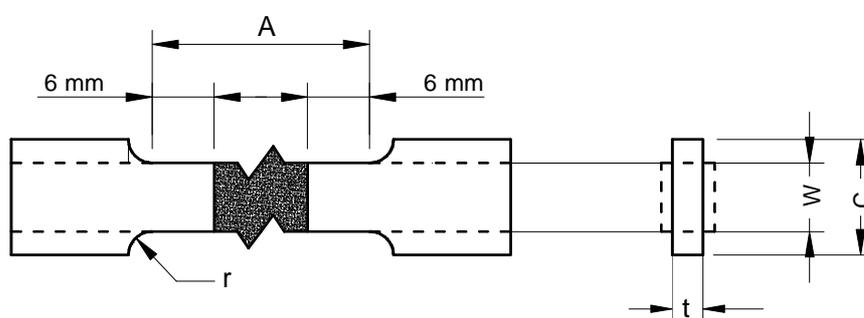
Tipo de soldadura	Probeta	Zona de ubicación de la falla	Observaciones
Símil	S1		Sin presencia de grietas
	S2		Sin presencia de grietas
Disímil	D1	ZAT	Fisuras > 3mm
	D2	ZAT	Fisuras > 3mm en múltiples regiones

Ensayo de tensión en sección reducida

El ensayo de tensión en sección reducida se realizó para evaluar la resistencia mecánica de las juntas soldadas. Las probetas de prueba fueron elaboradas según las

dimensiones de la Figura 3.9 y ensayadas a temperatura ambiente en una Máquina Universal TINIUS OLSEN con capacidad de 100 000 Kg. y una resolución de 2 Kg.

Para medir las propiedades de tracción de las juntas soldadas, las probetas fueron estiradas a una velocidad fija de desplazamiento del cabezal de la máquina universal de 1mm/min. El alargamiento se midió, con un extensómetro graduado en micrómetros, constantemente a medida que la fuerza o carga aplicada se incrementaba progresivamente en 100 Kg. hasta llegar a la fractura. El criterio de aceptación utilizado fue el mencionado en 4.8.3.5 del AWS D1.1.



Dimensiones		
	in	mm
A - longitud de la sección reducida	2 1/4	57
W - ancho de la sección reducida	3/4	19
C - ancho de la sección de agarre	7/4	44
T - espesor de la placa	1/8	3
R - radio del filete	1/2	12

Figura 3.9 Dimensiones de la probeta para la prueba de tensión en sección reducida.

Los resultados medios para cada tipo de soldadura se presentan en la Tabla XIX.

Tabla XIX. Valores registrados durante el ensayo de tensión

PROBETAS	Disímil	Símil	Unidades
Fluencia	4402	3477	kgf/cm ²
Resistencia Máxima	4517	4635	kgf/cm ²
Alargamiento	7	18	%
Ubicación de la fractura	ZAT	ZAT	
Tipo de fractura	Horizontal	Parcial de taza y cono	
Carácter de la falla	Frágil	Dúctil	

3.3.2 Ensayo de impacto

Aun que esta prueba no es exigida por la norma para la calificación de las juntas soldadas, se la realizó para determinar la cantidad de energía absorbida durante la fractura de las juntas soldadas durante la fractura. Para esta prueba se utilizó una maquina de Péndulo Universal CEAST tipo Charpy con una escala de lectura de 25 J y una resolución de 0.1 J. En el ensayo se utilizaron probetas cortadas transversalmente al eje de soldadura con las dimensiones presentadas en la Figura 3.10. La muesca se elaboró en el espesor total de la probeta en posiciones que correspondieron tanto al metal fundido y la zona térmicamente afectada de las juntas soldadas.

Los requerimientos y los procedimientos de la prueba de impacto se cumplieron de acuerdo al ANEXO III del AWS D1.1- 98, Structural Welding Code. El método de prueba se efectuó según ASTM E23. Como criterio de aceptación se tomó el valor de impacto referencial para una probeta estándar dado en 9.1.2 del AWS A5.1-81 (Specification for covered carbon steel arc welding electrodes).

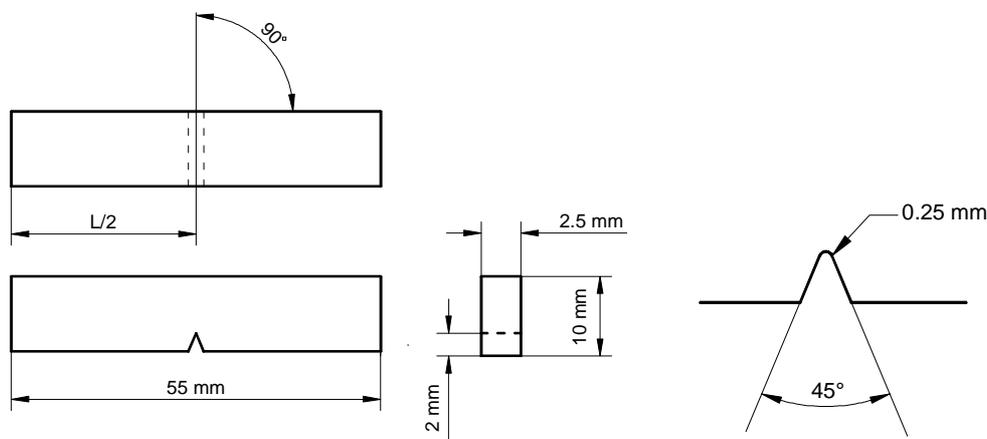


Figura 3.10 Probeta normalizadas para prueba de impacto.

El ensayo se realizó colocando la probeta horizontalmente entre los dos apoyos, como una viga simplemente apoyada, de modo que el entalle se encuentre del lado opuesto al que va a recibir el impacto. Luego el péndulo es elevado hasta su posición más alta y sostenido por un tope para dar una altura de caída constante para todos los ensayos; después se libera el tope lo que permite la caída del péndulo y la fractura de la probeta. La energía que

absorbe la probeta se determina leyendo directamente la escala que se encuentra graduada en Joules.

El reporte de la prueba, realizada a temperatura ambiente (15°C), se muestra en la Tabla XX, en el que se presentan los resultados medios de 5 probetas ensayadas.

Tabla XX. Valores registrados durante la ensayo de impacto

Muestra	Localización	Energía Absorbida (J)
Soldadura Símil	ZAT	20.25
	ZF	20.9
Soldadura Disímil	ZAT	11.05
	ZF	20.4
Perfil		21.1

El valor determinado por la lectura de la máquina representa la energía absorbida o la media de la energía requerida para la fracturar la probeta, y representan comparaciones cuantitativas en la muestra seleccionada y aunque frecuentemente se especifica como un criterio de aceptación, ellos no pueden ser usados directamente como datos de energía que sirvieran para cálculos de ingeniería.

3.4 TAMAÑO DE GRANO

El tamaño de grano se midió mediante la técnica de intersección y de acuerdo a la norma ASTM E112 se presentan como un número ASTM, el cual se calcula por la Fórmula 3.3.

$$G = 10 - 6.6439 \log\left(\frac{D}{10}\right) \quad (3.3)$$

donde:

G = Número de tamaño de grano ASTM

D = diámetro de grano medio (μm)

La medición del tamaño se realizó para determinar la zona de grano grueso (ZGG), la zona de grano mixto (ZGM) y la zona de grano fino (ZGF) que se desarrollaron en el metal base afectado por el calor de las juntas soldadas.

En las graficas siguientes se presentan la evolución del tamaño de grano a lo largo de la zona térmicamente afectada, y el ancho de cada una de las zonas.

En la Figura 3.11, que presenta el tamaño de grano de la ZAT del perfil estructural de la junta símil, se tiene que la zona de grano grueso tiene un ancho de 1.035 mm y granos con números ASTM 8.8. El ancho de la zona de grano mixto es 2.07 mm, y presenta una distribución de granos con números ASTM de 8.8 a 10.4. En la zona de grano fino el tamaño de sus granos corresponde al número ASTM 10.4 y posee un ancho de 0.690 mm.

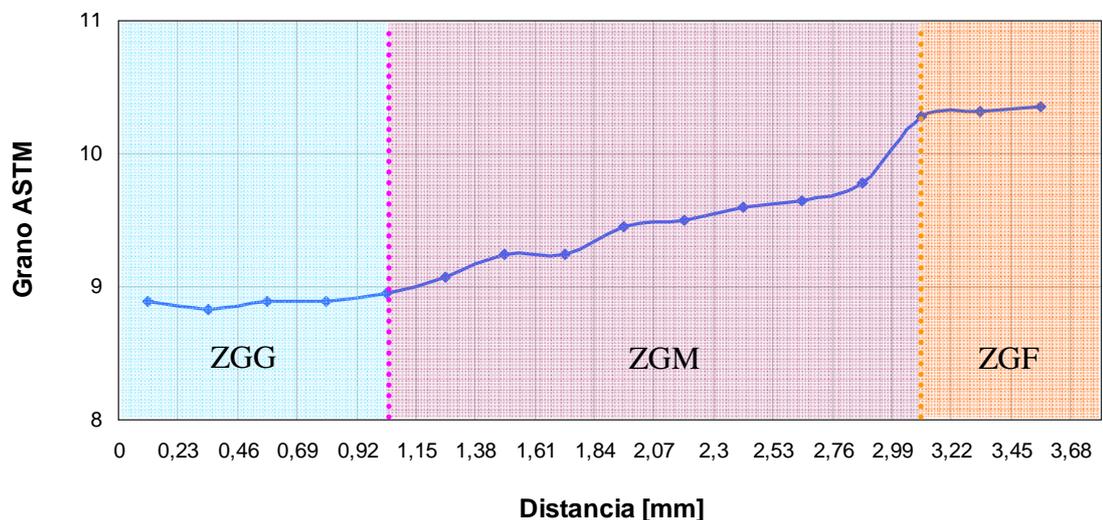


Figura 3.12 Tamaño de grano en la ZAT. Soldadura símil

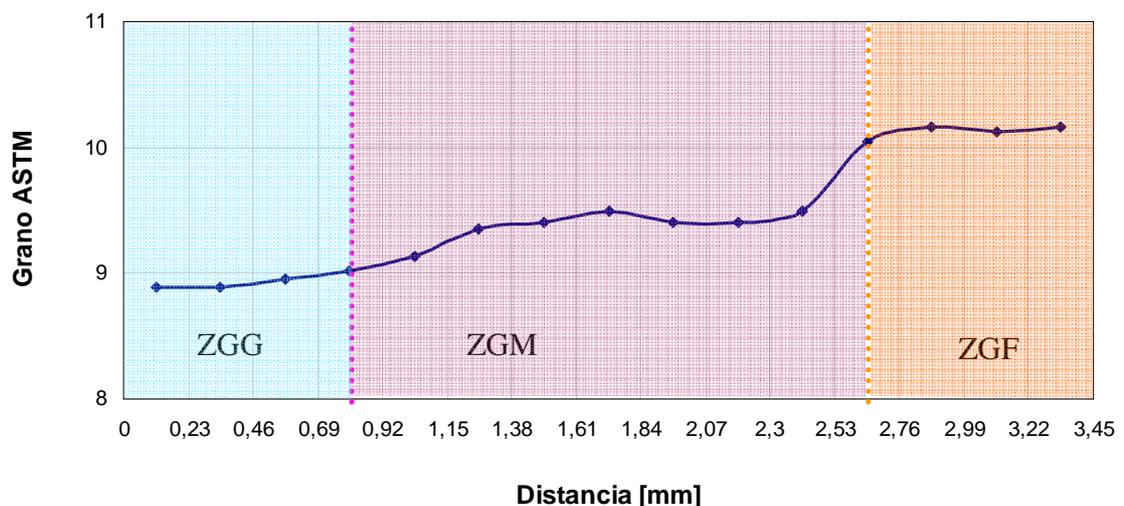


Figura 3.12 Tamaño de grano en la ZAT del perfil estructural. Soldadura disímil

En la soldadura disímil, para la ZAT que correspondiente a la varilla (Figura 3.13) los anchos de la ZGG, ZGM, ZGF son 0.575 mm, 1.380 mm y 1.610 mm respectivamente. La ZGG posee granos de número ASTM 5, la zona de grano mixto presenta una distribución de granos con números ASTM entre 5 y 8. El tamaño de los granos de la ZGF es ASTM 8.

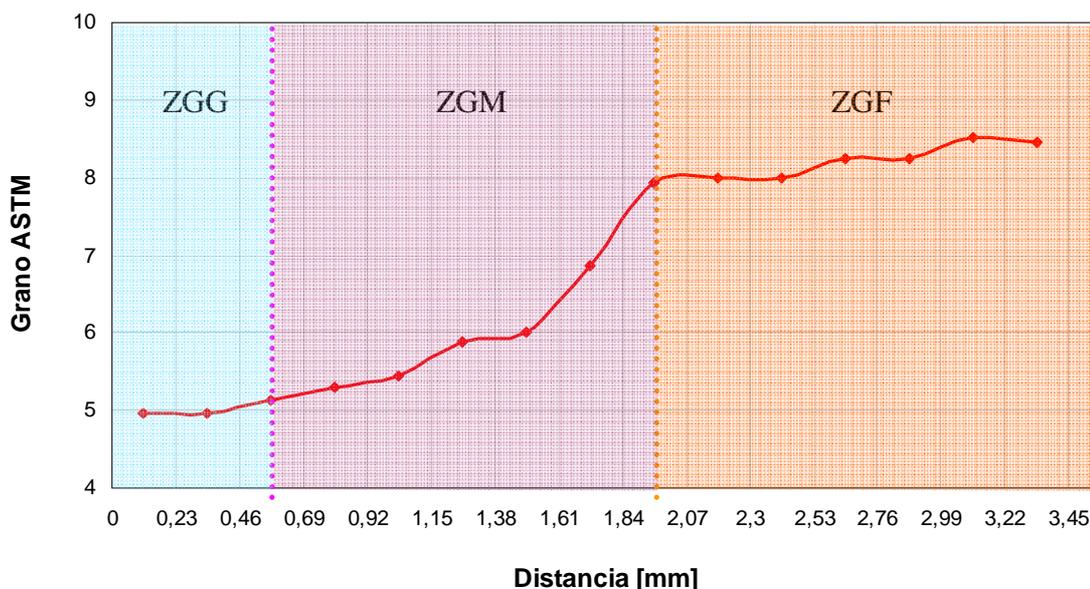


Figura 3.13 Evolución del tamaño de grano en la ZAT de la varilla. Soldadura disímil

3.5 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL

Para la caracterización microestructural se extrajeron muestras representativas de cada una de las juntas soldadas, las que fueron preparadas metalográficamente siguiendo el método de pulido mecánico convencional hasta alúmina de $0,3\ \mu\text{m}$, luego atacadas con nital al 2% (ácido nítrico y alcohol) durante 5 segundos y analizadas mediante microscopía óptica.

Para la evaluación de las microestructuras se tomaron fotografías de las zonas metalúrgicas formadas durante la soldadura, este estudio metalográfico se realizó por análisis computarizado de imagen.

El análisis metalográfico fue realizado en las diferentes zonas de la soldadura en muestras de cada una de las juntas soldadas. En la examinación se utilizó un microscopio óptico Olympus PME 100.

3.5.1 Evaluación de la microestructura de los materiales base

La Figura 3.14 (a) muestra la microestructura del perfil estructural, la cual está compuesta de granos de ferrita equiaxial y pequeñas regiones de perlita las cuales están presentes en los bordes del límites de grano y esquinas. El porcentaje de ferrita es de 16.97% y el de perlita 83.03%.

La Figura 3.14 (b) muestra la microestructura de la varilla, cuyos componentes estructurales corresponden a ferrita y perlita, cuyas cantidades relativas de fase corresponden a 60.56% y 39.44% respectivamente. La morfología de la ferrita es parcialmente equiaxial.

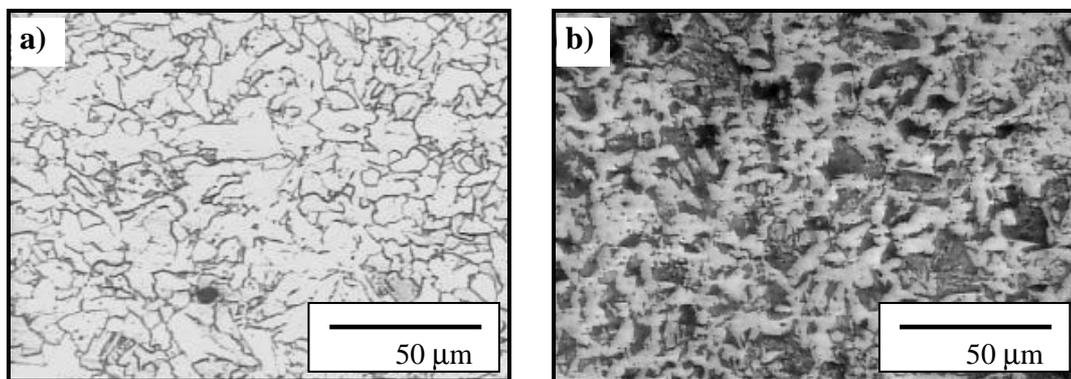


Figura 3.14 Microestructuras presentes en los metales base a) Perfil estructural: acero AISI 1010; b) Varilla con resaltes para hormigón armado: acero: AISI 1026.

3.5.2 Microestructuras de la zona térmicamente afectada de la soldadura símil

La examinación microestructural de la ZAT del metal base de las juntas símil y disímil muestran distintas regiones que varían notablemente debido al ciclo térmico local experimentado durante la soldadura (Figura 3.15).

