



**UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN NICOLÁS DE
HIDALGO**

INSTITUTO DE INVESTIGACIONES METALÚRGICAS

**ESTUDIO DE LA UNIÓN SOLDADA DISÍMIL DE UN ACERO INOXIDABLE
SUPERDÚPLEX SAF 2507 CON UN ACERO HSLA API X-52.**

TESIS

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE:
DOCTOR EN CIENCIAS, EN METALURGIA
Y CIENCIA DE LOS MATERIALES**

PRESENTA:

IVAN MENDOZA BRAVO

ASESORES:

DR. CUAUHTEMOC MALDONADO ZEPEDA

DR. APOLINAR ALBITER HERNANDEZ

MORELIA MICHOACÁN FEBRERO DE 2011.



Un experto, es el hombre que ha cometido todos los errores que pueden ser cometidos en un determinado campo.

Niels Bohr (1885-1962)

ÍNDICE

AGRADECIMIENTOS Y DEDICATORIA.....	<i>¡Error! Marcador no definido.</i>
ÍNDICE.....	II
ÍNDICE DE FIGURAS.....	VI
ÍNDICE DE TABLAS.....	VIII
NOMENCLATURA.....	IX
RESUMEN.....	XI
ABSTRACT.....	XIII
INTRODUCCIÓN.....	XIV
HIPÓTESIS.....	XV
OBJETIVOS.....	XV
JUSTIFICACIÓN.....	XVI
CAPITULO I.	
REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.....	1
1.1 El Acero.....	1
1.2 Aceros HSLA.....	1
1.2.1 Desarrollo de los aceros HSLA.....	2
1.2.2 Microestructura de los aceros HSLA.....	3
1.2.3 Soldabilidad de los aceros HSLA.....	3
1.2.4 Soldadura de aceros HSLA.....	4
1.2.4.1 Zona de fusión de aceros HSLA.....	5
1.2.4.2 Zona afectada térmicamente en aceros HSLA.....	5
1.2.4.3 Disminución de la tenacidad en la ZAT de aceros HSLA.....	7
1.3 Aceros inoxidables.....	9
1.3.1 Aceros inoxidables dúplex.....	9
1.3.2 Aceros inoxidables superdúplex.....	11
1.3.3 Desarrollo de los AISD.....	12

1.3.4 Metalurgia de los AISD	12
1.3.5 Fases secundarias.....	13
1.3.5.1 Austenita secundaria	14
1.3.5.2 Fase sigma	15
<i>1.4 Soldadura de aceros inoxidables superdúplex</i>	<i>17</i>
1.4.1 Parámetros de soldadura	17
1.4.1.1 Calor aportado.....	17
1.4.1.2 Temperatura interpasos.....	18
1.4.1.3 Gas de protección.....	18
1.4.1.4 Preparación de borde	19
1.4.2 Metal de soldadura	19
1.4.3 Zona afectada térmicamente en los AISD.....	22
<i>1.5 Uniones soldadas disímiles</i>	<i>24</i>
1.5.1 Aplicación de uniones soldadas disímiles	24
1.5.2 Borde de grano tipo II	26
1.5.3 Región de transición.....	27
1.5.3.1 Formación de la región de transición.....	28
1.5.3.2 Morfología de la región de transición	29
<i>1.6 Diagramas constitutivos</i>	<i>31</i>
1.6.1 Historia y desarrollo de los diagramas constitutivos	31
1.6.2 Diagrama WRC-1992	32
<i>1.7 Microscopía electrónica de barrido</i>	<i>33</i>
1.7.1 Difracción de electrones retrodispersados (EBSD)	33
1.7.1.1 Historia del EBSD	33
1.7.1.2 Teoría del EBSD.....	34

CAPITULO II.

<i>PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL</i>	36
2.1 <i>Materiales</i>	36
2.1.1 Acero API X 52	36
2.1.2 Acero Inoxidable superdúplex UNS S32750 (SAF 2507)	36
2.1.3 Material de aporte ER- 2594 (ER 25.10.4L).....	36
2.2 <i>Análisis químicos</i>	37
2.3 <i>Ciclos térmicos</i>	37
2.3.1 Cálculo de los ciclos térmicos.....	37
2.3.2 Aplicación de los ciclos térmicos.....	38
2.4 <i>Procedimiento de soldadura</i>	39
2.5 <i>Evaluación de las uniones soldadas</i>	41
2.5.1 Pruebas mecánicas.....	41
2.5.2 Ensayo de microdureza	41
2.6 <i>Microscopía óptica</i>	42
2.7 <i>Microscopía electrónica de barrido</i>	42
2.7.1 Electrones secundarios	42
2.7.2. Electrones retrodispersados	42
2.7.3 Difracción de electrones retrodispersados (EBKP/EBSD)	43
2.8 <i>Cálculos termodinámicos</i>	43

CAPITULO III.

<i>RESULTADOS Y DISCUSIÓN</i>	44
3.1 <i>Materiales base</i>	44
3.1.1 Análisis microestructural.....	44
3.1.2 Composición química	44
3.2 <i>Ciclos térmicos</i>	45
3.2.1 SAF 2507.....	50

3.2.2 API X-52	57
3.3 Selección del material de aporte.....	61
3.4 Uniones soldadas disímiles	64
3.4.1 Macrográficas de las uniones soldadas disímiles	64
3.4.2 Cálculo de dilución en las uniones soldadas disímiles	65
3.4.3 Micrográficas de las uniones soldadas disímiles	67
3.4.3. A) ZAT API-X52.....	67
3.4.3. A-1) Borde de grano tipo II.....	75
3.4.3. A-2) Región de transición.....	80
3.4.3. B) Metal de soldadura	83
3.4.3. C) ZAT SAF 2507.....	87
3.4.4 Propiedades mecánicas de las uniones soldadas disímiles.....	89
3.4.4.1 Ensayo de tensión.....	89
3.4.4.2 Ensayo de dobléz	90
3.4.4.3 Ensayo de microdureza	92
 <i>CAPITULO IV.</i>	
<i>CONCLUSIONES</i>	94
<i>REFERENCIAS</i>	97
<i>ANEXO I</i>	105

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1 Microestructura típica de un acero HSLA A) 5x B) 500x, reveladas con Nital al 2% ^[11]	3
Figura 1.2 Proceso del ciclo de transformaciones en la ZAT ^[23]	6
Figura 1.3 Diferentes regiones de la ZAT en los aceros HSLA ^[27]	7
Figura 1.4 Constituyente M-A dentro de la ZAT del acero HSLA observado mediante MEB ^[17,26]	8
Figura 1.5 Microestructura típica de un AID ^[38]	10
Figura 1.6 Aplicaciones de los AISD SAF 2507 a) Intercambiador de calor b) Conducción de hidrocarburos ^[43]	10
Figura 1.7 Diagrama de fases ternario Fe-Cr-Ni correspondiente al AISD UNS S32750 ^[52]	13
Figura 1.8 Diagrama pseudobinario Fe-Cr-Ni con 70%Fe ^[52]	14
Figura 1.9 Austenita secundaria formada en un acero UNS S322205 a) intergranularmente y b) intragranularmente ^[63]	15
Figura 1.10 Presencia de la fase sigma en un AID UNS S32205 envejecida a 850°C por 3600seg. a) M.O. y b) MEB ^[60,67]	16
Figura 1.11 Esquemática de la solidificación ferrita y la solidificación ferrita-austenita ^[86]	20
Figura 1.12 Micrografía del metal de soldadura con ambos modos de solidificación en un acero inoxidable superdúplex A219 ^[87]	21
Figura 1.13 Micrografía del metal de soldadura en la región Normal dúplex ^[87]	22
Figura 1.14 Micrografía del metal de soldadura en la región Vermicular ^[87]	22
Figura 1.15 Ciclo térmico de la ZAT en un acero inoxidable superdúplex ^[3]	23
Figura 1.16 Borde de grano tipo I, Borde de grano tipo II ^[4]	26
Figura 1.17 Región de transición en las uniones soldadas disímiles ^[99]	28
Figura 1.18 Estructura tipo playa en la región de transición observada a 240X ^[99]	29
Figura 1.19 Estructura tipo bahía en la región de transición observada a 240X ^[99]	30
Figura 1.20 Estructura tipo isla en la región de transición observada a 60X ^[99]	30
Figura 1.21 Diagrama WRC 1992 modificado por Kotecki ^[107]	32
Figura 1.31 Principio de la técnica de EBSD ^[110]	35
Figura 1.23 Patrones de Kikuchi de diferentes fases en un acero ^[110]	35
Figura 2.1 Procedimiento de los ciclos térmicos para simular de la ZAT.	38
Figura 2.2 Configuración de las preparaciones de borde para las uniones soldadas disímiles.	40
Figura 2.3 Soldadura de la unión disímil por el proceso GTAW.	40
Figura 2.4 Seccionamiento de las uniones soldadas disímiles ^[118]	41

Figura 2.5 Ensayo de microdureza realizado en el equipo LM 100-AT marca Leco (OSU).....	41
Figura 2.6 Sistema del EBSD con la pantalla de fosforo colocada para coleccionar los patrones de difracción.....	43
Figura 3.1 Microestructuras del API X-52 y el SAF 2507 a una magnificación de 40X.....	44
Figura 3.2 Curvas del ciclo térmico experimental del proceso GTAW.....	46
Figura 3.3. Formación de la austenita secundaria en los bordes de grano de ferrita previo a la formación de la fase sigma.	51
Figura 3.4 Formación de la fase sigma en los bordes de grano de la fase ferrita al finalizar el ciclo térmico a 700°C.....	52
Figura 3.5 Crecimiento y dilución de la fase sigma.....	53
Figura 3.6 Disolución de la fase sigma a temperaturas de 1100°C.....	54
Figura 3.7 Distribución de elementos en presencia de fase Sigma.....	55
Figura 3.8 Fase sigma observada en MEB de alta resolución.....	56
Figura 3.9 Diagrama de equilibrio del acero API X-52 calculado mediante el software J-Mat.	58
Figura 3.10 Refinamiento de grano en el acero API X-52 en el rango de 500-700°C.....	59
Figura 3.11 Transformaciones de fase a 800 y 900°C.....	60
Figura 3.12 Martensita de placas durante el ciclo térmico a 1000°C.....	60
Figura 3.13 Selección de material de aporte con el diagrama de Schaeffler.....	62
Figura 3.14 Selección de material de aporte con el diagrama de WRC-1992.....	63
Figura 3.15 Macrografías de las uniones soldadas disímiles con preparación a 60° y 90°.....	64
Figura 3.16 Dilución del metal de soldadura en las uniones soldadas disímiles.....	65
Figura 3.17 Micrografías de la ZAT-API X-52 en las uniones soldadas disímil.....	68
Figura 3.18 Diagrama TTT del acero API X-52 calculado mediante el software JMatPro®.....	72
Figura 3.19 Ciclos térmicos de soldadura en el punto A en la USD-60° ^[132]	73
Figura 3.20 Diagrama TTT del acero API X-52.....	74
Figura 3.21 ZAT del cordón de raíz en la USD-60.....	75
Figura 3.22 Dirección de solidificación del borde de grano tipo II en las USD.....	76
Figura 3.23 EBSD´KP para la estructura FCC en el BG-II.....	77
Figura 3.24 EBSD´KP para la estructura BCC en el BG-II.....	78
Figura 3.25 Comparación de las temperaturas de formación de la fase austenita en los diagramas isotérmicos del acero API X-52 y el AISD SAF 2507 calculado mediante el software JMatPro®.....	79
Figura 3.26 Morfologías de la región de transición A) tipo playa, B y C) tipo bahía y D) Tipo Isla...	80

Figura 3.27 Variación de las composición química en la interfase Metal de soldadura- API X-52...	81
Figura 3.28 Microestructuras del metal de soldadura en las uniones soldadas disímiles.	85
Figura. 3.29 Análisis de fases en el metal de soldadura	86
Figura 3.30 Micrografías de la ZAT del AISD SAF 2507 en las uniones soldadas disímiles	88
Figura 3.31 Ensayo de tensión de las uniones soldadas disímiles.....	90
Figura 3.32 Ensayo de dobléz de las uniones soldadas disímiles.....	91
Figura 3.33 Mediciones de dureza en la unión soldada disímil a 60°	93
Figura 3.34 Mediciones de dureza en la unión soldada disímil a 90°	93

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1.1 Estadísticas del comportamiento de las uniones soldadas disímiles ^[1]	25
Tabla 2.1 Composiciones químicas nominales de los materiales ^[114,116]	37
Tabla 2.2 Propiedades mecánicas de las aleaciones	37
Tabla 2.3 Variables del proceso de soldadura.	39
Tabla 3.1 Composición química de los materiales (% en peso)	45
Tabla 3.3 Efecto de la temperatura sobre la microestructura del SAF 2507.	50
Tabla 3.4 Composición química de las fases posterior a la formación de la fase sigma (% en peso).	55
Tabla 3.5 Porcentajes de fases después de los ciclos térmicos.....	57
Tabla 3.6 Composición química calculada para la zona de transición	82
Tabla 3.7 Composición química de cada fases presente en el metal de soldadura de la Fig. 3.29. .	86

NOMENCLATURA

Å	Amstrong 1×10^{-10} m.
A _{bm}	Área del metal base fundido en el cordón de soldadura
AE	Electrones Auger
A _{fm}	Área del metal de aporte depositado en el cordón de soldadura
AID	Aceros inoxidables dúplex
AISD	Aceros inoxidables superdúplex
API	(American Petroleum Institute) Instituto Americano del Petróleo
ASTM	(American Society of Testing Materials) Sociedad Americana de Pruebas de Materiales
AWS	(American Welding Society) Sociedad Americana de Soldadura
BCC	Estructura cúbica centrada en el cuerpo
BG-II	Borde de grano tipo
CEV	Carbono equivalente
Cr _{eq}	Cromo equivalente
D	Dilución
EBKP	(Backscattered electron Kikuchi Patterns) Patron de electrones de Kikuchi retrodispersados.
EBSD	(Electron backscattered diffraction) Difracción de electrones retrodispersados.
EDX	(Energy dispersive X ray analysis) Energía dispersiva de rayos X
eV	Electron Volts ($1,602 \times 10^{-19}$ J)
FCAW	(Flux cored arc welding) Soldadura de arco eléctrico con electrodo de núcleo fundente
FCC	Estructura cúbica centrada en las caras
FN	(Ferrite number) Número de ferrita
GMAW	(Gas metal arc welding) Soldadura de arco eléctrico con protección gaseosa y electrodo consumible.
GTAW	(Gas tungsten arc welding) Soldadura de arco eléctrico con electrodo de tungsteno y protección gaseosa
HSLA	(High strengt low alloy) Aceros de alta resistencia baja aleación o aceros microaleados
HV	(Hardness Vickers) Dureza Vickers

IIW	(International Institute of Welding) Instituto Internacional de Soldadura
M-A	Constituyente MA o islas de martensita
MEB	Microscopía electrónica de barrido
MET	Microscopía electrónica de transmisión
MO	Microscopía óptica
Ni _{eq}	Níquel equivalente
OES	(Optical emission spectroscopy) Espectrometría de emisión óptica
OIM	(Orientation imaging microscopy) Microscopía de orientación de imágenes.
PAW	(Plasma arc welding) Soldadura por arco de plasma
PRE _N	(Pitting resistance equivalent) Número equivalente de resistencia a la corrosión por picadura
Q	Calor aportado
SAW	(Submerged arc welding) Soldadura de arco sumergido
SE	Electrones secundarios
SMAW	(Shielding metal arc welding) Soldadura de arco eléctrico con electrodo recubierto
TiN	Nitruros de titanio
UNS	(Unified number system) Sistema unificado de clasificación
USD	Uniones soldadas disímiles.
UTS	(Ultimate tensile strength) Esfuerzo último a la tensión (MPa)
WRC	(Welding Research Council) Consejo de investigación en soldadura
ZAT	Zona afectada térmicamente
α'	Fase alfa prima
χ	Fase Chi
α	Fase ferrita de bajas temperaturas
γ	Fase austenita
δ	Fase austenita de elevadas temperaturas
γ ₂	Austenita secundaria
η	Coefficiente de dispersión de electrones
μm	Micras 1x10 ⁻⁶ m
σ	Fase sigma
σ _y	Esfuerzo de cedencia MPa

RESUMEN

Las uniones soldadas disímiles (USD) han sido utilizadas en la industria química, petroquímica y en la conducción de hidrocarburos como una alternativa para solucionar problemas de corrosión o pérdida de propiedades mecánicas que experimenta un componente o sección de un equipo.

Actualmente, la Industria Petrolera Nacional presenta problemas con una sección del ducto ascendente que se encuentra en la zona de marea y oleajes, por lo que está expuesta a medios salinos. Este ducto es fabricado de acero API X-52, el cual tiene una baja resistencia a la corrosión, siendo necesario reemplazar dicha sección por una fabricada con una aleación superior. Por esta razón, se propone como solución utilizar la USD API X-52/SAF 2507 unida mediante un proceso de soldadura por arco eléctrico. Debido a que ambas aleaciones tienen diferencias significativas en su composición química y por lo tanto, en microestructura y propiedades mecánicas, es importante estudiar el efecto de los ciclos térmicos del proceso de soldadura sobre las transformaciones de fase en cada aleación, ya que pueden afectar las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión en la unión soldada disímil.

Para conocer las temperaturas de transformación de fases de cada aleaciones, se obtuvieron los diagramas de equilibrio y tiempo-temperatura-transformación mediante el programa termodinámico JMatPro®. Para corroborar la información obtenida mediante JMatPro®, se simuló los ciclos térmicos del proceso de soldadura GTAW en piezas de acero API X-52 y SAF 2507, los que fueron calculados mediante el modelo de distribución de temperaturas "Spot Welding". Para observar los cambios microestructurales bajo la aplicación de los ciclos térmicos del proceso de soldadura GTAW, se realizaron las uniones soldadas disímiles utilizando dos preparaciones de borde, 60° y 90°. Se empleó el material de aporte ER 2594, el cual fue seleccionado mediante el uso del diagrama WRC-1992 y el diagrama de Schaeffler.

Las USD fueron analizadas mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido utilizando la técnica de electrones secundarios, electrones retrodispersados y orientación de imágenes. Las propiedades mecánicas fueron evaluadas mediante el ensayo de tensión y ensayos de dureza Vickers de acuerdo al código ASME IX.

Los resultados mostraron que las preparaciones de borde a 60° y 90°, influenciaron directamente los ciclos térmicos experimentados por el acero API X-52 y el SAF 2507 al observarse diferentes cambios microestructurales en ambas aleaciones, resultado de los ciclos térmicos de cada uno de los pasos de soldadura depositados, principalmente la formación del borde de grano tipo II en la interfase API X-52/metal de soldadura, el cual se forma a elevadas temperaturas cuando ambas aleaciones se encuentran en un rango de temperaturas donde presentan la fase austenita. En cuanto a las propiedades mecánicas, estas no fueron afectadas por las transformaciones de fase, debido a que las USD cumplen con los requerimientos especificados en el código ASME IX. Por lo tanto, la unión soldada disímil API X-52/SAF 2507 presenta las propiedades mecánicas requeridas para ser considerada como una solución al problema del ducto ascendente.

ABSTRACT

Dissimilar Welding Joints (DWJ) have been used in the chemical, petrochemical and power generation industries as an alternative to avoid the loss of corrosion resistance and mechanical properties in some complex components or equipment exposed to corrosive media.

At the present time, the Mexican Petroleum Industry presents some corrosion problems and loss of mechanical properties on the splash zone of the pipeline due to marine conditions service. This pipeline is made of API X-52 steel which has a low corrosion resistance; hence that section is thought to be replaced for another alloy having the properties needed for this application. For this reason it is proposed the use of a DWJ API X-52/SAF 2507 joined by means of GTA welding process. However, the differences in their chemical compositions and microstructures become actually important to study the effect of the weld thermal cycles on the phases transformation in each alloy which could affect the mechanical properties and corrosion resistance.

The first step to study the phase's transformation of each alloy, the equilibrium diagram and time-temperature-transformation diagram were calculated using the software JMatPro[®]. On the other hand, the simulation of the thermal cycles of the GTA welding process was applied under the model of temperatures distribution "Spot welding" with the main idea to observe the microstructural changes promoted by the thermal cycles. The DWJ were performed using two groove preparations, 60-deg and 90-deg with the ER 2594 filler metal chosen by means of the WRC-1992 diagram and Schaeffler diagram.

The DWJ's were analyzed by optical microscopy and scanning electron microscopy using the technique of secondary electrons and orientation imaging. The mechanical properties were evaluated by means of tension test and bend test and Vickers hardness according to the ASME IX code.

The results shown that different grooves, 60 and 90-deg had a direct influence over the thermal cycles which promote microstructural changes in the API X-52 and SAF 2507 as a result of the effect of the thermal cycle of each welding pass. In both DWJ's, the formation of the grain boundary type II on the interphase APIX-52/weld metal was observed, which is formed at high temperatures while both alloys present the austenite phase. The mechanical properties were not affected by the phase's transformation, so that the DWJ's accredited successfully the requirement specified on the ASME IX code. Therefore the DWJ API X-52/SAF 2507 presents the mechanical properties to be considered as a solution to the problem in the pipe line.

INTRODUCCIÓN

Las uniones soldadas disímiles (USD) empezaron a ser empleadas desde la década de los 40's, encontrando su aplicación principalmente en calderas en donde se requerían uniones entre aceros al carbono y aceros inoxidables austeníticos. Posteriormente, en los años 70's y 80's, su uso se incrementó en los diferentes sectores industriales como la química y petroquímica ^[1,2].

Las USD posee una microestructura característica que involucra el borde de grano tipo II que se identifica por la formación de bordes de granos paralelos a la línea de fusión debido a que el metal de aporte y el metal base poseen una microestructura diferente. El borde de grano tipo II ha sido relacionado como promotor del efecto de *desunión*, el cual provoca fallas en las USD. Este tipo de uniones también presentan una región de transición que localizada en la zona adyacente de la línea de fusión, en donde la microestructura puede ser una mezcla de martensita y austenita ^[3-5].

Actualmente, las líneas de conducción de hidrocarburos en zonas marinas de la Industria Petroquímica Nacional, presentan problemas de pérdida de propiedades mecánicas causadas por la corrosión en determinadas áreas, tal como ocurre en la zona de marea y oleaje, donde las condiciones del medio marino afectan una sección del ducto que comprende 7 metros, en donde las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión se ven comprometidas. Por lo tanto, se han adoptado métodos de solución alternos como la aplicación de un encamisado a dicha sección. Sin embargo, este procedimiento es una solución temporal, lo que hace inevitable una constante supervisión y mantenimiento, resultando en el aumento de costos ^[6].

Se propone como solución alterna, sustituir esa sección del ducto, por una aleación que mantenga las propiedades mecánicas en medios corrosivos, tal como el acero inoxidable superdúplex SAF 2507, el AISD presenta buenas propiedades mecánicas y una excelente resistencia a la corrosión en medios marinos. Las características y propiedades del AISD es resultado de su composición química, lo que permite tener un balance microestructural de ferrita/austenita.

Para poder emplear el acero inoxidable superdúplex, es inevitable unirlo a la sección del ducto que es fabricada de acero API X-52 mediante procesos de soldadura de arco eléctrico, dando origen a la USD API X-52/SAF 2507.

HIPÓTESIS

En las uniones soldadas disímiles el calor aportado en el proceso de soldadura controla la cantidad de mezcla existente entre los metales base y el metal de aporte, lo que a su vez afecta los mecanismos de transformación líquido-sólido, siendo mayor este efecto cuando la diferencia microestructural y química es significativa. Sin embargo, las transformaciones en estado sólido son completamente influenciadas por los ciclos térmicos del proceso de soldadura, los cuales pueden determinar los porcentajes de fases finales y por lo tanto las propiedades de la unión soldada disímil

OBJETIVOS

El objetivo general del presente trabajo es encontrar los parámetros operativos óptimos para llevar a cabo la unión soldada disímil API X-52/SAF 2507, estudiando la influencia del proceso de soldadura (calor aportado y ciclo térmico) sobre la microestructura y propiedades mecánicas de la unión soldada disímil.

Los objetivos específicos son los siguientes:

1. Estudiar y seleccionar el metal de aporte para realizar la unión soldada disímil.
2. Desarrollar el procedimiento de soldadura para realizar las USD.
3. Investigar la influencia del calor aportado sobre la transformación ferrita delta/austenita, formación de precipitados y fases intermetálicas en el AISD SAF 2507.
4. Determinar la influencia del ciclo térmico sobre las velocidades de enfriamiento y la transformación ferrita delta/austenita y formación de fases intermetálicas en el AISD SAF 2507.
5. Determinar el efecto de las velocidades de enfriamiento en las transformaciones de fase en el acero API X-52.
6. Estudiar la temperatura de formación y composición de las fases intermetálicas, caracterizándolas metalográfica y químicamente.
7. Analizar el efecto de los elementos de aleación sobre la formación de la fase ferrita delta, austenita y fases intermetálicas.
8. Determinar las propiedades mecánicas de las uniones soldadas disímiles mediante los ensayos mecánicos de tensión, dobléz y microdureza.

JUSTIFICACIÓN

En la zona de marea y oleaje, se encuentra en la sección del ducto ascendente de conducción de hidrocarburos que está inmerso en el mar y que posteriormente sube a la superficie donde la corrosión provoca una disminución en las propiedades mecánicas del acero API X-52. Por esta razón, se propone como solución alterna sustituir esa sección del ducto con acero inoxidable superdúplex SAF 2507, unidos por el proceso GTAW.

Las uniones disímiles entre aceros inoxidables superdúplex y acero HSLA no ha sido suficientemente estudiado exhaustivamente en comparación con las uniones soldadas entre aceros del mismo tipo. En los cuales se han establecido los efectos de los ciclos térmicos del proceso de soldadura sobre las transformaciones de fase. Sin embargo en las uniones soldadas disímiles el efecto del calor aportado y los ciclos térmicos del proceso de soldadura pueden modificar las transformaciones de fase conocidas, generando cambios microestructurales característicos de las uniones de materiales disímiles, como lo es la región de transición y el borde de grano tipo II los cuales han sido relacionado a las fallas de las uniones soldadas disímiles.

Por tal razón es importante conocer los cambios microestructurales presentes en las uniones soldadas disímiles y determinar los efectos que producen sobre las propiedades mecánicas de la unión soldada disímil.

CAPITULO I.

REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

El estudio de la unión soldada disímil presentado en este trabajo considera la unión de dos tipos de aceros con propiedades diferentes, teniendo al acero HSLA API X-52 como la aleación con la cual están fabricadas la mayoría de las tuberías de conducción en México, mientras que por otro lado se tiene al AISD SAF 2507 con el cual se pretende reemplazar las secciones de tubería con problemas de corrosión. Como condición inicial es importante conocer la factibilidad de unir dos aleaciones con diferente composición química, microestructura y por lo tanto propiedades mecánicas distintas. En este caso el interés es conocer el comportamiento de ambas aleaciones al ser sometidas a un ciclo de soldadura y sus transformaciones en la zona afectada térmicamente. A continuación se dará una breve introducción de cada una de las aleaciones.

1.1 El Acero

El acero es conocido como “la aleación estándar” con la cual son comparados los nuevos materiales estructurales. Sin embargo, lo que frecuentemente no es considerado al hacer esta comparación, es que el acero se mantiene en constante cambio debido a los notorios e importantes descubrimientos en la metalurgia del hierro y sus aleaciones. Esta es la razón por la cual el acero permanece como la aleación más exitosa, aunado a que mantiene una alta relación de costo/eficiencia sobre todos los demás materiales, ocasionando que el acero sea consumido en billones de toneladas anualmente ^[7,8].

Otra razón del amplio dominio de los aceros es la variedad de microestructuras y propiedades finales que presentan, las cuales pueden ser generadas por transformaciones en estado sólido y el método de procesamiento tal como ocurre en los aceros de alta resistencia y baja aleación que se detallan a continuación ^[8].

1.2 Aceros HSLA

El principal objetivo de la composición química de los aceros HSLA es la reducción del porcentaje de carbono, por lo cual el término de aceros al carbono no es muy adecuado para este tipo de aceros, mejor conocidos como “aceros microaleados de bajo carbono” o “aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA por sus siglas en inglés High strength low alloy)”.

Estas aleaciones son diseñadas para desarrollar propiedades específicas como alta resistencia a la tensión, buena soldabilidad y tenacidad, lo que puede ser alcanzado por diferentes métodos de endurecimiento ^[9-13].

Los aceros HSLA son considerados como materiales indispensables en la construcción de puentes, edificios, recipientes a presión, maquinaria de construcción, automóviles, trenes y barcos. Sin embargo, la explotación del petróleo y el gas natural ha presentado un amplio campo de aplicación para estos aceros debido a las ventajas que brinda. La optimización de las propiedades y características de los aceros HSLA se ha logrando mediante la investigación y aplicación de elementos microaleados que promueven un refinamiento de grano y endurecimiento por precipitación, incrementando la resistencia del material ^[14-17].

1.2.1 Desarrollo de los aceros HSLA

Los primeros aceros eran caracterizados por contener altos porcentajes de carbono, lo cual los hacía susceptibles a la fisuración en frío y por lo tanto solo era posible unirlos mediante remaches. Sin embargo en la década de los cuarenta se fabricaron aceros con bajos porcentajes de carbono, disminuyendo el problema de la fisuración en frío y por consiguiente se incremento la soldabilidad de estos aceros. Una de sus primeras aplicaciones se presentó durante la Segunda Guerra Mundial en la fabricación de barcos mercantes (liberty ships). Sin embargo las fallas que presentaban los buques fabricados de estos aceros, permitió el reconocimiento de un requerimiento importante en las propiedades de los aceros estructurales, “la tenacidad sobre la ductilidad” ^[11,18,19].

Al inicio de la década de los cincuentas, el trabajo de Hall y Petch revolucionó el diseño de los aceros HSLA con el concepto de refinamiento de grano de ferrita, lo que permitió un incremento en la resistencia a la cedencia y tenacidad de los aceros ferrítico-perlíticos ^[20]. Desde entonces el refinamiento de grano se mantiene como el parámetro metalúrgico más importante en el desarrollo de aceros HSLA. Sin embargo, la necesidad de aceros con mayor resistencia promovió el desarrollo de otro mecanismo de endurecimiento, conocido como endurecimiento por precipitación, el cual se basa en pequeñas adiciones de elementos como el niobio, vanadio y titanio con la finalidad de incrementar la resistencia a la cedencia, a valores aproximados de 500 MPa. Cuando esos elementos se agregan en niveles máximo de 0.15%, se convierten en elementos microaleantes, la cual es una característica de los aceros HSLA ^[8,18].

Las investigaciones de las propiedades mecánicas y procesos de fabricación, no solo han permitido producir aceros de mejor calidad sino que también ha ayudado a reducir el costo de producción, características que hacen a los aceros HSLA materiales altamente competitivos ^[18,19].

1.2.2 Microestructura de los aceros HSLA

La microestructura de los aceros HSLA consiste en una matriz de granos de ferrita equiaxiales a través de la cual se encuentra una pequeña fracción volumétrica de perlita localizada en los bordes de grano ^[21], tal como se muestra en la Fig. 1.1.

Esta ferrita contiene una baja densidad de dislocaciones y es conocida como *Ferrita Poligonal (PF)* teniendo como característica el pequeño tamaño de grano de la ferrita (5 μm de diámetro en promedio observándolo a una magnificación de 100X). La perlita presenta una morfología laminar en bandas elongadas en el sentido del rolado, con un espesor de 0.1 μm ^[9].

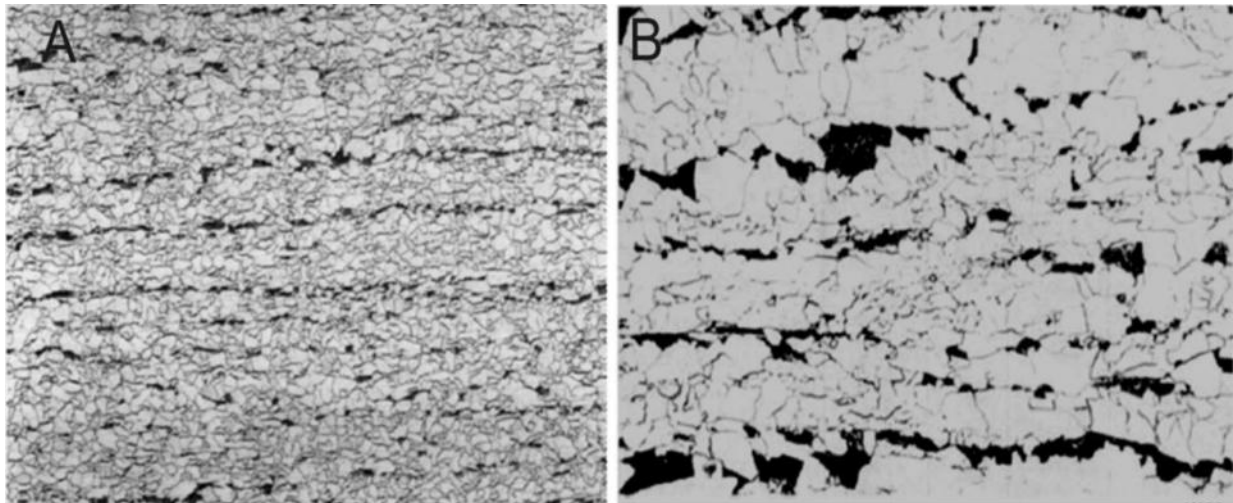


Figura 1.1 Microestructura típica de un acero HSLA A) 5x B) 500x, reveladas con Nital al 2% ^[11].

1.2.3 Soldabilidad de los aceros HSLA

Una de las razones de la aparición de los aceros HSLA fue la necesidad de producir aceros de alta resistencia que fuesen económicamente soldables, sin problemas de fisuración posterior al proceso de soldadura ^[15]. Por lo tanto el porcentaje de carbono es considerado como el principal parámetro de la soldabilidad de estos aceros debido a que su contenido determina la transformación a martensita y la susceptibilidad a fisuración por hidrogeno.

También existen otros elementos que promueven estos efectos en menor grado, por lo cual han sido relacionados en la ecuación 1.1 correspondiente a el carbono equivalente (CE) ^[16,22].

1.1

Al soldar los aceros HSLA es importante considerar las variables del proceso de soldadura como la corriente, voltaje y velocidad de avance. Las cuales en conjunto controlan el calor aportado por el proceso de soldadura cuyo propósito es causar la fusión de los materiales para que al solidificar permitan la formación de una unión integral. Por lo tanto es necesario producir materiales de aporte que produzcan depósitos de soldadura con propiedades similares a las del metal base. Por esta razón, el desarrollo de materiales de soldadura para los aceros HSLA ha llegado a ser complejo, en particular, cuando es necesario mantener las propiedades de tenacidad y ductilidad, lo cual ha traído la reducción de elementos comúnmente relacionados con la fragilización, tales como el carbono, nitrógeno, azufre, fosforo, silicio, etc. Por lo tanto, se han tenido que buscar otros elementos que reemplacen a los anteriormente mencionados para mantener la resistencia a la tensión sin afectar la tenacidad del acero ^[19].

Sin embargo el calor aportado también difunde hacia las zonas adyacentes que no alcanzan el punto fusión y por lo tanto experimentan un ciclo de calentamiento y enfriamiento, cuya severidad depende de la distancia de la zona de fusión. La temperatura pico y el rango de calentamiento disminuye en función de la distancia. La velocidad de enfriamiento es menos sensible a la distancia y puede ser relacionado con el tiempo de enfriamiento en el rango de 800-500°C, en el cual la austenita sufre transformaciones en estado sólido.

1.2.4 Soldadura de aceros HSLA

Las uniones soldadas de aceros HSLA puede ser divididas en dos zonas: la zona de fusión y la zona afectada térmicamente (ZAT). La zona de fusión representa el metal depositado y la región del metal base que alcanzó la temperatura de fusión durante la aplicación de la unión soldada, mientras que la ZAT representa la región cerca del cordón de soldadura donde el calor aportado fomenta cambios microestructurales sin fundir el material base.

1.2.4.1 Zona de fusión de aceros HSLA

Durante el proceso de soldadura de los aceros HSLA, la zona de fusión de los aceros HSLA presenta la siguiente secuencia de transformaciones microestructurales ^[23]:

Ferrita $\alpha \rightarrow$ austenita $\gamma \rightarrow$ ferrita $\delta \rightarrow$ líquido L \rightarrow ferrita $\delta \rightarrow$ austenita $\gamma \rightarrow$ ferrita α

Como se puede observar en la secuencia anterior, durante el enfriamiento se presenta la transformación "austenita $\gamma \rightarrow$ ferrita α ", a la temperatura A_1 (727°C) adquiere gran importancia para los aceros HSLA que contienen V, Nb y Ti como elementos formadores de ferrita y controladores del tamaño de grano. Esta transformación depende de los siguientes factores:

- a) el tamaño de grano de la austenita.
- b) los solutos dentro de la fase austenita.
- c) las velocidades de enfriamiento.

Generalmente, bajas temperaturas de transformación promueven una fina precipitación de la fase ferrita, debido a que se incrementa la nucleación de la ferrita y la velocidad de crecimiento de grano disminuye en función del decremento de la temperatura de transformación, por lo tanto la ferrita de grano fino es producida a bajas temperaturas de transformación ^[24].

Cuando la nucleación de la fase ferrita toma lugar en los bordes de grano de la fase austenita, la transformación austenita \rightarrow ferrita es facilitada al incrementarse las áreas de los bordes de grano de la fase austenita ^[24].

Los cambios microestructurales en el metal de soldadura suceden durante el enfriamiento las cuales son las mismas a las que se realizan los tratamientos térmicos o los procesos de rolado. Sin embargo, las microestructuras resultantes del proceso de soldadura difieren de los procesos antes mencionados debido al comportamiento no isotérmico de los procesos de soldadura ^[25].

1.2.4.2 Zona afectada térmicamente en aceros HSLA

La zona afectada térmicamente (ZAT) es resultado de los ciclos térmicos originados por el proceso de soldadura (calentamientos y enfriamientos rápidos) ^[25,26], los cuales promueven transformaciones microestructurales en estado sólido de la fase ferrita $\alpha \rightarrow$ austenita $\gamma \rightarrow$ ferrita α , en la zona adjunta a la zona de fusión.

Las transformaciones de la ZAT anteriormente mencionadas, durante el ciclo térmico, que determinan la microestructura final. Como se muestra en la Fig. 1.2, la transformación "ferrita (α) \rightarrow austenita (γ)" se inicia durante el calentamiento a temperaturas superiores a la temperatura A_1 y continúa hasta la fase austenitización, para lo cual se requieren temperaturas mayores a la temperatura A_3 (911°C). Posteriormente la temperatura continúa incrementándose hasta alcanzar la temperatura máxima (temperatura pico) antes de iniciar el enfriamiento. El crecimiento del grano de austenita se inicia después de formarse, pero también el crecimiento puede ocurrir después de que la fase de austenitización es completada ^[23].

Durante el enfriamiento, a temperaturas menores a la temperatura A_3 la austenita inicia una descomposición a varios microconstituyentes, que depende ampliamente de la velocidad de enfriamiento y el tamaño de grano de la austenita ^[23].

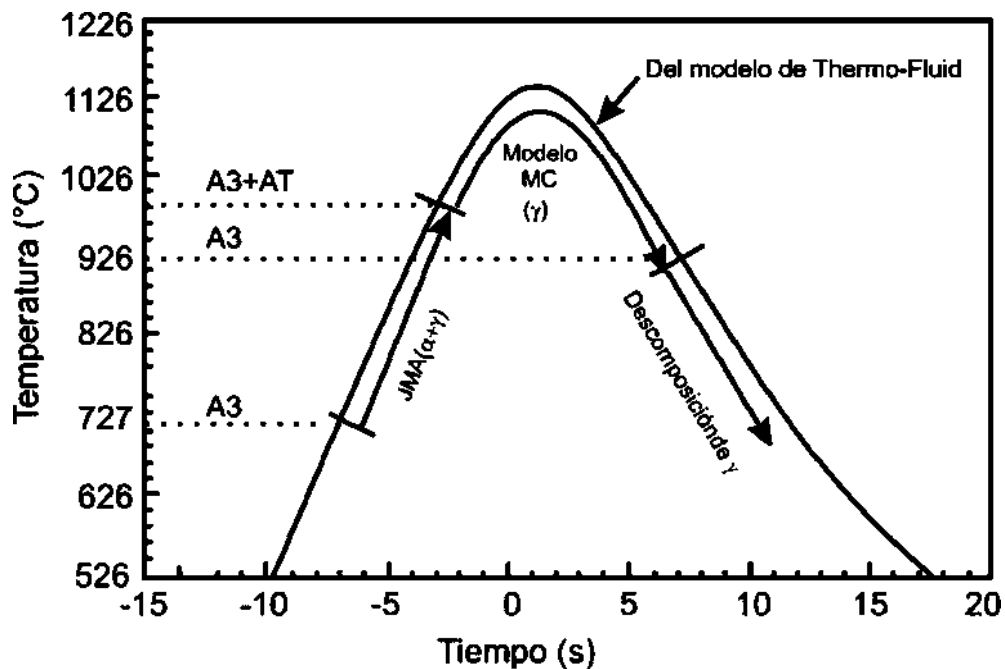


Figura 1.2 Proceso del ciclo de transformaciones en la ZAT ^[23].

Los análisis metalográficos de la microestructura de la ZAT revela que existen tres regiones típicas en los aceros HSLA: a) región supercrítica, b) región intercrítica y c) región subcrítica.

La región supercrítica puede ser dividida en dos: región de crecimiento de grano y región de grano refinado. Todas las cuales están definidas por la temperatura pico y al historial térmico al que fueron sometidas, tal como lo muestra el esquema de la Fig. 1.2 ^[19,26]. El crecimiento de grano se presenta cuando la temperatura pico del ciclo térmico de soldadura alcanza la temperatura de

dilución de los precipitados como el VC, TiN, TiO, etc. Los cuales evitaban este efecto. Debajo de esta temperatura, el ciclo térmico usualmente produce un tamaño de grano menor que el del metal base.

En la Fig. 1.3 se esquematizan las diferentes regiones en la ZAT, donde la zona supercrítica, es en la cual ocurre el crecimiento de grano, por lo que es considerada como la región más frágil que conforma la ZAT. Los parámetros estructurales, relacionados a la tenacidad son el tamaño de grano de la ZAT y la fracción volumétrica de las islas de martensita-austenita, lo que se conoce como constituyente M-A ^[26,27].

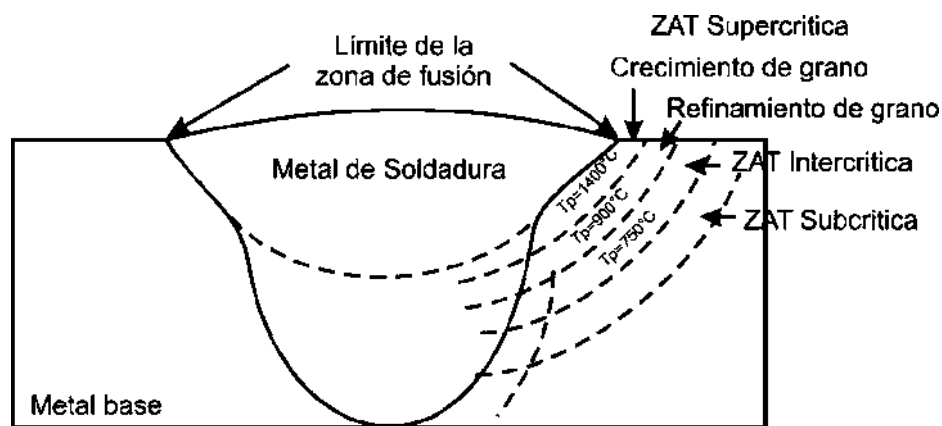


Figura 1.3 Diferentes regiones de la ZAT en los aceros HSLA ^[27].

1.2.4.3 Disminución de la tenacidad en la ZAT de aceros HSLA

Como se mencionó anteriormente, ciertas regiones de la ZAT sufren un crecimiento de grano posterior a la fase de austenitización, ocasionando que la tenacidad sea usualmente menor que la del material base ^[16]. Este efecto puede vincularse a la estabilidad termodinámica de los elementos de aleación a elevadas temperaturas y los precipitados que estos forman.

Estudios previos han determinado que bajos porcentajes de titanio (0.01%) son efectivos para reducir el crecimiento del tamaño de grano austenítico debido a que forma nitruros de titanio (TiN) estables a temperaturas de 1400°C aproximadamente, pero a temperaturas mayores, las partículas de TiN empiezan a disolverse y son ineficientes para reducir el tamaño de grano cerca de la línea de fusión pero logran una considerable reducción del ancho de la zona de crecimiento de grano, lo cual es benéfico para la unión soldada ^[14,16]. Otra solución optada para mejorar la

tenacidad ha sido la adición de elementos formadores de óxidos, tales como el calcio y tierras raras, con la intención de formar partículas estables que sean refinadoras de grano efectivas a temperaturas cerca del punto de fusión ^[19].

El otro factor relacionado a la disminución de tenacidad en la ZAT es la cantidad de constituyentes M-A (Fig. 1.4), las cuales se forman a partir de la austenita rica en carbón en conjunto con los elementos como el Mo y B ^[25]. Además, también se ha observado que la formación de este constituyente aumenta en relación del porcentaje de manganeso, debido a que este elemento promueve la disminución en la actividad del carbono dentro de la fase austenita resultando en la formación del constituyente M-A. La reducción a la formación de este constituyente se ha relacionado con la disminución de los contenidos de carbono así como el carbono equivalente (ecuación 1.1) ^[28], resultando en una mejora a la tenacidad ^[19].

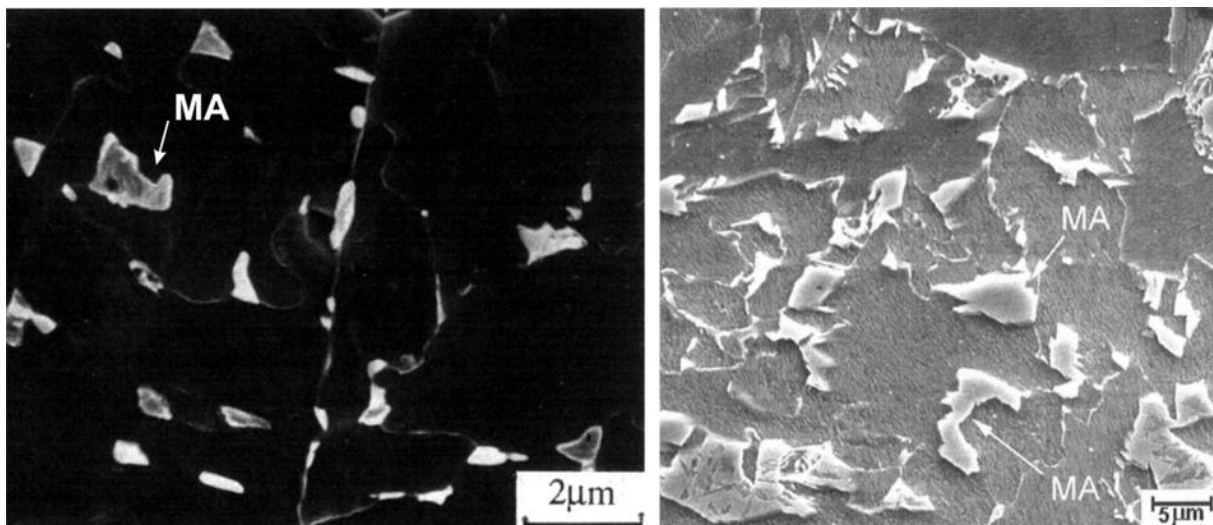


Figura 1.4 Constituyente M-A dentro de la ZAT del acero HSLA observado mediante MEB ^[17,26].

Sin embargo no es posible cuantificar la influencia de los elementos de aleación sobre la tenacidad de la ZAT debido a las diferentes condiciones de soldadura. Por ejemplo, los elementos microaleantes como el niobio y vanadio son considerados por tener un efecto fragilizante sobre la ZAT, pero pueden ser considerados benéficos bajo ciertas condiciones, tal es el caso del niobio, el cual fomenta la formación de una ferrita acicular que se caracteriza por presentar una morfología de placas lenticulares con tamaño de grano de 1 a 3 micras y es conocida por mejorar la tenacidad y la resistencia de las uniones soldadas ^[8,29]. Sin embargo, puede tener efectos

adversos en las transformaciones de fases en la ZAT ^[16,30]. Por otro lado el vanadio puede tener efectos benéficos en los cambios microestructurales de la ZAT, ya que puede controlar la precipitación de nitruros de vanadio (VN) y carburos de vanadidos (VC), así como el crecimiento de grano en esa zona y por lo tanto mejora su tenacidad ^[19,31].

1.3 Aceros inoxidables

Sin lugar a duda los aceros inoxidables son una clase importante de aleaciones. Su importancia es demostrada por la amplia gama de aplicaciones en las cuales están presentes, comprendiendo desde aplicaciones básicas como utensilios de cocina y muebles hasta las aplicaciones más sofisticadas como vehículos espaciales ^[27,28].

La palabra acero tiene implícito el constituyente hierro en todo el material, mientras que el uso del adjetivo inoxidable implica la ausencia de corrosión u óxido. Con la intención de proporcionar la característica de inoxidabilidad a los aceros, se debe agregar al menos 11% de cromo en peso. Con estos porcentajes, el cromo forma una capa protectora y autoregenerativa de óxido de cromo Cr_2O en la superficie, la cual da la propiedad de inoxidabilidad ^[32,33].

El sistema Fe-Cr forma la base de los aceros inoxidables modernos, otros elementos de aleación son agregados para mejorar ciertas propiedades específicas. Por ejemplo, el molibdeno es adicionado para aumentar la resistencia a la corrosión por picadura y el níquel es empleado para obtener un mayor porcentaje de austenita y por lo tanto la ductilidad del material.

Los aceros inoxidables son divididos en cinco familias. De las cuales cuatro de ellas se basan en sus características cristalográficas/metalográficas, clasificándose en aceros inoxidables ferríticos, martensíticos, austeníticos y dúplex. La quinta familia corresponde a los aceros inoxidables endurecibles por precipitación se basan en el tipo de tratamiento térmico aplicado en lugar de clasificarlos por su microestructura ^[32].

1.3.1 Aceros inoxidables dúplex

Los aceros inoxidables dúplex (AID) representan una importante clase de aceros inoxidables, los cuales exhiben una microestructura mitad ferrita y mitad austenita, razón a la cual deben su nombre “dúplex” lo cual promueve una deseable combinación de propiedades como elevada resistencia a la corrosión y buenas propiedades mecánicas ^[34-37].

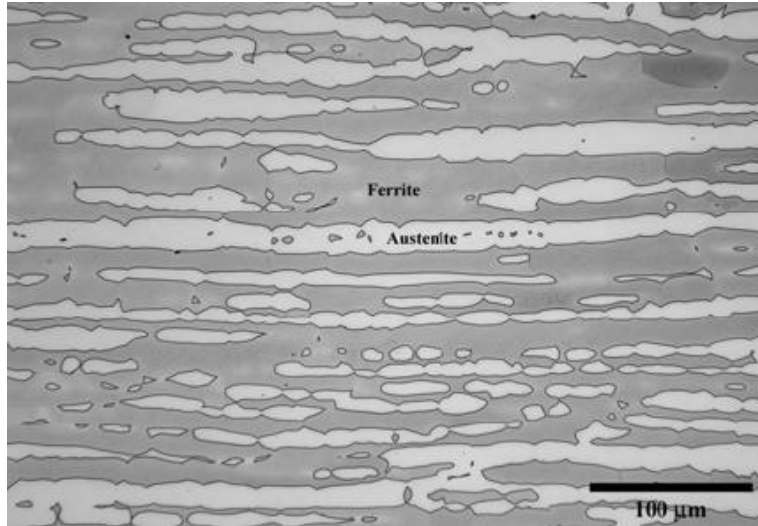


Figura 1.5 Microestructura típica de un AID ^[38].

Los AID son seleccionados para aplicaciones donde la corrosión es un problema potencial, tal como en las estructuras marinas, barcos, industrias productoras de papel, plantas petroquímicas, líneas de conducción de hidrocarburos, intercambiadores de calor, columnas de destilación y componentes en reactores nucleares ^[39-41]. Por esta razón, durante las últimas dos décadas se ha optado por la tendencia de reemplazar a los aceros inoxidable austeníticos por aceros inoxidable dúplex ^[42].

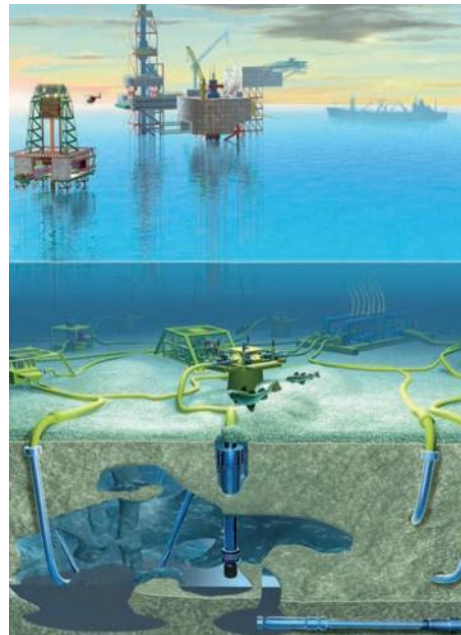


Figura 1.6 Aplicaciones de los AISD SAF 2507 a) Intercambiador de calor b) Conducción de hidrocarburos ^[43].

1.3.2 Aceros inoxidables superdúplex

Cuando los requerimientos de resistencia a la corrosión fueron superiores a los de los que ofrecían los AID, se necesitaron nuevas aleaciones, dando origen a la evolución del subgrupo conocido como: "Aceros Inoxidables Superdúplex" (AISD). La característica que los hace diferentes a los aceros inoxidables dúplex es su elevada resistencia a la corrosión, la cual es medida por el número PRE que es una ecuación empírica de la resistencia a la corrosión, propuesta por Clark, Gentil y Guda en 1986 para los aceros inoxidables ^[44].

$$\text{Pitting Resistent Equivalent (PRE)} = \text{Cr} + 3.3 \text{ Mo} + 15 \text{ N} \quad 1.2$$

Los AISD presentan un número PRE mayor a 40 ^[45,46]. Este incremento en el número PRE se debe al aumento del porcentaje de cromo (25-27%) y molibdeno (3-4.5%) así también como el porcentaje de nitrógeno que varía del 0.25-0.28% ^[37,47].

Al mejorar la resistencia a la corrosión de los AISD mediante el incremento del porcentaje de cromo y molibdeno, también se aumenta la susceptibilidad de precipitación de fases fragilizantes como la fase sigma, por lo tanto, como solución se propuso adicionar el nitrógeno para controlar estos efectos negativos debido a que el nitrógeno reduce la formación de fases intermetálicas tal como la fase sigma. Así mismo, el nitrógeno es un fuerte estabilizador de la austenita, favoreciendo la transformación de fase ferrita a austenita a elevadas temperaturas. Por esta razón, se puede decir que al adicionar el nitrógeno se pudo aumentar el porcentaje de cromo y molibdeno para mejorar la resistencia a la corrosión ^[47-49].

Aunque los aceros inoxidables superdúplex pueden ser utilizados en diferentes aplicaciones industrias donde la corrosión es un problema, estos no representan la solución debido a que la selección de materiales debe ser realizada conociendo sus propiedades y limitaciones. Los aceros inoxidables dúplex y superdúplex no son la excepción debido a que el límite máximo de temperatura en largo periodos de tiempo es de 275°C para asegurar que no sufrirá cambios microestructurales que deterioren la ductilidad y la resistencia a la corrosión a causa de la formación de fases intermetálicas ^[36].

1.3.3 Desarrollo de los AISD

Los aceros inoxidable dúplex fueron desarrollados hace más de 80 años. Al final de los años veinte, la compañía Avesta fue la primera en registrar los primeros grados dúplex. Sin embargo, estos AID no acreditaban los estándares para ser aplicados en la industria debido a que los procesos metalúrgicos disponibles no eran adecuados para producir aceros con el balance ferrita-austenita. No obstante la introducción de los procesos AOD (Argón-Oxígeno-Decarburización) al final de la década de los sesentas y principios de los setentas abrió la posibilidad de producir los modernos grados dúplex. Dando origen al primer grado comercial con buena soldabilidad denominado UNS S32205, el cual forma parte de los AID de segunda generación. El éxito comercial de esta aleación alentó a otros productores a continuar desarrollando y produciendo AID de baja y alta aleación, lo cual trajo como resultado, el desarrollo y producción de los AISD, los cuales forman parte de la tercera generación ^[50,51].

La adición de nitrógeno fue la base para el desarrollo de esta tercera generación y los aceros inoxidable dúplex de alta aleación son ahora conocidos como superdúplex, tal como lo es el UNS S32750 con una composición de 25%Cr-7%Ni-4%Mo y de 0.24-0.32%N, el cual es el más empleado a nivel industrial ^[51].

1.3.4 Metalurgia de los AISD

Los AISD están basados en el sistema Fe-Cr-Ni-N, todas estas aleaciones solidifican virtualmente en 100% ferrita y dependen de las transformaciones en estado sólido de ferrita-austenita para alcanzar el balance entre ambas fases. El nitrógeno es usualmente adicionado para acelerar la formación de la fase austenita y estabilizarla así como mejorar la resistencia a la corrosión por picadura. El molibdeno, tungsteno y cobre son agregados para mejorar la resistencia a la corrosión.

Los AID y AISD en general presentan un mayor contenido de elementos formadores de ferrita y austenita que los aceros inoxidable austeníticos, lo cual debe considerarse para el hecho que los AID y AISD solidifican inicialmente en ferrita y la austenita solo nuclea y crece debajo de la temperatura de ferrita solvus, con la siguiente secuencia de transformación e ilustrado en la Fig. 1.7.

Líquido → Líquido + Ferrita → Ferrita → Ferrita + austenita ^[32]

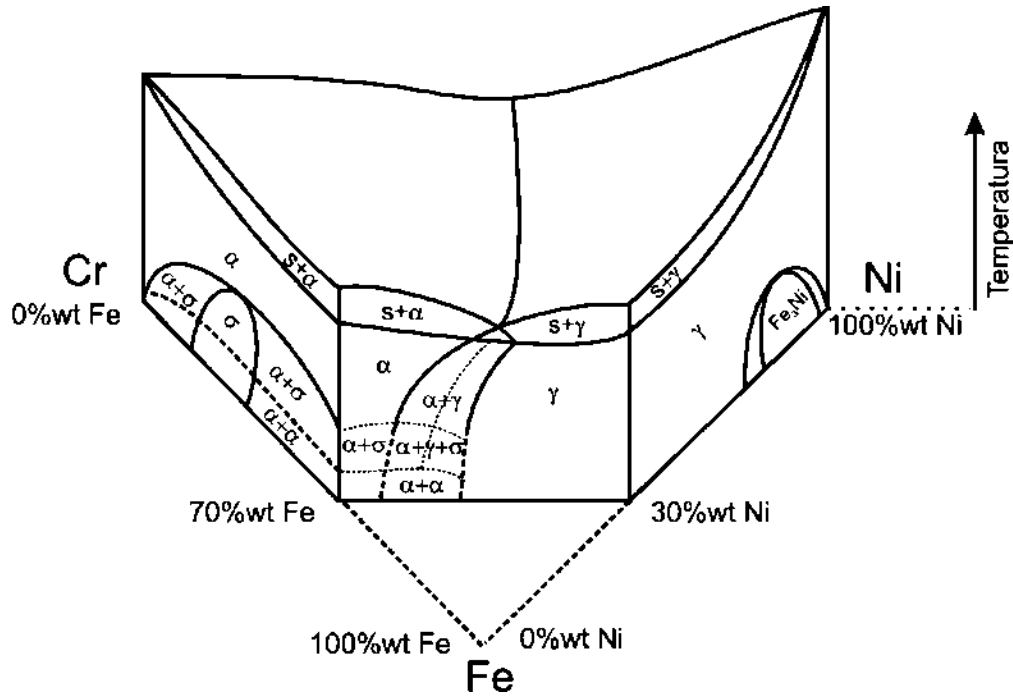


Figura 1.7 Diagrama de fases ternario Fe-Cr-Ni correspondiente al AISD UNS S32750 ^[52].

La transformación en estado sólido de ferrita a austenita es considerada difusional y por lo tanto es afectada por el tiempo y la temperatura. Un enfriamiento rápido desde la temperatura en la cual el AISD es completamente ferrítico suprimirá la transformación ferrita-austenita.

La temperatura a la cual la transformación ferrita-austenita es elevada y depende de la composición del AISD pero típicamente se encuentra en el rango de temperaturas de 1200-800°C. Por lo tanto un diferencial de tiempo grande resultara en una mayor transformación ferrita austenita. Sin embargo debajo de esta temperatura es posible que fases intermetálicas aparezcan dentro de la fase ferrita, las cuales se citan a continuación.

1.3.5 Fases secundarias

Los aceros inoxidable dúplex y superdúplex presentan una alta susceptibilidad para formar diferentes tipos de fases, las cuales pueden clasificarse en seis grupos: martensita, fases intermetálicas, carburos, nitruros, boruros y sulfuros. Las fases intermetálicas, involucran principalmente por la fase sigma, chi, fases de laves y los carburos del tipo MC, M₆C M₂₃C₆ ^[53,54]. En el diagrama de la Fig. 1.8 se muestra el rango de temperaturas de formación de las fases secundarias en los aceros inoxidable dúplex y superdúplex. Las cuales pueden formarse durante

la solidificación, tratamiento térmico, deformación plástica o durante un envejecido producido por las condiciones de servicio a temperaturas mayores a 250°C, teniendo como resultado efectos negativos en los AISD ^[55-59]. La mayoría de los cambios microestructurales toman lugar a partir de la ferrita o en sus bordes de grano debido a que las velocidades de difusión de los elementos de aleación en la ferrita son 100 veces más rápido que en la austenita ^[52,60,61].

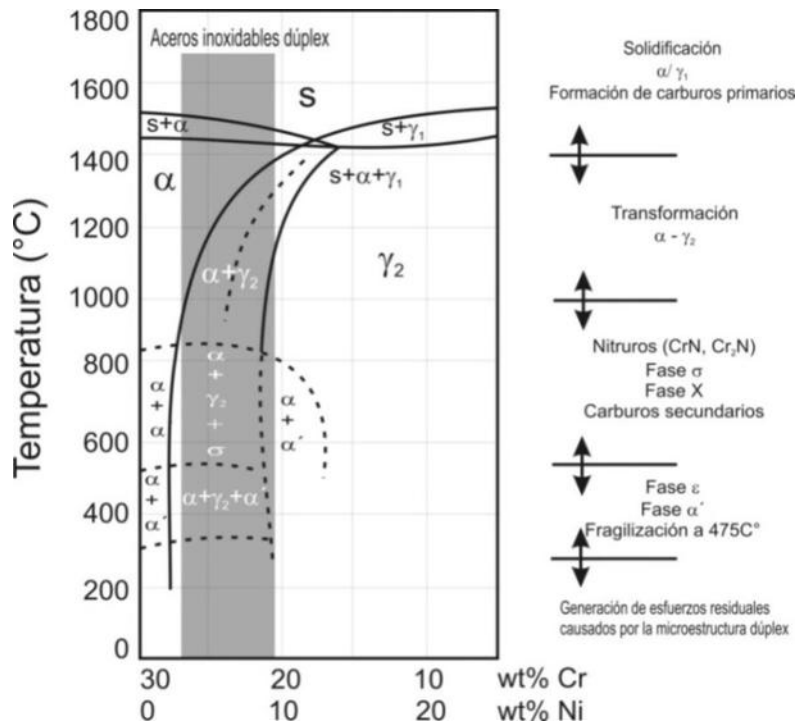


Figura 1.8 Diagrama pseudobinario Fe-Cr-Ni con 70%Fe ^[52].

Se ha reportado que el molibdeno promueve la precipitación de fases secundarias como la fase sigma, chi, $M_{23}C_6$, Cr_2N en el rango de 600 a 900°C, en donde la cinética de precipitación depende del ciclo térmico al que se expone el material. Sin embargo a temperaturas de 350°C-500°C se puede encontrar la precipitación de alfa prima α' la cual solo se pueden observar después de largos periodos de tiempo ^[62].

1.3.5.1 Austenita secundaria

La formación de la austenita secundaria (γ_2) está ligada a la formación de la fase sigma (σ), tal como lo indica la reacción eutéctode $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$ a partir de la cual se forman estas dos fases debido a que cuando se inicia la formación de la fase sigma dentro de la ferrita, disminuyen los porcentajes de Cr y Mo en las áreas cercanas, siendo ahí donde se inicia el crecimiento de la

austenita secundaria la cual mejora la tenacidad del acero inoxidable, sin embargo, su composición química con menores porcentajes de Cr, Mo y N en comparación con la austenita original o primaria, la hace más susceptible a la corrosión ^[60,63,64].

Se han caracterizado dos tipos de austenita secundaria mostradas en la Fig. 1.9. El primer tipo es la austenita secundaria intergranular (Fig. 1.9A), la cual es formada en la interfase ferrita/austenita y es consecuencia de la pre-existencia de partículas de austenita.

El segundo tipo es la austenita secundaria intragranular (Fig. 1.9B) y como su nombre lo indica, esta nuclea dentro de la fase ferrita. La precipitación de este último tipo de austenita secundaria se produce por difusión controlada que ocurre por nucleación y crecimiento ^[63].

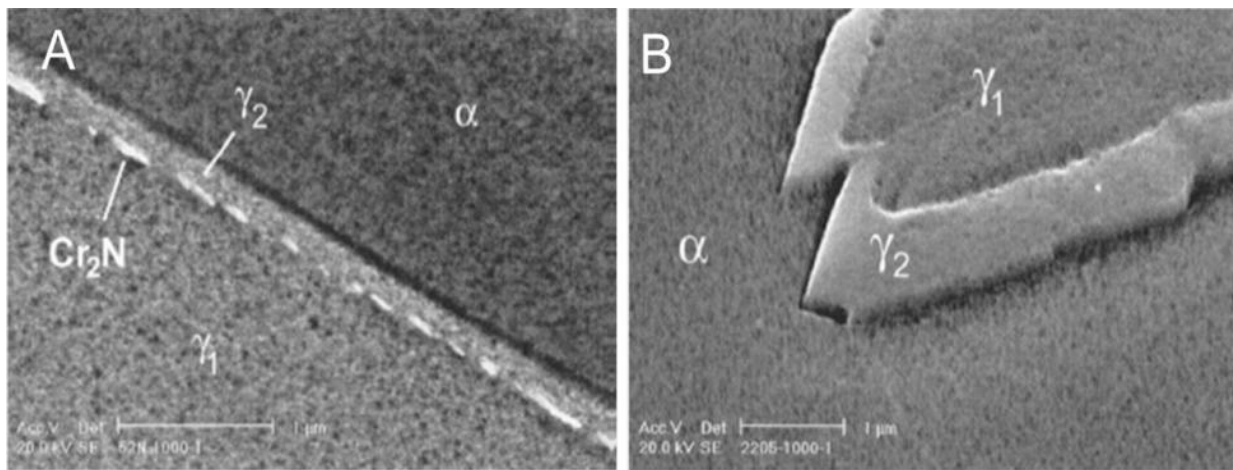


Figura 1.9 Austenita secundaria formada en un acero UNS S322205 a) intergranularmente y b) intragranularmente ^[63].

1.3.5.2 Fase sigma

La fase sigma es probablemente la fase intermetálica más estudiada y la más indeseable en los aceros inoxidables superdúplex. En 1907 inclusive antes del desarrollo de los aceros inoxidables, Treitschke y Tamman encontraron un compuesto en el sistema Fe-Cr, cuya composición química presentaba un contenido de cromo de 30-50 por ciento. En 1927, Bain y Griffiths encontraron una fase de alta dureza pero muy frágil en un sistema Fe-Cr-Ni, a la cual llamaron componente B. En 1936, Jett y Footela llamaron fase sigma al componente B, pero no fue hasta 1951 cuando se estudió a detalle su estructura cristalográfica ^[53].

La cinética de formación de la fase sigma consta de nucleación y crecimiento. La precipitación de la fase sigma ocurre en la ferrita debido a su alto contenido de Cr y Mo, así como a la elevada difusión de estos elementos dentro de esta fase, en comparación con la austenita. Esta difusión promueve la formación de la fase sigma, al mismo tiempo que ocurre la transformación de ferrita a austenita secundaria. Mientras el Cr disminuye en la ferrita, el molibdeno lo hace pronunciadamente. Esto indica que el Mo es el principal elemento que controla la precipitación de la fase sigma, aunque la difusión del Cr es menor a la del Mo a elevadas temperaturas. La nucleación de la fase sigma predominantemente ocurre en los bordes de grano ferrita-ferrita y ferrita-austenita ^[47,65]. La fase sigma regularmente aparece cuando los AISD son expuestos a temperaturas entre 600 y 1000°C, por lo que el rango de formación de esta fase es el mayor en comparación a los demás compuestos intermetálicos ^[66,67].

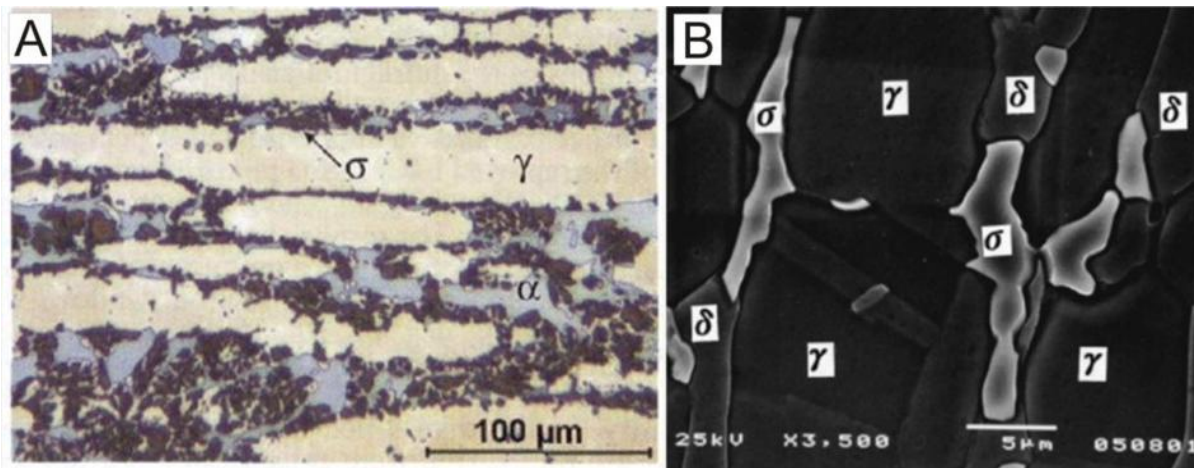


Figura 1.10 Presencia de la fase sigma en un AISD UNS S32205 envejecida a 850°C por 3600seg. a) M.O. y b) MEB ^[60,67].

La fase sigma se caracteriza por su estructura tetragonal centrada en el cuerpo, tiene una composición rica en hierro, cromo y molibdeno. Se caracteriza por tener una elevada dureza y fragilidad, por lo que su presencia afecta las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión de los AISD, debido a que remueve el Cr en solución sólida ^[68-72]. Por esta razón, se han realizado estudios para evitar la formación de la fase sigma, como el realizado por Lee *et Al.* ^[73], en donde sustituyeron el molibdeno por tungsteno, encontrándose que de esta manera se retarda y disminuye la formación de la fase sigma pero originando la fase chi, la cual presenta una composición química rica en tungsteno, sin embargo esta fase no degrada la resistencia al impacto ^[73,74].

1.4 Soldadura de aceros inoxidables superdúplex

La soldabilidad de los AISD es satisfactoria a pesar de su sofisticada microestructura, siendo los problemas más importantes, la diferencia microestructural entre el metal de soldadura, la ZAT y el metal base, junto a la precipitación de fases intermetálicas las cuales degradan sus propiedades. Estos cambios microestructurales de los AISD que ocurren durante el proceso de soldadura puede dañar el desempeño de estas aleaciones durante el servicio, principalmente al disminuir la resistencia a la corrosión y las propiedades mecánicas ^[57,75]. Por estas razones, los AISD son más complejos de soldar que los aceros inoxidables austeníticos ^[34,58,62,63].