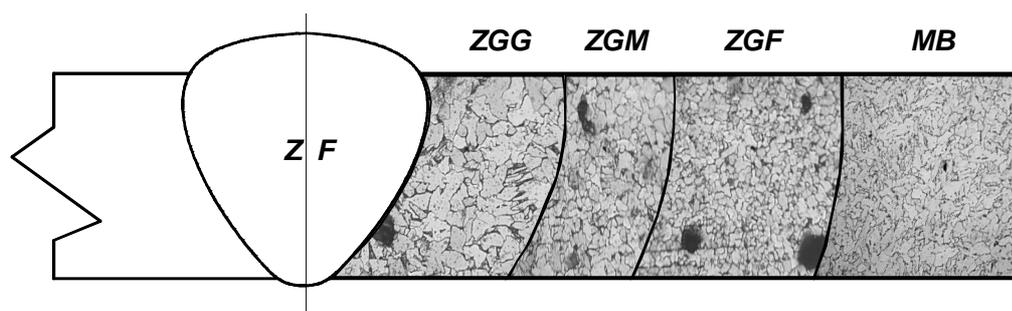


Figura 3.15 Zonas metalúrgica producidas durante la soldadura

Estas zonas son: la zona de grano grueso (ZGG) localizada junto a la línea de fusión y caracterizada por un gran tamaño de grano austenítico, la zona de grano mixto (ZGM) ubicada tras la ZGG en la cual existe una distribución de granos gruesos como finos, y de grano fino (ZGF) cuya granulación es similar a la del metal base.

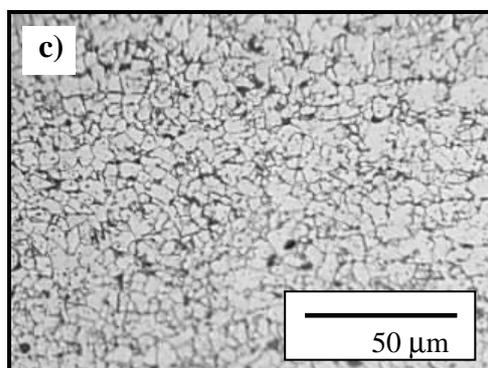
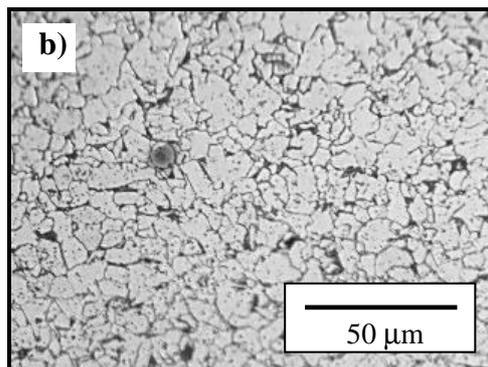
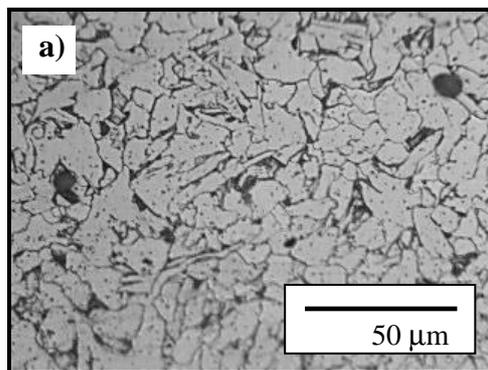


Figura 3.16 Micrografías de las diferentes zonas de la ZAT del perfil. Soldadura símil.
a) Zona de grano grueso: Ferrita (blanco) y Perlita (negro); b) Zona de grano mixto: ferrita (blanco) y perlita (negro); c) Zona de grano fino: ferrita (blanco) y perlita (negro).

La evolución microestructural en la zona térmicamente afectada en la soldadura símil identifica fases ferrito-perlíticas. La fase predominante es la ferrita de tipo equiaxial mientras la perlita se encuentra en pequeñas cantidades de forma intergranular.

La ZGG (Figura 3.16 a) está dominada predominantemente por granos de ferrita equiaxial de 15 μm de tamaño promedio.

A medida que aumenta la distancia desde la línea de fusión el tamaño de grano sufre una reducción y en la ZGM (Figura 3.16 b) se aprecia una distribución de granos gruesos y finos, con tamaños de 9 a 15 μm .

Finalmente la ZGF (Figura 3.16 c) presenta los granos de menor tamaño (9 μm).

3.5.3 Microestructuras de las zonas térmicamente afectadas de la soldadura disímil

En la junta disímil al tratarse de la unión de dos materiales bases diferentes, el análisis se lo realiza tanto en la zona térmicamente afectada del perfil y en la zona térmicamente afectada de la varilla.

La observación microestructural en la ZAT del perfil indica la presencia de estructuras similares a la ZAT del perfil de la junta símil, es decir ferrita y perlita, con predominio de la primera sobre la segunda. La morfología de los granos de ferrita es equiaxial y su tamaño de grano varía a medida que se aleja de la línea de fusión desde 14.5 μm en la ZGG a 9.5 μm en la ZGF (Figura 3.17).

En la ZAT de la varilla en la soldadura disímil se tiene que los granos de ZGG (Figura 3.18 a) son de tipo equiaxial con un diámetro promedio de 55 μm , se observa que estos granos contienen estructuras ferrito perlíticas. Las fases presentes son perlita, bainita, ferrita en el límite de grano (alotriomórfica), ferrita acicular, ferrita de Widmanstaetten entre otras.

En la ZGM (Figura 3.18 b) las estructuras formadas son perlita y ferritas en el límite de grano, ferrita Widmanstaetten en mayor cantidad que en la zona anterior, ferrita acicular y algo de ferrita alotriomórfica.

La ZGF (Figura 3.18 c) presenta granos equiaxiales de ferrita poligonal como la principal fase y perlita que nuclea intergranularmente entre los granos de ferrita.

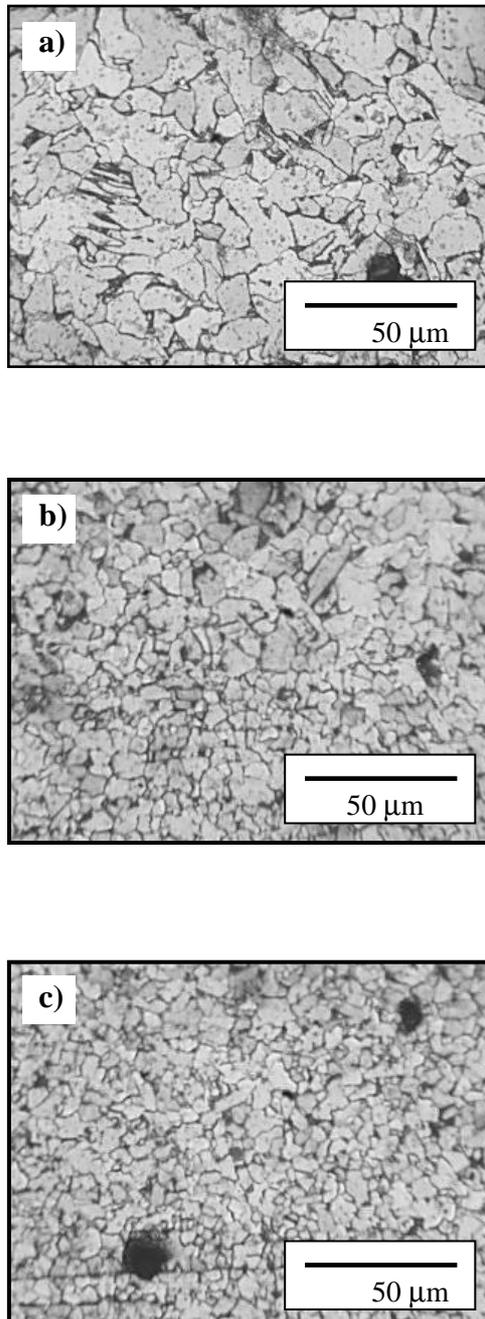


Figura 3.17 Micrografías de las diferentes zonas de la ZAT del perfil. Soldadura disímil.
a) Zona de grano grueso: ferrita (blanco) y perlita (negro); b) Zona de grano mixto: ferrita (blanco) y perlita (negro); C- Zona de grano fino: ferrita (blanco) y perlita (negro).

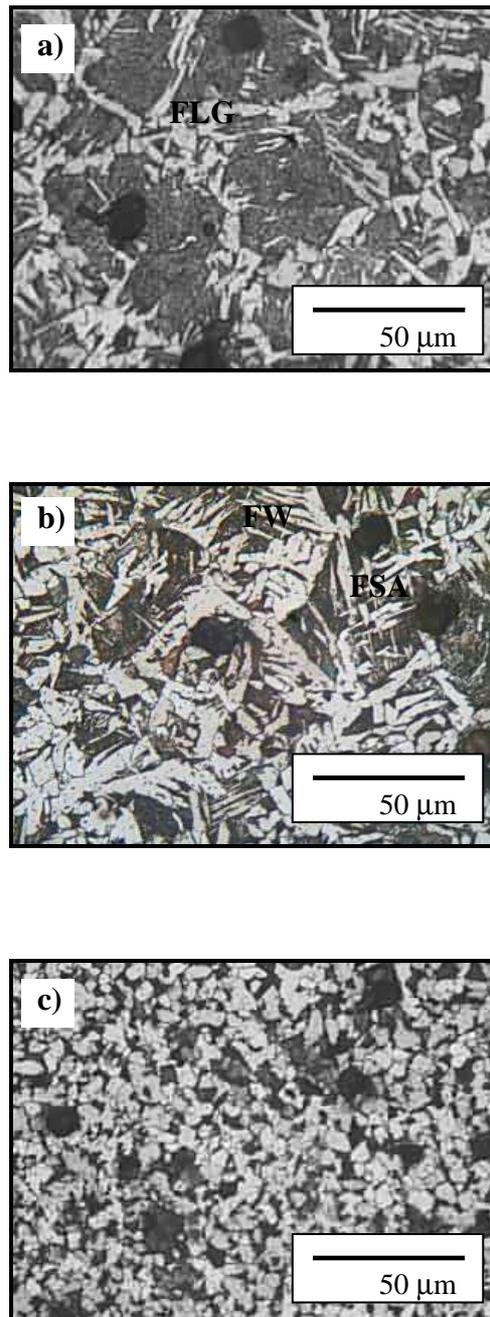


Figura 3.18 Micrografías de las diferentes zonas de la ZAT de la varilla. Soldadura disímil. a) Zona de grano grueso: ferrita de límite de grano (FLG) y ferrita de Widmanstaetten (FW); b) Zona de grano mixto: ferrita de límite de grano (FLG), ferritas de segundas fases alineadas (FSA); c) Zona de grano fino: ferrita (blanco) y perlita (negro).

3.6 MEDICION DE LA MICRODUREZA

Las medidas de dureza Vickers fueron tomadas en probetas extraídas transversales al eje de soldadura a intervalos regulares de 100 micrómetros a lo largo de una línea ubicada

a 1.5 mm bajo la superficie de soldadura, bajo una carga de incisión de 500 gramos por un tiempo de 12 segundos. La prueba se realizó de acuerdo a ASTM E 384.

Los resultados obtenidos en el ensayo se muestran a través de las graficas VH vs. Distancia (ubicación de la huella), tomados tanto para la junta tanto símil como disímil.

La Figura 3.19 muestra la variación de la dureza en la ZAT de la junta símil, en la que se observa el decrecimiento de la dureza a medida que aumenta la distancia desde la línea de fusión.

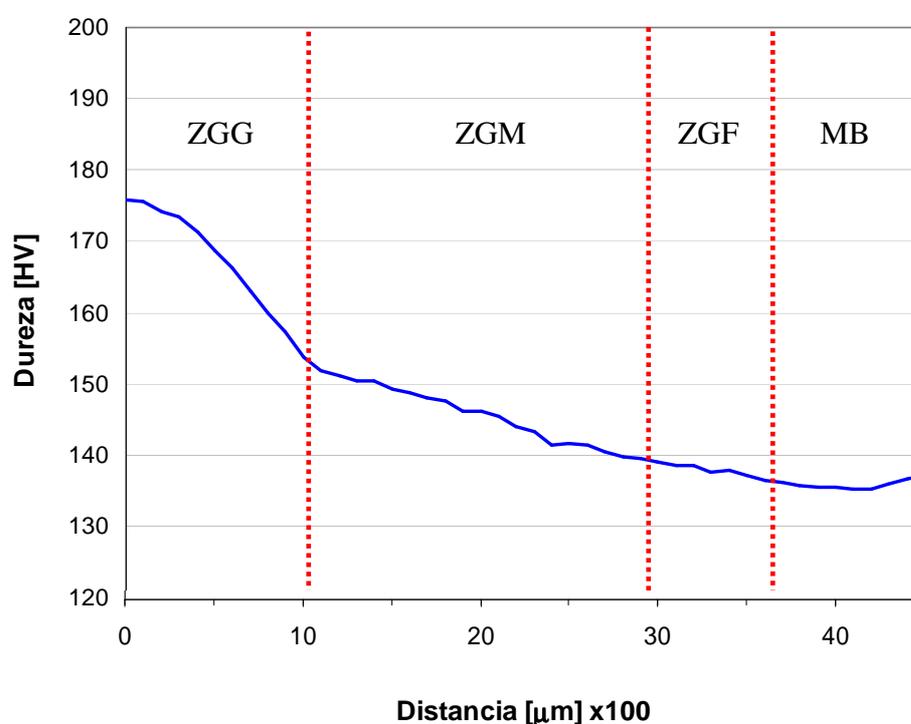


Figura 3.19 Barrido de durezas en la ZAT. Soldadura símil

En la ZGG se registra el pico de dureza, su valor es de 175 HV y se localiza en la misma la línea de fusión, desde este punto la dureza sufre una reducción importante de 23 HV llegando a 152 HV a 1.035 mm de la línea de fusión. En la ZGM la disminución de dureza es menos pronunciada que en la zona anterior, va de 152 a 139 HV a una distancia de 2.07 mm desde el inicio de la zona. La dureza de la región microestructuralmente refinada, va de 139 a 138 HV en una distancia de 0.69 mm, ésta dureza resulta ser prácticamente la del metal base (perfil) ubicado a 3.795 mm de la línea de fusión.

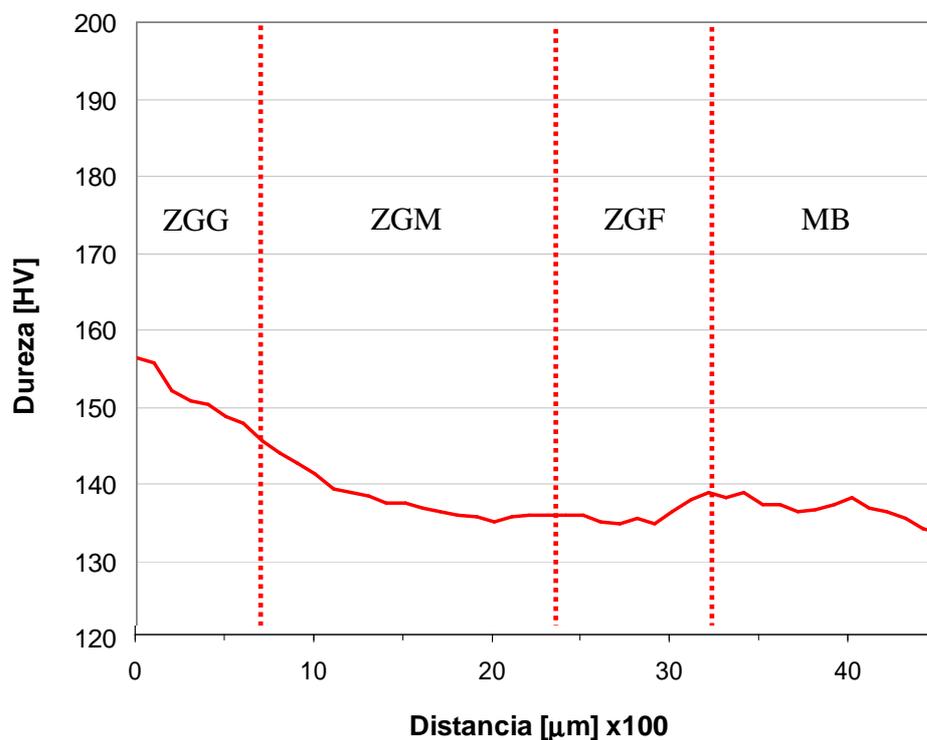


Figura 3.20 Barrido de durezas en la ZAT del perfil. Soldadura disímil

Las Figuras 3.20 y 3.21 presentan la dureza de las ZATs de la varilla como del perfil de la soldadura disímil.

La curva de dureza de la ZAT del perfil estructural (Figura 3.20) presenta un pico de dureza de 157 HV ubicado en la línea de fusión, desde ahí la dureza decrece con una pendiente apreciable llegando a 143 HV en el final de la zona localizado a 0.805 mm de la línea de fusión. En la ZGM la reducción de dureza es mas leve, va de 143 a 136 HV en un distancia de 1.840 mm y en la ZGF existe una leve elevación de la dureza hasta llegar al valor del metal base (138 HV) a 3.450 mm de la línea de referencia.

La Figura 3.21 presenta la distribución de dureza de la ZAT de la varilla. En la ZGG se nota una ligera elevación de la dureza. Su valor Vickers crece desde 181 hasta 184 HV, el cual resulta ser el pico de dureza y se ubica en la línea de fusión. En la ZGM se presenta una dureza promedio de 180 HV. En la zona de grano fino la dureza disminuye de 180 HV a 171 HV.