Los nuevos AISD son bajos en carbono (menor a 0.03%C) con lo cual esencialmente se elimina el riesgo de sensitización y corrosión intergranular por la aparición de carburos. Los metales base y metales de aporte también han sido desarrollado con bajos niveles de azufre y fósforo, los cuales en combinación con la solidificación ferrítica reduce el riesgo de fisuración por solidificación, al mismo tiempo, la fisuración por hidrógeno fue reducida debido a la alta solubilidad del hidrógeno en la austenita. Sin embargo estos tipos de fisuración pueden estar presentes en los AISD por lo que se deben tomar en cuenta algunas consideraciones como las que se citan a continuación ^[32].

1.4.1 Parámetros de soldadura

Actualmente, los aceros inoxidables superdúplex pueden soldarse sin dificultades y los problemas relacionados con su soldabilidad pueden deberse a diferentes factores como la inapropiada selección de los consumibles de soldadura, selección errónea de los parámetros de soldadura y la inadecuada preparación de la unión ^[75].

1.4.1.1 Calor aportado

Uno de los parámetros más importantes en las uniones soldadas de AISD el calor aportado, el cual relaciona el voltaje, corriente y velocidad de avance. El calor aportado influencia la velocidad de enfriamiento, la cual determina el balance microestructural ferrita/austenita en el metal de soldadura y la ZAT de los AISD.

Faucher y Gilber ^[76] estudiaron la soldabilidad de las aleaciones dúplex, sugiriendo que el valor del calor aportado debe ser mayor a 1.5 kJ/mm para asegurar el suficiente porcentaje de austenita y menor a 3 kJ/mm ya que un calor aportado excesivo presenta un enfriamiento lento que favorece la transformación ferrita-austenita pero que puede promover un crecimiento de grano, amplias

regiones de ZAT y aumenta la posibilidad de precipitación de fase intermetálicas, debido a estas razones es deseable controlar los parámetros de soldadura de tal manera que, el enfriamiento sea suficientemente lento para obtener el adecuado porcentaje de transformación austenita, pero suficientemente rápido para evitar la precipitación de fases intermetálicas ^[77,78].

1.4.1.2 Temperatura interpasos

En una soldadura multipasos, la temperatura de interpasos es muy importante para alcanzar el balance microestructural debido a que puede promover la transformación de ferrita a austenita en las áreas recalentadas. Dependiendo de la cantidad de calor aportado por el proceso de soldadura, se recomienda una temperatura interpasos de 150°C ^[76,79]. Se ha reportado, que el bajo porcentaje de austenita en el metal de soldadura, puede evitarse mediante la adición de nitrógeno en el gas de protección o a través del metal de aporte. Sin embargo, si el enfriamiento es lento y la temperatura de recalentamiento es entre 700 y 800°C es posible que precipiten fases intermetálicas como la austenita secundaria, carburos o nitruros ^[80,81].

1.4.1.3 Gas de protección

El proceso GTAW emplea gas de protección y electrodo no consumible, realizando uniones de alta calidad y reduciendo la formación de escoria. Los gases de protección regularmente empleados son el argón y el helio.

Sathiya ^[81] reporto que al soldar AISD con el proceso de soldadura GTAW y empleando argón puro como gas de protección, las uniones presentan altos porcentajes de ferrita en la ZAT y el metal de soldadura, así como también, la disminución del contenido de nitrógeno. Sin embargo el balance microestructural puede ser alcanzado con la selección adecuada del metal de aporte y controlando la temperatura interpasos.

Por otro lado Bhatt ^[48] observo que el argón como gas de protección es más efectivo cuando se agrega nitrógeno, el cual ayuda a promover la transformación ferrita-austenita, sino que también ayuda a mejorar la resistencia a la corrosión por picadura. El uso del nitrógeno también ayudo a encontrar una distribución uniforme del níquel y cromo en la ferrita. Por tal razón la mezcla argón/nitrógeno debe ser empleada como gas de protección y gas de respaldo.

1.4.1.4 Preparación de borde

El diseño de la junta es seleccionado en función de las necesidades de la unión que se va a realizar, sin embargo la apertura de raíz ayuda a controlar la dilución entre el metal de soldadura y el metal base, de esta manera se pueden disminuir los problemas de bajos porcentajes de austenita y la formación de fases intermetálicas^[32].

1.4.2 Metal de soldadura

Los metales de aporte dúplex han estado disponibles desde hace 50 años aproximadamente. Sin embargo, los primeros consumibles de soldadura, fueron basados en la composición química de la misma aleación dúplex con 22% Cr. Este material de aporte, presentaba buenos resultados cuando era aplicado a placas delgadas, pero con mayores espesores, se presentaban fisuras en el metal de soldadura y en la ZAT, lo cual era resultado del elevado contenido de ferrita, promovido por las velocidades de enfriamiento y el bajo porcentaje de níquel en la composición química del metal de aporte, el cual no era suficiente para fomentar una mayor formación de austenita^[75,82].

Posteriormente, los consumibles de segunda generación tuvieron un incremento en el contenido de níquel únicamente, a diferencia de la tercera generación, la cual ha sido diseñada con un mayor incremento de níquel de 7-9 % y nitrógeno entre 0.15-0.20%. Esta última generación no muestra gran susceptibilidad a la fisuración en cuanto al calor aportado y la temperatura de interpasos^[82].

El nitrógeno así como el oxígeno e hidrógeno son gases importantes en los aceros inoxidable superdúplex. En contraste con los elementos como el cromo, níquel y molibdeno, el nitrógeno e hidrógeno se disuelven intersticialmente en sus estados disociados. El nitrógeno es un fuerte promotor de austenita y difunde rápidamente en la estructura BCC en comparación a los elementos sustitucionales, por lo que ayuda a acelerar la transformación de fase ferrita a fase austenita durante el enfriamiento después de la soldadura^[48].

Durante la soldadura, el balance ferrita/austenita en el metal de soldadura puede no alcanzarse debido al enfriamiento rápido, típico de los procesos de soldadura, resultando en contenidos de ferrita mayores al 50%^[56]. Con la idea de mantener el balance de fases, los materiales de aporte presentaron un incremento del 2-4% más de níquel que el contenido en el material base^[58].

La microestructura solidificada del metal de soldadura consiste en granos grandes y epitaxiales de ferrita con austenita precipitada intra e intergranularmente. La formación, morfología y contenido

de austenita en el metal de soldadura, son afectados por la composición química del metal de aporte y los parámetros de soldadura, mientras que la microestructura en la ZAT es determinada por los ciclos térmicos del proceso de soldadura. Sin embargo, la secuencia de transformación del metal de soldadura es la misma que para la ZAT pero debido a los patrones de solidificación, la apariencia es diferente ^[83-85].

La microestructura del metal de soldadura puede ser dividida en dos grupos de acuerdo a su modo de solidificación. Los metales superdúplex con radios Cr_{eq}/Ni_{eq} menores a 2.40 solidificaran como una mezcla de dos modos, con ferrita primaria formada inicialmente, seguida de una mezcla de ferrita y austenita, la Fig. 1.11 muestra esquemáticamente la ilustración de solidificación ferrita y solidificación ferrita-austenita ^[86].

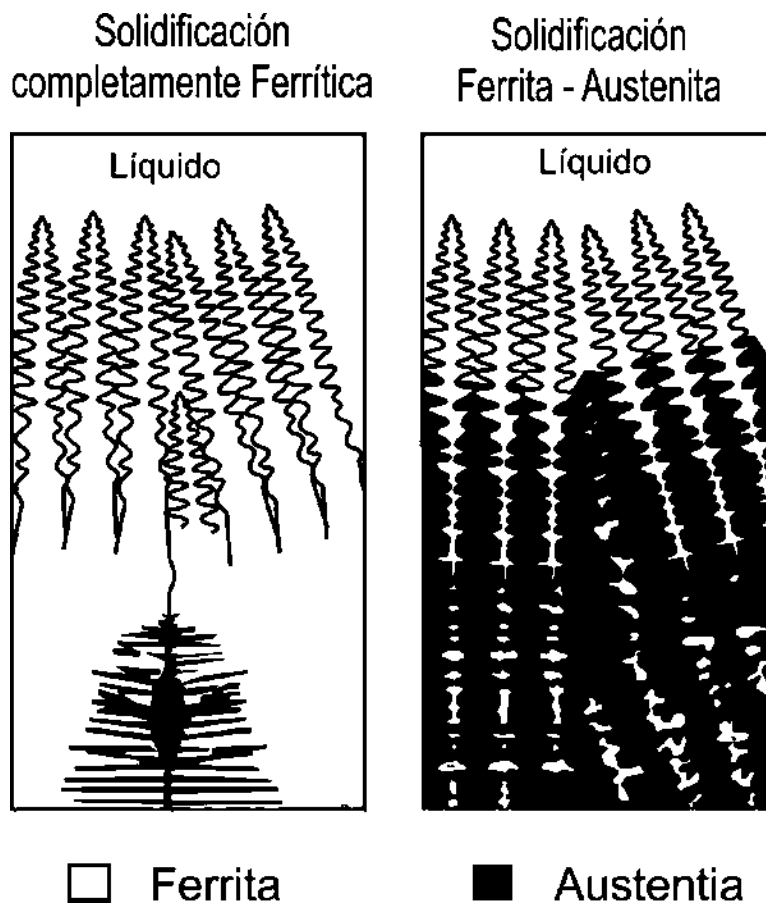


Figura 1.11 Esquemática de la solidificación ferrita y la solidificación ferrita-austenita ^[86].

La Fig. 1.12 muestra la microestructura del metal de soldadura depositado del tipo A219, en donde el lado derecho solidifica como ferrita y subsecuentemente se descompone en ferrita y austenita, mientras que el lado izquierdo solidifica como una mezcla de ferrita y austenita ^[87].

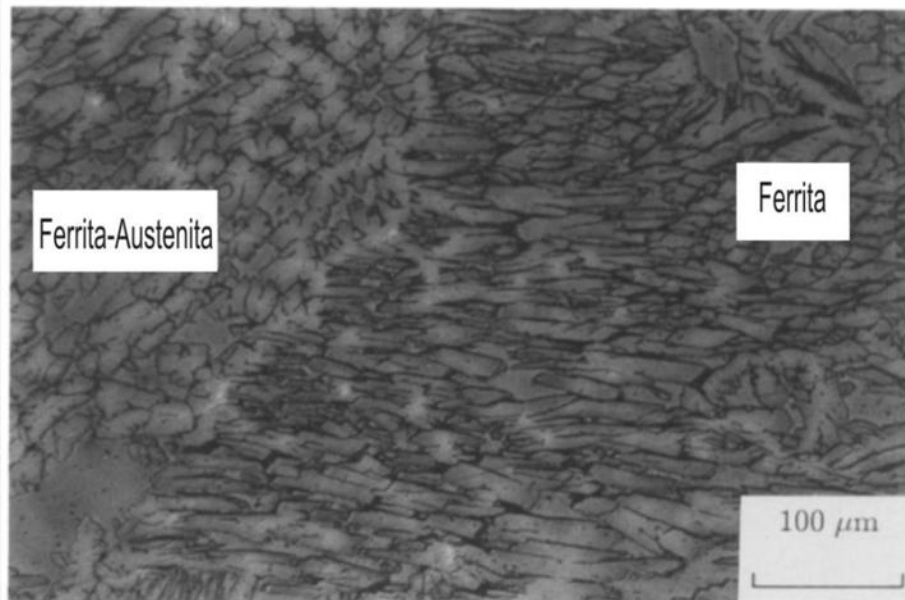


Figura 1.12 Micrografía del metal de soldadura con ambos modos de solidificación en un acero inoxidable superdúplex A219 ^[87].

La región que solidifica inicialmente como ferrita, producirá la microestructura llamada “normal” dúplex (Fig. 1.13), la cual consiste en granos de ferrita primaria con austenita Widmanstätten, la cual puede formarse de manera intergranular o intragranular, indicando que durante la transformación de ferrita a austenita, ocurre tanto en los bordes y al interior del grano ferrita ^[56,87].

Sharafi *et Al.* ^[87] comprobaron mediante microscopía electrónica de transmisión (MET) que la austenita Widmanstätten presenta una estructura cúbica centrada en las caras mientras que la matriz ferrítica es cúbica centrada en el cuerpo. Así también, mediante microanálisis por difracción de rayos X y MET demostraron que existe una pequeña diferencia en la composición química entre las placas de austenita Widmanstätten y la matriz ferrítica, lo cual es debido a las altas velocidades de enfriamiento del proceso de soldadura, en donde no se permite que la austenita Widmanstätten alcance su composición de equilibrio.

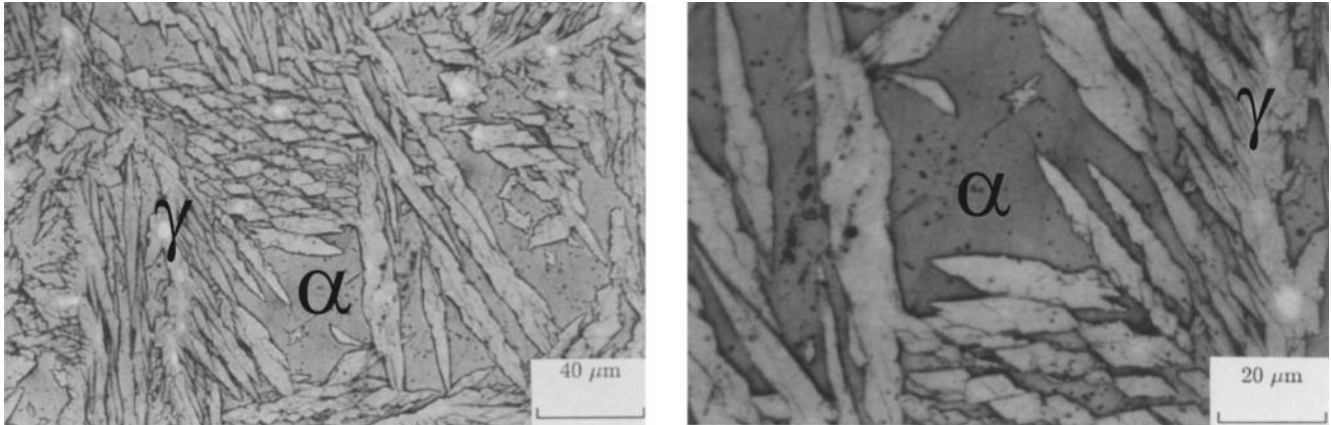


Figura 1.13 Micrografía del metal de soldadura en la región Normal dúplex ^[87].

Por otro lado, la región que solidifica como una mezcla de ferrita y austenita, presenta una microestructura diferente, donde la ferrita se encuentra en forma “vermicular” (Fig. 1.14) y la austenita presenta una morfología de bloques, a diferencia de las placas de austenita Widmanstätten en la región normal dúplex ^[56,87].

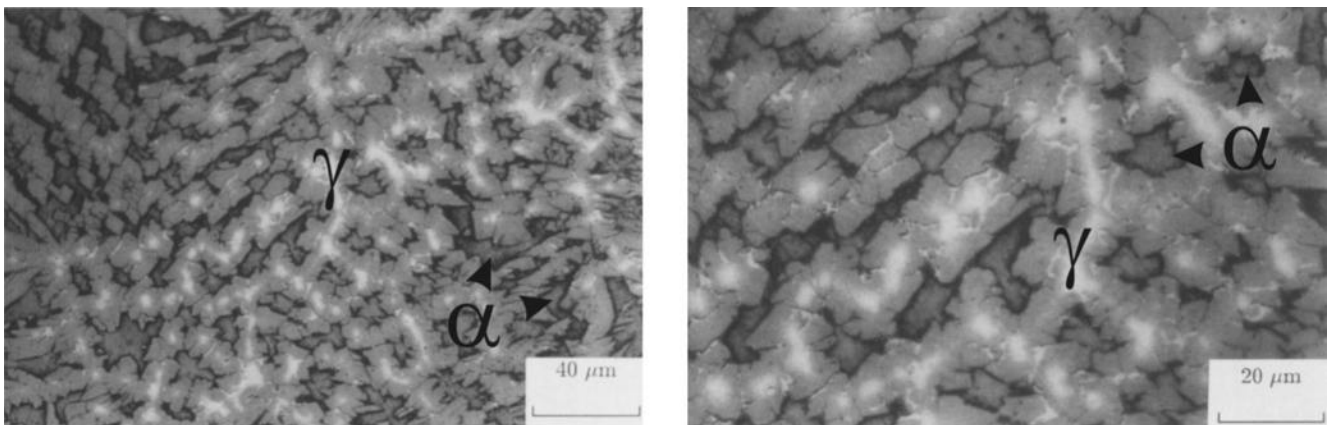


Figura 1.14 Micrografía del metal de soldadura en la región Vermicular ^[87].

1.4.3 Zona afectada térmicamente en los AISD

La evolución microestructural de la ZAT de los AID y AISD depende de diferentes factores, tales como, la microestructura del metal base, la temperatura pico alcanzada y las velocidades de calentamiento y enfriamiento ^[34].

Generalmente la microestructura resultante en la ZAT es diferente a la que presenta el metal base, pero muy parecidas a la del metal de soldadura. En los aceros inoxidable superdúplex la ZAT se presenta en una región estrecha, la cual es difícil de distinguir ^[32].

La formación de la ZAT puede ser explicada en función de los ciclos térmicos a los cuales están expuestos y puede dividirse en tres regiones distintas en función de los ciclos térmicos y temperaturas a las que estén expuestos tal como se muestra en la Fig. 1.15 ^[3].

En la región 1 el metal base es calentado a temperaturas aproximadas a la línea ferrita solvus. A esta temperatura la austenita empieza a transformarse en ferrita vía difusión controlada progresivamente hasta que la estructura es completamente ferrítica. Sobre el mismo rango de temperatura muchos de los precipitados que se encontraban en la estructura empiezan a disolverse ^[79].

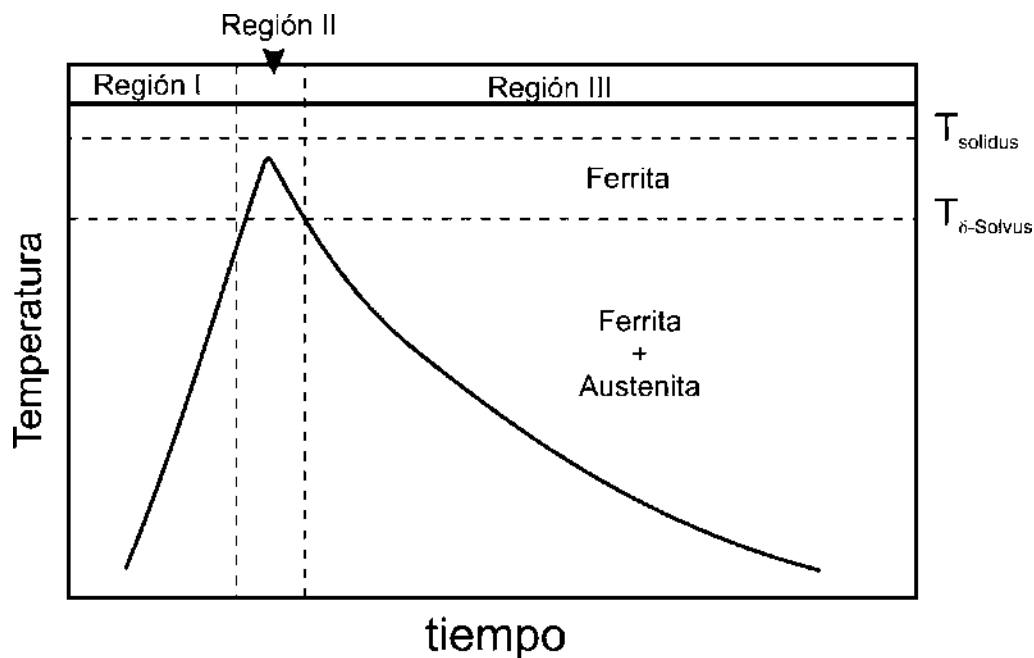


Figura 1.15 Ciclo térmico de la ZAT en un acero inoxidable superdúplex ^[3].

En la región 2 a temperaturas superiores a la ferrita solvus, se inicia un crecimiento de grano originado por la ausencia de de segundas fases (austenita) o precipitados que eviten este crecimiento. El tiempo a temperaturas superiores a ferrita solvus donde la microestructura es completamente ferrítica, es proporcional a la cantidad del crecimiento de grano ferrítico ^[58].

Durante el enfriamiento, debajo de la temperatura ferrita solvus, dentro de la región 3, la austenita nuclea y crecerá. La transformación ferrita-austenita para ciertas aleaciones determinadas es controlada por la velocidad de enfriamiento, cuando las velocidades de enfriamiento son rápidas se retarda esta transformación y resulta en una ZAT con altos contenidos de ferrita. Las velocidades de enfriamiento entre 1200 y 800°C son usadas para cuantificar el efecto de la velocidad de enfriamiento sobre los contenidos de ferrita ^[80].

1.5 Uniones soldadas disímiles

Diferentes industrias, tales como las termoeléctricas, la industria química y petroquímica presentan secciones que están hechas de aceros al carbono o alguna otra aleación por razones económicas las cuales están sometidas a temperaturas menores a 100°C. Sin embargo, otras secciones operan a elevadas temperaturas donde los problemas de corrosión o pérdida de las propiedades mecánicas están presentes, causando fallas que deben ser reparadas o cambiadas frecuentemente ^[88]. Por tal razón es importante seleccionar la aleación correcta para estas aplicaciones con base en su funcionalidad, efectividad y economía, siendo necesario producir uniones disímiles de alta calidad para tomar las ventajas de ambos materiales ^[89,90].

A pesar de la factibilidad de la fabricación de uniones soldadas disímiles con aplicación directa en diferentes sectores industriales estas han presentado defectos tanto de fabricación como metalúrgicos, promoviendo fallas durante su aplicación en servicio. Por lo tanto, el ingeniero de soldadura tiene que resolver el problema de cómo tratar el material y de cómo soldarlo correctamente. Es ahí donde la unión de materiales disímiles adquiere gran importancia ^[88,91,92], dando origen a diversos estudios dirigidos hacia la comprensión de las fallas que se presentan durante servicio, las cuales han sido vinculadas a las uniones disímiles mediante el fenómeno conocido como “desunión”, que es atribuido al borde de grano tipo II que se presenta en la zona de transición de las uniones disímiles ^[3-5,93].

1.5.1 Aplicación de uniones soldadas disímiles

La cronología del uso de uniones disímiles, revela la primera aplicación de un material de aporte tipo austenítico como protección sobre un acero al carbono, lo cual fue desarrollado por Krupp hace más 70 años ^[2]. En 1940, las uniones disímiles fueron empleadas para el uso de calderas e intercambiadores de calor las cuales fueron hechas con un material de aporte de acero inoxidable

austenítico. En la década de los cincuentas y sesentas se presentó un incremento en su uso en calderas en servicio, especialmente en donde la temperatura del vapor alcanzaba 566°C. Las primeras fallas de este tipo de uniones fueron encontradas en 1950 y desde entonces, se realizaron esfuerzos para mejorar su comportamiento y entender el fenómeno de falla. Posteriormente, en los setentas y ochentas se incrementó el uso de las uniones disímiles y por consiguiente, la presencia de fallas ^[1].

Lundin *et Al.* ^[1] realizó un estudio sobre las uniones soldadas disímiles que data desde el año 1935, el cual fue basado en reportes de fallas de empresas, investigaciones, entrevistas con fabricantes y diferentes usuarios de uniones disímiles con el objetivo de proveer información sobre estas, tal como se muestra en la Tabla 1.1.

Tabla 1.1 Estadísticas del comportamiento de las uniones soldadas disímiles ^[1].

Comportamiento de las uniones soldadas disímiles Encuesta industrial sobre una base unitaria.	
81%	No reportaron fallas
37%	Reportaron fallas solo después de 100,000 horas
63%	Reportaron fallas con metal de aporte de acero inoxidable
12%	Reportaron fallas con metal de aporte de aleaciones base Ni
6%	Reportaron fallas con soldaduras a presión
17%	Reportaron fallas con metal de aporte ferrítico
76%	Reportaron fallas en la región sobrecalentada

La soldadura de materiales disímiles impone un reto para los ingenieros relacionado con la integridad estructural de las uniones disímiles debido a su diferencia en términos de microestructura, propiedades mecánicas, térmicas y propiedades de fractura ^[94]. El problema de la unión de materiales disímiles ha sido bien reconocido. La aplicación industrial ha experimentado fallas en la zona de transición entre los materiales debido a las diferencias en los coeficientes de expansión térmica por los metales base y el material de aporte) ^[2,88,95], estas fallas pueden presentarse después de 15 ó 20 años de operación o cuando la vida útil ha sido cumplida.

1.5.2 Borde de grano tipo II

La evolución microestructural a lo largo del borde de la línea de fusión en soldadura de materiales disímiles fabricadas con aceros inoxidable/aceros al carbono presentan características y morfologías diferentes a las uniones similares [96]. Cuando el metal base presenta una microestructura ferrítica a temperaturas cercanas al punto de fusión y el metal de soldadura presenta una microestructura austenítica, entonces el crecimiento epitaxial puede ser suprimido. Esto da origen a la formación conocida como borde de grano tipo II, el cual se presenta paralelo a la línea de fusión. Esto último es una característica que lo diferencia con el borde de grano tipo I, el cual es el resultado del crecimiento columnar desde el metal base dentro del metal de soldadura y es orientado perpendicular a la línea de fusión [3,5]. Ambas diferencias se muestran en la Fig. 1.16.

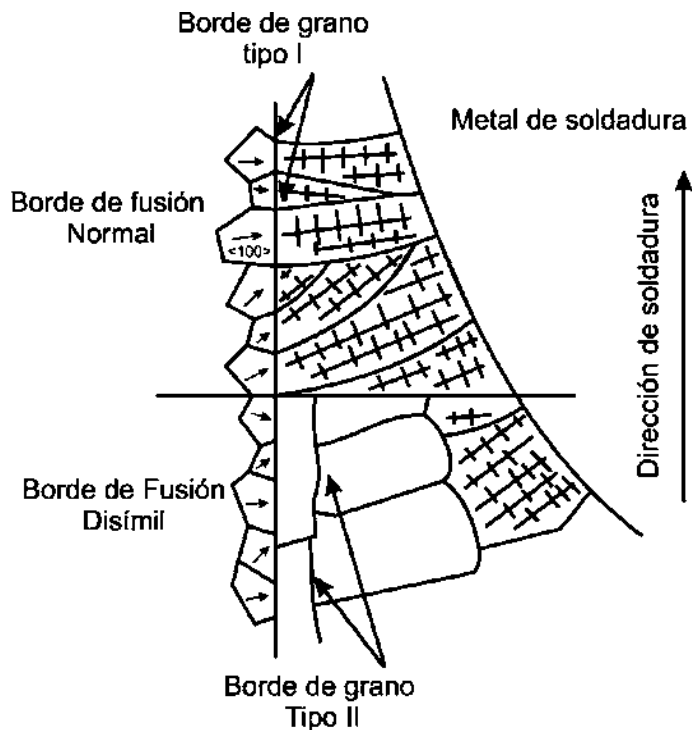


Figura 1.16 Borde de grano tipo I, Borde de grano tipo II [4].

Se ha demostrado que el borde de grano tipo II tiene importantes implicaciones en las fallas asociadas con las uniones soldadas disímiles. El cambio microestructural y químico existente de la línea de fusión a través del borde de grano tipo II puede ser atribuida a diversos factores:

1. Diferente estructura cristalina entre el metal base y el metal de soldadura (BCC/FCC).
2. Mezcla difusional de elementos aleantes e impurezas del metal de soldadura dentro del borde de la línea adyacente al borde de fusión.
3. Cambio de dilución del metal base, que afecta los gradientes composicionales en el metal de soldadura en la línea de fusión.
4. La difusión y la cinética de crecimiento durante la soldadura multipasos y durante los tratamientos térmicos post-soldadura cuando estos son aplicados.

El borde de grano tipo II es formado mediante transformaciones en estado sólido durante el enfriamiento, cuando el metal de soldadura y la ZAT presentan la fase austenítica, permitiendo el crecimiento del grano austenítico a través de la línea de fusión. En estos bordes pueden estar presentes carburos, particularmente si la migración del carbono desde el metal base fue significativa. Aunado a esto en ciertas combinaciones de materiales disímiles, la fase martensita puede estar presente a través del borde de grano, lo que también se conoce como “región de transición” debido al cambio en la composición química entre el acero al carbono y el acero inoxidable ^[97].

1.5.3 Región de transición

La formación de la región de transición en las uniones soldadas disímiles, se origina en la zona de la línea de fusión, en el lado del acero al carbono, donde existe una pequeña zona en la cual, la microestructura puede diferir significativamente tanto del metal de soldadura así como de la ZAT y estar sujeta a los gradientes composicionales de cada una de las zonas y los efectos difusionales. La región de transición también puede ser referida como “zona de no mezcla”, “zona parcialmente mezclada”, “zona de mezcla intermedia”, “zona endurecida” o “zona de transición”. Esta zona fue descubierta por Savage et al. ^[96,98].

Predecir la microestructura de la región de transición puede ser difícil, ya que esta zona puede cambiar dramáticamente en una distancia muy corta (1mm). Por ejemplo, si el material base presenta un alto contenido de carbono en comparación con el metal de soldadura, el carbono presentará una difusión o migración desde la ZAT hacia la zona de fusión durante la soldadura o durante un tratamiento térmico post-soldadura. Este efecto puede resultar en una estrecha región de martensita adyacente a la línea de fusión con una morfología de banda delgada, no continua, típicamente de 0.025 mm, que se caracteriza por tener una elevada dureza. El ancho de la región

de martensita es entre 50 o 100 veces menor que la marca de indentación Rockwell C e inclusive menor que la indentación Vickers con una carga de 500 g ^[99].

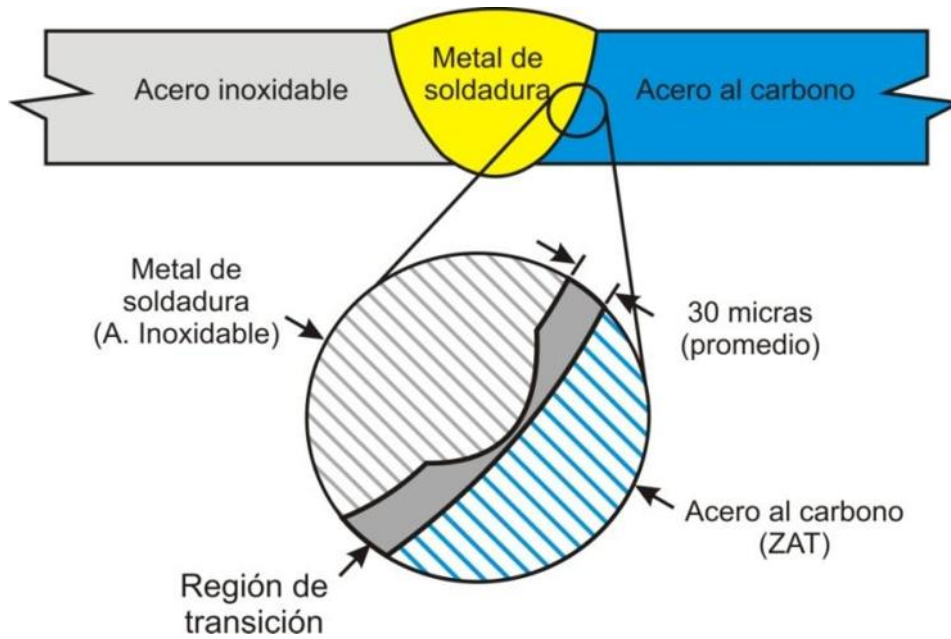


Figura 1.17 Región de transición en las uniones soldadas disímiles ^[99].

1.5.3.1 Formación de la región de transición

La soldadura por arco eléctrico involucra condiciones fuera de equilibrio, las cuales producen algunos efectos que pueden no ser importantes aparentemente, hasta que las soldaduras disímiles son hechas. Los cordones de soldadura depositados en cada paso son asumidos de una composición homogénea, siendo aplicable cuando se unen metales similares debido a la baja diferencia en la composición química entre el material de aporte y el metal base.

En la soldadura de materiales disímiles, donde el material de aporte y uno de los materiales base presentan una diferencia significativa en la composición química en comparación al otro material, presentan diferentes efectos durante la unión. Por ejemplo, al unir acero al carbono con un acero inoxidable se presenta la migración del carbono ya que el alto contenido de cromo en el metal de soldadura promueve la difusión del carbono, hacia el acero inoxidable. Esto es de gran interés cuando las uniones disímiles son expuestas a elevadas temperaturas, como lo pueden ser, las

condiciones de servicio o tratamientos térmicos post-soldadura, aunque las condiciones citadas anteriormente pueden no influenciar directamente este efecto. La difusión del carbono puede influenciar la formación de zonas de alta dureza, incluso cuando el tiempo de permanencia a elevadas temperaturas durante los ciclos de soldaduras son extremadamente cortos, existiendo una ligera disminución del carbono en la ZAT del acero al carbono, lo cual indica que el carbono pudo difundir dentro del metal de soldadura y hacia la región de transición. La manipulación y variaciones de las turbulencias del charco de soldadura tienen una influencia significativa en la formación de la región de transición ^[99].

1.5.3.2 Morfología de la región de transición

Las regiones de transición son presentadas en una variedad de formas y tamaños, las cuales han sido clasificadas como se cita a continuación:

Una morfología de bandas estrechas a través de la zona de fusión con una orientación casi horizontal dentro y fuera de la línea de fusión, se conoce como la estructura **tipo playa**, la cual se muestra en la Fig. 1.18. Esta morfología presenta dimensiones típicas entre 10 y 60 micras de ancho y una longitud entre 500 y 1000 micras, presentándose evidencia de ligera decarburización en las zonas adyacentes a esta ^[99].



Figura 1.18 Estructura tipo playa en la región de transición observada a 240X ^[99].

La estructura **tipo bahía** es representada por áreas que son parcialmente rodeadas por el metal base-acero al carbono. Este tipo de estructuras tiende a ser ligeramente más ancha que la

estructura tipo playa, como se muestra en la Fig. 1.19. La estructura tipo bahía generalmente tiene una estructura tipo playa que se extiende hacia el lado del metal base y del acero al carbono ^[99].

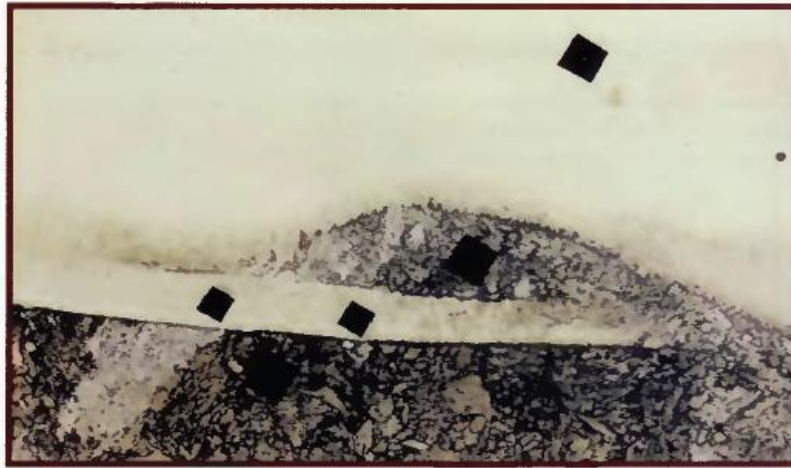


Figura 1.19 Estructura tipo bahía en la región de transición observada a 240X ^[99].

La estructura **tipo isla** se caracteriza por áreas separadas o semiseparadas dentro del metal de soldadura, con una morfología redonda o larga tal como se muestra en la Fig. 1.20. La estructura tipo isla es más grande que la estructura tipo bahía y la estructura tipo playa y generalmente es encontrada en el paso de raíz y cerca de la superficie en cordones individuales. Se ha especulado que la mayoría de la estructura tipo isla son localizada en el paso de raíz debido a que existe una mayor variación en el charco de soldadura y en el control del arco ^[99].



Figura 1.20 Estructura tipo isla en la región de transición observada a 60X ^[99].

1.6 Diagramas constitutivos

1.6.1 Historia y desarrollo de los diagramas constitutivos

Durante los últimos 75 años se han realizado considerables esfuerzos para predecir la microestructura del metal de soldadura. Muchas de las investigaciones han estudiado los efectos de la composición química sobre la microestructura del metal de soldadura, mediante lo cual, varios diagramas de predicción y ecuaciones han sido desarrollados, basándose en la composición química de las aleaciones relacionadas ^[3].

Uno de los primeros diagramas para predecir la microestructura de uniones soldadas fue el que diseñó Anton Schaeffler ^[100], el cual reconoció y combinó las investigaciones de Strauss y Maurer para predecir las fases de los aceros forjados, la ecuación de Ni equivalente desarrollada por Newell y Fleishman ^[101] y la ecuación de Cr equivalente de Campbell y Thomas ^[102]. Posteriormente en 1956 se desarrolló el diagrama de DeLong ^[103] el cual ha sido catalogado como uno de los de mayor importancia por predecir el metal de soldadura para un amplio rango de composiciones, mayor exactitud en la predicción de ferrita. En 1973, DeLong realizó mejoras a su propio diagrama, donde el mayor cambio fue la sustitución del porcentaje de ferrita por el término número de ferrita FN, por sus siglas en inglés (Ferrite Number).

En 1973, el Consejo de Investigaciones de Soldadura, (WRC Welding Research Council), adoptó oficialmente el término de FN como un valor para medir la ferrita. A mediados de 1980, el Subcomité de soldadura de aceros inoxidable promovió la iniciativa para revisar y expandir el diagrama de Schaeffler y el diagrama de DeLong con el objetivo de mejorar la exactitud de la predicción de ferrita en el metal de soldadura. En 1988, Siewert ^[104] propuso un nuevo diagrama de predicción, conocido como WRC-1988, el cual involucra un rango de FN de 0 a 100, el cual es mayor al rango del diagrama DeLong (0 a 18 FN). Siewert también propuso nuevas fórmulas equivalentes en la cual removía el manganeso de la Ecuación de Ni_{eq}, proporcionando una mejor exactitud que el diagrama de DeLong. En 1992, Kotecki y Siewert ^[105] propusieron una modificación al diagrama WRC-1988, la cual incluía el coeficiente de 0.25 para el cobre, conociéndose como diagrama WRC-1992. Posteriormente, Kotecki examinó la formación de martensita dentro del rango de diferentes composiciones en el diagrama WRC-1992, mediante lo cual desarrolló una serie de bordes para contenidos de 1, 4 y 10% de Mn, separando la fase austenita y la fase austenita-ferrita libres de martensita ^[3].

1.6.2 Diagrama WRC-1992

El diagrama WRC-1992 para la soldadura de aceros inoxidable ha sido reconocido por el Instituto Internacional de Soldadura (IIW, International Institute of Welding) por su exactitud y preferencia para estimar o predecir el número de ferrita en metales de aporte de aceros inoxidable austeníticos, ferríticos y dúplex. Como resultado de su efectividad este fue incorporado al código ASME en 1994. Sin embargo, aunque el diagrama de Schaeffler sigue siendo usado para predecir el contenido de ferrita en recubrimientos y uniones disímiles, debido a que incluye a la martensita ^[3].

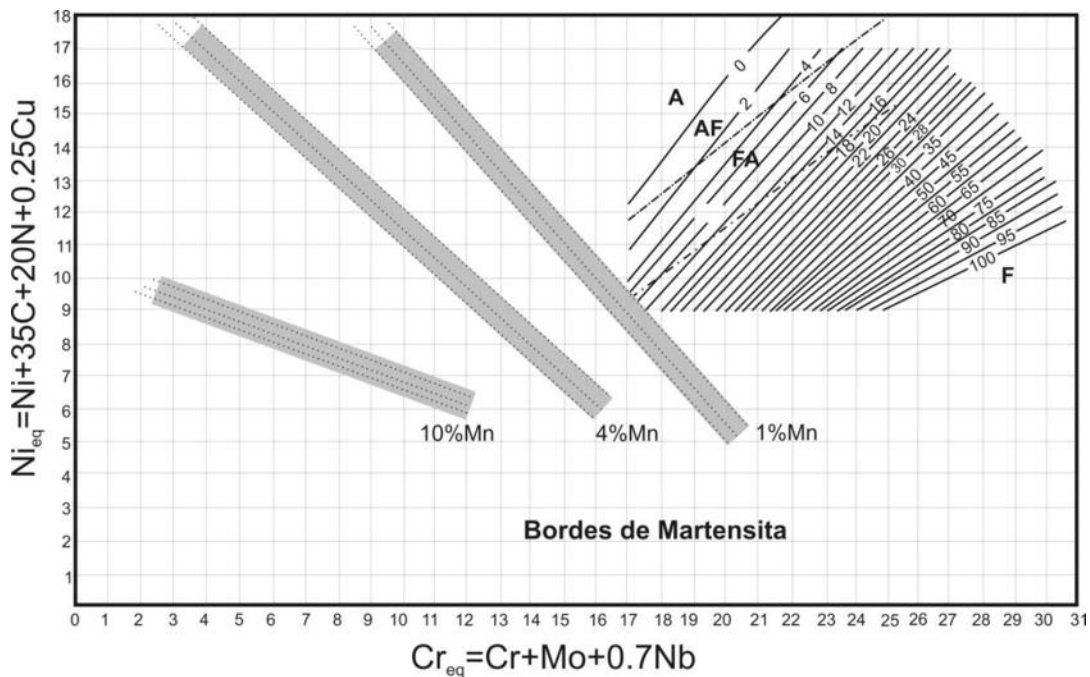


Figura 1.21 Diagrama WRC 1992 modificado por Kotecki ^[107].

Para expandir la utilidad del diagrama WRC-1992, se realizaron estudios para determinar el borde de martensita en este diagrama, lo cual fue realizado por Kotecki ^[106], quien modificó el diagrama agregando regiones etiquetadas como "A+M" y "A+M+F", donde la martensita era esperada. La primera parte del trabajo de Kotecki se concentró en composiciones con un contenido nominal del 1% de Mn, demostrando que el límite superior de martensita calculado con el diagrama de Schaeffler no era similar al encontrado de manera experimental. Sin embargo, era importante reconocer que los metales de aporte de acero inoxidable presentaban composiciones mayores al 1% Mn. Por tal razón, fue necesario considerar mayores niveles de Mn (4% y 10%) para examinar su efecto ^[107]. Los resultados experimentales realizados en cientos de probetas ensayadas y

analizadas por Kotecki, determinaron la modificación del diagrama WRC-1992, mostrado en la Fig. 1.21 el cual provee la posibilidad de predecir si los recubrimientos o uniones disímiles de aceros inoxidables con aceros de baja aleación estarán libres de martensita.

1.7 Microscopía electrónica de barrido

El microscopio electrónico de barrido (MEB) es un equipo que puede producir imágenes magnificadas y proveer información química *in situ* de todo tipo de especímenes.

El sistema de producción de imágenes del MEB depende del grado de conductividad eléctrica del espécimen para asegurar la interacción con los electrones. La formación de las imágenes depende de la colección de diferentes señales que son dispersadas como consecuencia de la interacción del haz de electrones con el espécimen. Los electrones retrodispersados y los electrones secundarios son generados por esta interacción, siendo las dos señales principales empleadas para formar imágenes en el MEB ^[108,109].

1.7.1 Difracción de electrones retrodispersados (EBSD)

El análisis por difracción de electrones retrodispersados (“Electron Backscatter Diffraction” EBSD), es también conocido como difracción de patrones de Kikuchi (“Backscatter Kikuchi Patterns” BKP) así como microscopía de orientación de imágenes (“Orientation Imaging Microscopy” OIM[®])^[110]. La técnica de difracción de electrones retrodispersados se emplea para determinar la orientación de los granos e identificación de fases tan pequeñas como 0.1 μm ^[111].

El análisis por EBSD proporciona distintas ventajas sobre la microscopía electrónica de transmisión en la modalidad de análisis de orientación, debido a la fácil preparación de las muestras a analizar (pulido fino) en comparación con la compleja preparación de las probetas para MET (delgadas laminillas con centros transparentes) ^[112].

1.7.1.1 Historia del EBSD

La historia de EBSD comienza con el trabajo realizado por Kikuchi en 1928 basado en la observación de la difracción de electrones a través de una mica de cristal. Este trabajo es considerado un artículo erudito, en el cual Kikuchi describe la formación de “Líneas Remarcables” en la imagen. Esta es la primera observación registrada de un patrón de difracción de un haz divergente y la descripción de la técnica que apropiadamente lleva su nombre ^[113].

El primer MEB comercial estuvo disponible en 1965. En 1967, el primer artículo basado en la observación por MEB fue publicado, describiendo las pseudo líneas de Kikuchi. Lo que más tarde se conoció como selección de área de electrones por patrón de canales (SACP Selected Area Channeling Patterns). No fue hasta que Venable *et al* ^[113] de la universidad de Sussex publicó una serie de artículos de la técnica de EBSD entre los años de 1972 y 1980, quienes acuñaron el nombre de EBSD y BKP. El grupo de Sussex indexó los patrones y calculó la orientación de cada uno. Ellos fueron también los primeros en introducir un detector para facilitar la detección de imágenes mediante la colocación de un pequeño diodo de silicio dentro el área de captura de los patrones de EBSD para formar las imágenes.

La asistencia computarizada de indexación de patrones de EBSD fue desarrollada de 1982 a 1984. Posteriormente, los avances de la tecnología han permitido la mejora de la adquisición de imágenes así como el desarrollo de software para la indexación de los patrones ^[113].

1.7.1.2 Teoría del EBSD

Los patrones de Kikuchi se obtienen cuando el haz de electrones incide sobre la superficie de la muestra, la cual debe ser inclinada lo suficiente (ángulo de 70° aproximadamente). El haz de electrones es dispersado elástica e inelásticamente dentro del espécimen en todas las direcciones y algunos de los electrones son dispersados hacia el exterior del espécimen. Esos electrones retrodispersados forman los patrones de difracción o de Kikuchi ^[112].

Estos patrones de Kikuchi son formados por la dispersión elástica (difracción) de los electrones previamente dispersados inelásticamente. Esos electrones retrodispersados parecen originarse desde un punto virtual por debajo de la superficie del espécimen. Algunos de los electrones retrodispersados que satisfacen la ley de Bragg son difractados dentro de conos con eje normal al plano de difracción. Ese par de conos muy delgados intersecan el detector y son captados como dos líneas de Kikuchi separadas por un ángulo de 2θ . Los diferentes planos cristalográficos dentro de un grano, serán reflejados cada uno con ángulos específicos. Si una pantalla de fósforo es colocada cerca de la región donde el haz es reflejado en una serie de líneas, con orientación única de cada grano, estas serán capturadas y por lo tanto aparecerán en la pantalla. El mecanismo mencionado anteriormente es ilustrado en la Fig. 1.22. La distorsión de la estructura afectará el ancho y la forma de las líneas como es mostrada en la Fig. 1.23, la cual muestra un ejemplo de un patrón de difracción capturado para dos cristales diferentes en un acero ^[112].

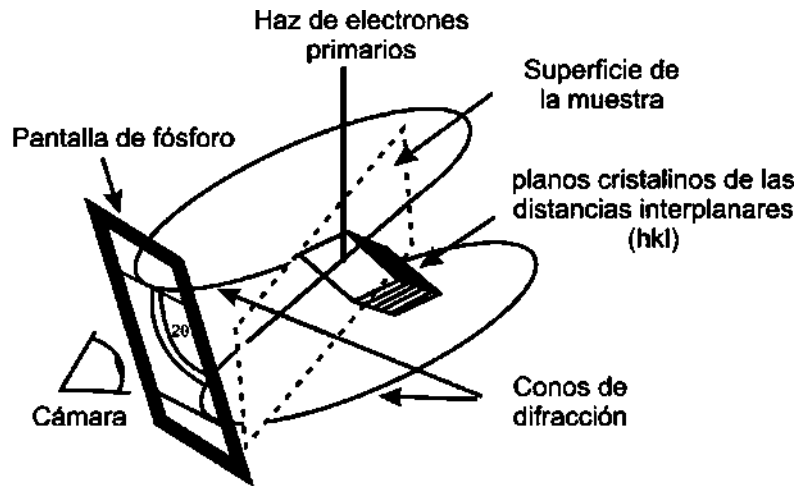


Figura 1.31 Principio de la técnica de EBSD ^[110].

La tecnología computacional ha hecho fácil la interpretación de esos patrones de Kikuchi, mediante la adaptación de una cámara digital en la pantalla de fósforo en donde se capturan las imágenes de los diversos patrones. Utilizando un software se comparan los patrones con los patrones teóricos establecidos para cada fase. De esta manera, es posible determinar la orientación de un cristal el cual ha sido incidido por el haz de electrones. El tiempo que toma a la computadora analizar cada punto puede ser menor a 0.02 segundos. Mediante un barrido del haz en la región de interés se puede obtener un mapa de orientaciones para cada uno de los puntos en los cuales el haz ha incidido. Estos datos pueden ser utilizados para determinar un esfuerzo dentro de un cristal, ángulos relativos entre cristales adyacentes (ángulos de borde) y para identificar fases en piezas policristalinas ^[110].

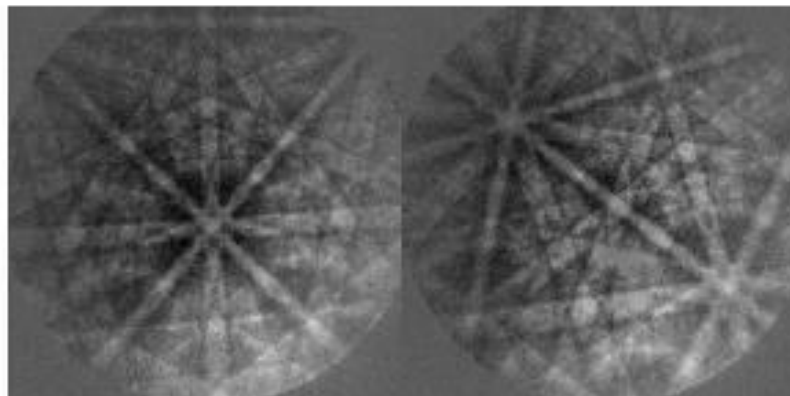


Figura 1.23 Patrones de Kikuchi de diferentes fases en un acero ^[110].

CAPITULO II.

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1 Materiales

Los materiales empleados en el presente trabajo corresponden a un acero de alta resistencia y baja aleación, conocido comercialmente como API X-52, del cual están fabricadas la mayoría de las tuberías de conducción de hidrocarburos en México. También se empleó el acero inoxidable superdúplex UNS S32750, conocido comercialmente como SAF 2507, el cual fue unido al acero API X-52 mediante un proceso de soldadura por arco eléctrico, empleando como material de aporte el ER 25.10.4L el cual tiene la denominación AWS ER-2594. Los materiales fueron recibidos en forma de tubo de 10 cm de diámetro y un espesor nominal de 0.635 cm y el material de aporte en forma de varilla de 0.24 cm de diámetro.

2.1.1 Acero API X 52

Los aceros API, presentan características como elevada ductilidad y buena soldabilidad debido al bajo contenido de carbono, azufre y fósforo en su composición química nominal mostrada en la Tabla 2.1, así como también una elevada resistencia a la tensión promovida por los elementos microaleantes tal como se muestra en la Tabla 2.2. Por estas razones, los aceros API son aplicados en la industria química y petroquímica, siendo su única desventaja la limitada resistencia a la corrosión en ambientes marinos.

2.1.2 Acero Inoxidable superdúplex UNS S32750 (SAF 2507)

Esta aleación es un acero inoxidable superdúplex con una composición química nominal mostrada en la tabla 2.1. Tiene una óptima combinación de alta resistencia a la corrosión y una elevada resistencia a la tensión tal como se muestra en la tabla 2.2 ^[114]. También presenta una excelente resistencia en el agua de mar así como en otros ambientes. Esta aleación es usada en aplicaciones que son expuestas a altos esfuerzos y ambientes clorados, presentando una mejor resistencia a la corrosión que el SAF 2205 ^[43].

2.1.3 Material de aporte ER- 2594 (ER 25.10.4L)

El material de aporte ER-2594 es una aleación basada en la composición química de los aceros inoxidables superdúplex pero con algunas modificaciones, tal como se muestra en la Tabla 2.1. Se

puede observar que los elementos aleantes como el cromo, níquel y molibdeno se encuentran en mayor porcentaje en comparación con el material base ^[115].

Tabla 2.1 Composiciones químicas nominales de los materiales ^[114,116].

Aleación	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Otros
^a API X-52	0.22	-	1.40	-	-	-	S=0.03, P=0.03
^b SAF 2507	0.030	-	-	25	7	4	N=0.18
^b ER 2594	0.020	0.3	0.4	25	9.5	4	N=0.25

^a Valores máximos permitidos en los aceros API ^b Composiciones químicas nominales, proporcionadas por SANDVIK®

Tabla 2.2 Propiedades mecánicas de las aleaciones

Aleación	Esfuerzo de Cedencia	Esfuerzo último	Elongación	Dureza
	MPa	MPa	%	HV
API X 52	359	455	21	240
SAF 2507	550	800-1000	25	290
ER 2594	650	850	25	350

2.2 Análisis químicos

Se seccionaron probetas de 25 x 25 mm con un espesor de 6 mm de cada uno de los materiales base y una sección de 30 mm del metal de aporte para el análisis de su composición química por la técnica de espectrometría de emisión óptica (OES) a los laboratorios de Metal Test, Inc. Adicionalmente se analizaron muestras de acero inoxidable superdúplex y de material de aporte ER2594 para determinar su contenido de nitrógeno.

2.3 Ciclos térmicos

2.3.1 Cálculo de los ciclos térmicos

Los ciclos térmicos fueron establecidos para simular y estudiar los efectos del proceso de soldadura sobre las transformaciones de fase en la ZAT del AISD SAF 2507 y el acero API X-52 para de esta manera, conocer las microestructuras resultantes en las diferentes regiones de la ZAT.

Para obtener la información experimental del ciclo térmico impuesto por el proceso de soldadura GTAW, se realizó la ignición del arco con las variables establecidas en la Tabla 2.3 por un tiempo

de 20 segundos sobre una probeta de 100 x 100 x 6 mm, a la cual se le instalaron termopares tipo K a las distancias de 10, 15 y 25 mm. El método analítico de la distribución de temperaturas, consistió en la aplicación de un modelo para una fuente de calor estática, considerando las variables de la Tabla 2.3. Una vez resueltas las ecuaciones, se verificaron los datos adquiridos experimentales con los calculados mediante el modelo y una vez validados, se calculó y complementó la información y de esta manera obtener los parámetros para la simulación de la ZAT.

2.3.2 Aplicación de los ciclos térmicos

Los ciclos térmicos fueron llevados a cabo en un horno eléctrico convencional, empleándose probetas de 10 x 10 x 6 mm, Consistiendo de un calentamiento continuo a una velocidad de 1.16 °C/seg hasta alcanzar las temperaturas pico establecidas, las cuales están en el rango de 1100°C a 475°C. Una vez alcanzada la temperatura pico correspondiente se estableció un tiempo de permanencia de 20 segundos, finalizando con temple en agua tal como se ilustra en la Fig. 2.1.

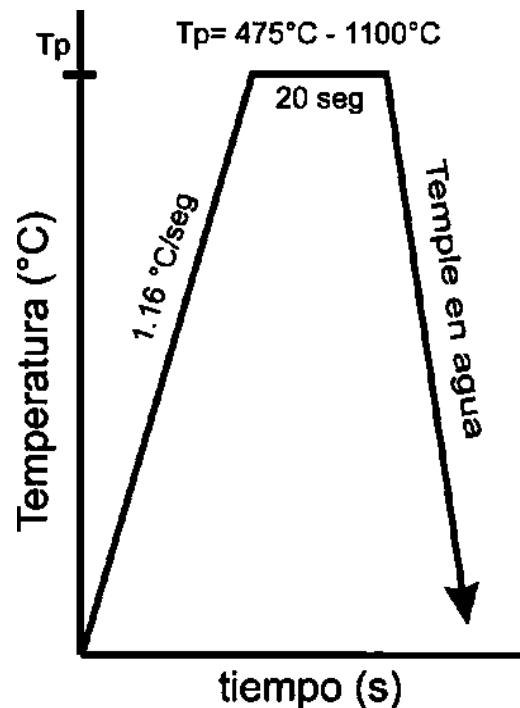


Figura 2.1 Procedimiento de los ciclos térmicos para simular de la ZAT.

2.4 Procedimiento de soldadura

El trabajo experimental se basó en el estudio de la microestructura de la unión soldada disímil API X-52/SAF 2507, así como de sus propiedades mecánicas. Por lo tanto fue importante diseñar un procedimiento de soldadura considerando algunas recomendaciones de los fabricantes ^[117]. Para ello fue necesario seleccionar un material de aporte que presentara similitud microestructural con el acero inoxidable superdúplex SAF 2507 y compatible con el acero API-X52.

La selección del material de aporte se realizó, considerando dos materiales de aporte tipo dúplex, ER-2209 y ER-2594 empleando el diagrama de Schaeffler y el diagrama WRC 1998 modificado por Kotecki. Para realizar la comparación, se tomo el valor de 50% de dilución.

Tabla 2.3 Variables del proceso de soldadura.

Parámetros GTAW	
Polaridad	DCEN
Corriente	110 A
Voltaje	10 V
Velocidad	1.16 mm/seg
Gas respaldo/ protección	Argón 100%
Flujo del gas	7 L/min
Temperatura interpasos	85°C max
Calor aportado	0.75 kJ/mm
Diámetro del electrodo	2.4 mm
No. Pasadas 60°/90°	3 / 5

Una vez seleccionado el material se realizó el diseño de la preparación de junta, para lo cual se emplearon secciones de tubo de 15 cm de largo de ambas aleaciones, las cuales tuvieron una preparación de borde a 60° (Fig. 2.2 A) y 90° (Fig. 2.2 B) para observar la influencia de los ciclos térmicos en función del número de pasos requeridos por cada unión.

La fabricación de las uniones soldadas disímiles se realizaron con el proceso de soldadura GTAW, siguiendo los parámetros de la Tabla 2.3, llevándose a cabo en los talleres del Instituto de Investigaciones Nucleares (ININ) con el apoyo de un soldador certificado.

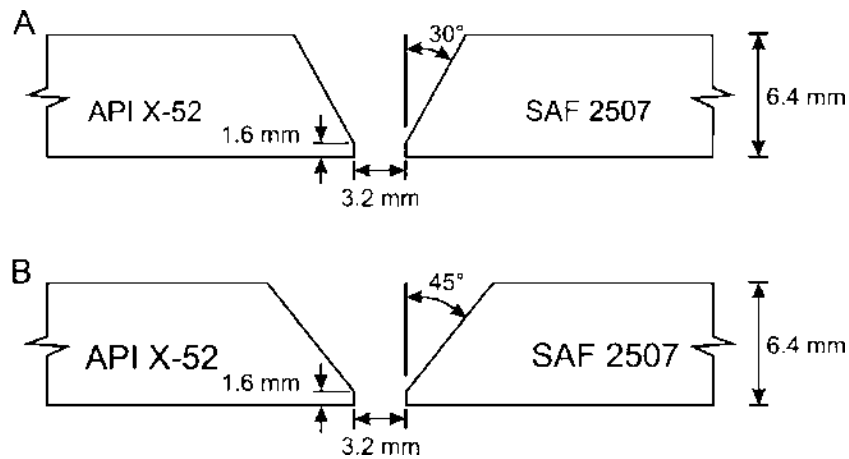


Figura 2.2 Configuración de las preparaciones de borde para las uniones soldadas disímiles.

El proceso de soldadura se inició con la limpieza de los tubos utilizando solvente para eliminar cualquier impureza, posteriormente se realizó el punteado para mantener la separación de raíz. Una vez ensamblada la unión, ambos extremos de la tubería fueron tapados y sellados. En uno de los extremos fue introducida una manguera para alimentar el gas de respaldo durante la fabricación del paso de raíz, tal como se muestra en la Fig. 2.3. Para controlar el avance de soldadura, se utilizó un mecanismo de rodillos simples, el cual era controlado por el soldador y la temperatura interpasos fue medida mediante un pirómetro óptico.



Figura 2.3 Soldadura de la unión disímil por el proceso GTAW.

2.5 Evaluación de las uniones soldadas

2.5.1 Pruebas mecánicas

Una vez realizadas las uniones soldadas, se seccionaron probetas de acuerdo al código ASME IX tal como se muestra en la Fig. 2.4. En donde, se obtuvieron las probetas de tensión y de doblé para evaluar la unión soldada disímil ^[118].

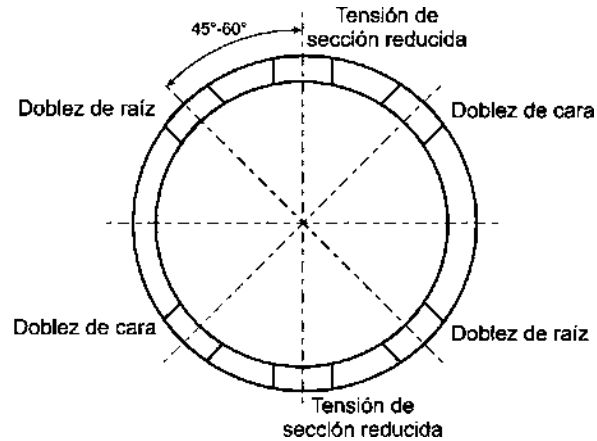


Figura 2.4 Seccionamiento de las uniones soldadas disímiles ^[118].

2.5.2 Ensayo de microdureza

La microdureza fue medida en la sección transversal de cada unión soldada disímil mediante un microduremetro Vickers, aplicando una carga de 200 g con una distancia de 100 μm entre cada indentación como se muestra en la Fig. 2.5 A y B.

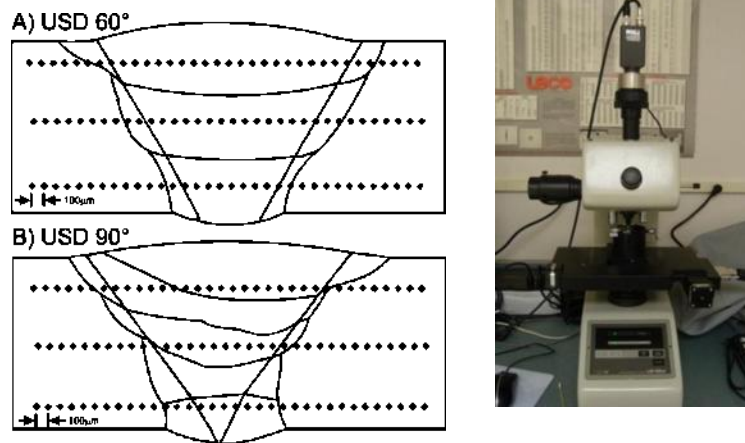


Figura 2.5 Ensayo de microdureza realizado en el equipo LM 100-AT marca Leco (OSU)

2.6 Microscopía óptica

Este análisis se realizó en la sección transversal de las uniones soldadas disímiles, las cuales lijadas en papel abrasivo de carburo de silicio de 125, 63, 46, 30, 22 y 15 micras, seguido de un pulido fino con pasta de diamante de 9 μm , 6, 3, 1 y 0.05 micras.

Para poder revelar la microestructura de las muestras de las uniones soldadas disímiles fue necesario primero, revelar la microestructura del acero HSLA, utilizándose un ataque químico de Nital al 5%. Para revelar la microestructura del AISD y del metal de soldadura, se utilizó un ataque electroquímico que consiste en hidróxido de sodio y agua destilada ^[119,120]. Esta combinación de reactivos ayuda a revelar el borde de grano tipo II en la USD. La observación microestructural se llevó a cabo en el microscopio óptico Olympus GX-51 en la modalidad de DIC (Diferencial Intensity Contrast), la cual facilita la caracterización de las fases.

2.7 Microscopía electrónica de barrido

La microscopía electrónica de barrido fue empleada para estudiar los cambios microestructurales en las uniones soldadas disímiles y en los metales base bajo la aplicación de los ciclos térmicos debido a que para observar estos cambios microestructurales se necesita magnificaciones mayores a las que se puede obtener por microscopía óptica.

2.7.1 Electrones secundarios

La caracterización por electrones secundarios se empleó para obtener la información superficial de la muestra (topografía), y de esta manera observar a detalle cada fase presente. Mediante esta técnica también se realizó el microanálisis de cada una de las fases para determinar su composición química.

2.7.2. Electrones retrodispersados

La microscopía electrónica de barrido en la modalidad de electrones retrodispersados se empleó para distinguir las fases en función del contraste, producto de las diferentes composiciones químicas de cada fase. Por lo que esta técnica ayuda a corroborar los resultados de caracterización obtenidos por electrones secundarios.

2.7.3 Difracción de electrones retrodispersados (EBKP/EBSD)

Esta técnica requiere un procedimiento diferente a las técnicas anteriormente mencionadas, a continuación se detallan los pasos para realizar esta prueba. Inicialmente la muestra fue firmemente montada en el soporte. Posteriormente se aplicó el alto vacío para iniciar la observación de la muestra. Una vez localizada el área de interés, se inclinó la muestra 70°, mientras el área de estudio se mantenía centrada. Posteriormente, la plataforma fue ajustada para calibrar la distancia de trabajo y finalmente la cámara y la pantalla de fósforo fueron insertadas y automáticamente posicionadas cerca de la muestra, como se esquematiza en la Fig. 2.8.

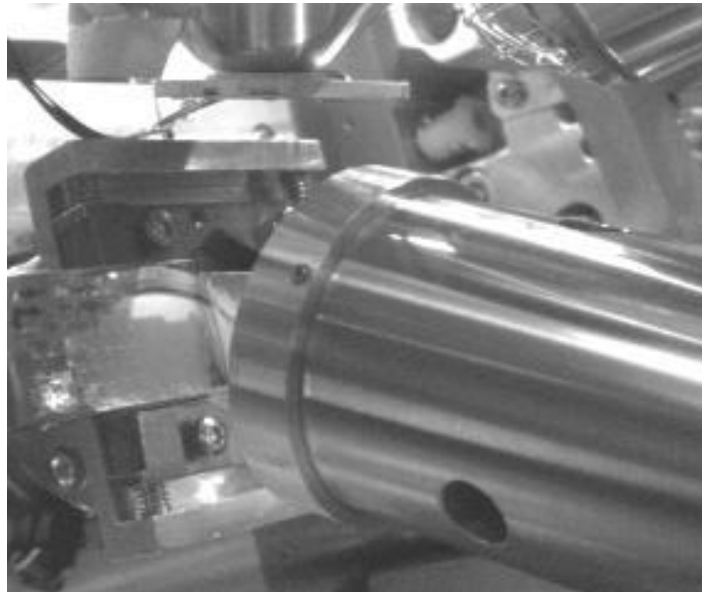


Figura 2.6 Sistema del EBSD con la pantalla de fosforo colocada para coleccionar los patrones de difracción.

Una vez incidido el haz sobre la muestra inclinada a 70°, esta proyectó los patrones de difracción en la pantalla de fósforo, los cuales fueron exportados al software OIM® en el cual se realizó el procesamiento y análisis de la información.

2.8 Cálculos termodinámicos

El cálculo del diagrama de equilibrio y del diagrama tiempo-temperatura-transformación fue realizado mediante el software JMatPro® empleando las bases de datos de aceros al carbono y aceros inoxidable, en función de la composición química de cada una de las aleaciones.

CAPITULO III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Materiales base

3.1.1 Análisis microestructural

La caracterización microestructural de los materiales base es mostrada en la Fig. 3.1, las cuales fueron analizados mediante el software SigmaScan® para determinar el porcentaje de cada fase. El acero microaleado API X-52, presenta una matriz ferrítica (84.47% de ferrita) y una precipitación del 14.37% de perlita en los bordes de grano. Las mediciones fueron realizadas con una desviación estándar de +/- 2%.

Por otro lado, el acero inoxidable superdúplex SAF 2507, consta de una combinación de 53% de fase ferrita (α), y 49% de fase austenita (γ). La medición de estas fases se realizó con una desviación estándar de +/- 2.5%.

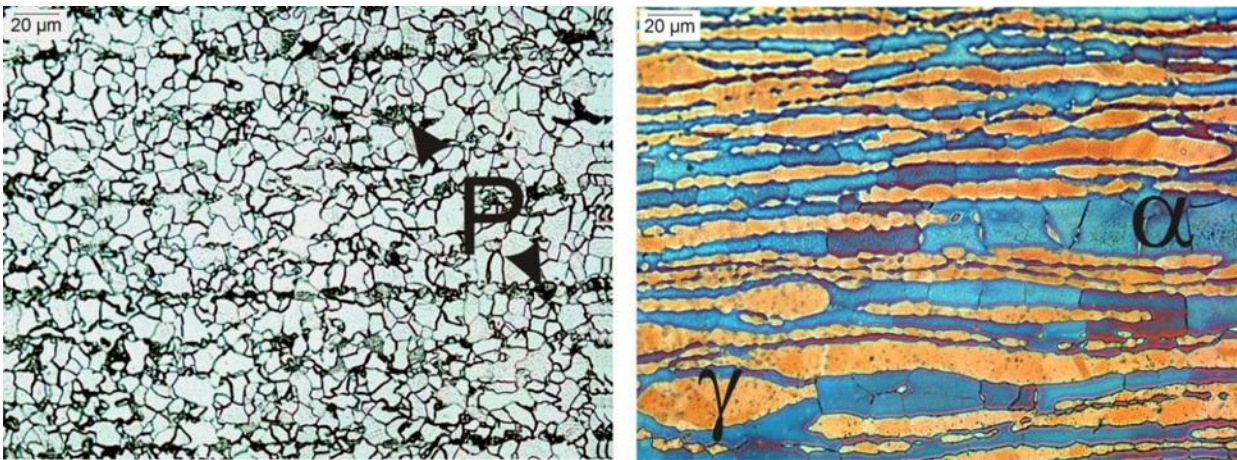


Figura 3.1 Microestructuras del API X-52 y el SAF 2507 a una magnificación de 40X.

3.1.2 Composición química

La Tabla 3.1 muestra la composición química obtenida de los análisis realizados bajo la especificación ASTM A751 en los laboratorios de Metaltest Inc ^[121] a los materiales base API X-52 y SAF 2507 así como de los materiales de aporte ER-2209 y ER-2594 utilizados para la fabricación de la unión soldada disímil. Estos materiales presentan importantes diferencias en el contenido de cromo, níquel, molibdeno y nitrógeno.

Por ejemplo, el material de aporte ER-2209, presenta un mayor porcentaje de Ni en comparación al ER-2594 y el material base AISD SAF 2507, el níquel promueve una mayor transformación de ferrita a austenita durante el enfriamiento. Por otro lado, el material de aporte ER-2594 presenta un mayor porcentaje de cromo que el ER-2209 pero menor que el AISD SAF 2507, con la finalidad de evitar la formación de fases secundarias o precipitados base Cr.

Debido a que los materiales de aporte están diseñados con el objetivo de reducir la formación de fases secundarias, a pesar de su contenido de cromo, la diferencia más importante entre ellos es el contenido de N, uno de los elemento con mayor influencia para promover la transformación ferrita-austenita durante el enfriamiento.

Tabla 3.1 Composición química de los materiales (% en peso)

	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	C	N	S	P	Fe	Cu	W	V	Nb
API X 52	0.043	0.065	0.021	1.0	0.241	0.201	-	0.007	0.011	98.09	0.149	0.004	0.061	0.015
SAF 2507	25.86	7.4	4.27	0.42	0.353	0.019	0.27	0.002	0.021	63.12	0.117	0.030	0.056	0.008
ER 2594	21.72	7.32	3	0.509	0.49	0.060	0.20	0.005	0.024	66.17	0.267	0.038	0.198	0.019
ER 2209	19.98	7.73	4.14	1.27	0.457	0.090	0.15	0.011	0.020	66.54	0.359	0.032	0.111	0.015

3.2 Ciclos térmicos

Para conocer las transformaciones de fase en cada uno de los materiales base, fue necesario conocer el calor aportado y los ciclos térmicos del proceso de soldadura, por lo que se pueden simular diferentes regiones de la ZAT del acero inoxidable superdúplex SAF 2507 y del acero API X-52 con condiciones similares, como cuando es soldado con el proceso GTAW. Para calcular los ciclos térmicos se emplearon los parámetros operativos del procedimiento de soldadura citado en la Tabla 2.3, los cuales también fueron empleados para realizar la ignición del arco por 20 segundos, con el objetivo de obtener el perfil de temperaturas mediante el uso de termopares tipo K, dentro de la ZAT del proceso de soldadura GTAW.