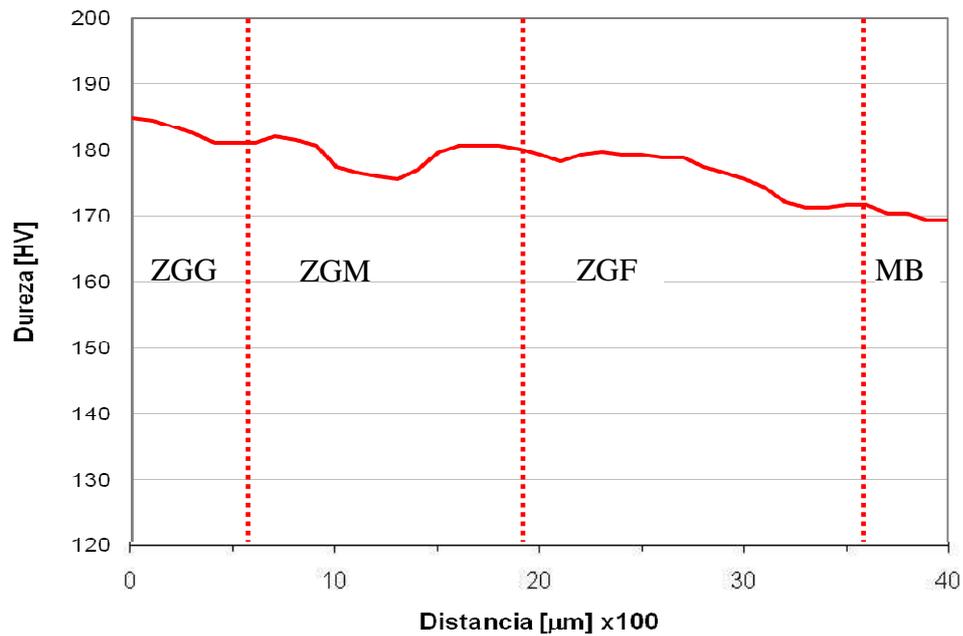


Figura 3.21 Barrido de durezas en la ZAT de la varilla. Soldadura disímil

3.7 CICLO TÉRMICO DE LA SOLDADURA

El ciclo térmico describe la variación de temperatura durante la soldadura en un punto ubicado dentro de la ZAT de la pieza de estudio. Su evaluación permite determinar parámetros importantes como las temperaturas máximas o picos, el tamaño de la zona afectada por el calor y, la velocidad de enfriamiento.

El ciclo térmico se analiza a través de la Ecuación 2.9 para placa gruesa cuando el flujo de calor es tridimensional o por la Ecuación 2.11 para placa delgada cuando el flujo de calor es bidimensional.

La diferencia entre placa gruesa y delgada se define por medio de la Ecuación 3.4. [47]

$$h^{\wedge} = \left[\frac{H_n}{2 \cdot \rho \cdot c_p} \left(\frac{1}{500 - T_o} + \frac{1}{800 - T_o} \right) \right]^{\frac{1}{2}} \quad (3.4)$$

donde:

h^{\wedge} = espesor relativo

$\rho \cdot C_p$ = Calor específico por volumen unitario ($J/m^3 \text{ } ^\circ C$)

T_o = Temperatura inicial ($^\circ C$)

H_n = Calor suministrado a la soldadura por unidad de longitud (J/m)

La energía transferida a la pieza es:

$$H_n = \frac{\eta \cdot V \cdot I}{v} \quad (3.5)$$

donde

V, voltaje = 28 V ₃

I, intensidad = 78 A ₄

v, velocidad de avance = 0.0048 mm/s ₅

η , eficiencia del arco o redimiendo térmico del proceso (adimensional) = 0.7 ₆ [2]

luego

$$H_n = 318500 \text{ J / m}$$

Tabla XXI. Propiedades de los aceros de bajo carbono. [52]

Propiedad	AISI 1010	AISI 1026	Unidad
Masa específica [ρ]	7870	7857	Kg/ m ³
Calor específico [C _p]	448	486	J/Kg °C
Conductividad térmica [K]	51.9	51.9	W/m °C
Calor específico volumétrico [ρ C _p]	3525760	3818502	J/m ³ °C
Difusividad térmica [α = K/ρ C _p]	1,47202 E-05	1,35917E-05	m ² /s

Reemplazando este valor junto con los valores de la Tabla XXI en la ecuación (2.16) el espesor relativo de la varilla es

3,4,5 Valores registrados durante el proceso de soldadura

6 Eficiencia de arco recomendado para el proceso de soldadura SMAW

$$h'_{1010} = \left[\frac{318500 \text{ J/m}}{2 \times 3525760 \text{ J/m}^3 \text{ } ^\circ\text{C}} \left(\frac{1}{(500-15)^\circ\text{C}} + \frac{1}{(800-15)^\circ\text{C}} \right) \right]^{\frac{1}{2}}$$

$$h'_{1010} = 0.012275 \text{ m} = 12.27 \text{ mm}$$

y del perfil estructural

$$h'_{1026} = \left[\frac{318500 \text{ J/m}}{2 \times 3818502 \text{ J/m}^3 \text{ } ^\circ\text{C}} \left(\frac{1}{(500-15)^\circ\text{C}} + \frac{1}{(800-15)^\circ\text{C}} \right) \right]^{\frac{1}{2}}$$

$$h'_{1026} = 0.011795 \text{ m} = 12.79 \text{ mm}$$

Puesto que el espesor del perfil así como el de la varilla son menores que sus respectivos espesores relativos, los ciclos térmicos se determinarán por medio de la ecuación para placa delgada (Ecuación 2.11).

Teniendo en cuenta que durante la soldadura las principales transformaciones ocurren entre las temperaturas de fusión y la temperatura eutéctica, el ancho teórico de la zona térmicamente afectada se calcula por la diferencia entre las distancias a las cuales se alcanzan dichas temperaturas. Estas distancias se calculan por la Ecuación 3.6. [53]

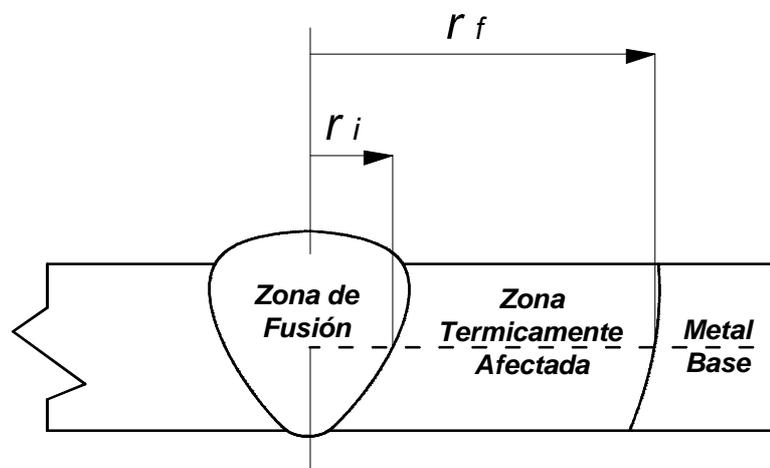


Figura 3.22 Diagrama esquemático que ilustra el inicio y final de la ZAT.

$$r = \left(\frac{2}{\pi \cdot e} \right)^{\frac{1}{2}} \frac{H_n}{2 \cdot h \cdot \rho \cdot c_p (T_p - T_o)} \quad (3.6)$$

donde

r = Distancia lateral de un punto de la ZAT en relación al eje de soldadura

T_p = temperatura pico del ciclo térmico (°C)

T_o = temperatura inicial (°C)

h = espesor de la placa (m) = 0.03 m

Entonces para el acero AISI 1010 cuyas temperaturas $T_{pi\ 7} = 1495\ ^\circ\text{C}$, $T_{pi\ 8} = 727\ ^\circ\text{C}$ y $T_o = 15\ ^\circ\text{C}$, el ancho de la zona térmicamente afectada es:

$$r_i = \left(\frac{2}{3.1416 \times 2.718281} \right)^{\frac{1}{2}} \frac{318500\ \text{J} / \text{m}}{2 \times 0.003\ \text{m} \times 3525760\ \text{J} / \text{m}^3 \cdot \text{C} \times (1495 - 15)\ ^\circ\text{C}}$$

$$r_i = 0,004923076\ \text{m} = 4.92\ \text{mm}$$

$$r_f = \left(\frac{2}{3.1416 \times 2.718281} \right)^{\frac{1}{2}} \frac{318500\ \text{J} / \text{m}}{2 \times 0.003\ \text{m} \times 3525760\ \text{J} / \text{m}^3 \cdot \text{C} \times (727 - 15)\ ^\circ\text{C}}$$

$$r_f = 0,010233359\ \text{m} = 10.23\ \text{mm}$$

$$\begin{aligned} \text{Ancho ZAT} &= r_f - r_i \\ &= (10.23 - 4.92)\ \text{mm} \\ &= 5.31\ \text{mm} \end{aligned}$$

De igual forma, el ancho de la ZAT para el acero AISI 1026, cuya $T_{pi} = 1468\ ^\circ\text{C}$ el ancho de la zona térmicamente afectada es:

$$r_i = \left(\frac{2}{3.1416 \times 2.718281} \right)^{\frac{1}{2}} \frac{318500 \text{ J/m}}{2 \times 0.003 \text{ m} \times 3818502 \text{ J/m}^3 \text{ }^\circ\text{C} \times (1468 - 15) \text{ }^\circ\text{C}}$$

$$r_i = 0,004630121 \text{ m} = 4.63 \text{ mm}$$

$$r_f = \left(\frac{2}{3.1416 \times 2.718281} \right)^{\frac{1}{2}} \frac{318500 \text{ J/m}}{2 \times 0.003 \text{ m} \times 3818502 \text{ J/m}^3 \text{ }^\circ\text{C} \times (727 - 15) \text{ }^\circ\text{C}}$$

$$r_f = 0,009448828 \text{ m} = 9.45 \text{ mm}$$

$$\begin{aligned} \text{Ancho ZAT} &= r_f - r_i \\ &= (9.45 - 4.63) \text{ mm} \\ &= 4.82 \text{ mm} \end{aligned}$$

3.7.1 Ciclo térmico para las principales transformación de fase

La forma de la transferencia de calor en las juntas soldadas estudiadas fue bidimensional por lo que las curvas del ciclo térmico al que es sometido cada punto del metal base se formaron a partir de la Ecuación 2.11. [54]

$$T = T_o + \frac{H_n}{h \cdot (4 \cdot \pi \cdot k \cdot \rho \cdot c_p \cdot t)^{\frac{1}{2}}} \exp \left[-\frac{r^2}{4 \cdot \alpha \cdot t} \right]$$

En las gráficas siguientes se muestran los ciclos térmicos del inicio y final de la ZAT (con los valores calculados), además las curvas donde ocurren las principales transformaciones de fase, a las que el acero es sometido durante el ciclo de calentamiento. Estas transformaciones de fase, de acuerdo al diagrama Fe-C, ocurren a las siguientes temperaturas:

Para el acero AISI 1010

T_1 , Temperatura de líquidus = 1527 °C

T_p , Temperatura de sólidus = 1495 °C

$T_{\delta-\gamma}$, Temperatura de transformación delta-gamma = 1472 °C

T_{A3} , Temperatura de transformación alpha-gamma = 848 °C

T_{A1} , Temperatura eutectoide = 727 °C

Y para el acero AISI 1026

T_l , Temperatura de líquidus = 1513 °C

T_p , Temperatura de sólidos = 1468 °C

T_{A3} , Temperatura de transformación alpha-gamma = 800 °C

T_{A1} , Temperatura eutectoide = 727 °C

Estas temperaturas deben considerarse referenciales debido a que durante la soldadura la velocidad de calentamiento es muy superior a las condiciones de equilibrio, por lo tanto habrá que esperar que las transformaciones ocurran a temperaturas superiores a las indicadas.

La Figura 3.23 muestra las curvas características del ciclo térmico de soldadura en una placa de acero AISI 1010 de 3 mm de espesor.

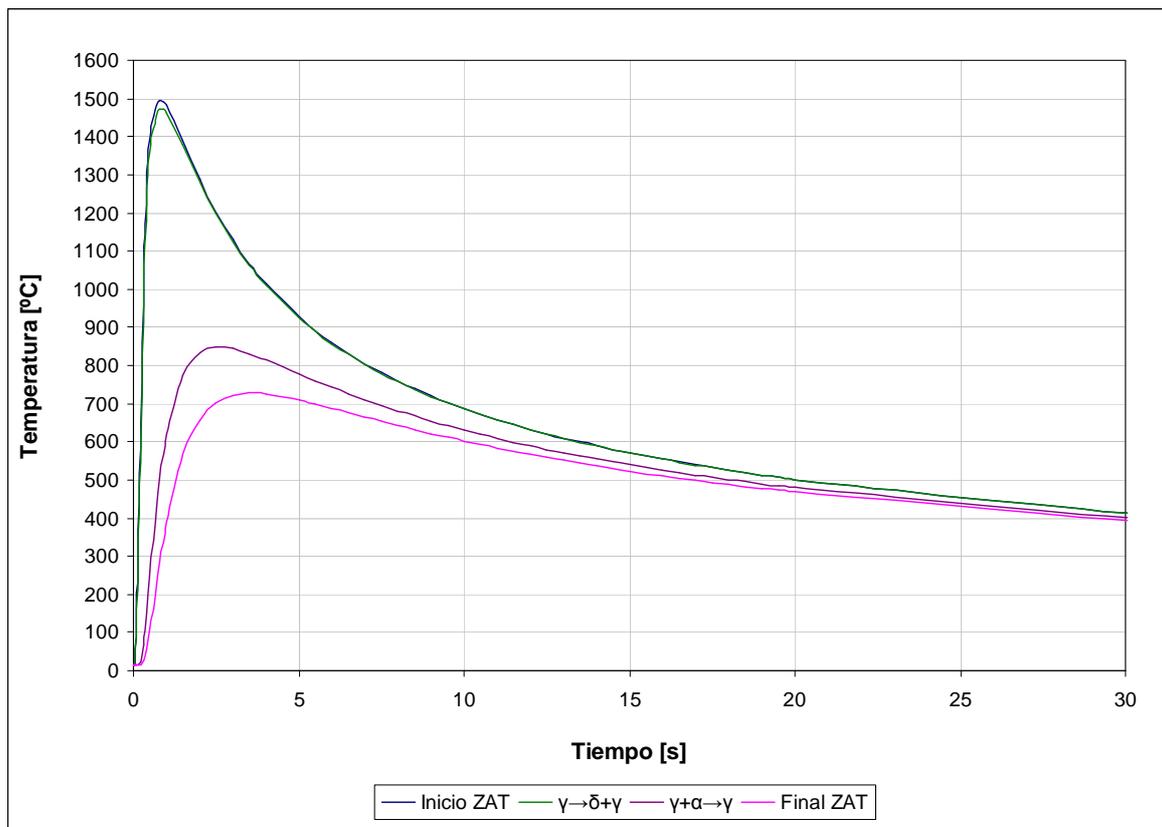


Figura 3.23 Ciclo térmico de la soldadura. Acero AISI 1010.

Se nota que en el inicio de la ZAT está a 4.923 mm desde el eje de la soldadura, alcanzando la temperatura de fusión de 1495 °C en 0.823s; el final de la ZAT se encuentra ubicada a 10.233 mm, su temperatura pico es T_{A1} (727 °C) que se logra en 3.557 s.

Los resultados para los puntos donde se producen las transformaciones de fases se presentan en la Tabla XXII:

Los valores de los tiempos a los cuales se alcanza las diferentes transformaciones de fase en el calentamiento se determinaron mediante un proceso iterativo, reemplazando los valores de r (distancia desde la fuente puntual), calculados para las diferentes temperaturas de transformación presentados anteriormente, en la Ecuación 2.11.

Tabla XXII. Transformaciones de fase. Acero AISI 1010

Transformación de fase durante el calentamiento	Temperatura (°C)	Distancia (mm)	Tiempo (s)
$\alpha \rightarrow \gamma$	727	10.233	3.557
$\gamma + \alpha \rightarrow \gamma$	848	5.001	2.598
$\gamma \rightarrow \gamma + \delta$	1472	3.5881	0.849

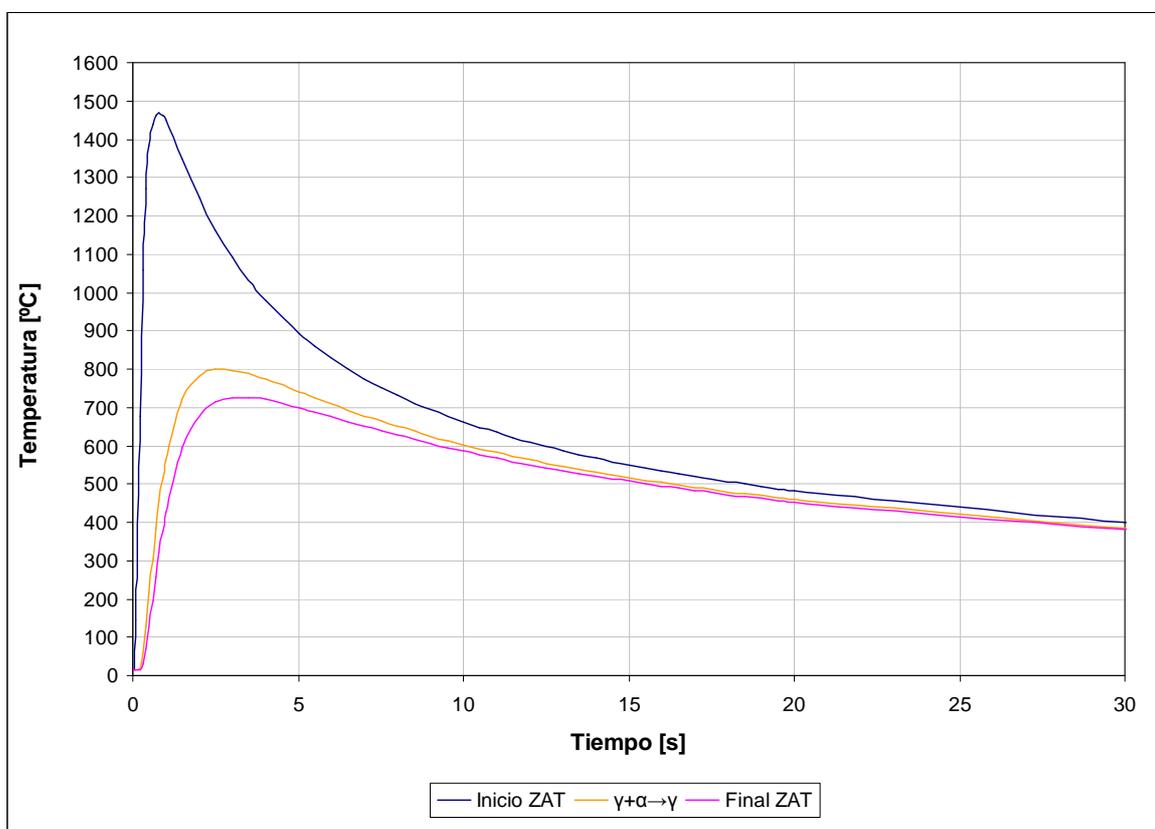


Figura 3.24 Ciclo térmico de la soldadura. Acero AISI 1026.