La Fig. 3.2 muestra los ciclos térmicos impuestos por el calor aportado a diferentes distancias desde la fuente de calor, obteniéndose la información suficiente para aplicar un modelo matemático de distribución de temperaturas.

La aplicación de un modelo puede ayudar a obtener información en diferentes puntos de la ZAT, sin la necesidad de realizar la medición experimental del ciclo térmico.

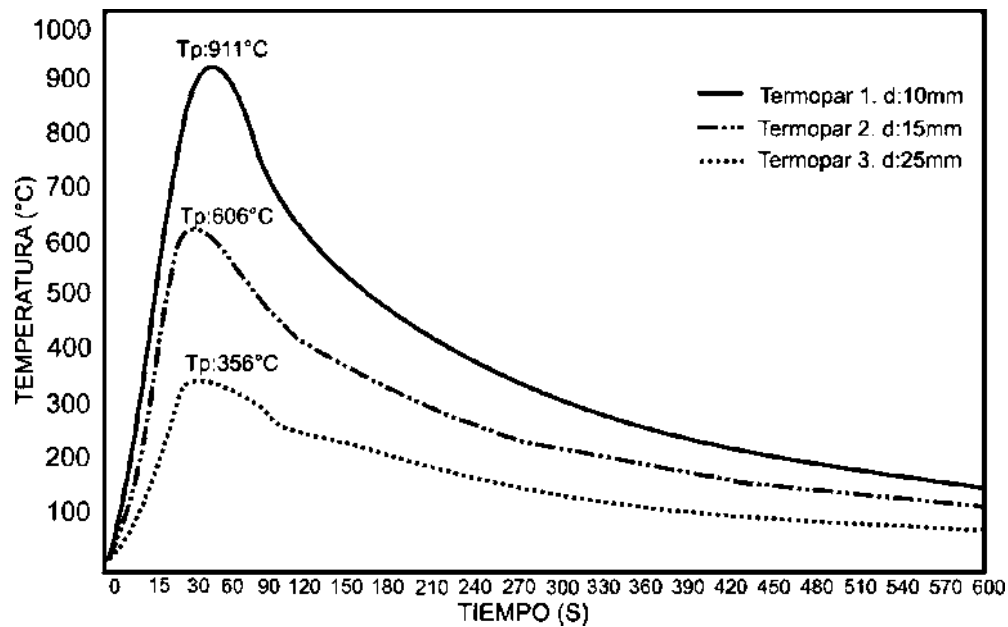


Figura 3.2 Curvas del ciclo térmico experimental del proceso GTAW.

El modelo aplicado para analizar la distribución de temperaturas, corresponde al de soldadura de punto “Spot Welding” desarrollado por O. Grong ^[25], el que considera una fuente de calor fija y un tiempo de permanencia corto. La Ecuación de distribución de temperatura, se muestra en la Ecuación 3.1.

$$\text{---}$$

3.1

Donde:

- T: Temperatura pico (°C)
- To: Temperatura ambiente (°C)
- Q: Calor aportado neto (J)
- d: Espesor de la placa (mm)
- ρc : Capacidad térmica volumétrica ($\text{J mm}^{-3} \text{°C}^{-1}$)
- a: Difusividad térmica ($\text{mm}^2 \text{s}^{-1}$)
- t: Tiempo (s)
- r: Vector de radio en 2 dimensiones (mm)

Con el objetivo de reducir el número de variables en la ecuación 3.1 y facilitar su comprensión y por lo tanto, la obtención de resultados sobre la distribución de calor, se introducen los siguientes parámetros adimensionales desarrollados por O.Grong.

a) Tiempo adimensional.

—

3.2

Donde:

t: es el tiempo de liberación de calor (s)

t_h : es el tiempo de suministro de calor (s)

Resolviendo la ecuación 3.2 con los valores de $t=10$ s y $t_h = 20$ s, obtenidos en base a los parámetros empleados en el método experimental, se obtiene:

—

b) Parámetro operador adimensional

—————

3.3

Donde:

d_t : es el espesor del material (mm)

(H_c-H_o) : el calor contenido por unidad de volumen ($J\ mm^{-3}$)

a: Coeficiente de difusividad térmica ($mm^2\ s^{-1}$)

El valor del espesor del material ($d_t=3$ mm) fue obtenido mediante medición de la profundidad que se originó durante la fusión de la placa al establecer el arco durante un tiempo de 20 segundos (ignición de arco). Los valores de (H_c-H_o) y a, son propiedades del material, cuyos valores son $7.4\ J\ mm^{-3}$ y $4\ mm^2\ s^{-1}$, respectivamente ^[25].

Resolviendo la ecuación 3.3 con los valores anteriormente establecidos, se obtiene:

—————

c) Vector radial adimensional.

3.4

Donde r es la distancia. Sustituyendo $r= 15\text{mm}$ y los valores de t_h y a , que han sido establecidos previamente como 20 s y $4\text{ mm}^2\text{ s}^{-1}$ respectivamente, se resuelve la Ecuación 3.4:

Sustituyendo la ecuación 3.2, 3.3 y 3.4 en la ecuación 3.1 se obtiene:

$$\text{---} \text{---} \text{---} \tag{3.5}$$

Donde Θ es el parámetro adimensional de temperatura.

Con el objetivo de encontrar el valor del parámetro adimensional para la temperatura pico (Θ_p), O. Grong resolvió la ecuación 3.5, encontrando la siguiente relación:

$$\text{---} \text{---} \text{---} \tag{3.6}$$

Resolviendo la ecuación 3.6, considerando el valor de la posición de la temperatura máxima $\tau_{2m}=0.5$ se obtiene:

$$\text{---}$$

Sustituyendo el valor del parámetro operador adimensional $n_2=0.74$ se obtiene:

El resultado Θ_p se emplea para resolver la ecuación 3.7 y obtener la temperatura pico para las condiciones establecidas.

3.7

Sustituyendo el valor de la temperatura de fusión del AISD SAF 2507 $T_m=1448^\circ\text{C}$ y $T_o=25^\circ\text{C}$ (temperatura ambiente), se obtiene:

Por lo tanto, a una distancia de 15 mm se tiene una temperatura pico de 663°C manteniendo la fuente de calor por 20 segundos. Para comprobar la validez del modelo, se realizó el mismo procedimiento para la distancia de 10 mm y 25 mm, obteniendo las temperaturas picos de 931°C y 375°C respectivamente.

Al comparar las temperaturas pico medidas experimentalmente de (911°C , 606°C y 356°C) con las temperaturas calculadas con el modelo de (931°C , 663°C y 375°C) se observa una aproximación en los valores con 30°C de error, esto puede ser debido a diferentes factores tales como la pérdida de calor al aplicar el arco eléctrico, mala colocación de los termopares así como a la falta de exactitud de los valores de las propiedades físicas del material. Sin embargo estos valores de temperaturas pueden servir como parámetros comparativos con lo que sucede en el arco eléctrico y de esta manera calcular las temperaturas alcanzadas en diferentes regiones de la ZAT.

Los resultados obtenidos, mostraron que el modelo desarrollado por O. Grong, es adecuado para el experimento realizado, el cual se puede tomar como base para conocer la temperatura máxima a las distancias deseadas y de esta manera, simular la ZAT, considerando temperaturas empleadas en trabajos previos donde se estableció el rango de $650^\circ\text{C} - 1100^\circ\text{C}$ como el rango de temperaturas con mayor transformación de fases. Pero la temperatura de 850°C como la temperatura de máxima formación de fase sigma en un AID SAF 2205 ^[38,53,67,122].

3.2.1 SAF 2507

Posterior a la aplicación de los ciclos térmicos descritos en la sección 2.3.2, se observaron los efectos de la temperatura sobre la microestructura, representados por cambios en porcentaje de fase, morfología y formación de nuevas fases. En la Tabla 3.3 se resumen los cambios de los porcentajes de fases en función de la temperatura del ciclo térmico aplicado.

Tabla 3.3 Efecto de la temperatura sobre la microestructura del SAF 2507.

Fases (%)	Temperatura (°C)								
	475	500	600	700	800	850	900	1000	1100
Ferrita	49	48	42	41	46	29	33	41	47
Austenita	49	51	58	59	52	60	58	56	52
Sigma	-	-	-	-	1.5	11	8.8	2	-
Desv. Std. (+/-)	1	2.5	1.2	1	1	2.5	1	2	2.8

En la Tabla 3.3 se observan los primeros porcentajes de fase sigma a una temperatura de 800°C aproximadamente, así como una disolución de esta misma fase a temperaturas superiores a 1000°C. Este rango de temperaturas coinciden con las temperaturas reportadas por T.A Elmer *et al* para la formación de fase sigma en un acero inoxidable dúplex SAF 2205 durante la aplicación de un ciclo térmico con una técnica in-situ ^[38], estas temperaturas también coinciden con las temperaturas de formación de fase sigma reportadas en un AISD SAF 2507 ^[63,66].

Durante la formación de la fase sigma se observan cambios en el porcentaje de fase ferrita, alcanzando su porcentaje mínimo de 29% a 850°C, temperatura a la cual se encuentra el mayor porcentaje de fase sigma ^[38,67]. Sin embargo, es importante citar que la microestructura del AISD SAF 2507 sufre diferentes cambios durante el proceso de formación de la fase sigma en el rango de temperaturas de 475°C a 700°C. Estos cambios microestructurales se muestran en la Fig. 3.3, los cuales inician con la formación de una nueva austenita (austenita secundaria γ_2) presentándose como ramificaciones de las islas de austenita localizadas en los bordes de grano de ferrita (ver Fig. 3.3 A-D), resultado del ciclo térmico a 475°C. Esta nueva austenita representa el comienzo de la transformación eutéctode ($\delta \rightarrow \gamma_2 + \sigma$) durante la cual, se origina una separación de los elementos alfégenos y gammágenos dentro de la ferrita ^[67]. La austenita secundaria tiene como principal característica, bajo porcentaje de elementos como el Cr, Mo y N en comparación con la austenita original, por lo que presenta una alta susceptibilidad a la corrosión ^[53].

A temperaturas de 500°C y hasta 700°C se observan cambios morfológicos en la microestructura del AISD SAF 2507, principalmente en las ramificaciones de austenita secundaria (γ_2), las cuales sufren una transformación a pequeñas islas distribuidas aleatoriamente en los bordes de grano de ferrita (Fig. 3.3C-D), a partir de las cuales se fomenta la formación de la fase sigma.

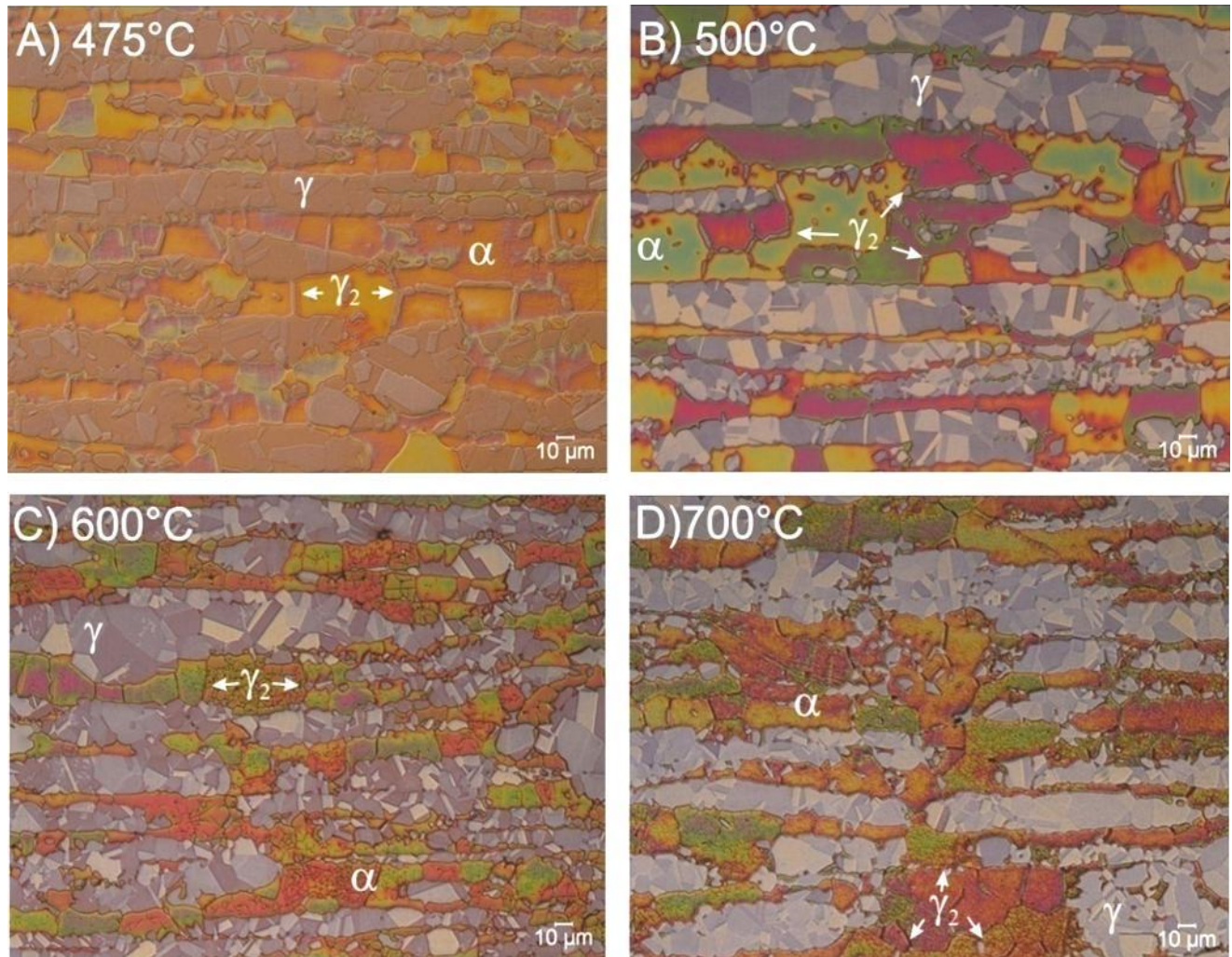


Figura 3.3. Formación de la austenita secundaria en los bordes de grano de ferrita previo a la formación de la fase sigma.

En la Fig. 3.4 se muestra una micrografía obtenida por MEB de una probeta tratada térmicamente a 700°C, en la cual se observa que la austenita secundaria (γ_2) previamente formada en los bordes de grano de la ferrita, ayudó a la formación de la fase sigma mediante la partición de Cr y Mo, tal como lo reportó J.W. Elmer *et al* ^[67].

Debido a que durante la formación y crecimiento de la austenita secundaria (γ_2), se expulsaron el Cr y Mo hacia la ferrita, existe la suficiente concentración de estos elementos para formar la fase sigma, la cual crece dentro de la austenita secundaria ^[53] o como una partícula aislada ^[67].

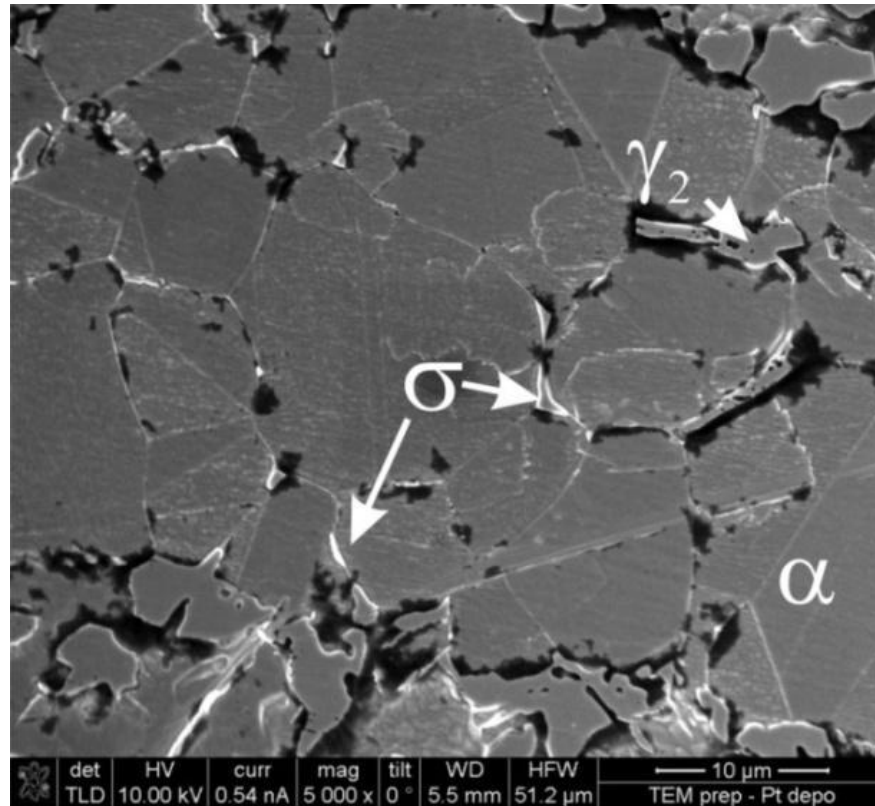


Figura 3.4 Formación de la fase sigma en los bordes de grano de la fase ferrita al finalizar el ciclo térmico a 700°C.

Una vez detectada la formación de la fase sigma a 700°C, se observa que su porcentaje aumenta en función de la temperatura, consumiendo la ferrita y la austenita secundaria existiendo el máximo porcentaje de fase sigma a 850°C. Esta temperatura ha sido reportada como la máxima temperatura de formación de la fase sigma en diferentes tipos de aleaciones dúplex ^[53,57,67,73] y en la cual se observa la transformación total de la austenita secundaria en fase sigma, la cual es identificada en la Fig. 3.5B como una zona oscura en la interfase ferrita / austenita.

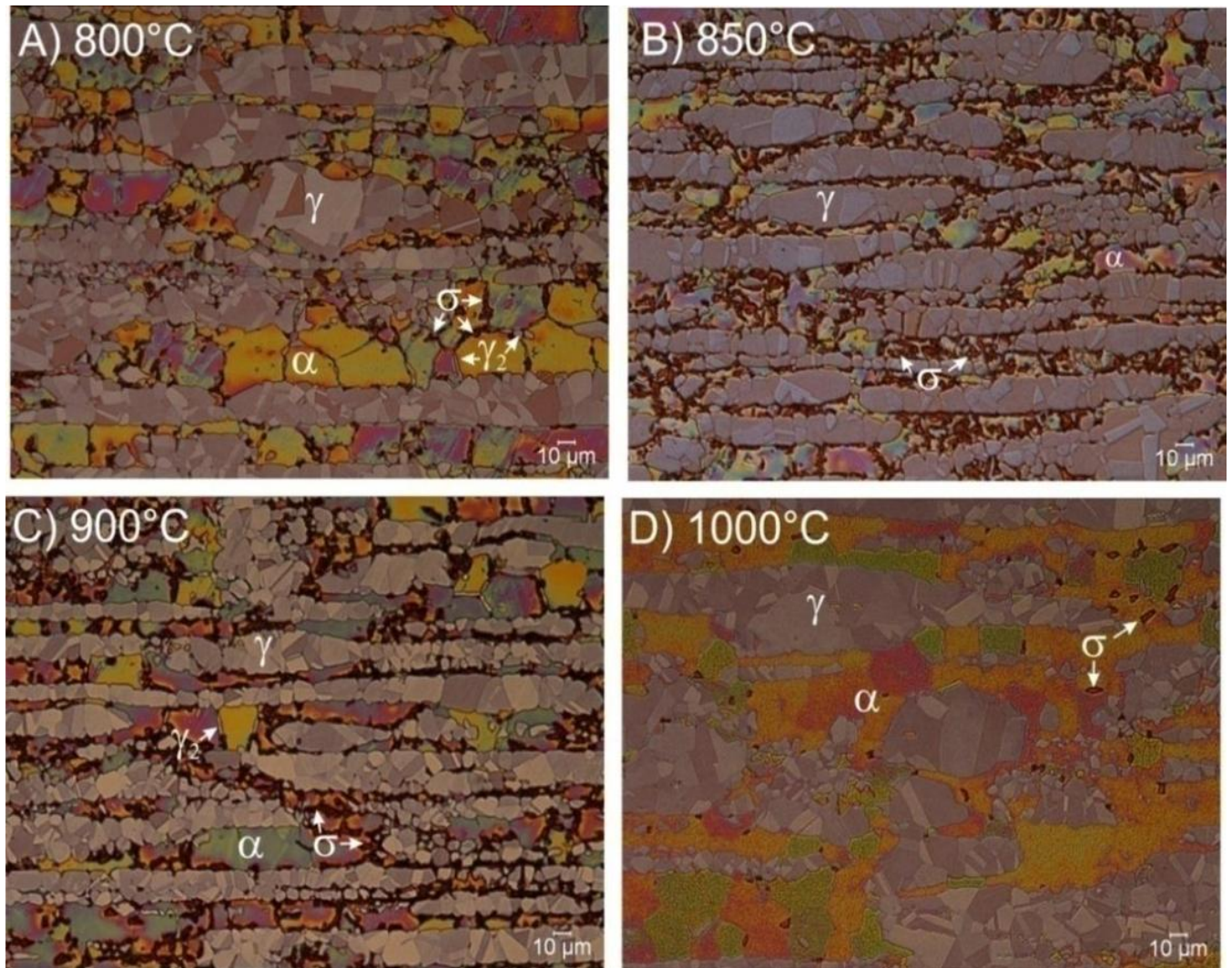


Figura 3.5 Crecimiento y dilución de la fase sigma.

A temperaturas superiores a 900°C, se inicia una disminución en el porcentaje de fase sigma y por lo tanto, el de ferrita aumenta, mientras que pequeñas islas de austenita secundaria vuelven a formarse bordeando el grano ferrítico. Este cambio puede ser ocasionado por las elevadas temperaturas, en las cuales, la aleación experimenta la transformación austenita - ferrita hasta existir un 100% de ferrita aproximadamente antes de pasar a la fase líquida, por lo cual, todos los elementos alógenos son reincorporados a la matriz ferrita, afectando directamente a la fase sigma, que es principalmente formada por Cr y Mo ^[63]. A partir de 1000°C la fase sigma y la austenita secundaria empiezan a ser disueltas en la matriz ferrita para disolverse totalmente a 1100°C, como es mostrado en la Fig. 3.6 lo que ha sido reportado en trabajos previos ^[38,74].

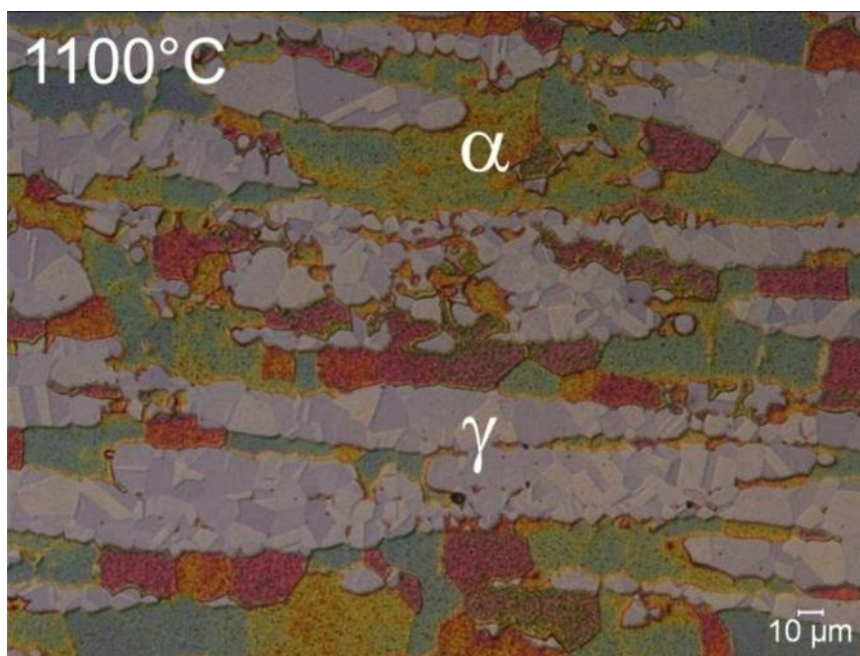


Figura 3.6 Disolución de la fase sigma a temperaturas de 1100°C

La distribución de los elementos alfaégenos y gammágenos en la aleación resalta la diferencia entre las fases presentes a 850°C, ferrita, austenita y fase sigma, como se muestra en la Fig. 3.7. La distribución de molibdeno, se muestra dentro de la fase ferrita. Sin embargo, en la interfase ferrita/austenita se observan áreas en las que se concentra el molibdeno en un 7.28% aproximadamente. Estas áreas se distinguen por una mayor intensidad de color, las cuales corresponden al área donde se ha formado fase sigma. Este resultado es respaldado por el microanálisis puntual mostrado en la Tabla 3.4, donde el molibdeno es presentado como uno de los elementos de mayor contenido en la fase sigma.

Por otro lado, el mapeo realizado en función del Cr no permite una distinción significativa de la fase sigma, debido a que éste elemento se encuentra disperso en toda la aleación y por lo tanto, la diferencia del porcentaje en cada una de las fases es mínima (Tabla 3.4). Sin embargo, se distinguen zonas oscuras, cuya ubicación corresponde a las áreas adyacentes de las zonas con mayor intensidad en el mapeo de Mo, donde está formada la fase sigma por esta razón, se puede decir que la formación de la fase sigma disminuye el Cr y Mo de las zonas aledañas a ella convirtiéndolas en zonas susceptibles a la corrosión ^[57,68].

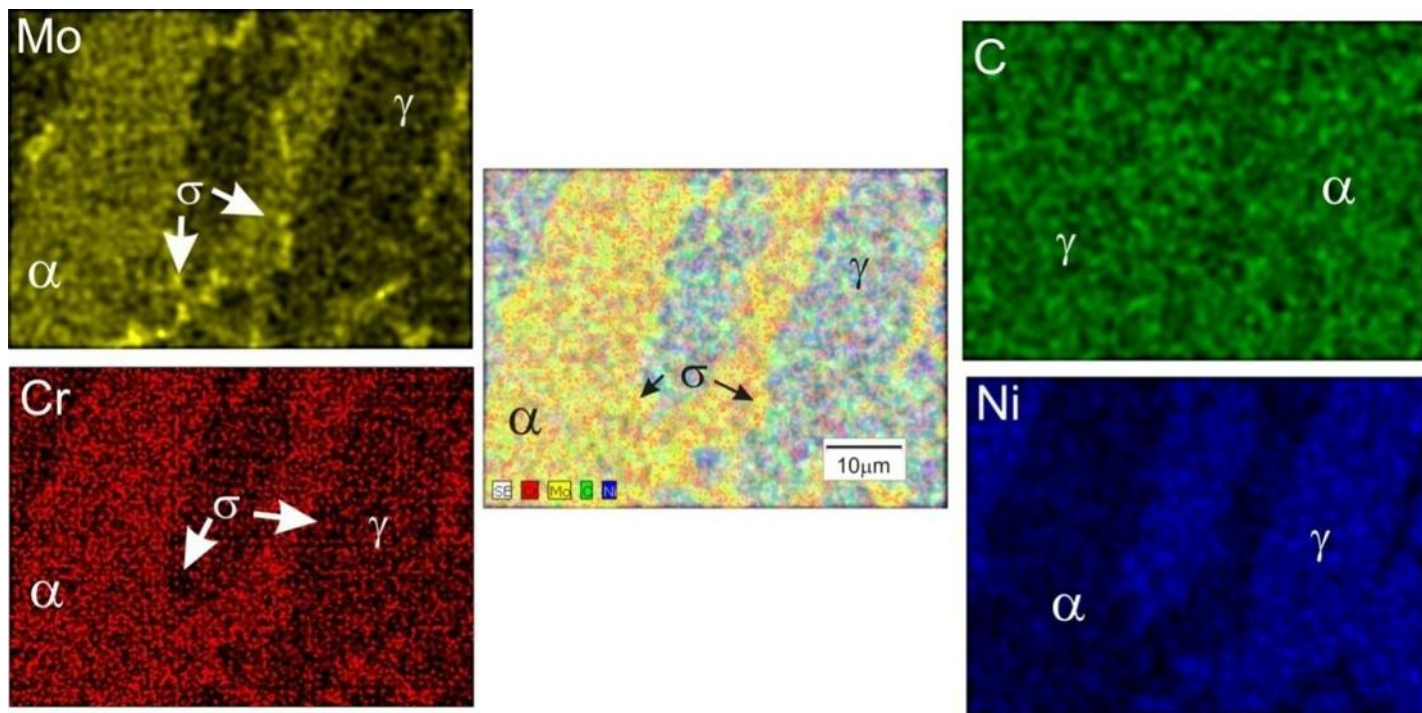


Figura 3.7 Distribución de elementos en presencia de fase Sigma.

El mapeo realizado demostró también que no existe una concentración de C, Cr y Ni, por lo que se descarta la formación de precipitados ($M_{23}C_6$, Cr_2N). La ausencia de precipitados se atribuye a que la austenita secundaria y la fase sigma han requerido altos porcentajes de cromo y molibdeno para formarse ^[68].

Tabla 3.4 Composición química de las fases posterior a la formación de la fase sigma (% en peso).

Fase	Cr	Ni	Mo	C	Fe
Austenita	23.66	7.42	3.50	3.08	62.35
Ferrita	25.33	4.22	3.72	4.18	61.55
Sigma	26.01	2.73	7.28	5.77	52.4

En la Fig. 3.8 se observa la fase sigma formada a 850°C en donde se puede observar que su formación ha consumido completamente la austenita secundaria a partir de la cual fue originada. Es importante notar que sobre la fase sigma se observa un precipitado, el cual puede ser un nitruro de cromo considerando los siguientes dos puntos:

1. Ramírez *et al.* investigaron la formación de la austenita secundaria en diferentes tipos de

aceros inoxidables dúplex y superdúplex, obteniendo un modelo que explica la formación de austenita secundaria por medio de la nucleación heterogénea de los precipitados tipo M_2N en la interfase ferrita/austenita ^[123].

2. La Fig. 3.4 muestra que la fase sigma crece desde los bordes de la austenita secundaria, debido a que la formación de la austenita secundaria promueve la sobresaturación de Cr y Mo en la ferrita, la cual es consumida para dar lugar a la formación de la fase sigma.

Por lo tanto, si se relacionan ambas ideas es posible considerar que la partícula encontrada en MEB de alta resolución dentro de la fase sigma (Fig. 3.8), corresponde a un precipitado del tipo Cr_2N , el cual promueve la formación de austenita secundaria y fase sigma.

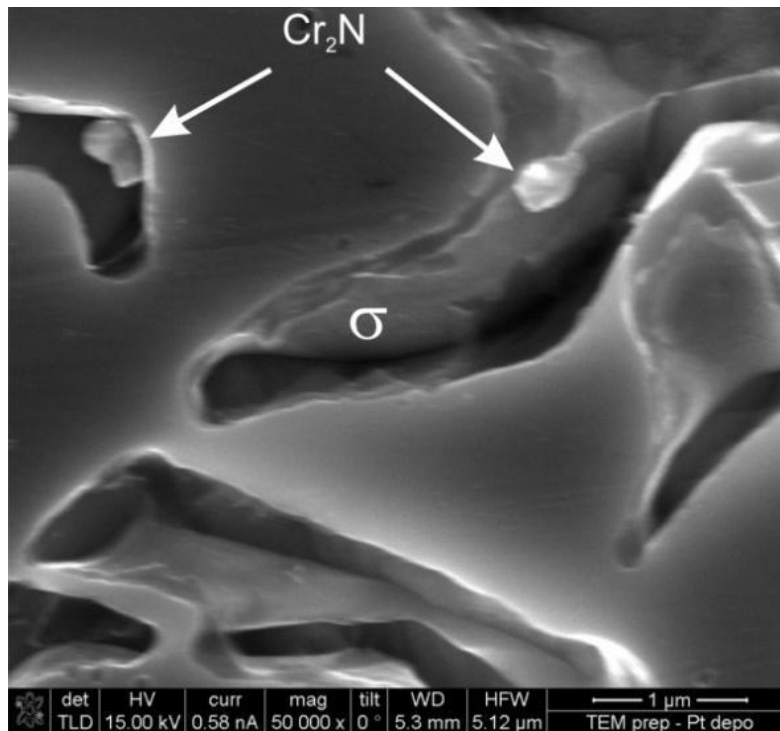


Figura 3.8 Fase sigma observada en MEB de alta resolución.

El precipitado mostrado en la Fig. 3.8, presenta una morfología similar a los precipitados reportados por Ramírez et Al y Dobranzky ^[63,66]. Por lo que se puede decir que la formación de austenita secundaria y fases sigma puede presentarse en la zona afectada térmicamente de la unión soldada del AISD SAF 2507, ya que es la parte de la unión soldada que no alcanza el punto de fusión, por lo que es sometida a ciclos térmicos que involucran temperaturas de formación de fase sigma.

3.2.2 API X-52

El acero API X-52 fue sometido a los ciclos térmicos siguiendo el procedimiento descrito en la sección 2.3.2 para simular la zona afectada térmicamente y de esta manera estudiar los cambios microestructurales como han sido estudiados previamente en otras investigaciones ^[124-126]. En la Tabla 3.5 se resumen los valores de los porcentajes de fases en función de la temperatura, observando que a temperaturas superiores a 700 °C la perlita desaparece para dar lugar a la formación de la martensita como resultado del enfriamiento rápido.

Tabla 3.5 Porcentajes de fases después de los ciclos térmicos.

Fases (%)	Temperatura (°C)					
	500	600	700	800	900	1000
Ferrita	85	84.66	87.9	29.34	16.34	-
Perlita	14.8	15	11.5	-	-	-
Martensita	-	-	-	68.93	83.97	99
Desv. Std (+/-)	1	1.5	1	2.1	1.2	1

Durante los ciclos térmicos aplicados al acero API X-52, se observa que el material no presenta cambios microestructurales hasta la temperatura de 500°C, en donde la microestructura consiste en una matriz ferrítica con tamaño de grano promedio de 10.5 µm (ASTM 10) y una precipitación de perlita intergranular con un contenido del 14%.

Antes de iniciar el análisis de los cambios microestructurales en el acero API X-52 promovidos por los ciclos térmicos, es necesario explicar las transformaciones de fase que ocurren durante el calentamiento y enfriamiento, para lo cual se empleará el diagrama de equilibrio del acero API X-52 que se muestra en la Fig. 3.9.

En el diagrama de la Fig. 3.9, se muestra que durante el calentamiento, la microestructura del acero API X-52 corresponde a fase ferrita (α) y perlita (P), no existiendo cambios hasta que la temperatura alcanza 700°C aproximadamente aunque de acuerdo a la bibliografía para el sistema Fe-C es de 723°C ^[8,9], indicando el inicio de la transformación $\alpha + P \rightarrow \gamma$.

Según trabajos previos ^[18,127], a temperaturas aproximadas a 810°C, la microestructura en este tipo de aceros es una mezcla de ferrita (α), cementita (Fe_3C) y austenita (γ) hasta que la transformación a austenita termina a 910°C. Por lo tanto, el área en donde se presenta esta mezcla de fases en el diagrama, corresponde al rango de temperaturas de 700°C a 819°C aproximadamente, siendo esta última, la temperatura de transformación final a austenita.

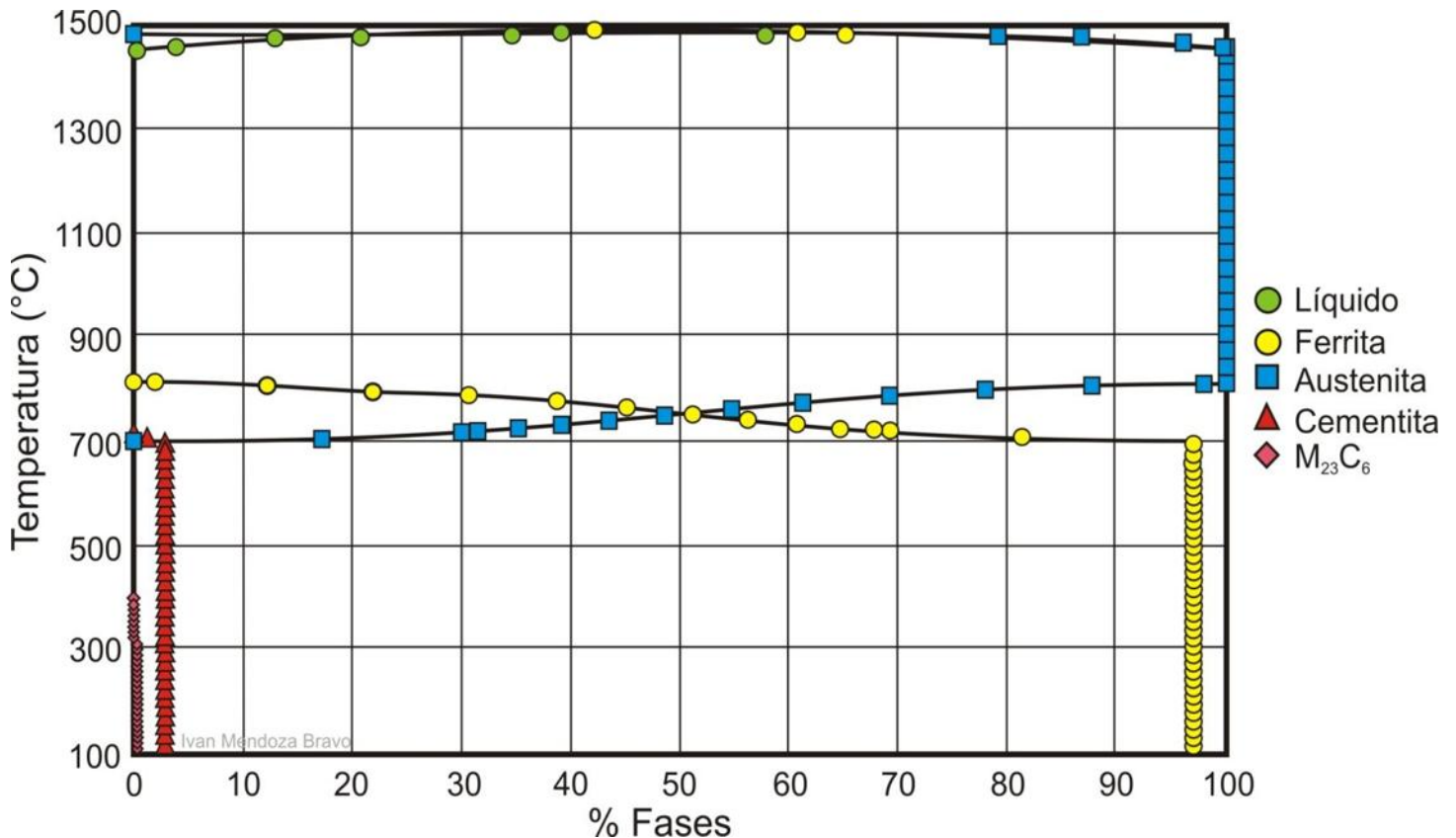


Figura 3.9 Diagrama de equilibrio del acero API X-52 calculado mediante el software J-Mat.

Considerando lo anterior, es posible observar que la microestructura resultante de los ciclos térmicos de 500°C, 600°C y 700°C, sólo presenta una ligera disminución de tamaño de grano ferrítico de 10.5 μm , 8 μm y 6.3 μm respectivamente tal como se muestra en la Fig. 3.10. En este caso, los elementos microaleados del API X-52 como el Ti, Nb y V que están presentes en forma de carburos, impiden el crecimiento de grano debido a que el rango de temperaturas 500°C-700°C no es suficiente para hacerlos entrar en dilución ^[28,128]. Estos cambios microestructurales son previos al inicio de la transformación de la fase ferrita y del constituyente perlita a austenita durante el calentamiento a 700°C, por lo que el porcentaje de perlita disminuye de 14.8% a 11.5%.

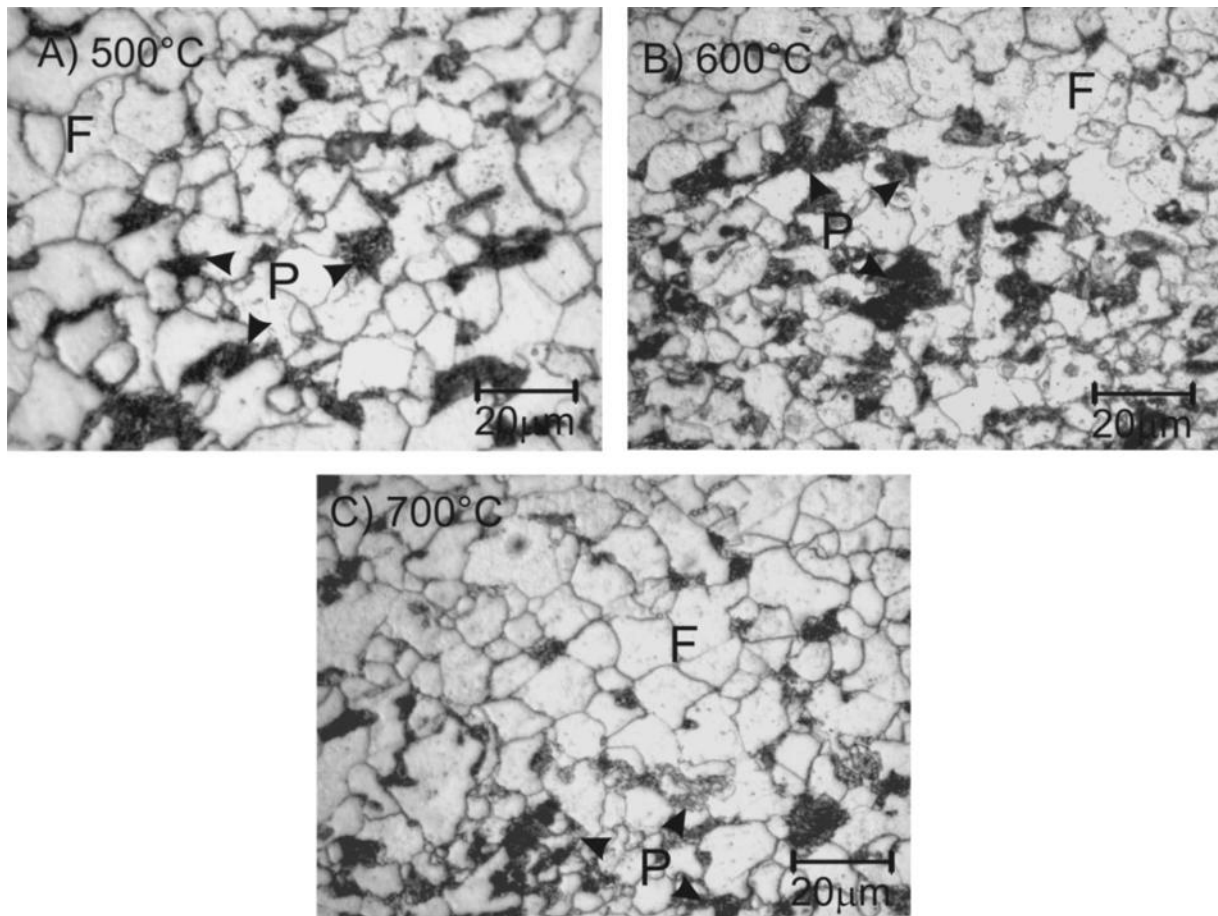


Figura 3.10 Refinamiento de grano en el acero API X-52 en el rango de 500-700°C.

De acuerdo al diagrama de la Fig. 3.9, en el rango de temperaturas de 700 a 816°C se presenta una mezcla de ferrita, cementita y austenita, con lo cual se puede explicar el cambio microestructural significativo que sufre el acero API X-52 cuando es sometido a temperaturas de 800°C, en donde la perlita transforma a cementita y ferrita acicular (AF) rodeada de ferrita de borde de grano (GF), tal como se ilustra en la Fig. 3.11 A.

La ferrita de borde de grano es la primera morfología que se forma durante el enfriamiento, teniendo como ubicación preferencial los bordes de grano de austenita, aunque también puede localizarse dentro de los granos de la austenita, por lo que presenta una estructura bien definida [8,25]. Durante la formación de ferrita, el carbono es expulsado, dando lugar a la formación de cementita (Fe_3C) así como a la generación de ferrita acicular a partir de inclusiones no metálicas [25].

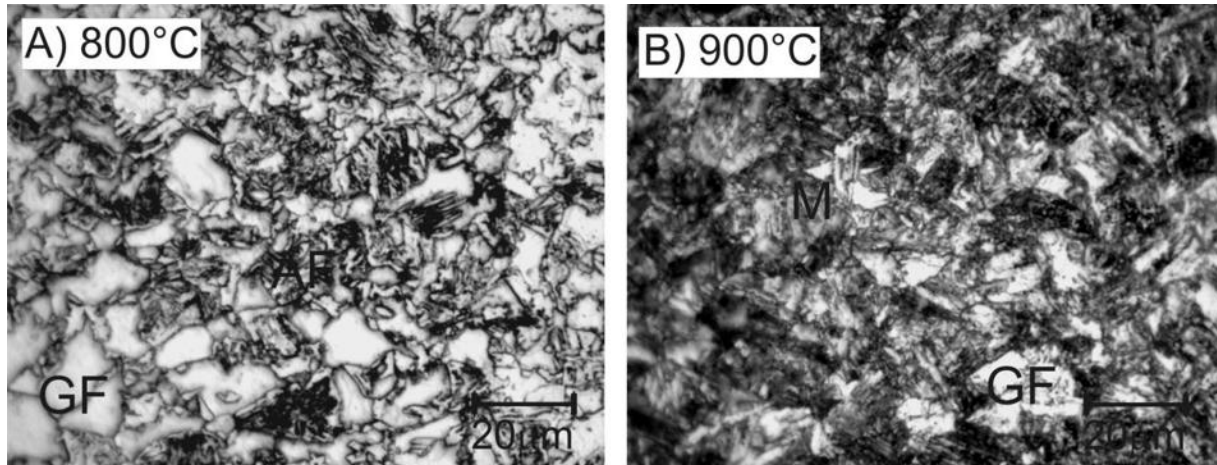


Figura 3.11 Transformaciones de fase a 800 y 900°C

En la Fig. 3.11B se observa la microestructura del acero API X-52 sometido a 900°C, el cual experimentó temperaturas cercanas a la temperatura de austenitización debido a que la microestructura presenta una mezcla de martensita con un porcentaje de ferrita de borde de grano del 16%. De acuerdo a este resultado, la temperatura de austenitización calculada mediante el diagrama de la Fig. 3.9 de 810°C es incorrecta, siendo la temperatura de austenitización de 910°C la aproximada para esta aleación tal como lo cita la literatura ^[8,9].

En la Fig. 3.12 se puede observar una microestructura martensítica producto de la transformación de la perlita y ferrita a austenita ya que el enfriamiento rápido suprime la transformación austenita-ferrita, disminuyendo la difusión de los átomos de carbono ^[128].

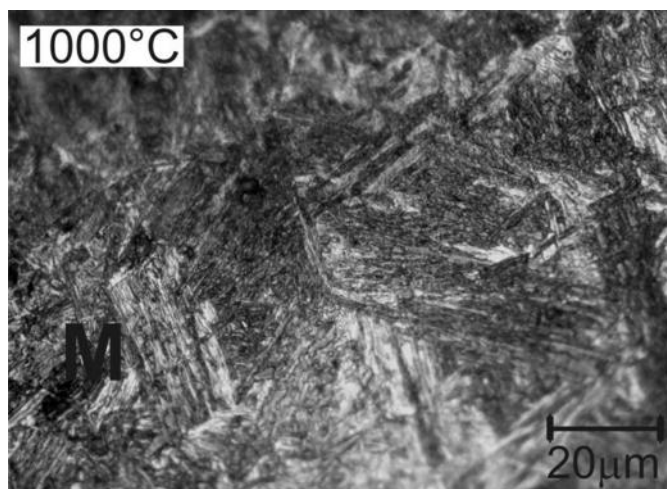


Figura 3.12 Martensita de placas durante el ciclo térmico a 1000°C.

La microestructura mostrada en la Fig. 3.12 corresponde a la martensita conocida como martensita de listón (masiva), la cual es típica en aceros de baja aleación como el API X-52. Una característica de la formación de este tipo de martensita es la repentina e independiente formación de los listones, los cuales se van agrupando en paquetes y creciendo continuamente hasta que son limitados por un paquete vecino. La formación de esta microestructura trae consigo un ajuste en la estructura cubica centrada en las caras debido al reacomodamiento de los átomos de carbono, los cuales la obligan a convertirse en una estructura tetragonal compacta, que toma lugar mediante dislocaciones ^[129].

Es importante considerar que en este experimento, las velocidades de enfriamiento fueron rápidas (con valores de 9.36, 6.16, 5.41 °C/seg, con base en los datos medidos durante el ciclo de soldadura y calculados en el apéndice I), evitando la formación de la bainita, la cual puede estar presente en las uniones soldadas donde las velocidades de enfriamiento pueden ser más lentas, aunque también puede ser resultado de los ciclos térmicos de los cordones subsecuentes durante una soldadura multipasos.

3.3 Selección del material de aporte

Es necesario controlar la microestructura del metal de soldadura tipo dúplex, particularmente en el paso de raíz, debido a que es susceptible a presentar una microestructura martensítica con enfriamientos rápidos. Por esta razón la selección del material de aporte para realizar uniones disímiles es importante, ya que se debe tratar de obtener un mayor porcentaje de austenita en el paso de raíz, con el objetivo de incrementar la ductilidad en la unión soldada disímil ^[3,75].

El diagrama de Schaeffler y el diagrama WRC-1992 pueden ser empleados para predecir la microestructura del metal de soldadura en la región de transición durante la unión soldada disímil de los aceros inoxidable. Sin embargo, el diagrama de Schaeffler es usado para proveer una aproximación de la microestructura en las uniones disímiles, mientras que el diagrama WRC-1992 puede presentar una predicción más exacta de la microestructura, tal como se detalla a continuación.

La Fig. 3.13 presenta la aplicación del diagrama de Schaeffler para predecir la microestructura de la unión disímil API X-52/SAF 2507 empleando los materiales de aporte ER-2209 y ER-2594, considerando valores de dilución de 25% y 50%.

La microestructura de la unión soldada disímil calculada utilizando el ER-2209 y 25% de dilución, presenta una microestructura con un contenido aproximado de 19% de ferrita mientras que el ER-2594 un 30% de ferrita para el mismo porcentaje de dilución. En este análisis se observa que el material de aporte ER 2209 presenta una tendencia a formar mayor porcentaje de austenita, lo cual beneficia ampliamente la ductilidad de la unión soldada disímil pero presentando un desbalance de fases dentro de la relación ferrita/austenita, lo cual promueve que algunas propiedades mecánicas se vean afectadas así como la resistencia a la corrosión [78,79]. Por otro lado, cuando se presenta una mayor dilución (50%) en la unión soldada, ambos materiales de aporte propician la formación de una microestructura que puede constar de austenita, ferrita o martensita, disminuyendo la cantidad de ferrita hasta un 15% y 20% para el ER-2209 y ER-2594 respectivamente.

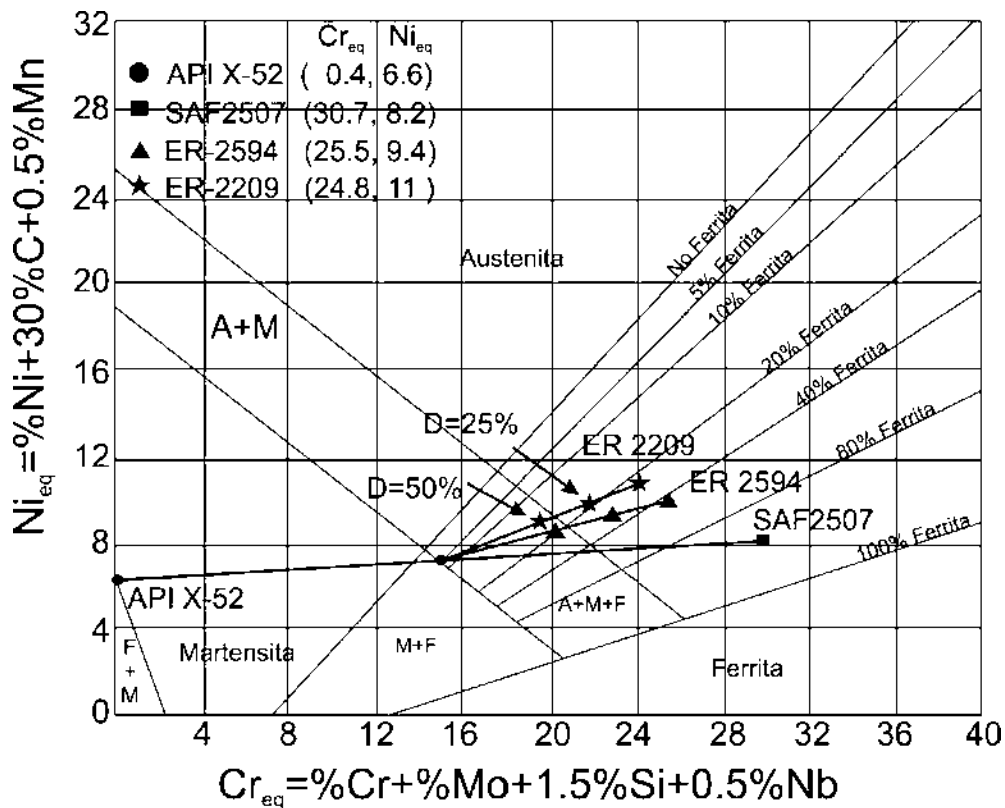


Figura 3.13 Selección de material de aporte con el diagrama de Schaeffler.

La Fig. 3.14 muestra el análisis por el diagrama WRC-1992 en el cual se puede observar el mismo comportamiento de los materiales de aporte en relación al porcentaje de ferrita. Sin embargo, este diagrama predice la posible formación de martensita en la unión soldada disímil.

En ambos diagramas es posible distinguir que el material de aporte ER-2209 facilita la formación de la fase austenita debido a su mayor contenido de Ni (7.73 %).

Por otro lado, el ER-2594 mantiene un mayor balance de fases ferrita/austenita, el cual resulta de su elevado porcentaje de Cr y Mo como formadores de ferrita y Ni y N como estabilizadores de la austenita, lo cual ayuda a mantener las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión, ya que es importante mantener el equilibrio de ambas fases, debido a que si el porcentaje de ferrita aumenta, la ductilidad de la unión se verá afectada [118].

El análisis de selección de material de aporte por medio de los diagramas constitutivos recomienda al ER-2594 como el material de aporte más adecuado para realizar la unión disímil SAF 2507/API X-52. Sin embargo, los resultados microestructurales y propiedades mecánicas de la unión dependen también de las variables del proceso de soldadura empleadas para realizar la unión.

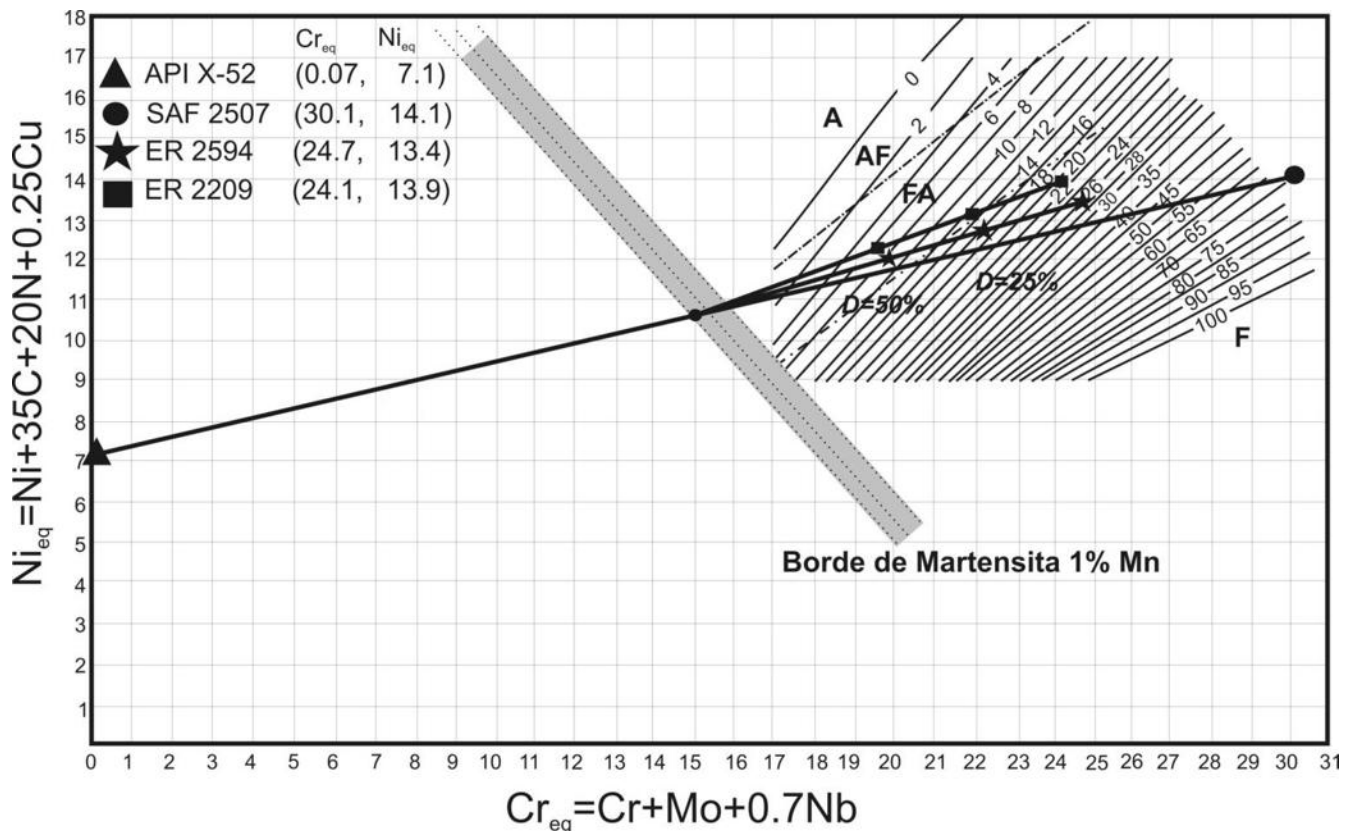


Figura 3.14 Selección de material de aporte con el diagrama de WRC-1992.

3.4 Uniones soldadas disímiles

Una vez seleccionado el material de aporte ER-2594 y las variables del proceso de soldadura, ver Tabla 2.3, se realizó la unión soldada de los tubos, los cuales fueron seccionados para su análisis macro y microestructural, como se muestra a continuación:

3.4.1 Macrográficas de las uniones soldadas disímiles

La Fig. 3.15 muestra las macrográficas de la unión soldada disímil con preparación de borde a 60° y 90°, las cuales fueron realizadas bajo los parámetros establecidos. En ambas secciones transversales, se observa que las uniones soldadas disímiles se encuentran libres de defectos de soldadura, tales como porosidades, socavados, inclusiones o falta de fusión.

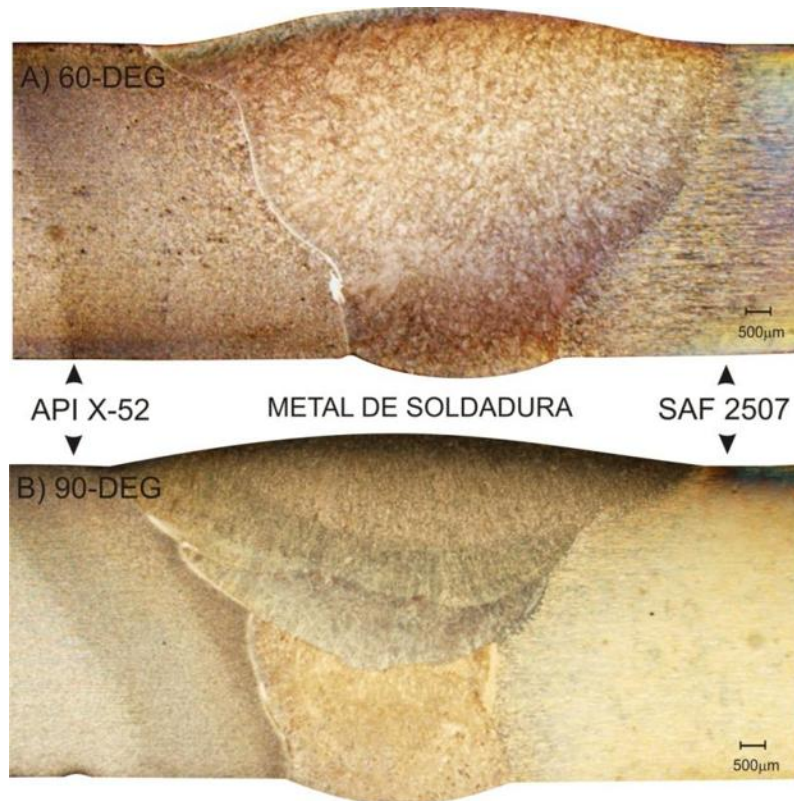


Figura 3.15 Macrográficas de las uniones soldadas disímiles con preparación a 60° y 90°

La unión soldada con preparación de borde a 60° se realizó con tres pasos de soldadura, mientras que la unión a 90°, se realizó con cinco pasos de soldadura. En ambas uniones se distingue la continuidad estructural que existe entre el acero inoxidable superdúplex SAF 2707 y el metal de soldadura, debido a la similitud en su composición química.

Sin embargo, con el acero API X-52 se presenta una distintiva línea blanca, que lo separa del metal de soldadura, la cual es debido a la diferencia de composición química que existe entre el metal base y el metal de soldadura. Es importante observar las transformaciones de fases que se presentan en la ZAT de los materiales base representándose en diferentes tonalidades.

3.4.2 Cálculo de dilución en las uniones soldadas disímiles

Una vez caracterizadas las uniones disímiles, se procedió a calcular la dilución de cada paso de soldadura entre el metal de soldadura y ambos materiales base. Para realizar dicho cálculo se emplearon las macrografías mostradas en la Fig. 3.15, en las cuales se delimitaron las áreas correspondientes a los cordones de soldadura, mismos que a su vez fueron divididos en dos áreas: a) metal de soldadura, el cual es delimitado por la cara del chaflán de las probetas de cada paso de soldadura y b) el área de mezcla del metal de soldadura depositado con los materiales base fundidos durante la pasada de soldadura, tal como se muestra en la Fig. 3.16.

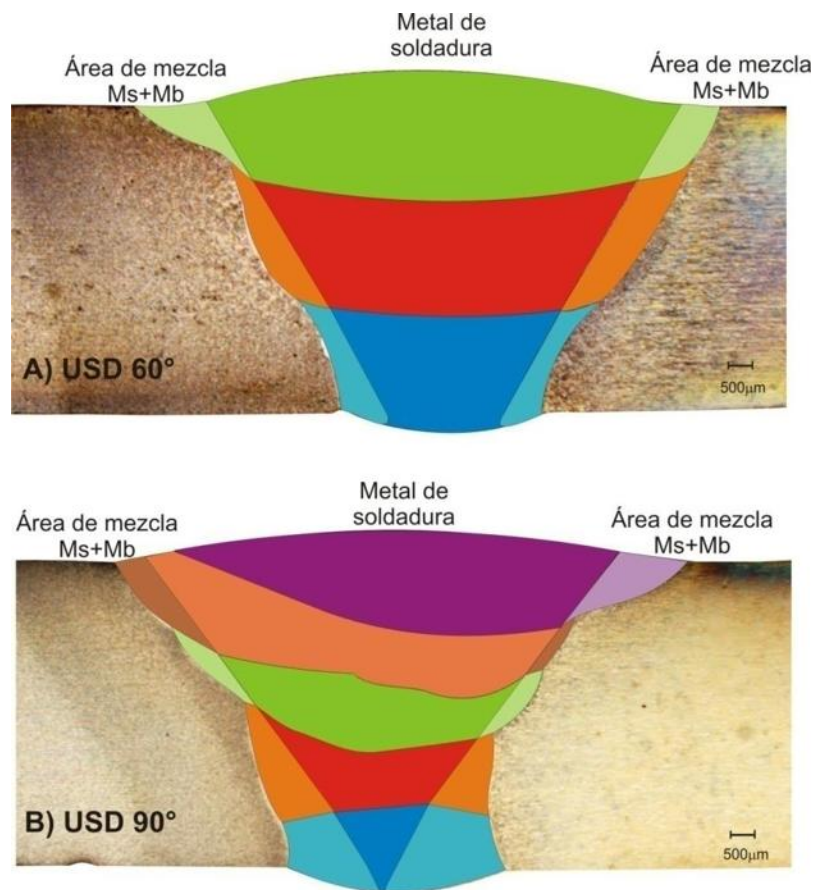


Figura 3.16 Dilución del metal de soldadura en las uniones soldadas disímiles

Una vez delimitadas las diferentes áreas, se procedió a realizar el cálculo de dilución, el cual se inició con la medición de áreas usando el software de análisis de imágenes SigmaScan®, las cuales se sustituyeron en la ecuación 3.8^[130], obteniéndose los porcentajes de dilución para cada paso de soldadura, en donde los valores más altos de dilución en ambas uniones se presenta en los cordones de raíz, debido a que es la zona de la unión en la que los metales base presentan una mayor interacción con el metal de aporte.

_____ 3.8

Donde A_{bm} es el área de la sección transversal fundida del metal base y A_{fm} es el área de la sección transversal del metal de aporte depositado.

Unión soldada disímil con preparación de 60°

- 1. Paso de raíz _____
- 2. Paso de relleno _____
- 3. Paso de la corona _____

Unión soldada disímil con preparación de 90°

- 1. Paso de raíz _____
- 2. Paso de relleno 1 _____
- 3. Paso de relleno 2 _____
- 4. Paso de relleno 3 _____
- 5. Paso de la corona _____

3.4.3 Micrografías de las uniones soldadas disímiles

Previamente a la fabricación de las uniones soldadas, se estudiaron las transformaciones de fase de cada una de las aleaciones mediante la aplicación de ciclos térmicos basados en un modelo de distribución de temperaturas, utilizando los mismos parámetros que se emplearían en la fabricación de las uniones soldadas disímiles. Por consiguiente, a continuación se examina cada transformación de fase y se relaciona con la temperatura a la cual fue expuesta. Sin embargo, es importante considerar que es una soldadura multipasos y que las transformaciones de fase pueden ser afectadas por los pasos subsecuentes de soldadura.

Por lo tanto, para realizar la caracterización y estudio de las uniones soldadas disímiles, éstas se dividen en tres secciones:

- A) ZAT API-X52, que corresponde a la interfase entre el metal de soldadura/acero API-X52 y la zona afectada térmicamente del acero API X-52.
- B) Metal de soldadura
- C) ZAT SAF 2507, que corresponde a la interfase entre el metal de soldadura/acero inoxidable superdúplex SAF 2507 y la zona afectada térmicamente del AISD SAF 2507.

3.4.3. A) ZAT API-X52

Las microestructuras de las uniones soldadas disímiles con preparación a 60° y 90° en la región de la ZAT del acero API X-52, son mostradas en la Fig. 3.17, las cuales serán examinadas para determinar el efecto de la velocidad de enfriamiento sobre las transformaciones de fases en estado sólido, así como también el efecto de los ciclos térmicos impuestos por los pasos de soldadura subsecuentes. En este caso, también es posible observar la línea de martensita, la cual es el resultado de la diferencia entre la composición química del metal de soldadura y el acero API X-52.

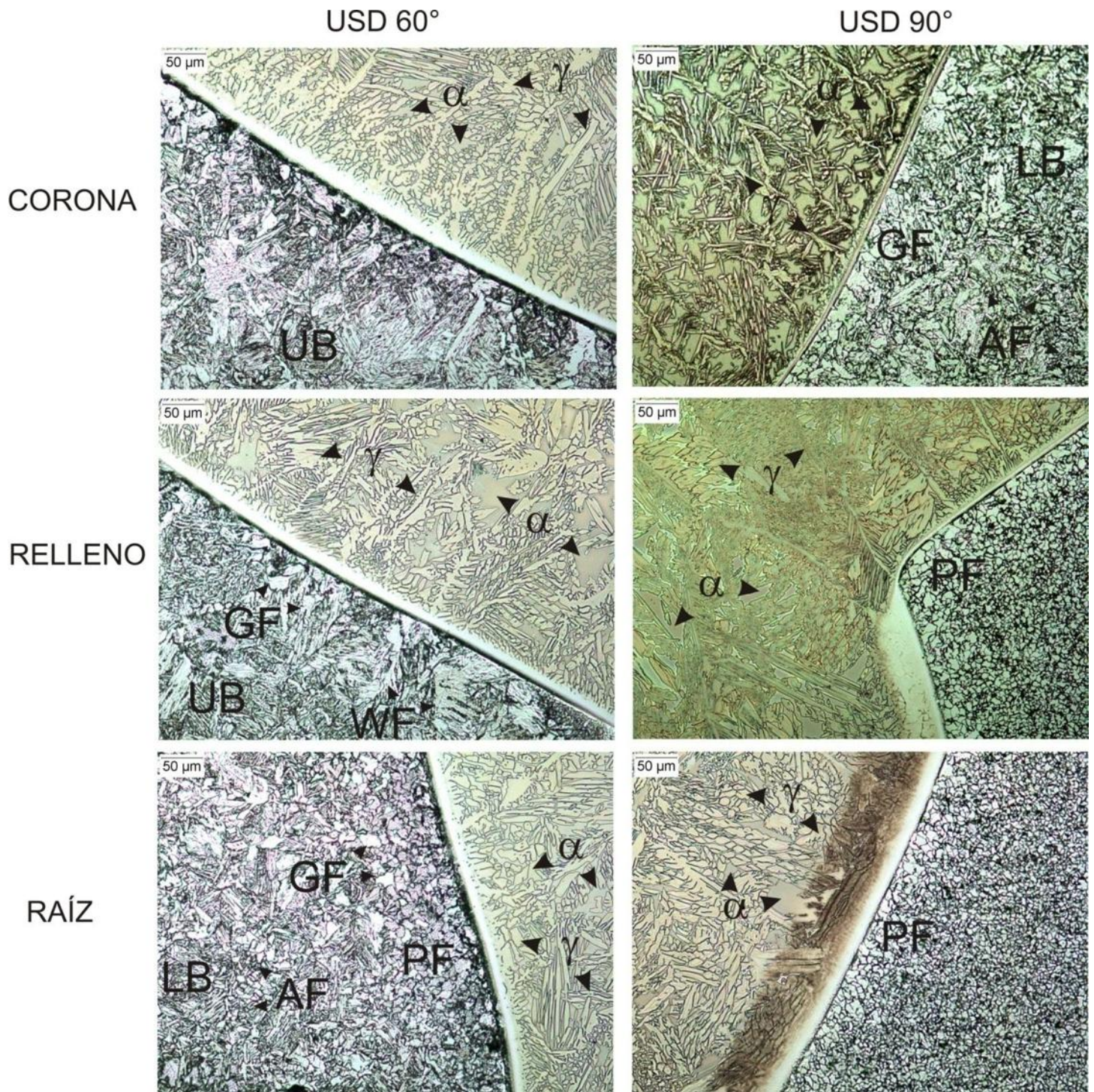


Figura 3.17 Micrografías de la ZAT-API X-52 en las uniones soldadas disimil.

En el paso de raíz de la unión soldada disímil con preparación a 60°, las transformaciones del acero API X-52 son más notables, observándose la transformación de la fase ferrita y la perlita, en ferrita de borde de grano (GF), ferrita acicular (AF) y bainita inferior (LB). Las transformaciones de fase pueden relacionarse con la transformación observada a 800°C durante la aplicación de los ciclos térmicos para simular la ZAT ver Fig. 3.11, siendo esta la temperatura en la cual el acero API X-52 inicia su proceso de austenitización, por lo que algunas fases son diluidas durante el calentamiento. Sin embargo, al no alcanzar la temperatura de austenitización y ser sometidas a velocidades de enfriamientos moderadas, lo que resulta en las microestructuras mencionadas anteriormente.