De manera similar la Figura 3.24 presenta el ciclo térmico de la soldadura en el acero AISI 1026 del cual se tiene que en el inicio de la ZAT se encuentra a 4.63 mm del eje de soldadura, alcanzando su temperatura de sólidos de 1468 °C en 0.787 s; el final de la ZAT se ubica a 9.449 mm, su temperatura pico A1 de 727 °C se alcanza en 3.283 segundos.

En los puntos de transformación de fase durante el calentamiento se tiene los siguientes resultados: (Tabla XXIII)

Tabla XXIII. Transformaciones de fase. Acero AISI 1026

Transformación de fase durante el calentamiento	Temperatura (°C)	Distancia (mm)	Tiempo (s)
$\alpha \rightarrow \gamma$	727	9.449	3.283
$\gamma + \alpha \rightarrow \gamma$	800	8.570	2.703
$\gamma \rightarrow \gamma + L$	1468	4.630	0.789

3.7.2 Evaluación del ciclo térmico de la ZAT de la soldadura símil

Con los valores medidos de las distancias de las diferentes zonas de la ZAT, obtenidos de las observaciones microestructurales, se determinó el ciclo térmico al que fue sometido el perfil y de esta forma se establecieron las temperaturas picos (temperatura máxima alcanzada) y las velocidades de enfriamiento de las diferentes zonas donde se produjeron las modificaciones del tamaño de grano.

De la Figura 3.25 se tiene que la zona de grano grueso se presenta entre temperaturas pico de 1495 °C y 1238 °C las que se alcanzan a 0.823 s y 1.175 s, respectivamente. La zona de grano mixto existe entre las temperaturas de 1238 °C y 923 °C alcanzadas en 1.175 s y 2.189 s respectivamente. La zona de grano fino existe entre las temperaturas de 923 °C y 851 °C alcanzadas en 2.189 s y 2.582 s, respectivamente.

La velocidad de enfriamiento se calculó por

$$V_{8-5} = \frac{\Delta T_{8-5}}{\Delta t_{8-5}} \quad (3.7)$$

donde

ΔT_{8-5} , Temperatura de enfriamiento entre 800 °C a 500 °C

Δt_{8-5} , Tiempo de enfriamiento desde 800 °C a 500 °C⁹

Las velocidades de enfriamiento para las diferentes zonas de la ZAT de los aceros base de la junta símil se presentan en la Tabla XXIV.

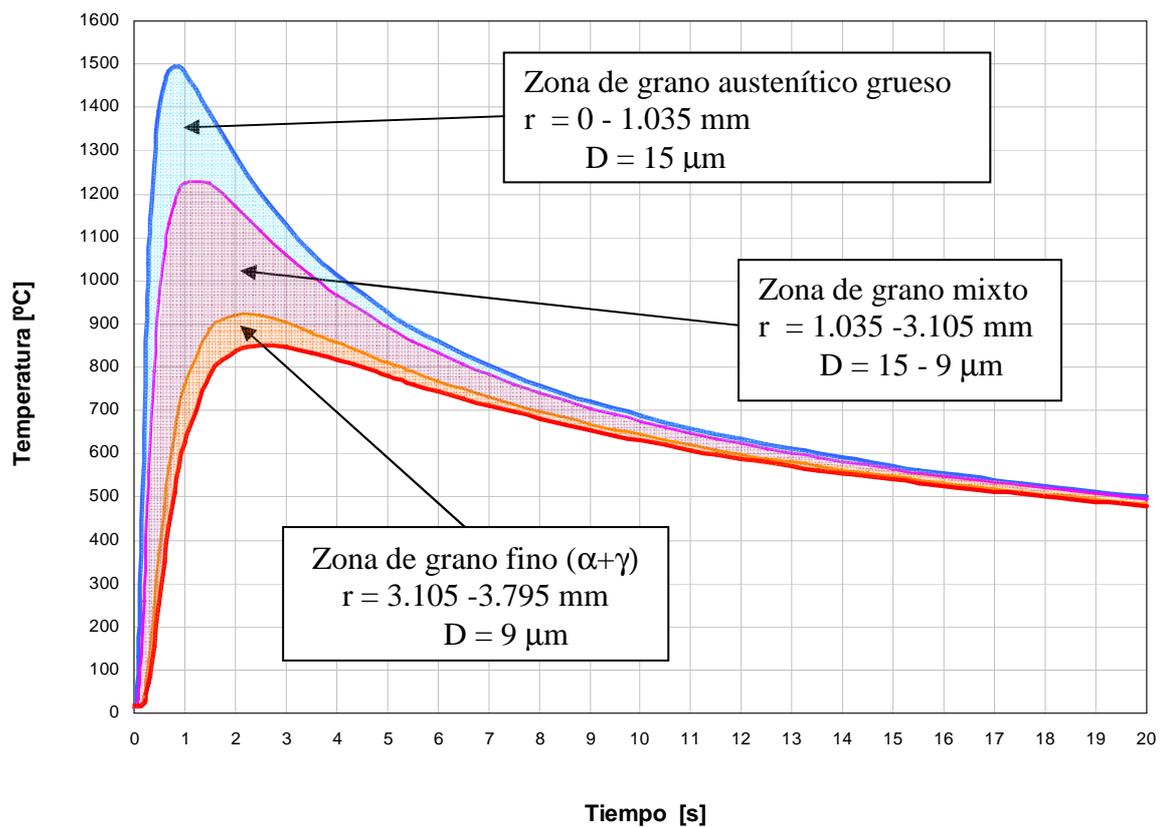


Figura 3.25 Ciclo térmico de la ZAT. Soldadura símil

⁹ En la soldadura de los aceros el tiempo de enfriamiento desde 800°C a 500°C, se denomina $\Delta t_{8/5}$, y es ampliamente aceptado como un índice adecuado para las condiciones térmicas bajo las cuales la transformación austenita-ferrita tiene lugar.

Tabla XXIV. Velocidades de enfriamiento (V_{8-5}), calculadas para las diferentes zonas de la ZAT. Soldadura símil

Zonas		Temperatura [°C]	Tiempo [s]	Δt_{8-5} [s]	V_{8-5} [° C/s]
ZGG	Inicio	800	7.081	12.917	23.225
		500	19.998		
	Final	800	6	12.963	23.143
		500	19.595		
ZGM	Inicio	800	6.632	12.963	23.143
		500	19.595		
	Final	800	5.236	13.278	22.594
		500	18.514		
ZGF	Inicio	800	5.236	13.278	22.594
		500	18.514		
	Final	800	4.457	13.606	22.049
		500	18.063		

3.7.3 Evaluación del ciclo térmico de las ZATs de la soldadura disímil

En el caso de la junta disímil se obtuvo los ciclos térmicos de cada uno de los materiales base tanto perfil como varilla.

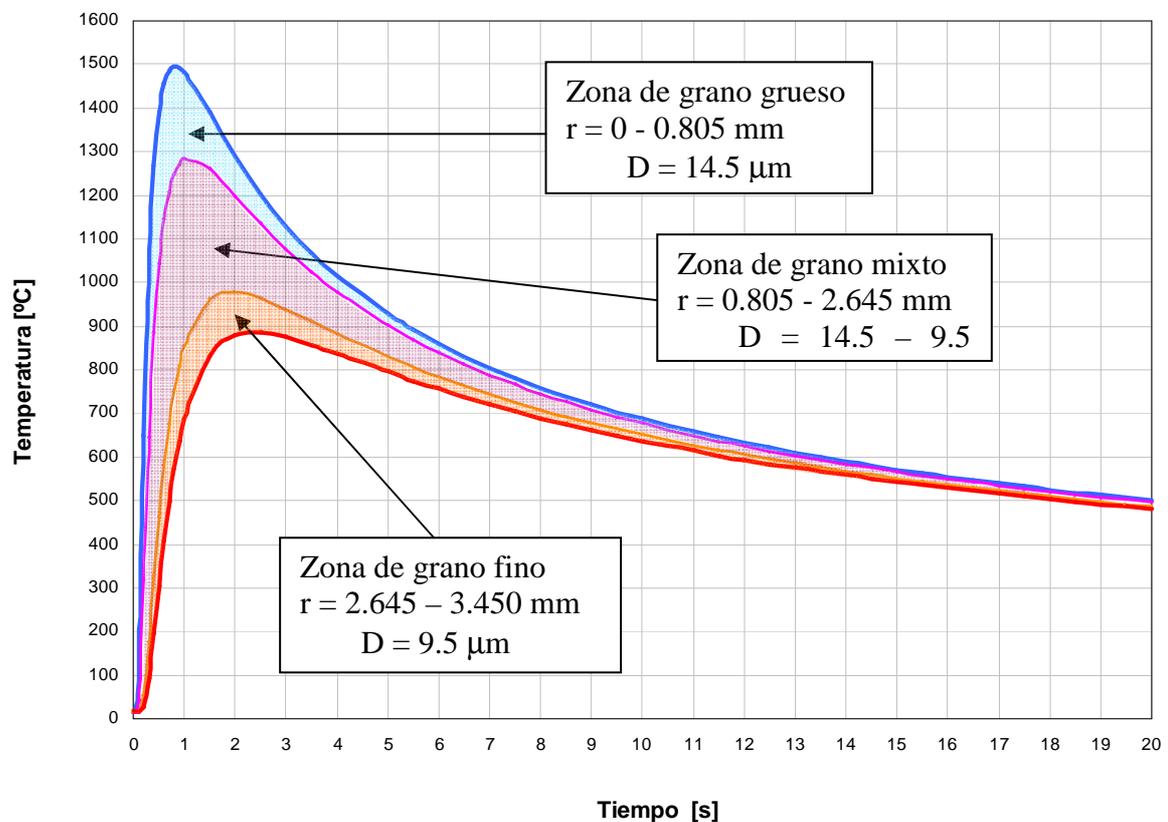


Figura 3.26 Ciclo térmico de la ZAT del perfil. Soldadura disímil.

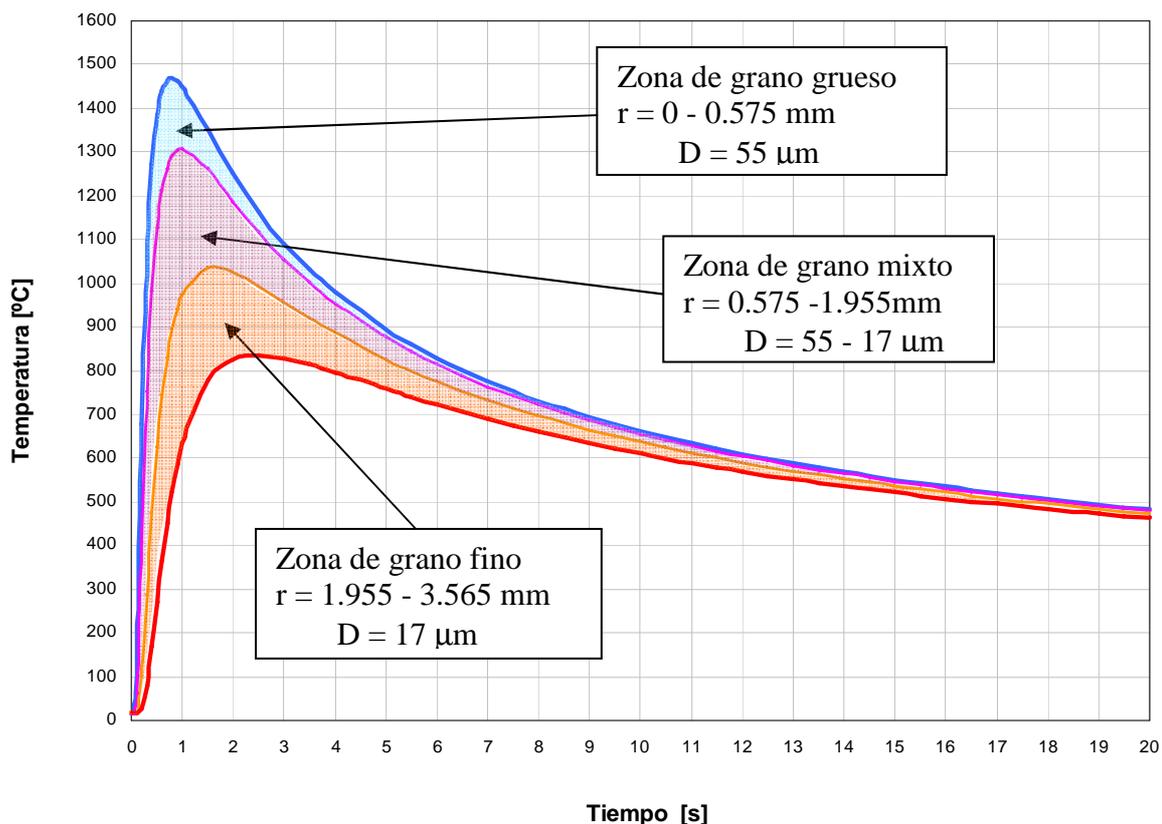


Figura 3.27 Ciclo térmico de la ZAT de la varilla. Soldadura disímil.

De la Figura 3.26 para la ZAT del perfil se tiene que en la zona de grano grueso se presenta entre temperaturas pico de 1495 °C y 1287 °C las que se alcanza a 0.823 s y 1.114 s, respectivamente. La zona de grano mixto existe entre las temperaturas de 1287 °C y 978 °C alcanzadas en 1.114 s y 1.945 s, respectivamente. Finalmente la zona de grano fino se forma entre 978 °C y 885 °C, temperaturas que se alcanzan a 1.945 s y 2.381 s respectivamente.

La Figura 3.27 para la ZAT de la varilla muestra que la zona de grano grueso se forma entre temperaturas pico de 1468 °C y 1307 °C alcanzadas en 0.789 s y 0.997 s, respectivamente. La zona de grano mixto entre temperaturas de 1307 °C y 1037 °C a 0.997 y 1.591 s, respectivamente y la zona de grano fino que se da entra 1037 °C y 836 °C, obtenidas a 1.591s y 2.480 s, respectivamente.

Las velocidades de enfriamiento en el perfil y la varilla de la junta se resumen en la Tabla XXV.

Tabla XXV. Velocidades de enfriamiento (V_{8-5}) calculadas para las diferentes zonas de las ZATs. Soldadura disímil

Zonas		Temperatura [°C]	Perfil (AISI 1010)			Varilla (AISI 1026)		
			Tiempo [s]	Δt_{8-5} [s]	V_{8-5} [° C/s]	Tiempo [s]	Δt_{8-5} [s]	V_{8-5} [° C/s]
ZGG	Inicio	800	7.081	12.917	23.225	6.506	11.929	25.149
		500	19.998			18.435		
	Final	800	6.743	12.949	23.168	6.264	11.952	25.100
		500	19.692			18.216		
ZGM	Inicio	800	6.743	12.949	23.168	6.264	11.952	25.100
		500	19.692			18.216		
	Final	800	5.630	13.156	22.803	5.494	12.077	24.841
		500	18.786			17.571		
ZGF	Inicio	800	5.630	13.156	22.803	5.494	12.077	24.841
		500	18.786			17.571		
	Final	800	4.886	13.409	22.373	3.895	12.681	23.657
		500	18.295			16.575		

3.8 CURVAS DE ENFRIAMIENTO

Uno de los factores principales que influyen en el desarrollo microestructural durante el enfriamiento hasta la temperatura ambiente del metal de soldadura es el ciclo térmico de la soldadura y su influencia sobre el engrosamiento microestructural y los productos de transformación a través de la velocidad de enfriamiento.

Por tanto, la velocidad de enfriamiento conjuntamente con los diagramas *CCT* o *TTT*, de acuerdo al caso de aplicación ayuda a predecir el desarrollo microestructural del metal de soldadura para una dada composición química del metal de soldadura e historia térmica.

Las curvas de enfriamiento se obtuvieron transformando el eje de tiempo de las curvas del ciclo térmico a escala logarítmica, y se presentan en las Figuras 3.28, 3.29, 3.30.

Sin embargo, es complicado poder combinar todos los factores que influyen en el desarrollo microestructural del metal de soldadura en un solo diagrama, por lo que el alcance de estos diagramas es limitado pero útil a fin de mostrar la tendencia de las curvas cinéticas *C* a moverse en tiempos o temperaturas, o cambios de forma y tamaño de los distintos campos, que puedan explicar la evolución microestructural observada.