La unión soldada disímil con preparación a 90°, no muestra ninguna de las transformaciones previamente descritas, solo un refinamiento de grano de la ferrita poligonal (PF) de 11 μm a 6 μm , los que es similar al refinamiento de grano que se presentó en las micrografías del acero API X-52, de 10.8 μm a 6.3 μm después del ciclo térmico en el rango de 500°C a 700°C. Por lo tanto, se puede decir que la temperatura a la que fue sometida esta zona no fue suficiente para diluir los precipitados tal como se mencionó anteriormente. El refinamiento de grano ha sido reportado como un factor que mejora la tenacidad del metal de soldadura. Sin embargo, también puede relacionarse con factores como la temperatura máxima alcanzada y el tiempo de permanencia, tal como se demostró en la simulación de la ZAT, en donde el tiempo de permanencia es una variable que afecta directamente las transformaciones de fase durante los ciclos térmicos, por lo que esto puede ser influenciado por el soldador, ya que el determina la velocidad de avance y por lo tanto los cambios microestructurales ^[131].

La diferencia microestructural entre las uniones soldadas disímiles puede explicarse mediante la difusión del carbono, el cual, promueve los cambios microestructurales en función de la temperatura. Por ejemplo, anteriormente se describió la microestructura de la ZAT de la unión soldada disímil con preparación a 90° como una mezcla de ferrita poligonal y perlita, la cual es resultado del enfriamiento lento. Un enfriamiento lento permite que los átomos de carbono encuentren lugares intersticiales en los bordes de la ferrita, entonces precipita en placas de cementita que crecen adjuntas a placas de ferrita para formar el constituyente perlita dentro del rango de temperaturas de 550°C a 720°C ^[8,127], permitiendo obtener la microestructura presentada en la Fig. 3.17 de la USD-90°.

Por otro lado, la unión soldada disímil con preparación a 60° presenta en su microestructura la formación de bainita que se presenta cuando la velocidad de enfriamiento es mayor a la formación de la perlita, pero no lo suficientemente rápida para formar martensita^[8]. Esta bainita se presenta cuando existe baja difusión del carbono durante el enfriamiento, formando una mezcla de cementita con ferrita la cual puede presentar dos morfologías en función de su temperatura de formación: bainita superior (550°C-400°C) y bainita inferior (400°C-250°C)^[8,128].

El paso de relleno de la unión soldada disímil con preparación de borde a 60° presenta transformaciones de fase en la ZAT, diferentes a las encontradas en el paso de raíz, como lo es la bainita superior (UB), ferrita Widmanstätten (WF) y ferrita de borde de grano. Estas microestructuras se caracterizan por presentar un elevado contenido de carbono debido a las velocidades de enfriamiento a las que se forman. La bainita superior se origina a partir de placas de ferrita que tiene a su alrededor, una elevada concentración de carbono. Este carbono, cuando alcanza su máxima concentración transforma en cementita, lo cual brinda la morfología característica de plumas, mientras que la ferrita Widmanstätten, se caracteriza por contener una elevada concentración de carbono a los lados de sus placas.

La ZAT del paso de relleno de la unión soldada disímil con preparación a 90°, presenta un refinamiento de grano ferrítico, resultado de los ciclos térmicos de los pasos de soldadura previos y subsecuentes que evitan un enfriamiento rápido, como sucede en la unión soldada disímil a 60°.

Las diferencias microestructurales entre ambas uniones soldadas disímiles en el paso de relleno, son causadas por los ciclos térmicos de soldadura, los cuales controlan la difusión del carbono y por lo tanto, las transformaciones de fase tal como se muestra en la microestructura de la unión soldada a 60° (Fig. 3.17) en donde los cambios microestructurales son promovidos por las diferentes velocidades de enfriamiento y las temperaturas a las que se inician las transformaciones durante el enfriamiento, produciendo la diferencia entre la bainita superior y la bainita inferior, así como en la formación de la ferrita Widmanstätten.

El paso de corona de la unión soldada disímil a 60° presenta una microestructura de bainita superior con una morfología de plumas más definida, debido a que el enfriamiento en esta zona de la unión, se realizó hasta la temperatura ambiente, sin la aplicación de pasos subsecuentes, lo que aumentó ligeramente la velocidad de enfriamiento en comparación con el paso de relleno y el de raíz.

La unión a 90° presenta una mezcla de microestructuras de bainita superior, ferrita de borde de grano y ferrita acicular. La mezcla de microestructuras se debe a las velocidades de enfriamiento moderadas, debido a los pasos de soldadura previos que ayudan a mantener la temperatura de interpasos a 85°C, evitando un alto diferencial térmico que promueva altas velocidades de enfriamiento, tal como se muestra en el anexo I.

Para explicar los cambios microestructurales anteriormente descritos, es necesario relacionar las transformaciones de fases con los ciclos térmicos del proceso de soldadura. Por lo tanto, inicialmente se calculó el diagrama de equilibrio del acero API X-52 mostrado en la Fig. 3.9 en donde se estableció el siguiente mecanismo de transformación durante el calentamiento.

α : ferrita, P: Perlita, γ : Austenita, Fe_3C : Cementita o Carburo de hierro

*Temperaturas indicadas por la bibliografía (la temperatura de austenitización fue corregida de 810°C a 910°C).

Sin embargo, este mecanismo de transformación solo aplica durante el calentamiento, debido a que los ciclos térmicos inherentes al proceso de soldadura imponen condiciones de enfriamiento fuera de equilibrio, haciendo necesario calcular el diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación para el acero API X-52, el cual se muestra en la Fig. 3.18 y con el cual se pueden obtener las transformaciones que no son observadas en el diagrama de equilibrio de la Fig. 3.9 durante los enfriamientos rápidos (9.36°C/seg) como lo es el caso de la bainita.

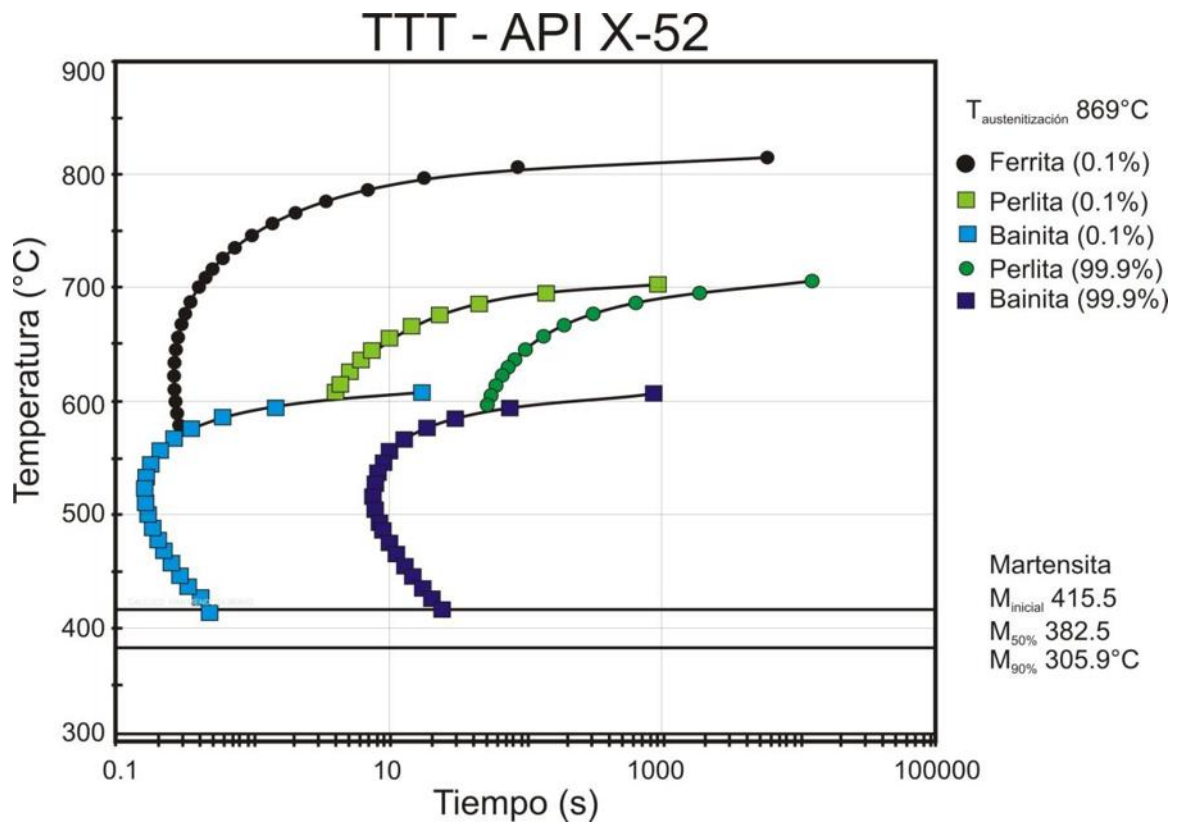


Figura 3.18 Diagrama TTT del acero API X-52 calculado mediante el software JMatPro®

Es importante tomar en cuenta que la microestructura de la ZAT del acero API X-52 resulta de la unión soldada realizada mediante varios cordones, lo cual debe ser considerado al ser analizada. Debido a que la ZAT formada durante el primer paso de soldadura (paso de raíz), es afectada por el ciclo térmico del paso de soldadura subsecuente, esta región es transformada nuevamente (retransformada), en la cual el grano grueso puede ser refinado ^[128].

Considerando lo anterior, en la Fig. 3.19 se esquematiza el efecto de los ciclos térmicos del cordón de relleno y el cordón de corona sobre la ZAT del cordón de raíz, la cual es indicada con el punto A dentro de la unión soldada disímil con preparación a 60°, en donde las primeras transformaciones de fase, son originadas por la aplicación del cordón de raíz, donde la temperatura del punto A cambia desde $T_0 = 25^{\circ}\text{C}$ hasta la temperatura máxima T_{m1} . Posteriormente, durante el enfriamiento se inician las primeras transformaciones de fases dentro de la ZAT a una velocidad V_1 , hasta llegar a la temperatura $T_1 = 85^{\circ}\text{C}$ (temperatura interpasos).

Al iniciar el segundo paso de soldadura, la temperatura del punto A, se eleva hasta la temperatura T_{m2} como efecto del segundo paso de soldadura, y a partir de la cual, se inicia el enfriamiento con una velocidad V_2 , hasta que alcanza una temperatura de interpasos $T_2=T_1=85^\circ\text{C}$.

Finalmente, el último paso de soldadura, impone nuevamente un ciclo térmico sobre el punto A, el cual vuelve a elevar su temperatura hasta T_{m3} , y a partir de la cual inicia un enfriamiento hasta alcanzar la temperatura ambiente.

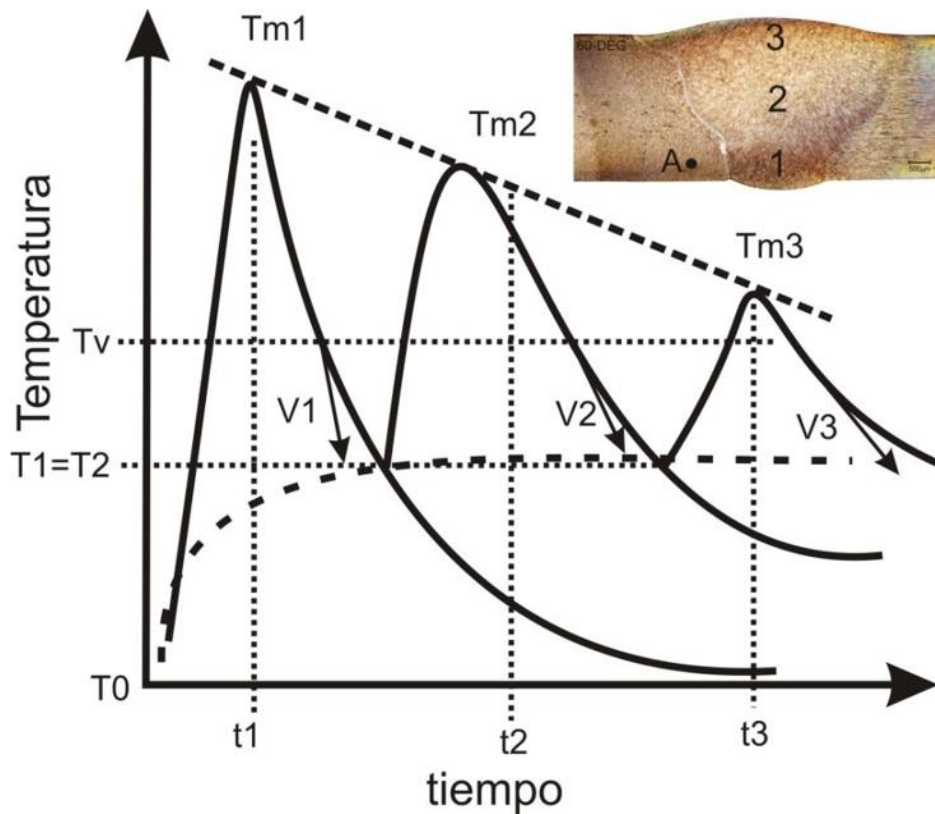


Figura 3.19 Ciclos térmicos de soldadura en el punto A en la USD-60°^[132].

Para aplicar correctamente la Fig. 3.19 desarrollada por Granjon^[132] y ajustarla a la USD-60°, es necesario conocer los valores de todas las variables relacionadas. Por lo tanto, se inicia con el establecimiento de las temperaturas máximas $T_{m1}= 1125^\circ\text{C}$, $T_{m2}= 910^\circ\text{C}$ y $T_{m3}= 533^\circ\text{C}$ así como con las velocidades de enfriamiento $V_1= 9.36^\circ\text{C/s}$, $V_2= 6.16^\circ\text{C/s}$ y $V_3= 5.41^\circ\text{C/s}$. Estos datos fueron calculados a partir de las mediciones realizadas durante el ciclo de soldadura, tal como se muestra en el anexo 1.

Una vez establecidos todos los datos se pueden graficar las curvas de enfriamiento dentro del diagrama TTT de la Fig. 3.18 para conocer y comparar la microestructura obtenida con la microestructura calculada teóricamente. Por lo tanto, la Fig. 3.20 muestra el diagrama TTT donde se puede observar la transformación de la bainita que se presenta durante el enfriamiento del paso de raíz a una velocidad de 9.36°C/s debido a que la línea representativa de este enfriamiento alcanza la curva de 99.9 de bainita.

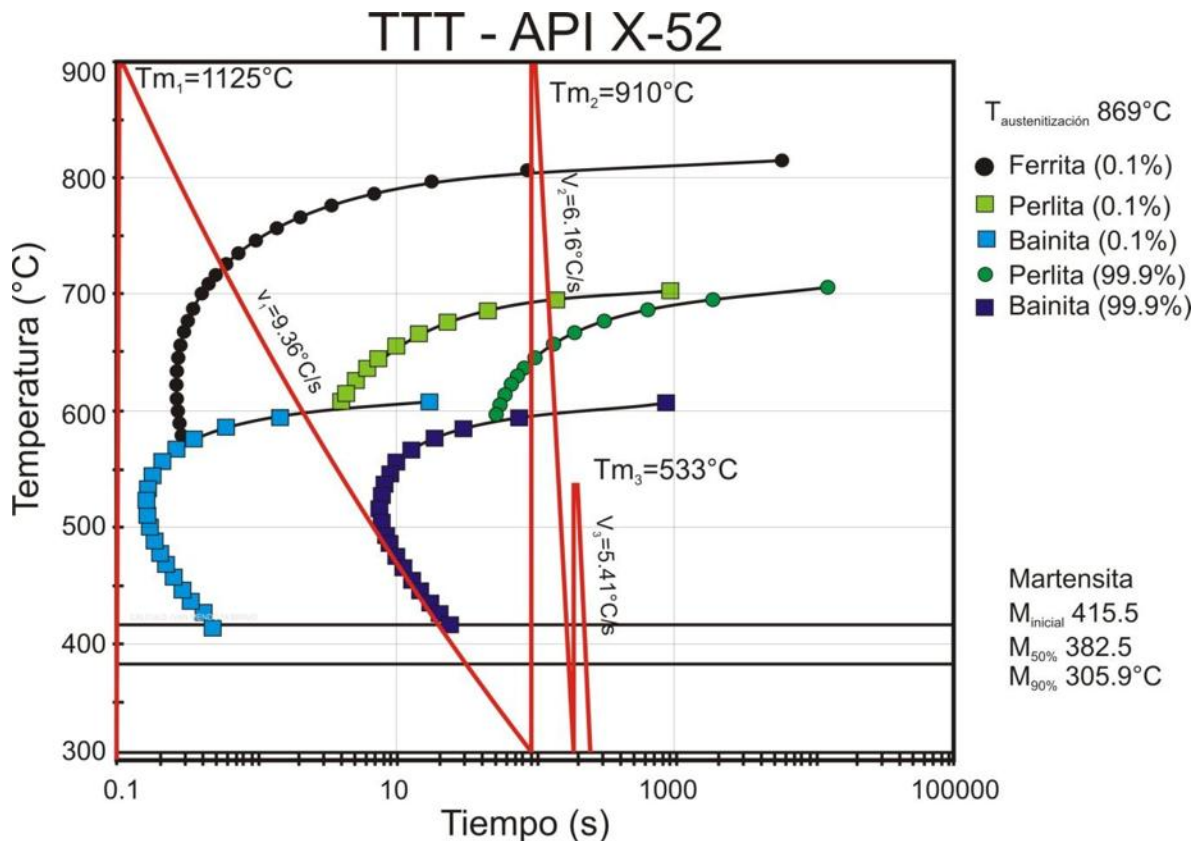


Figura 3.20 Diagrama TTT del acero API X-52

Por otro lado, durante el segundo paso de soldadura se presenta la formación de la ferrita poligonal, como resultado del segundo ciclo térmico, en donde la microestructura bainítica es elevada hasta 910°C , seguido de un enfriamiento de 6.16°C/s , como se muestra en la Fig. 3.20 donde se observa que la línea representativa de este enfriamiento se encuentra dentro de la curva de formación de la ferrita, razón por lo cual es posible encontrar un pequeño porcentaje de esta fase en el punto A, tal como se presenta en la microestructura de la ZAT retransformada que se muestra en la Fig. 3.21, donde se presentan la microestructuras descritas por el diagrama TTT explicadas anteriormente.



Figura 3.21 ZAT del cordón de raíz en la USD-60

En la Fig. 3.17 Se aprecia la diferencia microestructural que existe entre el paso de raíz y el paso de corona, en donde este último presenta una transformación de bainita superior, la cual es típica de enfriamientos intermedios ^[25], debido a que esta zona, al ser el último cordón depositado, no sufre ciclos térmicos subsecuentes y su enfriamiento al aire produce este tipo de microestructura.

3.4.3. A-1) Borde de grano tipo II

Como parte de la caracterización de la ZAT API X-52, se identificó el borde de grano tipo II (BG-II) en ambas uniones soldadas disímiles mediante microscopía óptica donde es posible distinguir la que los granos crecen en dirección paralela a la línea de fusión a partir del cual el metal de soldadura solidifica en dirección paralela al gradiente de temperatura, tal como se ilustra en la Fig. 3.22 debido a que generalmente el metal de soldadura presenta una dirección $\langle 100 \rangle$ ^[133].

Para estudiar la formación del BG-II en la interfase metal de soldadura/ZAT API X-52 de las uniones soldadas disímiles, es necesario identificar cada una de las fases presentes en esta zona, por lo cual, una de las técnicas más adecuadas de caracterización de fases y direcciones es la técnica de

EBSD “Kikuchi Pattern”, debido que esta técnica puede diferenciar cada fase en función de su estructura cristalina ^[134].

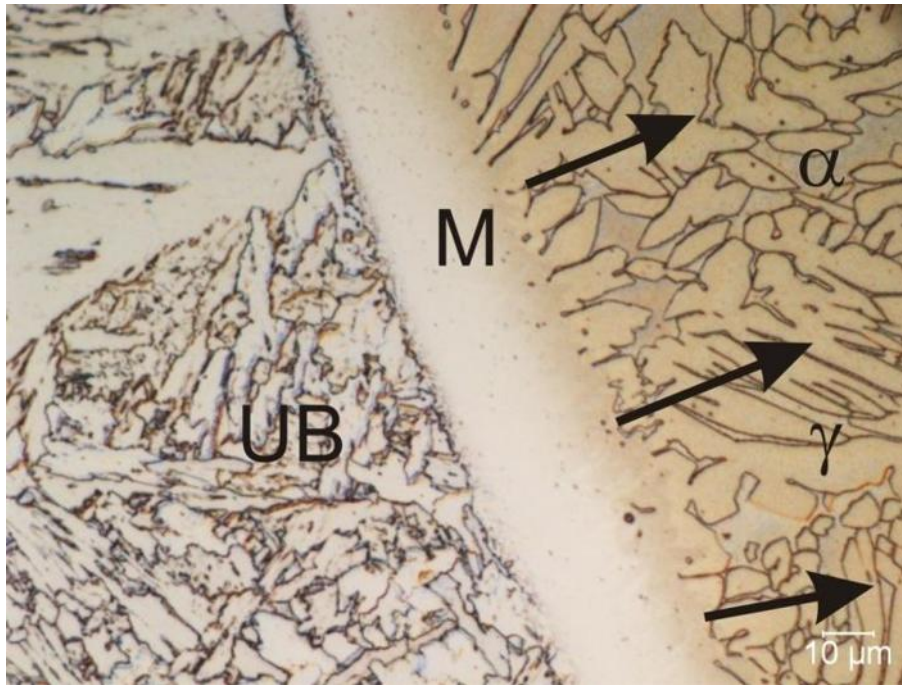


Figura 3.22 Dirección de solidificación del borde de grano tipo II en las USD.

No obstante, uno de los puntos más importantes a considerar durante la indexación de los planos de Kikuchi, es el hecho de que la martensita no es posible indexarla debido a que por su naturaleza de formación (distorsión de la austenita) presenta una gran distorsión, hecho que limita su indexación. Para solucionar este problema se ha observado que la martensita puede ser indexada si es considerada dentro de la fase ferrita para poder observar su orientación, lo cual debe ser tomado en cuenta durante la observación y análisis de fases ^[113].

En la Fig. 3.23 se presenta el mapeo realizado mediante EBSD para identificar las fases presentes en la unión soldada disímil, en donde se puede observar la fase austenita presentando una morfología widmanstätten, la cual es típica de la solidificación del metal de soldadura tipo dúplex. También es posible distinguir que algunas islas de austenita crecen a partir de los granos columnares que se presentan en el BG-II.

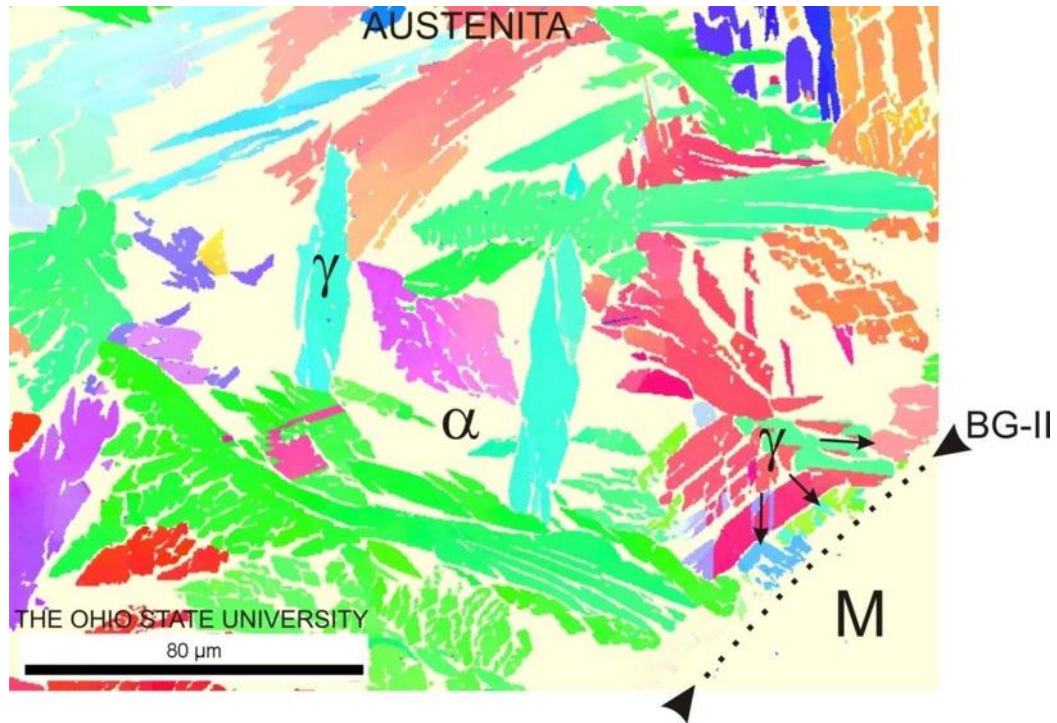


Figura 3.23 EBSD'KP para la estructura FCC en el BG-II.

Por otro lado, la Fig. 3.24, presenta la identificación de la fase ferrita, en donde se puede observar que el BG-II se forma en la interfase del metal de soldadura y zona parcialmente fundida de la ZAT, la cual funciona como sustrato para iniciar la solidificación del metal de soldadura.

Para explicar la formación del BG-II en las uniones soldadas disímiles entre el API-X52/SAF 2507, es importante tomar como base estudios previos realizados por Nelson *et al.* ^[4,5], quien propuso que el borde de grano tipo II se forma en uniones soldadas donde el metal base y el metal de soldadura, presentan diferente composición química y microestructura a temperatura ambiente. Por lo tanto, el BG-II se forma durante el enfriamiento de la unión soldada disímil dentro del rango de temperaturas en que ambas aleaciones presentan la misma estructura (austenita), dando inicio a la nucleación y la solidificación del metal de soldadura.

Considerando lo anterior, es posible explicar porqué la austenita mostrada en la Fig. 3.23 crece a partir del BG-II, el cual a elevadas temperaturas presenta una estructura austenítica, siendo esta fase el factor común entre el metal de soldadura y el acero API X-52 y la cual sirve como sustrato para la solidificación del metal de soldadura.

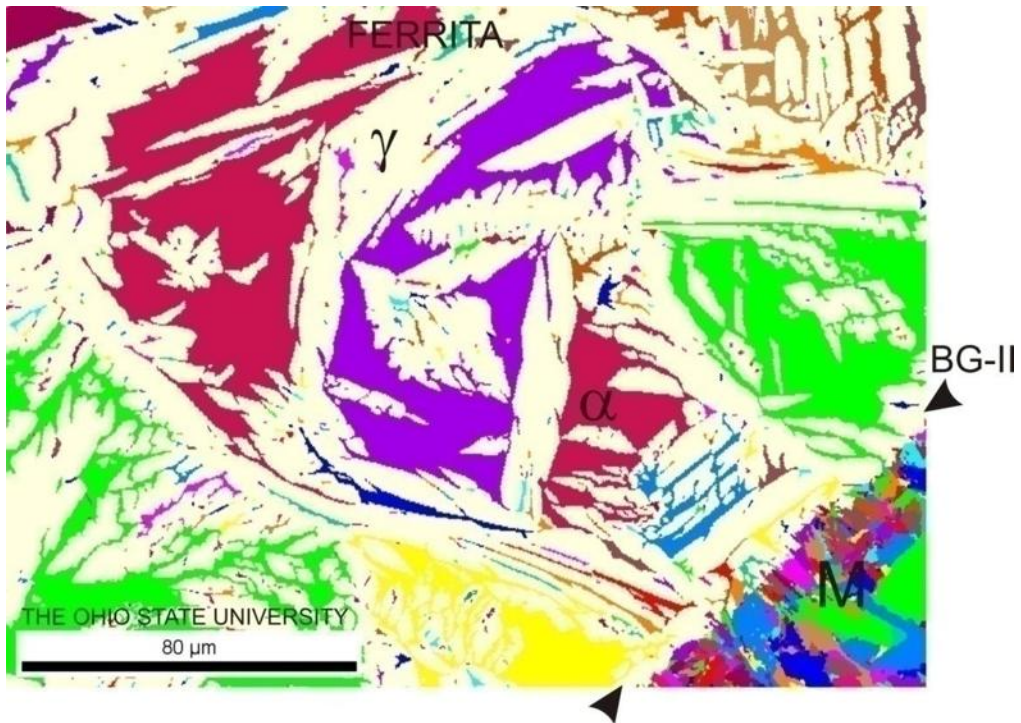


Figura 3.24 EBSD'KP para la estructura BCC en el BG-II.

Para conocer el rango de temperaturas en el cual se puede formar el borde de BG-II, se compararon los diagramas de equilibrio del acero API X-52 y el acero inoxidable superdúplex SAF 2507 (Fig. 3.25) y se determinó el rango en el cual se presentan altos porcentajes de austenita en ambas aleaciones, obteniéndose el rango de temperaturas entre 910°C y 1200°C que es cuando ambas aleaciones presentan una estructura austenítica que origina el BG-II.

Sin embargo, el BG-II mostrado en la Fig. 3.22 no presenta una estructura tipo austenítica de la cual se ha estado hablando, sino una estructura tipo martensítica. Para explicar este cambio de microestructura, se debe especificar que la martensita se forma durante la transformación de la unión soldada disímil en condiciones fuera de equilibrio, donde la estructura austenita sobresaturada de carbono, debe transformar su estructura FCC a estructura BCT, la cual da origen a la martensita, que es mostrada como la interfase entre el metal de soldadura y el acero API X-52 a temperatura ambiente.

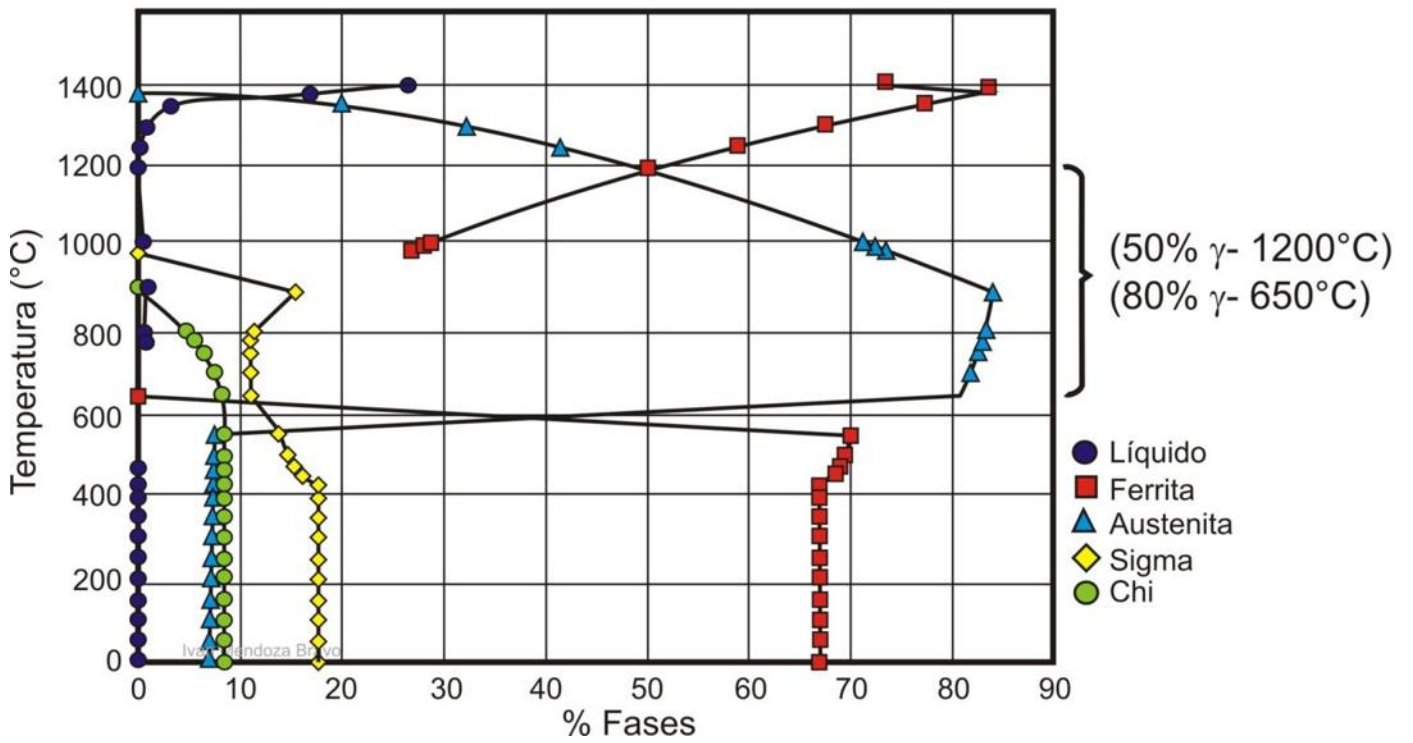
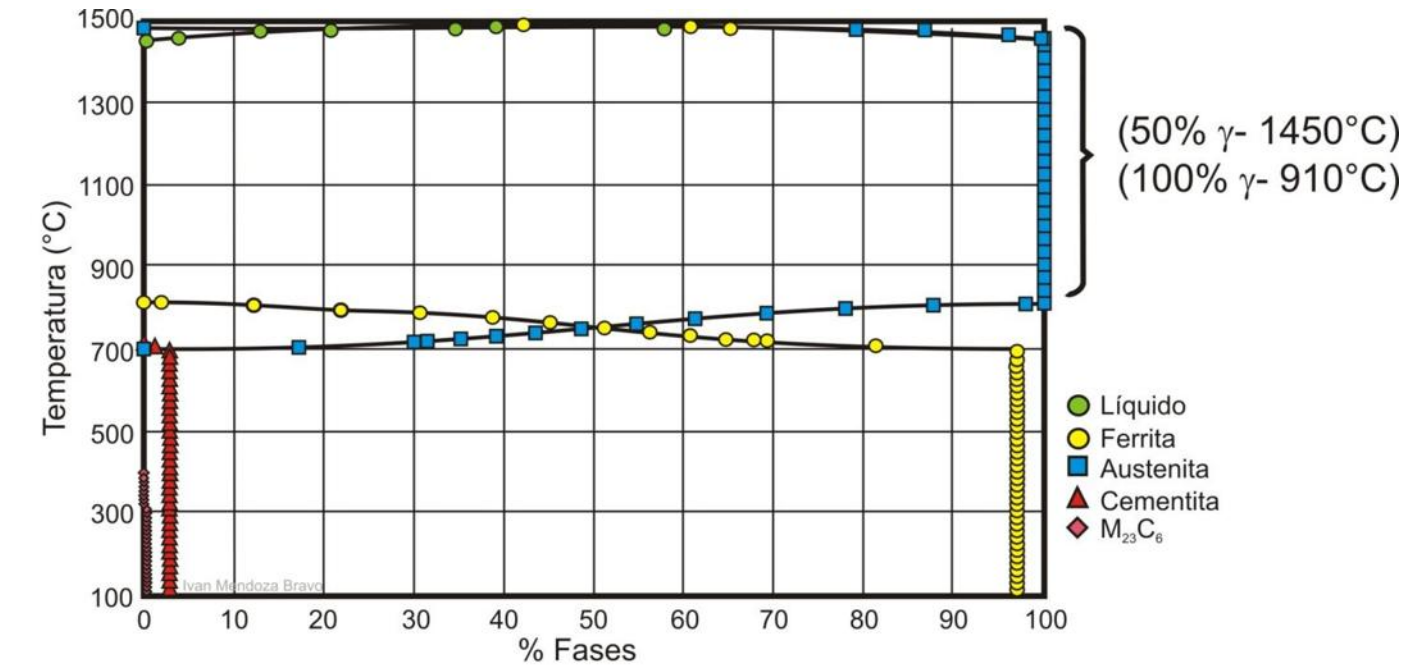


Figura 3.25 Comparación de las temperaturas de formación de la fase austenita en los diagramas isotérmicos del acero API X-52 y el AISD SAF 2507 calculado mediante el software JMatPro®

3.4.3. A-2) Región de transición

La región de transición de las uniones soldadas disímiles es observada junto a la zona de fusión, presentando una microestructura diferente al metal de soldadura y a la ZAT del acero API X-52. En las USD se puede distinguir como una estrecha banda de martensita, que se caracteriza por ser una línea blanca en la línea de fusión, que funciona como interfase entre el acero API X-52 y el metal de soldadura, tal como se muestra en la Fig. 3.26A-D.