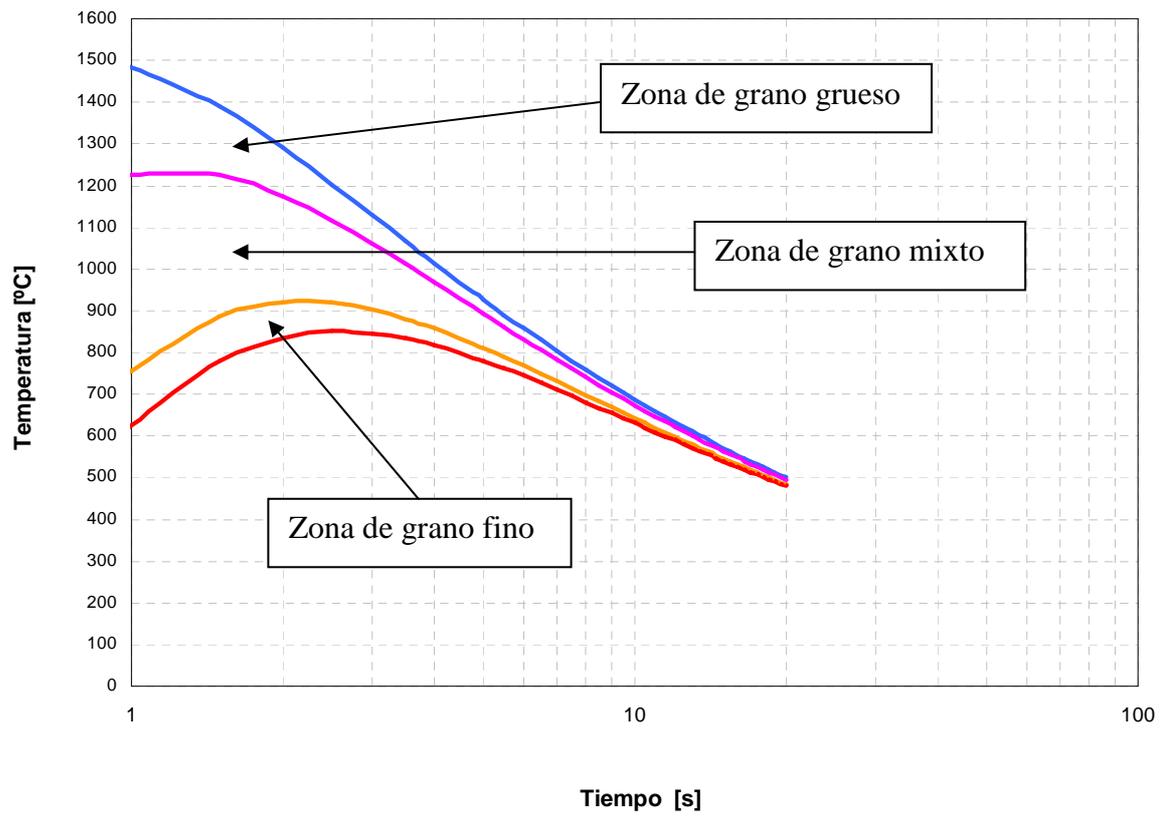


Figura 3.28 Curvas de la velocidad de enfriamiento de la ZAT. Soldadura símil.

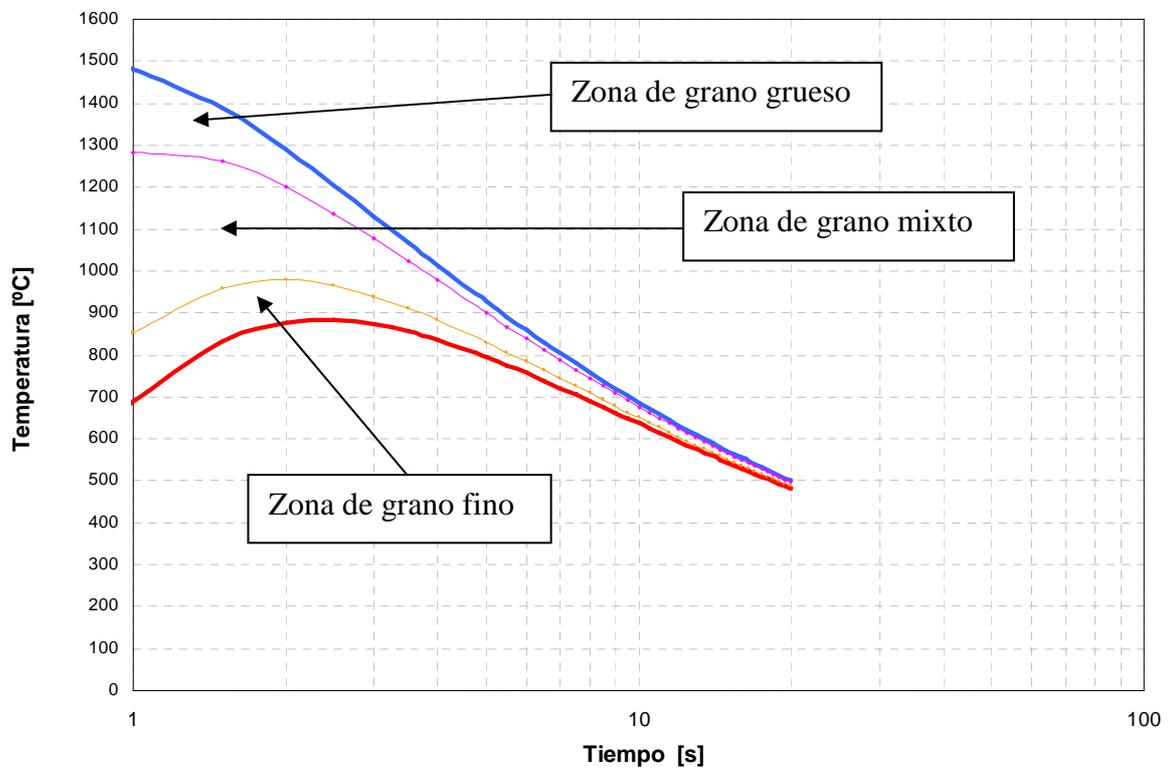


Figura 3.29 Curvas de la velocidad de enfriamiento de la ZAT del perfil. Soldadura disímil.

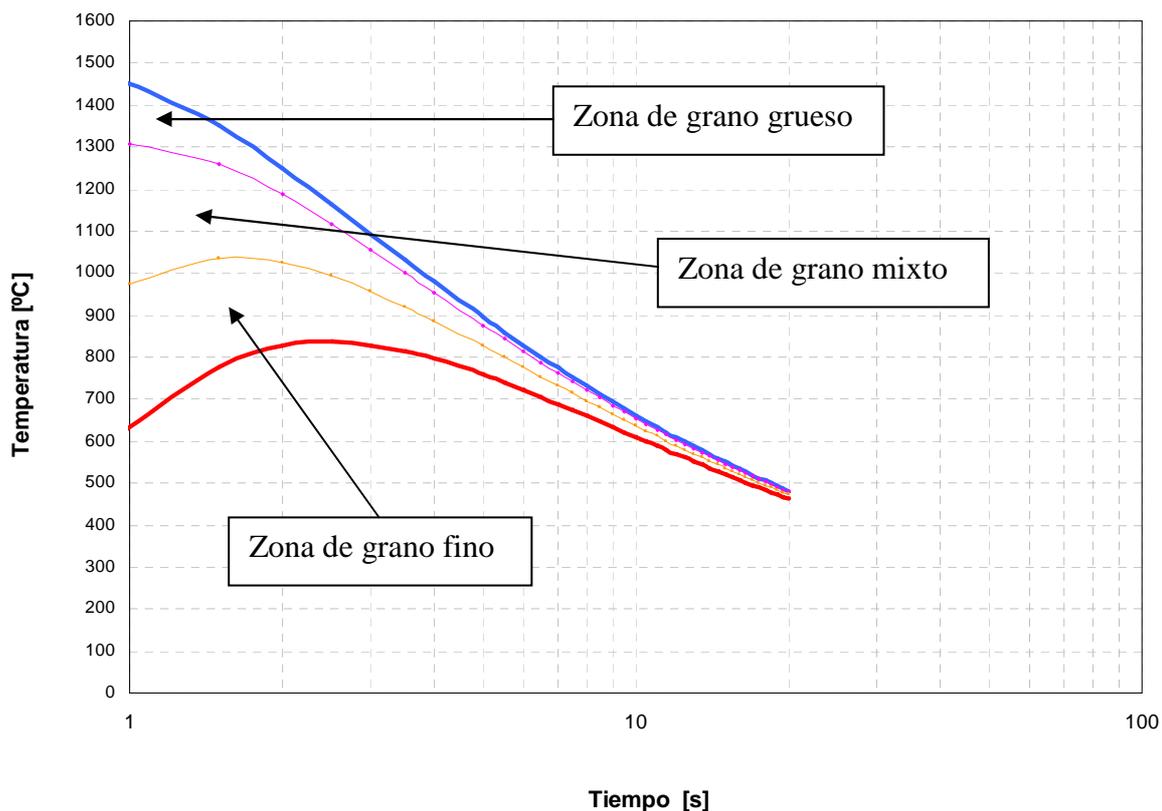


Figura 3.30 Curvas de la velocidad de enfriamiento de la ZAT de la varilla. Soldadura disímil.

A continuación se presenta una recopilación de los resultados obtenidos del análisis de los materiales base (Tabla XXVI), de las pruebas mecánicas de las juntas con y sin insertos de varilla con resaltes para hormigón armado (Tabla XXVII) y del análisis microestructural y de la evaluación del ciclo térmico de la soldadura símil y disímil (Tabla XXVIII).

Tabla XXVI. Materiales utilizados en las soldaduras

Material	Se reporta según fabricante	Microestructuralmente corresponde
Perfil estructural	ASTM A570	AISI 1010
Varilla con resalte para hormigón armado	ASTM A706	AISI 1026

Tabla XXVII. Pruebas mecánicas realizadas a las juntas soldadas

Ensayo de Tensión en sección reducida					
Tipo de Junta	Fluencia	Resistencia a la tracción	Porcentaje de alargamiento	Ubicación de la fractura	Tipo de fractura
	kgf/cm ²	kgf/cm ²	%		
Símil	34 77	4635	18	ZAT	Parcial de taza y cono
Disímil	44 02	4517	7	ZAT	Horizontal
Ensayo de doblado guiado					
Tipo de junta	Probeta	Zona de ubicación de la falla	Observaciones		
Símil	S1		Sin presencia de grietas		
	S2		Sin presencia de grietas		
Disímil	D1	ZAT	Fisuras > 3mm		
	D2	ZAT	Fisuras > 3mm en múltiples regiones		
Ensayo de impacto					
Muestra	Localización		Energía Absorbida (J)		
Soldadura Símil	ZAT		20.25		
	ZF		20.9		
Soldadura Disímil	ZAT		11.05		
	ZF		20.4		
Perfil			21.1		

Tabla XXVIII Datos obtenidos de las observaciones microestructurales y de la evaluación del ciclo térmico

		Distancia al eje de soldadura	Ancho de la zona	Velocidad de enfriamiento	Dureza	Diámetro de grano	Tamaño de grano	Temperatura. pico	Tiempo de la Tp.
		(mm)	(mm)	(°C/s)	(HV)	(mm)	Nº ASTM	(°C)	(s)
SÍMIL									
Zonas									
ZGG	Inicio	0	1.035	23.225	175	15	8.8	1495	0.823
	Final	1.035		23.143	152			1238	1.175
ZGM	Inicio	1.035	2.07	23.143	152	12	9.5	1238	1.175
	Final	3.105		22.594	139			923	2.189
ZGF	Inicio	3.105	0.69	22.594	139	9	10.4	923	2.189
	Final	3.795		22.049	138			851	2.582
DISÍMIL									
Zonas									
ZGG	Inicio	0	0.575	25.149	183	55	5	1468	0.789
	Final	0.575		25.100	184			1307	0.997
ZGM	Inicio	0.575	1.38	25.100	184	36	6.3	1307	0.997
	Final	1.955		24.841	178			1037	1.591
ZGF	Inicio	1.955	1.61	24.841	180	17	8	1037	1.591
	Final	3.565		23.657	180			836	2.480

CAPÍTULO IV

4. ANÁLISIS DE RESULTADOS

3.3 CALIFICACIÓN DE LAS SOLDADURAS

3.3.1 Ensayos de calificación

En la examinación visual de la junta símil se apreciaron cráteres en los extremos del cordón de soldadura, pero estos no representaron problema ya que se hallaron en las zonas de descarte de las placas soldadas. En el resto de la placa se observó un cordón de soldadura uniforme y con buenas características que cumplió los requerimientos visuales exigidos por 4.8.1 del AWS D1.1 de esta manera la inspección visual fue aprobada satisfactoriamente. El ensayo de tintas penetrantes no reveló defectos que pudieran comprometer la junta soldada y los ensayos mecánicos practicados a esta junta mostraron propiedades mecánicas adecuadas.

Debido a que el WPS aprobó todos los ensayos de calificación, la junta soldada símil califica bajo los requerimientos de la AWS D1.1.

La junta símil como se elaboró, cumplió con los detalles de una junta de penetración completa precalificada bajo la configuración de una junta a tope y de soldadura de bisel recto. Además, los parámetros de soldadura como el amperaje e indirectamente el voltaje fueron determinados de acuerdo al tipo y diámetro del electrodo recomendado por la norma para la soldadura del acero del perfil.

De lo mencionado anteriormente la junta no necesitaba calificación, pero dado que el acero A 570 es considerado un material precalificado en las ediciones anteriores de AWS D1.1 y en la edición 2004 no se lo considera como tal, fue necesario aplicar el procedimiento de calificación según lo establecido por la norma. AWS D1.1 2004 para garantizar la calidad de la junta soldada.

La junta disímil tal como se la elaboró no cumplía los parámetros de una junta soldada precalificada como son: la geometría de la junta, materiales base y la combinación de los mismos. Tómese en que el acero A 706 no se considera como un material estructural

precalificado ya que es usado principalmente como refuerzo en estructuras de hormigón armado, y la soldabilidad de este no es parte de las especificaciones de AWS D1.1.

Por lo expuesto arriba fue necesario aplicar el proceso de calificación del WPS de la junta soldada disímil practicándose ensayos visuales, no destructivos y pruebas mecánicas, siguiendo los lineamientos del capítulo 4 de AWS D1.1.

Visualmente, aunque la soldadura disímil fue pareja con el metal base, el refuerzo de la soldadura se encontró dentro de los límites permitidos y no se encontraron fisuras evidentes, fusión incompleta o penetración inadecuada de la junta, la presencia de mordeduras de borde cuyas dimensiones fueron mayores a las permitidas por la norma, no permitió que la inspección visual de la soldadura disímil sea aprobada.

La examinación no destructiva por tintas penetrantes además de mordeduras de borde mostró fisuras en varios lugares de la placa soldada. El proceso de calificación de la soldadura disímil se completó con los ensayos mecánicos, practicados en probetas extraídas de las zonas libres de defectos de la placa soldada, los cuales mostraron deficiente ductilidad.

Debido a que los ensayos: visual, no destructivos y mecánicos, no proporcionaron resultados conformes a los criterios de aceptación del código de soldadura, el WPS de la junta con soldadura disímil no puede ser calificada bajo las especificaciones de AWS D1.1.

Las mordeduras de borde encontrados en la placa de la soldadura disímil están relacionadas con la inadecuada técnica de soldadura. Otra causa es que las condiciones de soldadura como el ángulo del electrodo, la velocidad de avance, corriente de soldadura, etc., resultaron inadecuadas para la soldadura de estos materiales disímiles. Tómese en cuenta que la soldadura disímil se realizó con los mismos electrodos y parámetros de soldadura de la junta símil con el objeto de establecer las diferencias entre estos dos tipos de juntas.

Las fisuras en cambio son producidas por la formación de fases de baja ductilidad como bainita, ferrita de Widmanstaetten, ferrita alotriomórfica y ferrita en placas.

Es importante mencionar que en la calificación de soldaduras distintas de aquellas especificadas en la norma AWS D1.1, para una aplicación particular, se pueden usar otros criterios de aceptación, siempre y cuando se encuentren adecuadamente documentados por

el proponente y aprobado por el ingeniero responsable. Estos criterios de aceptación pueden estar basados en la evidencia experimental de una práctica anterior o un análisis crítico de ingeniería (considerando el tipo de material, efectos de la carga de servicio y factores ambientales) aplicando técnicas de evaluación reconocidas.

4.1.2 Propiedades mecánicas

Como es conocido el proceso de soldadura afecta las propiedades metalúrgicas y por lo tanto las propiedades mecánicas de las juntas soldadas, esto se analiza a continuación:

Del análisis comparativo de las propiedades mecánicas de tensión se tiene que la junta símil, muestra un incremento de 15.1% en la resistencia a la fluencia (F_y) y 18.2% en la resistencia máxima (F_u) en relación a las propiedades de tracción del perfil estructural que fueron 2950 kg/cm^2 y 3790.8 kg/cm^2 respectivamente. En este sentido esta junta cumple con el criterio de aceptación para el ensayo de tracción de una probeta de soldadura en sección reducida, el cual establece que la resistencia a la fluencia debe ser mayor o igual que el valor mínimo especificado correspondiente al metal base que para este tipo de acero es de 2400 Kg/cm^2 .

En la junta disímil la resistencia a la fluencia fue 4402 kg/cm^2 y el de la resistencia máxima de 4517 kg/cm^2 , es decir la resistencia a la fluencia se incrementó en un 21% y la resistencia máxima es comparable a la de la junta símil. Como se nota los resultados de la prueba de tensión de esta junta son superiores a los valores mínimos, del perfil estructural, requeridos para la aprobación de la junta en cuanto a la resistencia mecánica. En este sentido esta propiedad no causa ninguna preocupación concerniente al efecto de la soldadura en la resistencia de esta junta.

Los valores reportados del ensayo de tensión en esta junta, además, superan a las tensiones admisibles recomendadas por la AISC para miembros estructurales sujetos a tensión axial que de acuerdo al método de diseño por tensiones admisibles (ASD) no debe exceder $0.6 F_y$.

El porcentaje de alargamiento de la junta símil disminuyó 8.2 %, respecto a la porcentaje de alargamiento del perfil estructural que fue 26.2 %. El alargamiento de la junta disímil registró una reducción del 11% en comparación al de la junta símil.

Los resultados de alargamiento muestran que la soldadura afectó las propiedades de ductilidad de las juntas soldadas, en especial en la junta disímil cuyo porcentaje de alargamiento es apenas del 7%. Este valor es un indicativo de que la junta realizada con soldadura disímil puede comprometer su rendimiento en el servicio al que se va a destinar, especialmente si la unión es sometida a cargas cíclicas.

La fractura en la probeta de tracción de la junta símil fue dúctil, presentó la forma de copa y cono con una considerable reducción del área de rotura (ZAT). Esto da la idea del proceso de soldadura no afectó significativamente la capacidad plástica de la zona de soldadura y la zona adyacente.

La fractura en la probeta de tracción de junta disímil fue frágil, es decir perpendicular a dirección de tracción y con poca deformación y sin una notable reducción de área en la región de la fractura. Este modo de fractura sugiere que la soldadura disímil ha desarrollado zonas frágiles las cuales pueden comprometer la seguridad de la junta ya que esta fractura se produce sin previo aviso

La fractura de la junta disímil ocurrió en la ZAT de la varilla lo cual es comprensible ya que este acero, por su contenido de carbono (0.26 %) y de manganeso, tiene mayor capacidad de endurecimiento que el perfil estructural y por lo tanto puede formar estructuras de carácter frágil.

En lo relativo la prueba de doblado guiado, las probetas de la junta símil se deformaron totalmente hasta alcanzar la forma de U sin presentar defectos dentro de la porción plegada, de esta forma la junta soldada símil se considera segura y califica bajo requerimientos de AWS D1.1. Además el doblado total de la probeta muestra que la junta tiene alta capacidad plástica.

En tanto que las probetas de la prueba de doblado guiado de la junta disímil presentaron fisuras antes de llegar al ángulo de doblado de 180°, y una vez alcanzado este ángulo en la superficie convexa se detectaron fisuras mayores de 3 mm, por lo tanto no cumple con los criterios de aceptación recomendados por el estándar para esta prueba.

Los fisuras se encontraron en la ZAT de la varilla lo que indica que esta es la zona más conflictiva de la junta disímil, lo cual se había previsto durante el análisis metalográfico en el que se observó la presencia de fases de como bainita, ferrita de límite de grano, ferrita de Widmanstaetten, además del importante crecimiento del tamaño de grano principalmente en la zona de grano grueso de la ZAT.

Si bien el ensayo Charpy no es obligatorio para la calificación de los WPS de las soldaduras de todos modos se lo realizó para conocer la cantidad de energía absorbida durante la fractura de las juntas soldadas.

La energía de impacto Charpy de la zona de fusión de la soldadura símil fue de 20.9 J y en la disímil de 20.4 J. En condiciones de temperatura normal (15 °C) resultaron ser superiores a los mínimos establecidos en la sección 9.1.2 del AWS A5.1-81 (Specification for covered carbon steel arc welding electrodes) cuyo valor mínimo de energía de impacto es 27 J a -29 °C, lo que indica que estas zonas no son las mas criticas de las juntas soldadas.

En las ZAT de la junta símil y disímil la disminución de energía de impacto en relación al de sus respectivas zonas de fusión fue de 9.7 % y 54%.

Respecto al valor de la energía de impacto del perfil estructural (21.1 J), el cual es el valor referencial, la ZAT de la junta símil presentó una reducción de 4.03% y la ZAT de la junta disímil una disminución del 47.63 %.

Los valores reportados dan la idea que las zonas afectadas por el calor son las regiones de las soldaduras con menos capacidad de soportar sobrecargas de esfuerzo.

La reducción de tenacidad en la ZAT de la junta símil está más bien relacionada con el crecimiento de grano. En tanto que en la ZAT de la varilla de la junta disímil la reducción de la resistencia al impacto, se debe a la presencia de estructuras como bainita, ferrita en el límite de grano, ferrita de Widmanstaetten, ferrita de placas y al importante crecimiento de grano.

La reducción de tenacidad de la ZAT de la varilla respecto a la ZAT de la junta símil está relacionado con el contenido de carbono en la composición química de la varilla tal como lo reporta el trabajo de K. E. Dorsch y R. D. Stout [41] en el que se registra que el efecto del aumento de carbono en un acero deriva en la reducción de su tenacidad.

Se advierte una relación entre resistencia a la fluencia y resistencia al impacto, así la junta disímil la cual tiene una menor resistencia al impacto alcanza relativamente alta resistencia a la fluencia. En cambio la junta símil tiene mayor resistencia al impacto, pero baja resistencia a la fluencia. Lo anterior puede ser atribuido a la deformación plástica, el cual es el mayor mecanismo de absorción de energía durante la fractura.

Aunque la prueba Charpy es empírica y los datos no pueden ser usados directamente en el diseño de ingeniería, los valores reportados de la energía absorbida durante la fractura adquieren significancia para el diseño solo cuando se correlacionan con un tipo particular de estructura en una clase particular de servicio.

La determinación de la microdureza resultó importante para la predicción de las microestructuras que se formaron en la soldadura en especial en la zona térmicamente afectada que resulta ser la zona de interés ya que en ella se produce la falla de las juntas soldadas.

Del perfil de dureza de la junta símil se nota que en la zona de fusión los valores de dureza son los más altos 175 HV. En la ZAT se presenta un aumento de dureza desde el metal base hasta la línea de fusión.

En la ZGF la dureza es prácticamente la del metal base 138 HV, desde allí en la ZGM el aumento de dureza va de 139HV a 152HV en 2.07 mm. La dureza de la zona mixta es atribuida al afinamiento de grano antes que a la presencia de estructura duras. En la ZGG el aumento de dureza es más pronunciado (23 HV) que en las otras zonas y se produce en una distancia de 1.035 mm. Este incremento de dureza a diferencia de la producida en al ZGM es atribuido a la presencia de microestructuras duras presumiblemente bainita como producto del térmico que experimento esta zona.

En la junta disímil la ZAT del perfil estructural presenta un comportamiento similar al de la ZAT de la junta símil, la dureza aumenta desde el metal base hasta alcanzar un pico en la línea de fusión. En la ZGF la dureza es la del metal base 138 HV, en la ZGM la dureza crece de va de 136 HV a 143HV en 1.840 mm y en la ZGG el aumento de dureza es pronunciado desde 143 HV a 157 HV en 0.805 mm.

Ya que el perfil de dureza de esta ZAT es similar al de la ZAT de la junta símil, se puede considerar que presentará el mismo desarrollo microestructural, excepto en la ZGG cuya

disminución de dureza comparado al de su respectiva zona de la junta símil posiblemente se debe a una menor cantidad de bainita formada en la zona. En la ZGM como en el caso anterior la dureza es producida básicamente por el afinamiento de grano y no a la presencia de estructuras duras.

En la ZAT de la varilla de la junta disímil se registran los mayores valores de dureza, lo que se justifica principalmente por el contenido de carbono de la varilla que es de 0.26 %. En el inicio de la ZGG grueso (línea de fusión) la dureza es de 184HV y en el final de la zona se nota una disminución leve de dureza de 3HV en una distancia de 0.575 mm. En la ZGM la dureza promedio es 184HV, en la ZGF la dureza se mantiene disminuye 171 HV.

El aumento de dureza en la ZGG esta relacionada con las microestructuras presentes como ferrita de límite de grano, ferrita de Widmanstaetten y probablemente bainita y martensita y no al tamaño de grano. Por otro lado la dureza de la zona mixta es atribuida a más de la presencia de las estructuras anteriores (ferrita de Widmanstaetten, ferrita acicular) al afinamiento del grano.

El incremento de dureza en esta ZAT se justifica principalmente por el contenido de carbono de la varilla que es de 0.26 %, y a la presencia de ferrita de Widmanstaetten y ferrita acicular, y probablemente a estructuras como bainita y martensita que se formaron por el efecto del ciclo térmico al que fue sometido el material durante la soldadura.

Del análisis de dureza de la ZAT de la varilla, se observa que la curva presenta un comportamiento irregular cerca de la línea de fusión (Figura 3.13), generado por los significativos cambios microestructurales que afectan las propiedades de las juntas tal como lo reportan los resultados de ensayos mecánicos.

En el presente trabajo se nota que, aun con todas las alteraciones sufridas por el perfil estructural causadas por la soldadura, el WPS de la junta símil aprobó todos los ensayos de calificación de soldaduras requeridos por AWS D1.1, lo que permite expedir el certificado de calificación de procedimiento (PQR). Este resultado determina que dicho procedimiento es apto para aplicarse en la producción.

En el caso de la junta disímil, se nota que el procedimiento de soldadura realizado presenta las fallas más relevantes en la examinación no destructiva y en el ensayo de doblado por

consiguiente fue rechazado. En este sentido la junta con soldadura disímil no califica bajo las especificaciones de AWS D1.1.

El uso de varilla como elemento de relleno en la soldadura de perfiles estructurales es causa de la formación de fisuras. Además, produce que las propiedades mecánicas de esta junta, especialmente la ductilidad y fragilidad, se vean disminuidas, en relación a los de la junta símil, debido a los importantes cambios microestructurales que género el ciclo térmico de la soldadura. Lo anterior determina que el uso de la varilla para lograr la unión de perfiles por soldadura no debería permitirse.

4.2 ANÁLISIS DE LA MICROESTRUCTURA

Para entender el comportamiento de las juntas soldadas es necesario un análisis cuidadoso de las condiciones térmicas de ingreso y el resultado microestructural. El ingreso de calor produce el ciclo térmico que es uno de los parámetros que guía la microestructura final tanto en el metal de soldadura como en la ZAT del metal base. [42] Debido a los gradientes de temperatura y condiciones de enfriamiento dinámico de la soldadura, el material resultante contiene significativos gradientes microestructurales, los cuales afectan el esfuerzo, ductilidad, tenacidad, fatiga y las propiedades de ruptura de las soldaduras de acero. [42]

Es conocido que la zona térmicamente afectada se encuentra constituida de una amplia variedad de microestructuras las cuales se forman por la influencia de la tasa de calentamiento, la temperatura pico y la tasa de enfriamiento que experimentan las diferentes zonas de la ZAT durante la deposición del metal de soldadura adyacente y mientras ésta se solidifica y enfría.

En la ZAT la microestructura inicial en el calentamiento se transforma a 100 % de austenita sobre la temperatura crítica superior A_3 . Esta transformación puede o no completarse dependiendo de la temperatura pico alcanzado y el tiempo sobre el cual el material experimenta dicha temperatura. La fase de austenita que se forma en la ZAT durante el calentamiento puede transformar en diferentes fases de baja temperatura durante el enfriamiento tales como ferrita en los límites de grano, ferrita de placas laterales, ferrita poligonal, ferrita acicular, bainita, martensita, perlita.

4.2.1 Microestructuras de la ZAT de la junta símil

En la examinación metalográfica se observa que las microestructuras formadas en la ZAT básicamente son ferrita y perlita, y se nota una disminución del tamaño de grano a medida que se aleja de la línea de fusión. Según el ciclo térmico calculado la ZGG, que posee granos de número ASTM 8.8, alcanzó picos de temperatura entre 1495 °C y 1238 °C, la región de grano mixto cuyos tamaños de grano ASTM varían de 8.8 a 10.4 alcanzó temperaturas dentro del rango de 1238 °C y 923 °C; y las temperaturas conseguidas en la ZGF, con un tamaño grano ASTM 10.4, se hallaron en el rango de 923 °C a 850 °C.

De los datos obtenidos se advierte que mientras más alta sea la temperatura alcanzada por el material, el grano austenítico aumenta su tamaño, por lo que se infiere que existe una relación directa entre tamaño de grano y el pico de temperatura. Entonces la evolución microestructural de las regiones de la ZAT del perfil estructural (acero AISI 1010) de la soldadura símil durante el calentamiento puede ser aproximada con la ayuda del diagrama de fases Fe-C, trazando una línea vertical al eje para la composición del metal base.

Se debe tomar en cuenta uso de un diagrama de transformación de fase binario para modelar la conducta de una aleación multicomponente introduce cierta incertidumbre con respecto a la posición de las fronteras de las fases. Por otra parte el uso del diagrama de equilibrio no captura la dependencia del tiempo de la naturaleza de transformación experimentada durante la soldadura SMAW pero es importante para ilustrar esquemáticamente la temperatura pico efectiva experimentada en las diferentes regiones del ZAT.

Como se puede observar durante el calentamiento los granos iniciales del metal base se transformaron y todos alcanzaron la fase de austenita al superar la temperatura crítica superior A_3 . Luego de alcanzar esta temperatura la fase austenita creció relativamente lento hasta alcanzar la temperatura de sobrecalentamiento que es 1200°C [44], una vez alcanzada esta temperatura la celeridad de crecimiento de la austenita aumentó. Es así que la zona de, adyacente la zona de fusión, superó esta temperatura y la cantidad de crecimiento aumentó consiguiendo la formación de la región microestructural de grano grueso. En tanto que en la zona de grano mixto la celeridad del crecimiento disminuyó y los granos de austenita crecieron en menor proporción que en la zona anterior. Y en la zona de grano fino, al no alcanzar la temperatura de sobrecalentamiento, el crecimiento de grano fue lento; a ello se el menor tamaño de grano de esta zona de la ZAT.

En las observaciones microestructurales se encontró que las fases presentes son ferrita y perlita, pero dado que en la ZAT se registró un incremento de dureza respecto al metal base, se presume que se formaron otras fases diferentes a las anteriores.

Como es conocido las microestructuras finales de la ZAT pueden determinarse por la sobreposición de los diagrama de transformación continua (CCT) del metal base para el tamaño de grano en particular y las curvas de enfriamiento de cada una de las zonas presentes; por lo que se utilizó este procedimiento para verificar si el aumento de dureza en la ZAT se debe a la presencia o no de bainita.

Para el análisis de las microestructuras finales que se desarrollaron a partir de la fase de austenita en el ciclo de enfriamiento se utilizó el diagrama CCT de un acero SAE 1010, con un tamaño de grano de 9.9 y una temperatura de austenización de 925 °C [45].

Para la determinación de las microestructuras de la zona de grano grueso, en vista que el tamaño de grano no corresponde al de la zona (ASTM 8.8.), se desplazó la curva CCT hacia la derecha y ligeramente hacia arriba. Esta modificación se sustenta en el hecho de que el aumento del tamaño de grano austenítico desplaza la curva hacia tiempos y temperaturas bajos.

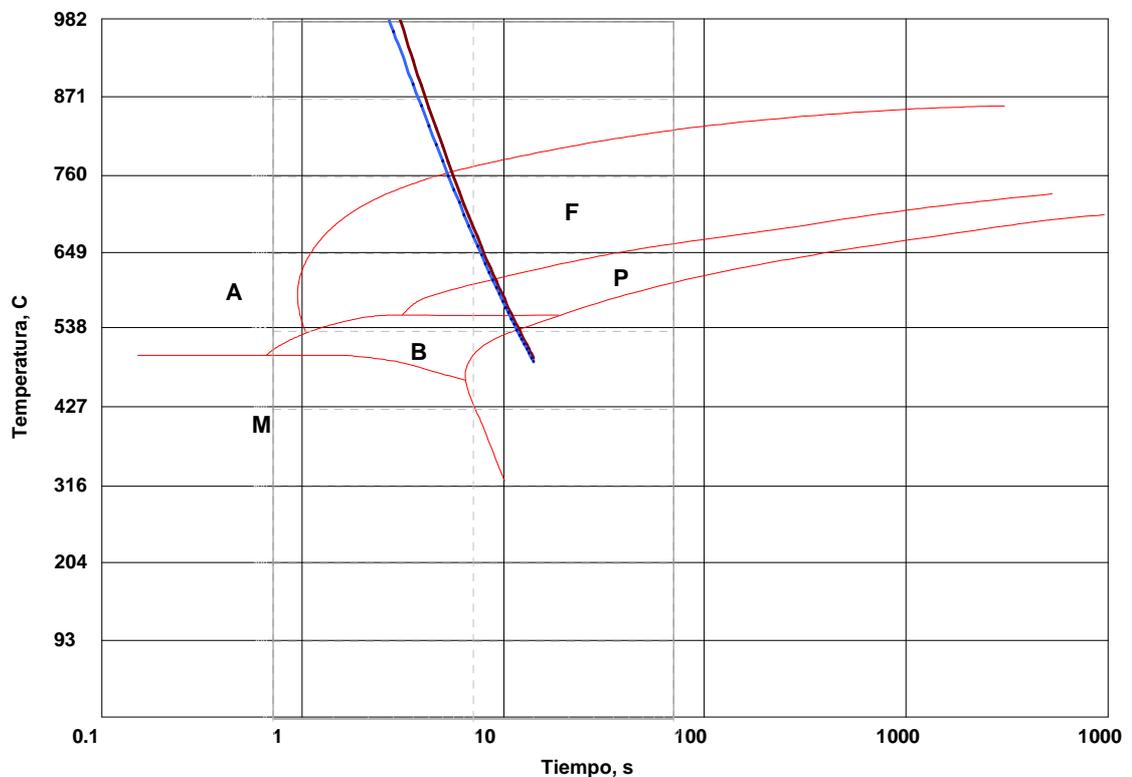


Figura 4.1 Diagrama CCT para un acero SAE 1010 modificado para tamaño de grano 8.8 con curvas de enfriamiento para ZGG

Las curvas de enfriamiento caen sobre la zona de formación ferrita y perlita fina además de la región de bainita (80%,19% y 1% respectivamente) por lo que el endurecimiento de esta zona se debe la presencia de ésta última aunque el análisis metalográfico no fue capaz por sí solo de diferenciar zonas bainíticas.

Para determinar las microestructuras de la zona de grano mixto se utilizó el diagrama original, pues el tamaño de grano de ésta es muy cercano al tamaño de grano medio de esta zona. Las curvas de velocidades de enfriamiento muestran que las microestructuras presentes son ferrita y perlita. (83% y 17 % respectivamente). El endurecimiento de ZGM entonces se produce por el afinamiento de grano más que por la presencia de perlita.

Para la determinación de las microestructuras de la zona de grano fino, cuyos granos poseen un tamaño ASTM 10.4, el diagrama original se desplaza hacia la izquierda. Las curvas de velocidades de enfriamiento muestran que las microestructuras presentes son ferrita y perlita (84% y 16 % respectivamente).

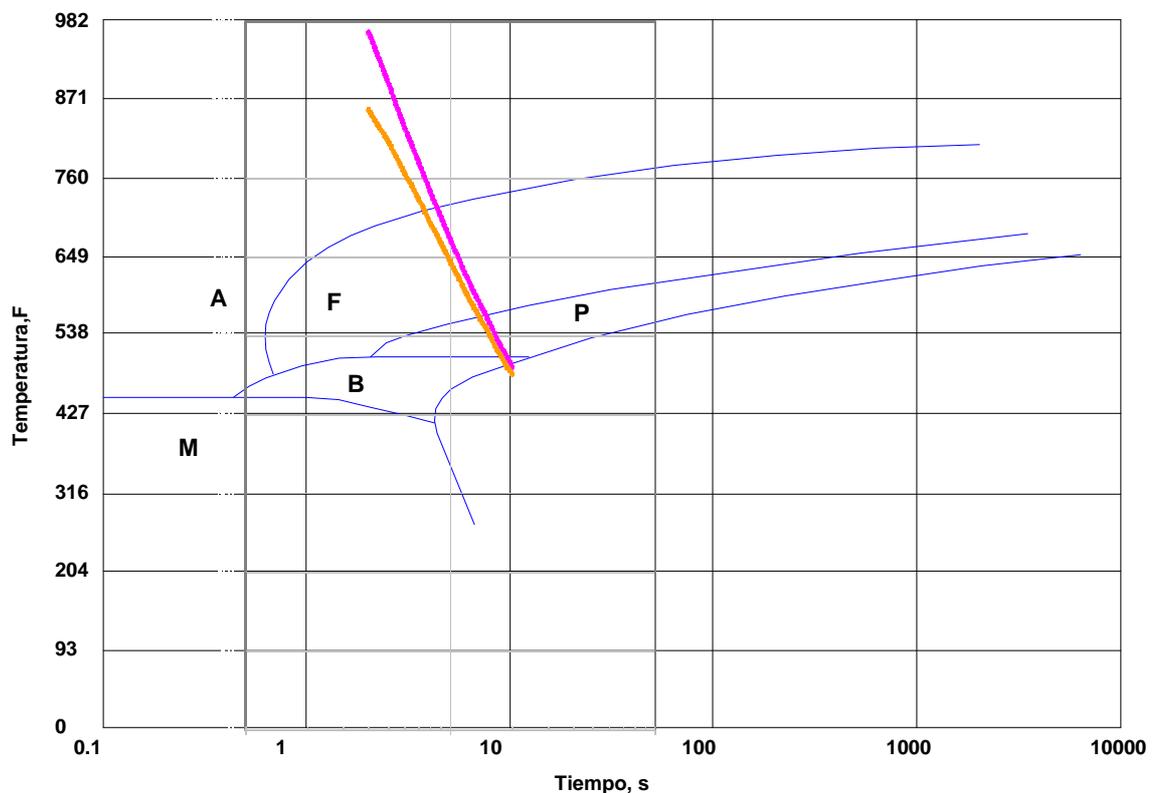


Figura 4.2 Diagrama CCT para un acero SAE 1010 modificado para tamaño de grano 9.6 con curvas de enfriamiento para ZGM

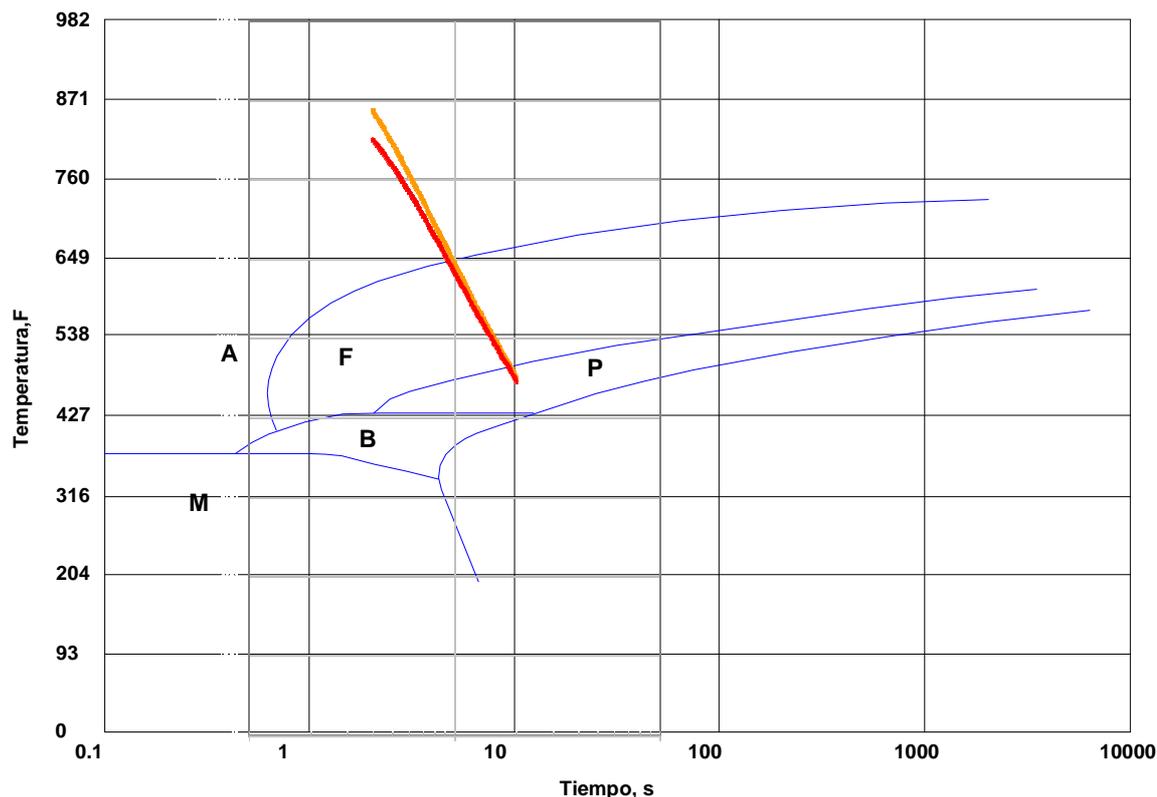


Figura 4.3 Diagrama CCT para un acero que SAE 1010 para de tamaño grano 10.4 con curvas de enfriamiento para ZGF.

Los rasgos microestructurales de las diferentes zonas de la ZAT testifican que las tasas de enfriamiento calculadas (de 23.225 °C/s a 22.049 °C/s) resultan bajas. De hecho, las microestructuras observadas en la ZAT de la junta símil son consistentes con aquellas que predicen el diagrama CCT del acero 1010, modificadas para la soldadura de arco de aceros símiles (perfil estructural).

4.2.2 Microestructuras de la ZAT de la junta disímil

Como en el caso de la soldadura símil en la determinación de la microestructura final de la ZAT que corresponde a la varilla se utilizó un diagrama de transformación continua CCT de un acero AISI 1030 [46] y las curvas de enfriamiento calculadas para cada región de la zona térmicamente afectada de la varilla.

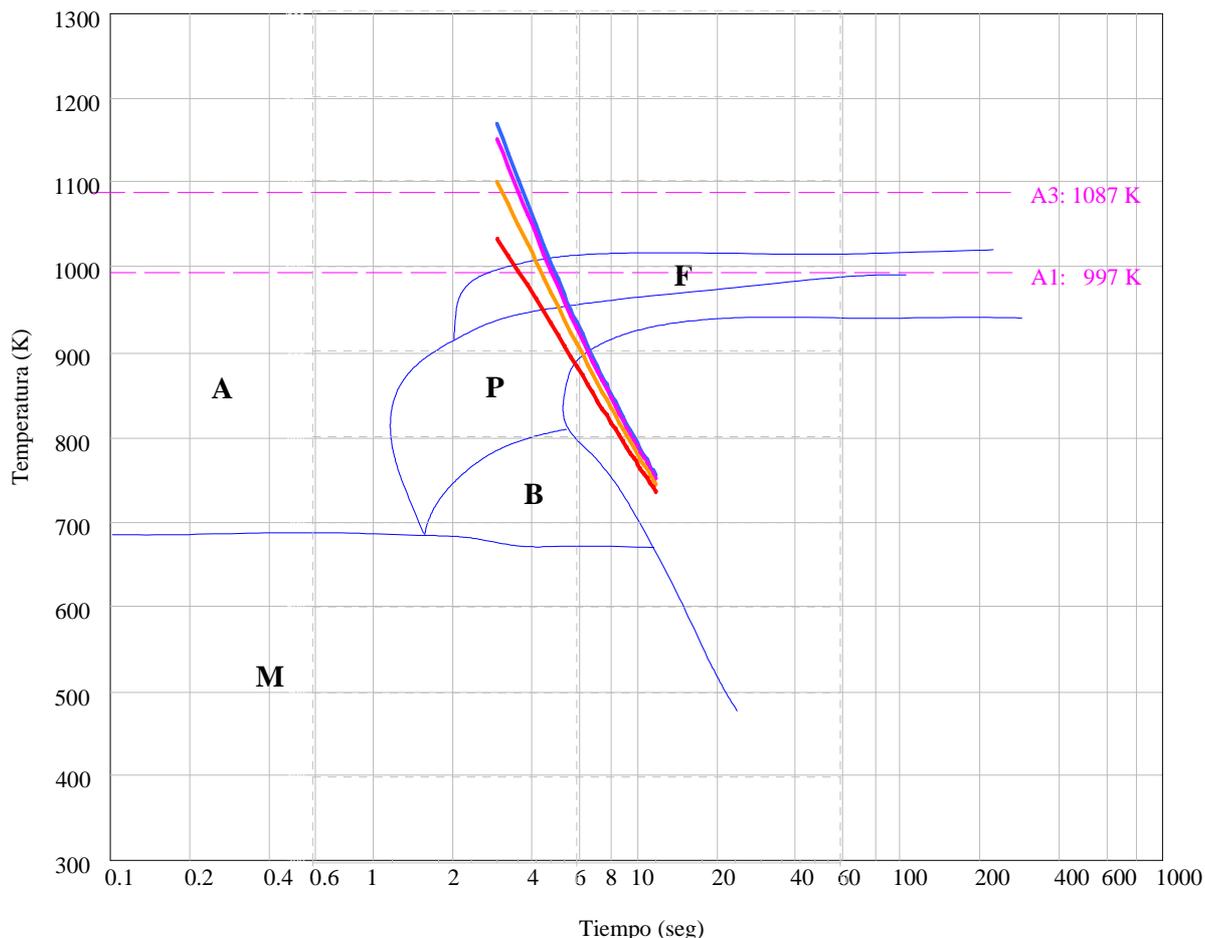


Figura 4.4 Diagrama CCT de un acero AISI 1030 con curvas de la velocidad de enfriamiento de la ZAT de la varilla.

El análisis de la composición de la varilla (acero de medio carbono) sugiere cierta capacidad de endurecimiento y consecuentemente existe la probabilidad de la formación de martensita y otras fases duras en el ZAT luego de la soldadura.

Según la curva CCT y las curvas de enfriamiento de la ZAT de la varilla (Figura 4.4), las microestructuras resultantes son ferrita y perlita, estas no son compatibles con aquellas mostradas por las observaciones metalográficas. Este resultado puede deberse a que el diagrama utilizado fue desarrollado para una composición ligeramente diferente a la de la varilla, en el que no fue considerado el efecto de los otros elementos de aleación presentes en la varilla tales como el manganeso, silicio y fósforo. Además que el diagrama utilizado fue realizado a una temperatura de austenización diferente a aquellas donde es común el desarrollo del ZAT (1350-1400) [47]. Tómese en cuenta que la posición de las curvas de transformación continua depende del contenido de carbono, el porcentaje de los elementos de aleación, tamaño de grano de la austenita primaria y la presencia de inclusiones.

De las observaciones microestructurales se aprecia que para un ingreso de calor de 318500 J/m aplicado a la soldadura, el metal base experimentó ciclos térmicos que desarrollaron una ZAT compleja, con una amplia variedad de microestructuras diferentes a las previstas por los diagrama CCT anterior y las curvas de enfriamiento.

De acuerdo a los ciclos térmicos calculados, durante el calentamiento todas las zonas de la ZAT alcanzaron picos de temperatura superiores a la temperatura crítica superior A_3 (848 °C) y por lo tanto la microestructura inicial alcanzó la austenización total y luego la formación y el crecimiento de los granos de austenita cercanos a la línea de fusión.

Una vez producido la formación de un núcleo estable se produjo la evolución de la transformación, teniendo lugar el crecimiento de las partículas de segunda fase a expensas de la fase madre que se consume. La microestructura obtenida, como resultado de la descomposición de la austenita en el enfriamiento, con tasas que corresponden a tiempos de enfriamiento $\Delta t_{8/5}$ de 12 a 13 segundos, fue muy variada pudiéndose encontrándose ferrita alotriomórfica, ferrita con placas laterales o de Widmanstaetten, ferrita acicular y las llamadas microfases, que pueden incluir pequeñas cantidades de martensita, austenita retenida o perlita incluso puede hallarse bainita.

La naturaleza de los procesos de soldadura por fusión fue tal que el metal base adyacente al pozo de soldadura experimenta un amplio rango de temperaturas, resultando en amplias variaciones microestructurales en la ZAT, por lo tanto se realizó un análisis en cada una de las zonas (diferentes tamaños de granos) para describir las características de transformación que tiene lugar en la varilla durante la soldadura.

Para este análisis fueron desarrollados diagramas CCT (Figuras 4.5, 4.6, 4.7) que describen la verdadera evolución microestructural de cada región de la ZAT de la varilla en este tipo particular de soldadura. Estos diagramas se realizaron por medio de la técnica metalográfica cuantitativa, en la que por medio de las observaciones metalográficas y del análisis computalizado de imagen se establecieron las microestructuras y las cantidades de fases presentes para diferentes velocidades de enfriamiento calculadas para varios picos de temperatura alcanzadas en las diferentes zonas de la ZAT de varilla.

Según el ciclo térmico la región de grano grueso, cuya distancia media desde la línea de fusión es de 287.5 μm , alcanzó picos de temperatura entre 1468°C y 1308 °C. Estas

temperaturas resultan ser superiores a temperatura de sobrecalentamiento (1200 °C) por lo que es comprensible que a partir de este punto al aumentar la temperatura, los granos grandes absorben a los pequeños y la proporción de los granos grandes de austenita aumente y produzca el engrosamiento de los granos de esta región.

El tamaño de grano de ésta zona (ASTM 5) resulta ser superior al de la ZGG de la junta similar (ASTM 8.8). De este resultado se puede inferir que el crecimiento de grano además de la temperatura pico alcanzada también posiblemente depende del tiempo de permanencia a dicha temperatura, lo que provocaría alta movilidad de los bordes de grano y consecuentemente el crecimiento. El tiempo de permanencia correspondería al tiempo que la zona de grano grueso se mantuvo la temperatura de fusión de la varilla (1468 °C) hasta que el metal del perfil estructural alcance su temperatura de de fusión (1495 °C), este tiempo fue 0.19 segundos.

En esta zona de la ZAT, luego de formarse los granos austeníticos; en el ciclo de enfriamiento, que se dio a razones de enfriamiento 25,149 °C/s y 25,100 °C/s, la ferrita alotriomórfica se precipitó en los bordes de grano austenítico primario, y a partir de esta se formaron las estructuras de segunda fase tanto ferrita de Widmanstaetten como ferrita acicular y en el interior de los granos austeníticos las estructuras ferrito-perlíticas y/o ferrito-perlítica-bainítica.

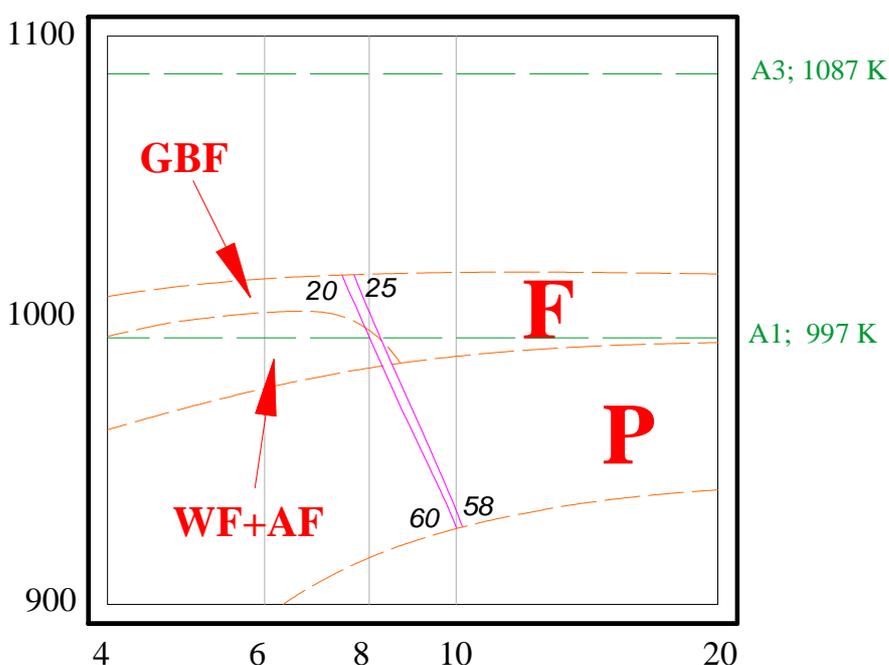


Figura 4.5 Fronteras de las fases presentes en la ZGG de la ZAT de la varilla.

De la Figura 4.5 se observa que la fase predominante es la perlita (P), que se encuentra en 58% al inicio de la zona aumentando su proporción hasta el 60% del total de fases presentes al final de la zona. La proporción de ferrita en el límite de grano (FLG) disminuye desde el inicio al final de la zona desde 25 hasta 20%, respectivamente. El resto de la proporción de fases presentes corresponde a ferrita de Widmanstaetten (FW) y ferrita acicular (FA).

El tamaño de los granos de la zona y la presencia de cantidades significativas de ferrita en el límite de grano, explica la reducción de la ductilidad y la resistencia al impacto en la ZAT; el tamaño de grano no permite una buena distribución de los esfuerzos mientras que los granos relativamente largos de ferrita de límite de grano ofrecen poca resistencia a la propagación de fisuras por clivaje.

En la región de grano mixto, las temperaturas picos estuvieron en el rango de 1308 °C a 1037 °C. Estas temperaturas fueron muy cercanas a la temperatura de 1200 °C, por lo tanto es comprensible que el tamaño de grano ASTM promedio sea 6.5 debido a que la velocidad de crecimiento del grano austenítico fue menor al de la zona anterior.

Las estructuras formadas con velocidades de enfriamiento entre 25.100 °C/s a 24.841°C/s fueron ferritas en el límite de grano, ferrita de Widmanstaetten, ferrita acicular y perlita con bainita posiblemente.

De la Figura 4.6 se observa que a medida que el tamaño de grano y la velocidad de enfriamiento decrecen en el rango indicado arriba, la cantidad de perlita disminuye de 60% al inicio de la zona hasta el 42% al final de la misma; igual comportamiento se observa con la ferrita de límite de grano que reduce su porcentaje de 20 % hasta 13% en la mitad de la zona. En el inicio de la zona limitada por las velocidades de enfriamiento de 25.100 °C/s la cantidad de ferrita Widmanstatten formada fue la mayor desapareciendo casi en su totalidad al final de la zona cuando la velocidad de enfriamiento fue 24.841 ° C/s, lo mismo sucedió con la ferrita de límite de grano. La cantidad de ferrita acicular aumenta mientras disminuye la ferrita Widmanstaetten.

Aunque se presentó mayor proporción de ferrita de Widmanstaetten, la zona no es muy frágil como la anterior debido a su reducción en el tamaño de grano y la presencia de

mayor cantidad de ferrita acicular ya que esta fase por su estructura caótica produce redistribución de los esfuerzos y cambia la dirección de las fisuras de clivaje [49] mejorando significativamente la tenacidad de la zona.

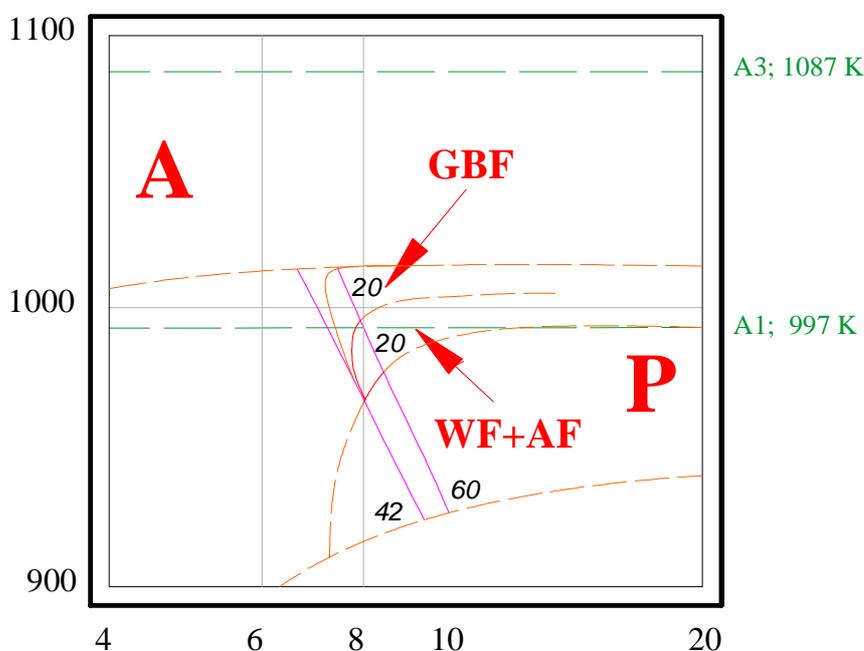


Figura 4.6 Fronteras de las fases .presentes en la ZGM de la ZAT de la varilla.

Tanto en la zona de grano grueso como en la de grano mixto durante el enfriamiento, la ferrita alotriomórfica nuclea inicialmente en las esquinas y bordes de grano austenítico, ya que estos sitios generalmente proveen la menor barrera energética para la nucleación [47]. Luego al aumentar el sobrenfriamiento la distribución del carbono se vuelve insuficiente para mantener el frente plano de crecimiento, por lo que el crecimiento adicional de la ferrita tiene tener lugar por movimiento lateral de las inestabilidades a lo largo de una interfase de baja energía, formándose la ferrita Widmanstaetten [47]. Simultáneamente o inmediatamente después de la formación de las placas laterales de ferrita en los bordes de grano austenítico, la ferrita acicular comienza generalmente a nuclear intragranularmente sobre las inclusiones y desde la ferrita Widmanstaetten preexistente.

Para la región de grano fino el rango de temperaturas picos alcanzadas estuvieron entre 836 °C y 1036 °C, las que no fueron suficientes para lograr un crecimiento de grano como ocurrió en las anteriores zonas por encontrarse debajo de la temperatura de

referencia para crecimiento de grano austenítico. Las estructuras que se formaron a velocidades de enfriamiento entre 24.841 °C/s y 23.703°C/s, son perlita, ferrita poligonal (ideomórfica) y una pequeña cantidad de ferrita alotriomórfica.

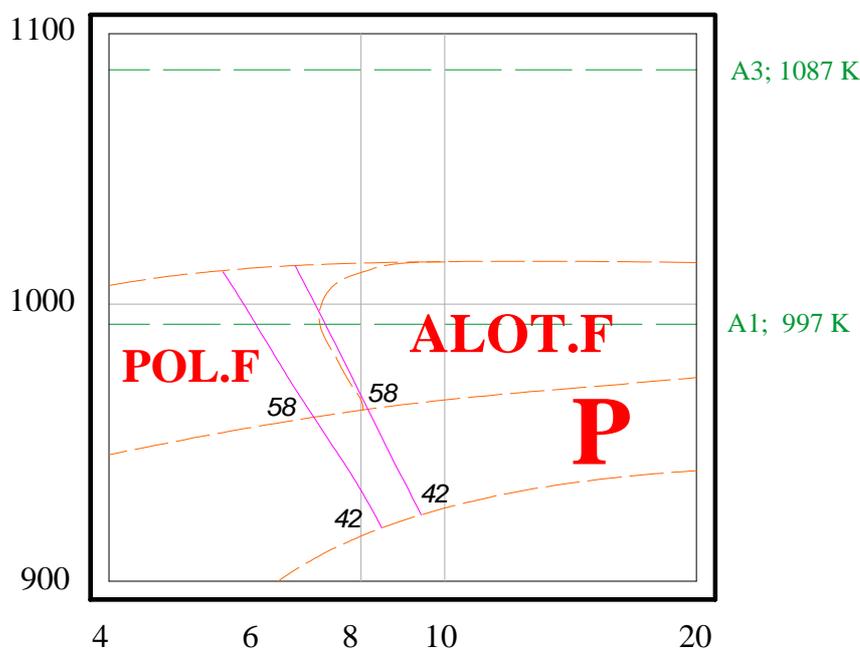


Figura 4.7 Fronteras de las fases presentes en la ZGF de la ZAT de la varilla

En esta región (Figura 4.7) el porcentaje de perlita fue 42% del total de fases presentes. La ferrita alotriomórfica se formó al inicio de la zona y en resto de la zona la ferrita poligonal es la fase dominante.

Como es conocida la microestructura desarrollada a partir de la austenita, cambia típicamente de martensita y/o bainita a bajos $\Delta t_{8/5}$ (menos de 5 segundos) y a ferrita acicular, ferrita con placas laterales o ferrita poligonal a velocidades de enfriamiento medias, hasta llegar a predominantemente ferrita poligonal y/o perlita a altos $\Delta t_{8/5}$ (mayores que 100 segundos).[48]

En tal sentido es claro que las velocidades de enfriamiento de 25,149 °C/s a 25,100 °C/s fueron suficientes para formar, a partir de la austenita, microestructuras como ferrita alotriomórfica, de Widmanstaetten, acicular, poligonal, las cuales son consistentes con las previstas arriba.

Estas velocidades de enfriamiento son similares a las desarrolladas en la el ciclo de enfriamiento de la junta símil, por lo que infiere que la formación de las estructuras finales

de la ZAT de la varilla esta influenciado fuertemente por contenido de carbono de la varilla, ya que la composición química del metal base determina el balance de ferrita y las fases de carbono

La gran variedad de microestructuras presentes en la ZAT, se desarrollaron en distancias muy pequeñas y además a velocidades de enfriamiento muy similares, por lo que es razonable pensar que las microestructuras finales a más de la composición química del metal base, velocidad de enfriamiento, tamaño de grano austenítico, dependen de las temperaturas a las cuales transforman durante el enfriamiento.

En general, durante el enfriamiento fuera del equilibrio, la ferrita de límite de grano se forma a temperaturas relativamente altas, aproximadamente entre 1000-750 °C. La ferrita de placas laterales entre 750-600°C y la ferrita acicular a temperaturas bajo los 600° C [50]. De lo anterior se puede inferir que a medida que el tamaño de grano disminuye las temperaturas de transformación solo son suficientes para formar ciertos productos de más baja transformación, esto explicaría que en la zona de grano grueso se encuentre en mayor proporción ferrita de limite de grano, que probablemente se formó a temperaturas mas altas que las otras zonas. Y que en la zona de grano mixto la fase principal sea la ferrita de Widmanstaetten y acicular por no alcanzar la temperatura de formación de la ferrita de limite de grano y que en la zona de grano fino solo ferrita.

En definitiva la microestructura final se desarrolla por la acción combinada de la velocidad de enfriamiento, de la composición química, tamaño de grano y las temperaturas de formación de las fases. Estos parámetros dependen del ciclo térmico al que fue sometido el metal base, de ahí que un cambio en las condiciones operativas aplicadas puede alterar el calor de ingreso afectando de este modo la velocidad de enfriamiento en el intervalo asociado a la transformación austenita–ferrita, la distribución de tamaños de las inclusiones, la microestructura de solidificación y el tamaño de grano austenítico primario [51].

El diagrama CCT presentado inicialmente no muestra la verdadera transformación microestructural durante el enfriamiento de la ZAT de la varilla, así que en base a los observaciones microestructurales y las curvas de velocidades de enfriamiento calculadas bajo las condiciones de soldadura se realizaron las modificaciones al diagrama CCT del

acero 1030 para explicar las estructuras que se forman luego de que el metal base fue sometido a los ciclos térmicos como producto del proceso de soldadura (Figura 4.8)

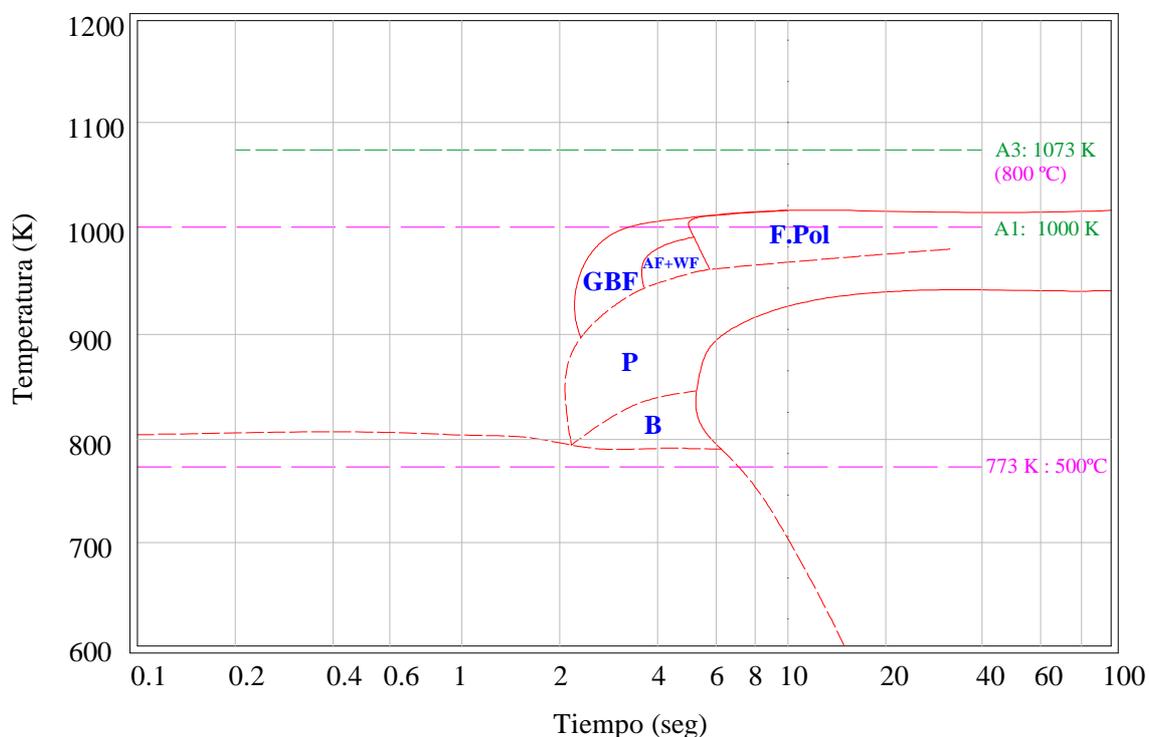


Figura 4.8 Diagrama modificado de transformación continua de un acero AISI 1030

En este diagrama se muestran los dominios de las microestructuras presentes en la zona térmicamente afectada de esta soldadura en particular.

El diagrama CCT fue construido a partir de las Figuras 4.5, 4.6 y 4.7 correspondientes a cada zona de la ZAT de la varilla. En la formación del diagrama de enfriamiento continuo de este acero en particular se consideró el efecto del tamaño de grano de austenita en la transformación característica, pues un tamaño de grano mayor retarda la transformación y por tanto la curva se desplaza hacia la derecha y hacia abajo.

Al desplazar la curva en función de su tamaño de grano de cada zona se pudo formar los dominios de las diferentes microestructuras presentes en el metal base luego de la soldadura. La magnitud del movimiento de la curva se derivó de la analogía entre desplazamientos para diferentes tamaños de grano de un mismo acero desarrollado en el trabajo de Armas y Peñafiel [5], por lo que se puede generar cierta incertidumbre en los dominios de las fases, pero en general resulta una buena aproximación que permite ilustrar esquemáticamente el desarrollo microestructural de las diferentes regiones de la ZAT de la varilla.

CAPITULO V

5. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

3.1 CONCLUSIONES

En el presente trabajo se ha estudiado la influencia de la utilización de varilla de refuerzo para hormigón armado, como material de relleno en soldaduras de perfil estructural, sobre las propiedades mecánicas de este tipo de junta disímil, obteniéndose las siguientes conclusiones.

- Los análisis y ensayos de las varillas indican que su composición varía en un rango considerable. Nuestro estudio se realizó usando varilla ADELCA AS que es una de las varillas de menor contenido de carbono equivalente en el mercado. Se estima que usando varillas cuyo contenido de carbono equivalente sea superior, los resultados serían menos aceptables que los conseguidos en nuestra investigación.
- El procedimiento de soldadura (WPS) elaborado para la unión por soldadura de perfiles estructurales conformados en frío en junta a tope y en posición plana y horizontal, cumple con los requerimientos de calificación establecidos en AWS D1.1. Structural welding code-steel.
- El procedimiento de soldadura realizado para la unión de varilla y perfil por soldadura SMAW, no aprobó los ensayos de calificación visual, no destructivos y de doblado. Estos resultados determinan que la junta disímil no puede ser calificada bajo los requerimientos de AWS D1.1.
- La soldadura disímil realizada entre varilla de refuerzo para hormigón armado y perfil produce aumento de la resistencia a la tracción pero también la reducción del porcentaje de alargamiento y tenacidad de la junta soldada.

- Se aprecian diferencias significativas en la respuesta mecánica de las uniones realizadas con y sin insertos de varilla de refuerzo para hormigón armado. La primera presenta mayor límite de fluencia, pero un porcentaje de alargamiento menor (7%), comparada con la última.
- El porcentaje de alargamiento de la junta símil resultó significativamente superior a la correspondiente de la junta disímil. Esto se debe probablemente al menor tamaño de grano de la junta símil (superior a ASTM 8.8) y a que las fases presentes fueron predominantemente ferrita equiaxial y perlita.
- Las fisuras que se presentan en la soldadura disímil son producidas por la formación de fases de baja ductilidad como bainita, ferrita de Widmanstaetten, ferrita alotriomórfica y ferrita en placas.
- El ciclo térmico de la soldadura de la junta disímil, generó en la zona térmicamente afectada por el calor de la varilla un importante crecimiento de los granos austeníticos de tamaño ASTM 5 y fases como ferrita de Widmanstaetten, ferrita alotriomórfica principalmente. Este tamaño de grano y la microestructura causaron, adicionalmente, la de reducción del porcentaje de alargamiento y tenacidad.
- Los resultados del análisis de la microestructura permitieron realizar algunas modificaciones en la posición de las curvas de transformación continua (CCT) del acero de referencia de la varilla con resaltes. Estas modificaciones fueron necesarias debido a la diferencia de composición real de la varilla comparada con la de la curva teórica disponible en la literatura.
- A pesar de que la junta disímil cumple con las especificaciones mecánicas tales como límite de fluencia y resistencia última a la tensión, La utilización de estos insertos como material de relleno en soldaduras de perfil estructural no debería permitirse debido a que se ha demostrado que es una causa de formación de fisuras.
- Este estudio demuestra que además de la resistencia mecánica y alargamiento, es indispensable asegurar que las microestructuras presentes en el acero, ya sea en la

zona de soldadura como fuera de ella sean debidamente controladas para evitar la presencia de fases frágiles de baja ductilidad, las mismas que ejercen una fuerte influencia sobre la formación de fisuras y que podrían, bajo condiciones de operación, ser el origen de la fractura y fallo catastrófico.

5.2 RECOMENDACIONES

- En el caso de que resulte indispensable rellenar uniones de perfiles estructurales, deberían usarse insertos contruidos con mismo tipo de acero del perfil.
- Para las juntas estructurales que no se encuentran tipificadas en el estándar que norma la construcción estructural, se deberá aplicar un proceso de calificación con el fin de garantizar la calidad de la junta.
- Los operadores que realizan la soldadura deberían estar certificados, con el fin de mantener en lo posible constantes los parámetros operativos de la soldadura y disminuir el riesgo de la formación de defectos producidos por falta de habilidad del soldador.
- No se conoce la influencia del precalentamiento para la soldadura de este tipo de juntas. Se intuye que los resultados podrían ser mejores a los conseguidos en este trabajo. Consideramos que investigar la influencia del precalentamiento sería un próximo paso en el alcance de un mayor conocimiento sobre este problema.
- Sería conveniente continuar esta investigación usando aceros de construcción tipo ASTM A36 y otros cuyo contenido de carbono equivalente sea superior para determinar su soldabilidad y parámetros de operación que den como resultado juntas de alta confiabilidad.