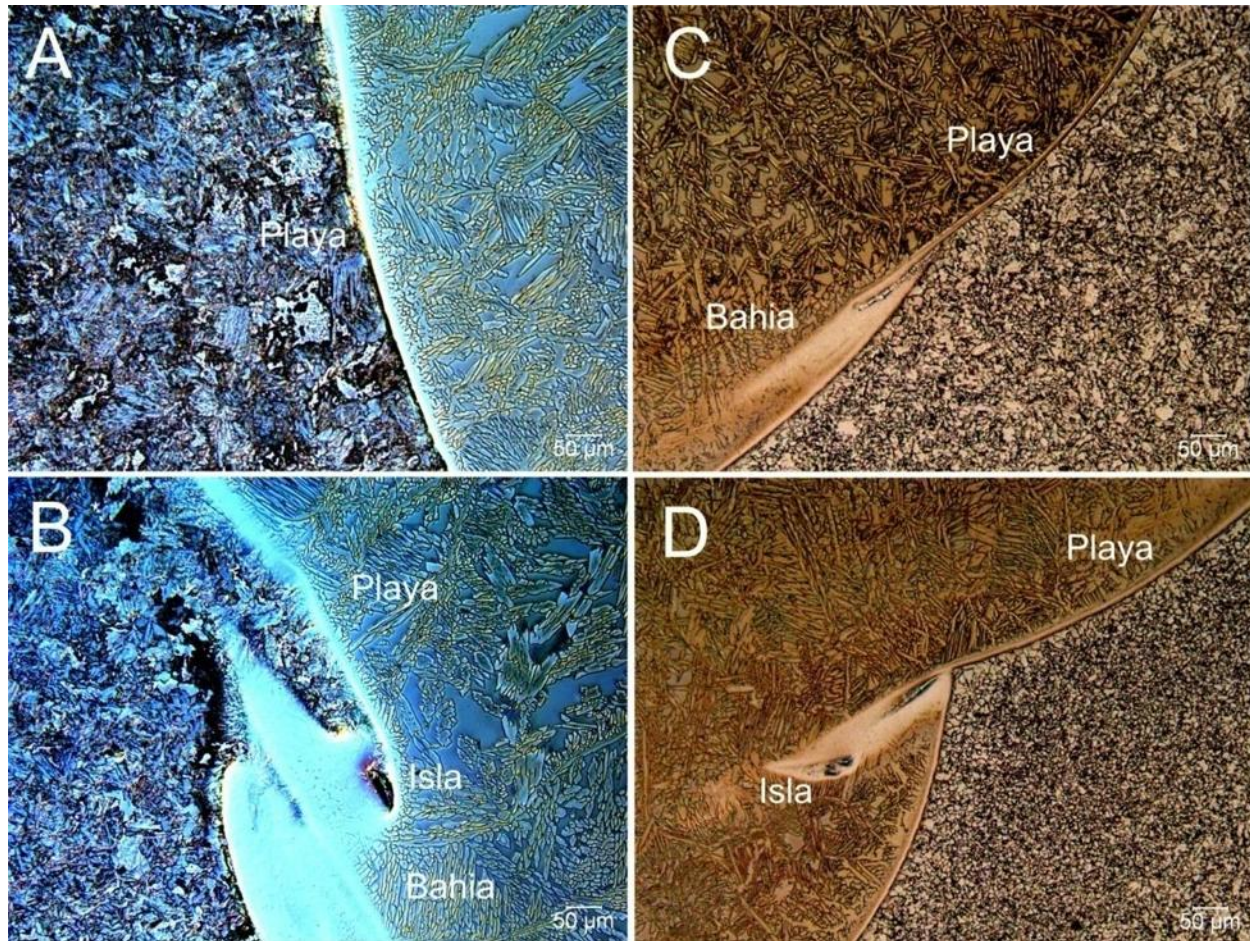


Figura 3.26 Morfologías de la región de transición A) tipo playa, B y C) tipo bahía y D) Tipo Isla

La región de transición con morfologías tipo bahía e isla, son el resultado de la dilución que se presenta entre el cordón depositado y el metal de soldadura previamente depositado. Sin embargo, la morfología tipo playa se encuentra presente en ambas uniones disímiles, siendo la que se encuentra con mayor frecuencia en este tipo de uniones soldadas ^[93,97,135].

Para conocer los cambios de composición química en la región de transición, se empleó el análisis lineal de la composición química en MEB para analizar las variaciones de los elementos de aleación entre el metal de soldadura, la interfase y el acero API X-52. En la Fig. 3.27 se pueden observar los cambios en la presencia de Cr, Ni, Mo, Fe y C, ya que son los elementos que presentan una diferencia significativa entre la composición química del metal de soldadura y el acero API X-52.

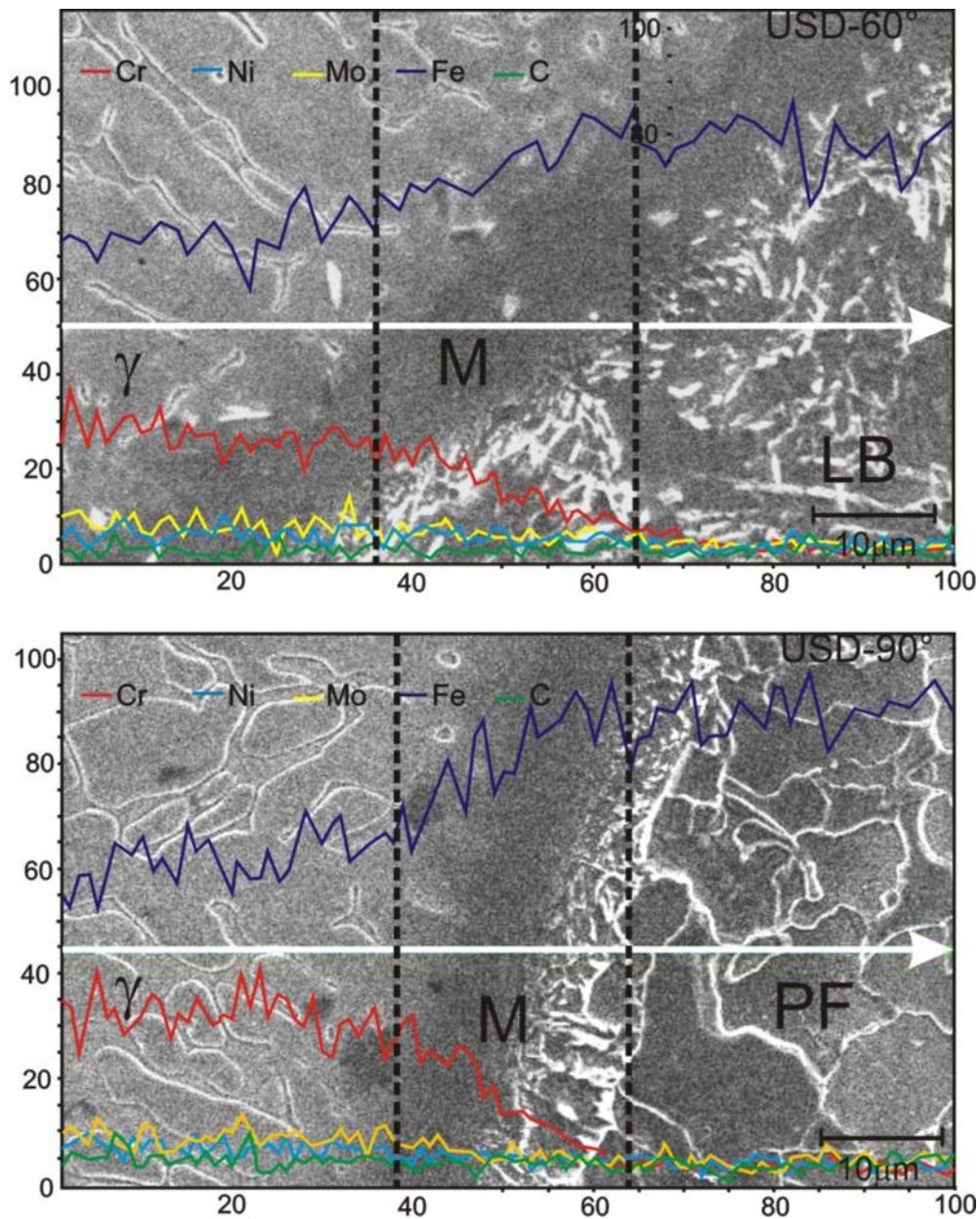


Figura 3.27 Variación de las composición química en la interfase Metal de soldadura- API X-52

Ambas uniones soldadas disímiles presentan el mismo comportamiento, ya que las líneas que identifican la presencia de hierro, muestran un incremento en su porcentaje, desde el punto donde inicia la región de transición con un valor aproximado del 60% hasta que logra el valor máximo aproximado de 90%, para ambas uniones soldadas disímiles. Este valor máximo coincide con la composición química del acero API X-52 (Tabla 3.1) indicando que ese punto se encuentra dentro del acero API X-52. Sin embargo, las líneas representativas de Cr, muestran un comportamiento opuesto a las de Fe, debido a que el Cr se encuentra presente en un 25% aproximado en el metal de soldadura, mientras en la región de transición se observa el decremento hasta un 7%, llegando a alcanzar porcentajes muy bajos del 2%, lo cual coincide con el área donde está presente la estructura ferrítica del acero API X-52. Elementos como el Mo y Ni, se encuentran en mayores porcentajes dentro del metal de soldadura, presentando una moderada disminución a través en la región de transición y dentro del acero API X-52. Por otro lado, el C presenta un comportamiento lineal a través de la unión soldada disímil, lo cual puede atribuirse a la difusión de este elemento a elevadas temperaturas, cuando ambas aleaciones presentan estructura austenítica.

Una manera de calcular la posible composición química de la zona de transición se puede realizar multiplicando la composición química del metal de aporte por el porcentaje de dilución, mas el resultado de la multiplicación de la composición química del metal base por su dilución ^[136].

3.8

Empleando la Ecuación anterior, se calculó la posible composición química en la zona de transición de las uniones soldadas disímiles mostradas en la Fig. 3.27, observándose que las composiciones mostradas en la Tabla 3.6 se encuentran dentro de los rangos obtenidos mediante el análisis lineal de la composición química. Sin embargo, se debe considerar que la composición química puede variar en función de la dilución que presente cada cordón de soldadura.

Tabla 3.6 Composición química calculada para la zona de transición

	Cr	Ni	Mo	Fe	C
USD-60° (D=18%)	17.81	6.04	2.43	71.91	0.08
USD-90° (D=42%)	12.39	4.17	1.71	81.45	0.12

3.4.3. B) Metal de soldadura

El material de aporte ER-2594 empleado para realizar las uniones disímiles es un acero inoxidable superdúplex, el cual presenta una composición química diseñada con un incremento en el porcentaje de níquel y nitrógeno en comparación al ER-2209 para estabilizar la austenita y de esta manera alcanzar el balance ferrita/austenita. Por esta razón, se dice que la microestructura y propiedades del metal de soldadura son generalmente controlados por el ajuste de la composición del material de aporte ^[85]. La Fig. 3.28 muestra los cambios microestructurales del metal de soldadura, en donde se observan diferencias en la morfología y los porcentajes de la fase austenita.

Las micrografías de los cordones de raíz en ambas uniones soldadas disímiles, presentan un mayor porcentaje de fase austenita, en donde la unión soldada disímil a 60° tiene un 60 % de austenita y la unión soldada disímil a 90°, 75 % de austenita en comparación a los cordones de soldadura de corona con 23 % y 30 % de austenita respectivamente.

En el cordón de raíz de las uniones soldadas disímiles, la austenita del metal de soldadura se presenta como austenita alotrimórfica, la cual es caracterizada por formarse a elevadas temperaturas y nuclear de manera heterogénea de la fase ferrita (δ) durante el enfriamiento. Sin embargo, también está presente la austenita widmanstätten la cual se forma a partir de la austenita alotrimórfica creciendo en la matriz ferrítica hasta formar placas paralelas, mecanismo que ha sido explicado previamente por Chen ^[49].

La diferencia en el porcentaje de fase austenita entre los cordones de raíz, relleno y corona en ambas uniones soldadas disímiles se debe a que dentro de los granos de ferrita delta, también se observa la formación de la austenita alotrimórfica, la cual se presume precipita a bajas temperaturas, por lo que puede formarse en el metal de soldadura por los ciclos térmicos de los cordones de soldadura subsecuentes.

Sin embargo, es importante observar la presencia de un alto porcentaje de austenita secundaria en el cordón de raíz de la USD-90°, el cual sufre el efecto de los ciclos térmicos de los pasos de soldadura subsecuentes, en donde la microestructura del paso de raíz es recalentada y por lo tanto se podría decir que pequeñas partículas de nitruros de cromo entran en dilución para dar

lugar a la formación de la austenita secundaria presente en la microestructura, tal como ha sido reportado por Ramírez *et al.* ^[63,123]. Otro punto importante a destacar es la ausencia de fase sigma en el cordón de raíz.

En los pasos de soldadura de relleno de la Fig. 3.28, se distinguen los cambios microestructurales en función de la diferencia del contenido de la fase austenita, observándose que en este paso de soldadura, existe un menor porcentaje de austenita que en el cordón de raíz, pero mayor que en la corona, lo cual es atribuido al efecto de los ciclos térmicos subsecuentes que modifican la microestructura del metal de soldadura solidificado, promoviendo una mayor formación de fase austenita. En ambas uniones soldadas disímiles, se distinguen los granos de ferrita rodeados de austenita alotrimórfica, a partir de la cual crece la austenita widmanstätten.

En la unión con preparación a 90° se presenta una mayor formación de austenita widmanstätten en el cordón de relleno debido a que esta zona de la unión fue afectada por los ciclos térmicos de los cordones subsecuentes, promoviendo una mayor formación de austenita widmanstätten pero sin llegar a formar fases secundarias en la microestructura.

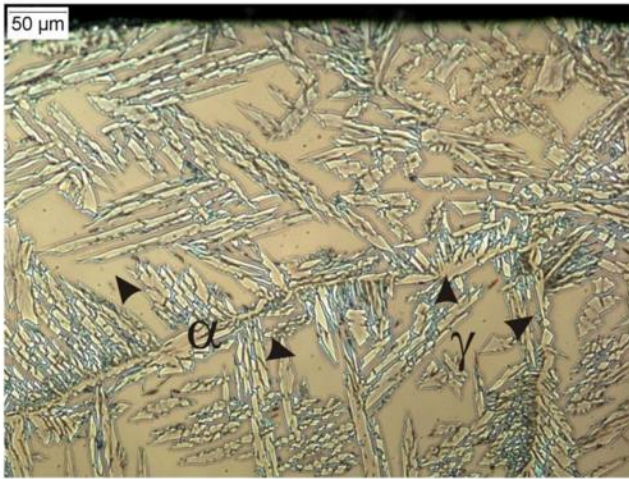
Finalmente, los cordones de corona presentan una microestructura en la cual la fase austenita alotrimórfica se encuentra en una morfología más delgada y con menos formación de austenita widmanstätten, reduciendo los contenidos de austenita a un 23% y 30% en ambas uniones soldadas, resultado de un enfriamiento rápido y sin recalentamiento por pasos subsecuentes.

En función de los resultados analizados es posible decir que los ciclos térmicos de los cordones de soldadura subsecuentes afectan la microestructura del metal de soldadura previamente depositado (paso de raíz y relleno), mediante recalentamientos que promueven una mayor formación de austenita, mismo efecto que proporciona un alto calor aportado del proceso de soldadura de 1.5KJ/mm con enfriamientos lentos ^[63,65]. En donde la microestructura y propiedades mecánicas del metal de soldadura son ampliamente influenciados por el modo de solidificación y subsecuentes recalentamientos de los pasos de soldadura ^[56].

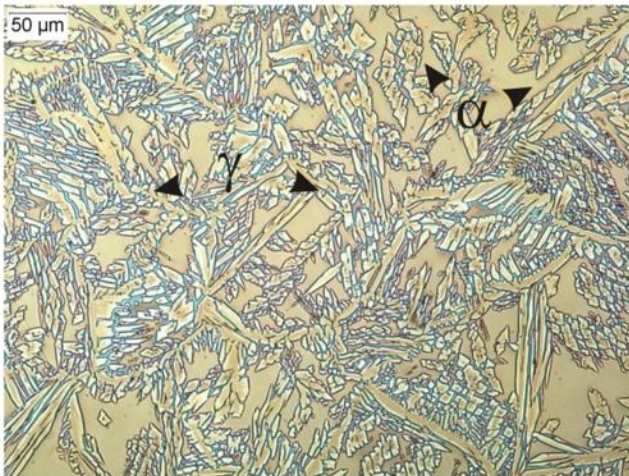
USD 60°

USD 90°

CORONA



RELLENO



RAÍZ

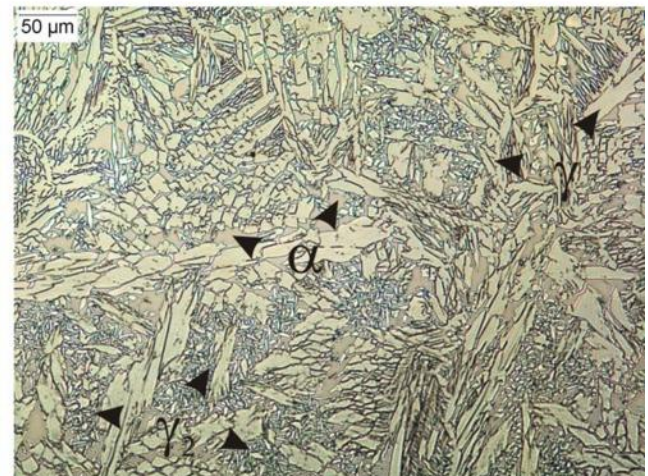
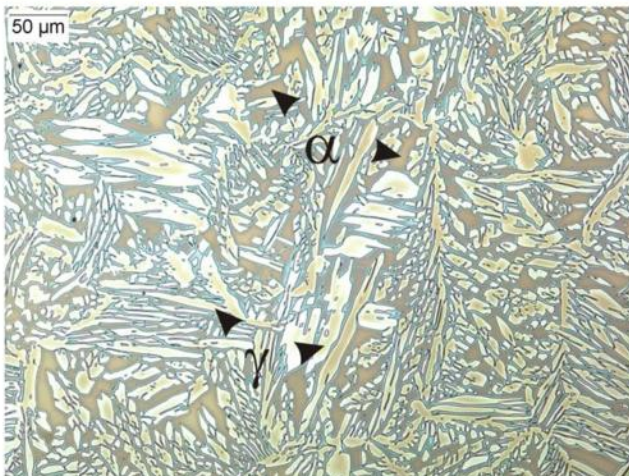


Figura 3.28 Microestructuras del metal de soldadura en las uniones soldadas disímiles.

Para conocer la composición química de las diferentes fases en el metal de soldadura y los cambios que se presentan al formarse la austenita secundaria, se realizaron microanálisis del metal de soldadura en la unión soldada disímil con preparación a 60° (Fig. 3.29A) y en la unión a 90° (Fig. 3.29B).

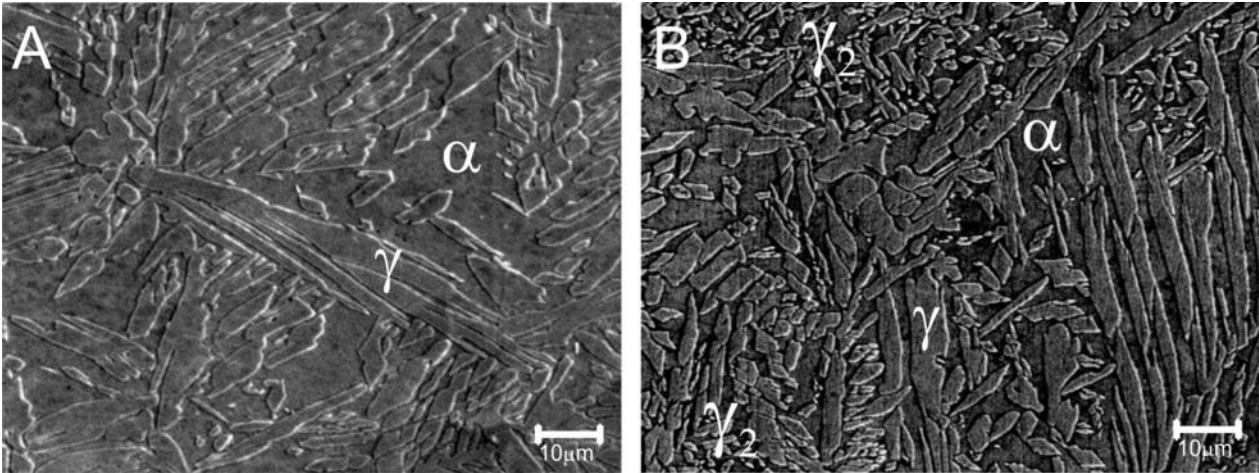


Figura. 3.29 Análisis de fases en el metal de soldadura

Tabla 3.7 Composición química de cada fases presente en el metal de soldadura de la Fig. 3.29.

Fase	Fig.	Cr	Ni	Mo	C	Fe
Austenita	A	18.88	8.02	2.85	2.59	61.
	B	15.56	5.12	2.77	1.38	68.14
Ferrita	A	19.83	6.89	3.51	2.67	61.8
	B	16.21	4.85	5.83	1.23	65.94
Austenita 2	B	18.09	6.45	4.54	1	75.82

En las composiciones químicas de la fase austenita se observa la diferencia del porcentaje de elementos como níquel y cromo cuando está presente la austenita secundaria en la microestructura. Tal es el caso de la austenita de la Fig. 3.29 B, la cual presenta menor porcentaje de Cr y Ni (16.21% Cr – 4.85 Ni) la cual está rodeada de austenita secundaria y debido a que esta fase se forma a partir del Cr, Mo y Ni que se encuentran en las áreas cercanas, disminuye los porcentajes de estos elementos en la austenita primaria y en la ferrita, reduciendo la resistencia a la corrosión ^[33,63].

3.4.3 C) ZAT SAF 2507

A diferencia del metal de soldadura, la zona afectada térmica solo es influenciada por los ciclos térmicos del proceso de soldadura, ya que la composición química no es afectada notablemente debido a la similitud que presenta con el metal de aporte y el AISD SAF 2507. Por lo tanto, todo está en función de las transformaciones en estado sólido ^[85].

El mecanismo de las transformaciones de fase ocurridas en la ZAT inicia cuando el AISD SAF 2507 tiene una microestructura de $\alpha+\gamma$, es elevado a temperaturas menores al punto de fusión (aproximadamente 1350°C). A esta temperatura la austenita es disuelta, presentándose una estructura completamente de ferrita δ . A este proceso se le conoce como ferritizado ^[63].

A elevadas temperaturas, el grano de ferrita inicia un crecimiento debido a que no existen segundas fases como la austenita o precipitados que inhiban su crecimiento hasta que, durante el enfriamiento, la austenita nuclea y crece, dando inicio al proceso de transformación $\delta \rightarrow \gamma$, el cual dependerá de las velocidades de enfriamiento.

En una unión soldada, la ZAT comprende una pequeña zona, en la cual se presenta la transformación de la austenita alotrópica a la austenita de islas típicas del material base, tal como se muestra en la Fig. 3.30 en donde se puede observar que la austenita del metal de soldadura inicia un cambio de orientación en la región de la ZAT, tomando como dirección el del gradiente de temperatura que existe entre el metal de soldadura y el metal base.

La soldadura multipasos puede causar transformación difusional de la ferrita a austenita en áreas recalentadas, así como también, la precipitación de fases intermetálicas si la velocidad de enfriamiento es lenta y la temperatura alcanzada en la zona recalentada es de 700°C a 800°C aproximadamente tal como fue demostrado mediante los ciclos térmicos aplicados, donde se encontró la formación de fase austenita secundaria y fase sigma.

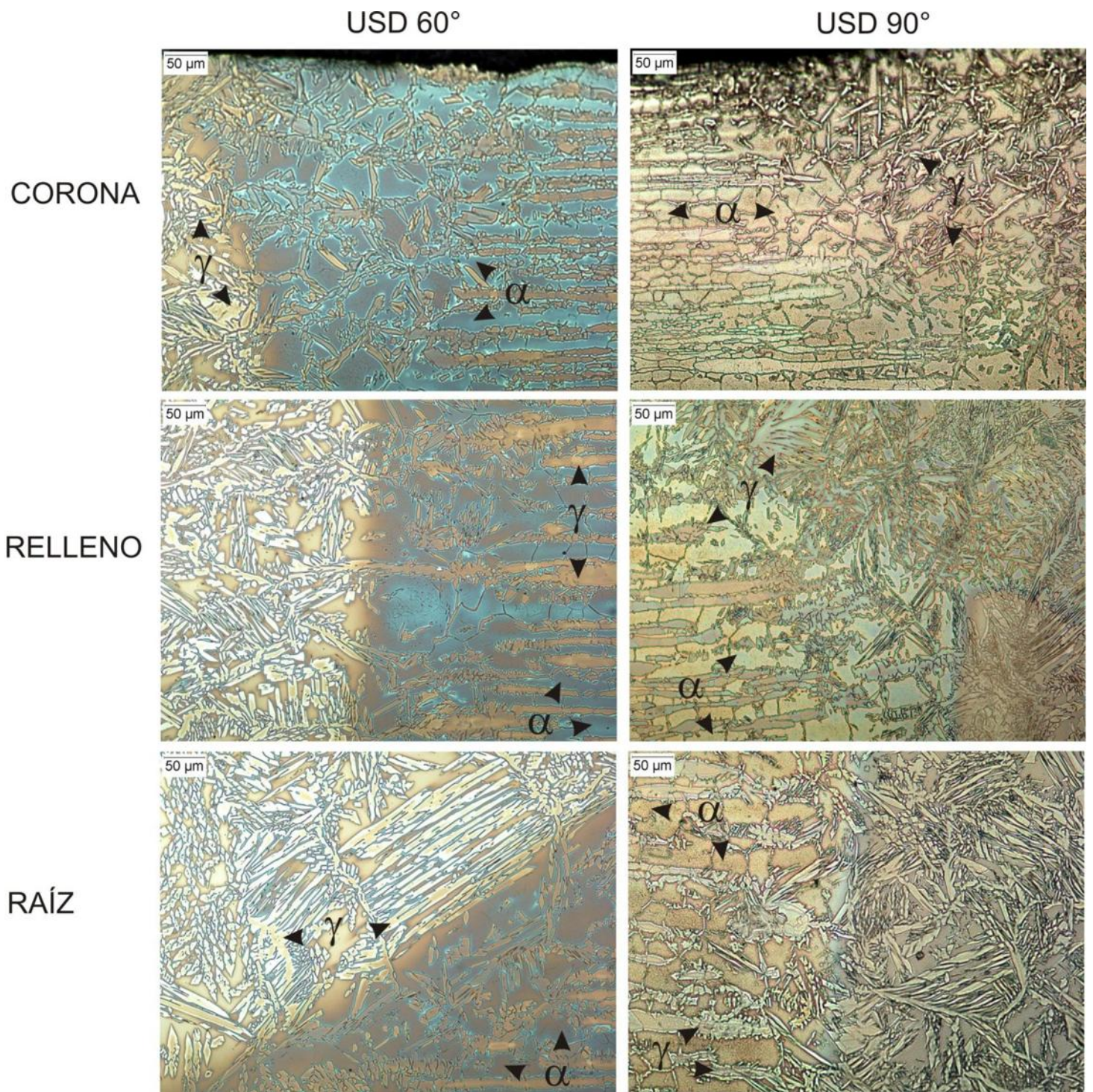


Figura 3.30 Micrografías de la ZAT del AISD SAF 2507 en las uniones soldadas disímiles

3.4.4 Propiedades mecánicas de las uniones soldadas disímiles

Como parte del presente trabajo es importante estudiar el desempeño de la unión soldada disímil para determinar si puede ser considerada como una solución alterna al problema que se presenta en el ducto ascendente de la línea de conducción de hidrocarburos. Por lo tanto se debe cumplir con los requerimientos impuestos por el código ASME IX, el cual especifica que las propiedades mecánicas deben ser evaluadas por medio de ensayos de tensión y dobléz. Los resultados son detallados a continuación, mediante los cuales se determina si el procedimiento de soldadura y la microestructura de la unión soldada son los adecuados.

3.4.4.1 Ensayo de tensión

El ensayo de tensión describe las características de deformación y fractura de los materiales. También se utiliza para conocer el esfuerzo último a la tensión, que define la fuerza máxima requerida para que las uniones soldadas disímiles fracturen en un área determinada por la sección reducida. El ensayo de tensión fue realizado conforme a los procedimientos establecidos por el código ASME IX ^[118].

Las uniones soldadas disímiles fueron ensayadas, obteniéndose los valores del esfuerzo último a la tensión de la USD-60° las cuales fueron de 545 y 533 MPa y para la USD-90°, 531 y 556 MPa, con un promedio de 540 MPa en cada una de las uniones soldadas. Al comparar este valor de esfuerzo último a la tensión con el del acero API X-52 de 455 MPa, se determina que el de las uniones soldadas disímiles es mayor, pero menor al del AISD SAF 2507 de 800 MPa.

Como se observo microestructuralmente la ZAT del SAF 2507 y el metal de soldadura presentan un balance ferrita/austenita en los cordones de raíz y de relleno, excepto el cordón de la corona, con mayor contenido de ferrita. Sin embargo estas regiones de la unión soldada no presentan ningún efecto sobre el desempeño de la unión durante el ensayo de tensión, debido a que la zona donde ocurre la falla de ambas uniones soldadas disímiles se presenta en ZAT del acero API X-52.

Por otro lado es importante denotar que el borde de grano tipo II no tiene influencia alguna sobre la falla de la unión, a pesar de no presentar la continuidad microestructural en la interfase con el metal de soldadura, tal como se muestra en las Fig. 3.23 y 3.24. Por lo cual se puede decir que a temperatura ambiente el borde de grano tipo II no se puede relacionar con el efecto de desunión

al cual es atribuido las fallas en las uniones soldadas disímiles. Finalmente, se puede decir que ambas uniones soldadas disímiles presentan un valor adecuado de esfuerzo último a la tensión y la falla se presenta en una región que no compromete el desempeño de la unión disímil.



Figura 3.31 Ensayo de tensión de las uniones soldadas disímiles.

3.4.4.2 Ensayo de doblez

Los ensayos de doblez fueron aplicados para determinar la ductilidad e integridad de las uniones soldadas disímiles. A diferencia de otros ensayos mecánicos que dan a conocer valores cuantitativos, el ensayo de doblez solo indica si el material acredita o falla la prueba.

Durante el ensayo de doblez de la raíz de la unión soldada disímil en ambas uniones no se presentaron fisuras, por lo tanto al finalizar el ensayo se pudieron observar dobleces libre de defectos. Esto se puede atribuir a que ambas uniones soldadas disímiles se mantuvo el balance correcto de ferrita/austenita, tal como se muestra en la Fig. 3.28 lo cual resulta de la correcta selección del metal de aporte y los parámetros de soldadura, que en conjunto fomenta la transformación de la austenita.

Por otro lado, los dobleces de la cara de las uniones disimiles presentan resultados similares a los de la raíz de la soldadura a pesar que microestructuralmente presentan un menor contenido de austenita (23% y 30%). Sin embargo esto no afecto el desempeño de las uniones durante este ensayo.

Un punto importante de destacar en el ensayo de doblez de las uniones soldadas disímiles es el que la zona adyacente a la línea de fusión conocida como la zona de transición, característica por presentar una dureza mayor en la ZAT del acero API X-52 no presento efecto alguno durante el ensayo tal como se muestra en la Fig. 3.32.

Aunado a los análisis metalúrgicos, también se debe considerar la buena ejecución del soldador al realizar las uniones soldadas libres de defectos, ya que aunque los parámetros de soldadura y el material de aporte sea el adecuado, un error durante la ejecución de la unión puede comprometer los resultados y por lo tanto no acreditar el ensayo.



Figura 3.32 Ensayo de doblez de las uniones soldadas disímiles.

3.4.4.3 Ensayo de microdureza

El barrido de microdureza en la USD-60° se presenta en la Fig. 3.33. La ZAT del acero API X-52 presenta una dureza de 160HV mientras que en la región de transición se obtuvo una dureza de 220HV lo que está relacionado con la formación de la zona de transición (banda de martensita). Sin embargo, es importante denotar que el valor de la dureza de esta martensita es bajo en comparación con la dureza que la caracteriza, lo que puede ser debido a que esta martensita, es formada por una austenita sobresaturada de carbono, aunque no lo suficiente para deformar la estructura y promover una elevada dureza. Esto se atribuye a que ambas aleaciones presentan bajos valores de carbono en sus composiciones, el acero API X-52 con 0.201%C y el acero inoxidable superdúplex SAF 2507 con 0.019%C.

Adjunto a la banda de martensita, se puede observar que el valor de dureza incrementa hasta 250 HV, lo cual corresponde al área del metal de soldadura, dureza que se mantiene hasta que se presenta un incremento a 270HV correspondiente al área del AISD SAF 2507. Debido a que las mediciones de dureza mostradas en la gráfica, presentan variaciones, los valores de dureza mencionados anteriormente son valores promedio.

La Fig. 3.34 presenta el barrido de microdurezas para la USD-90°, en la cual se puede observar que se presenta el mismo comportamiento que en la USD-60° así como también los valores de dureza. Sin embargo, la única diferencia es que el incremento de la dureza del acero API X-52 en la USD-60° es más pronunciado en comparación al incremento paulatino en la USD-90°. Sin embargo ambas están dentro del mismo rango de dureza que en la USD-60°.

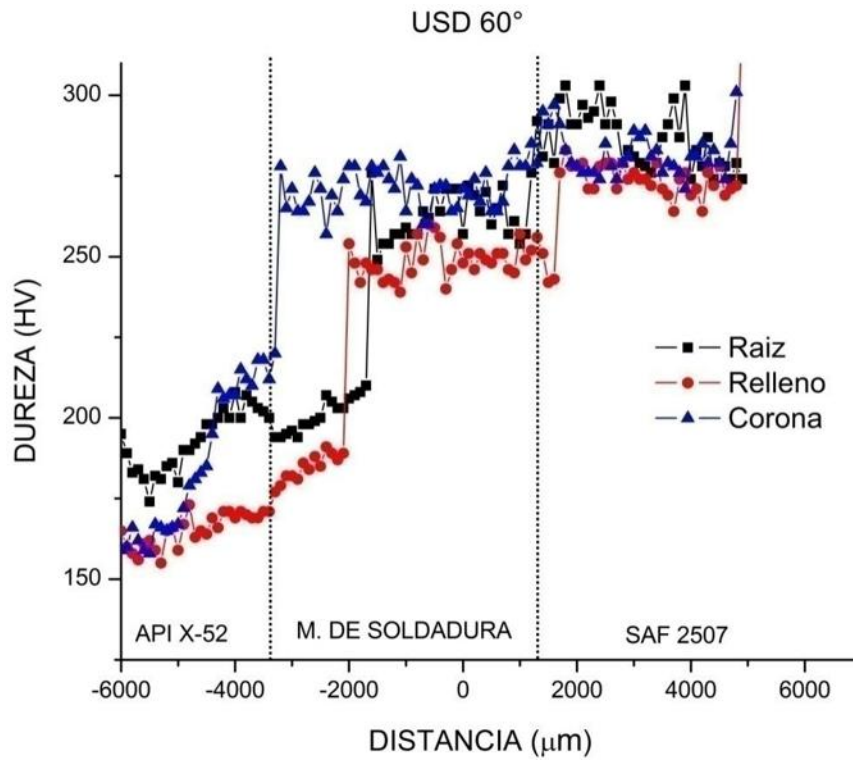


Figura 3.33 Mediciones de dureza en la unión soldada disímil a 60°.

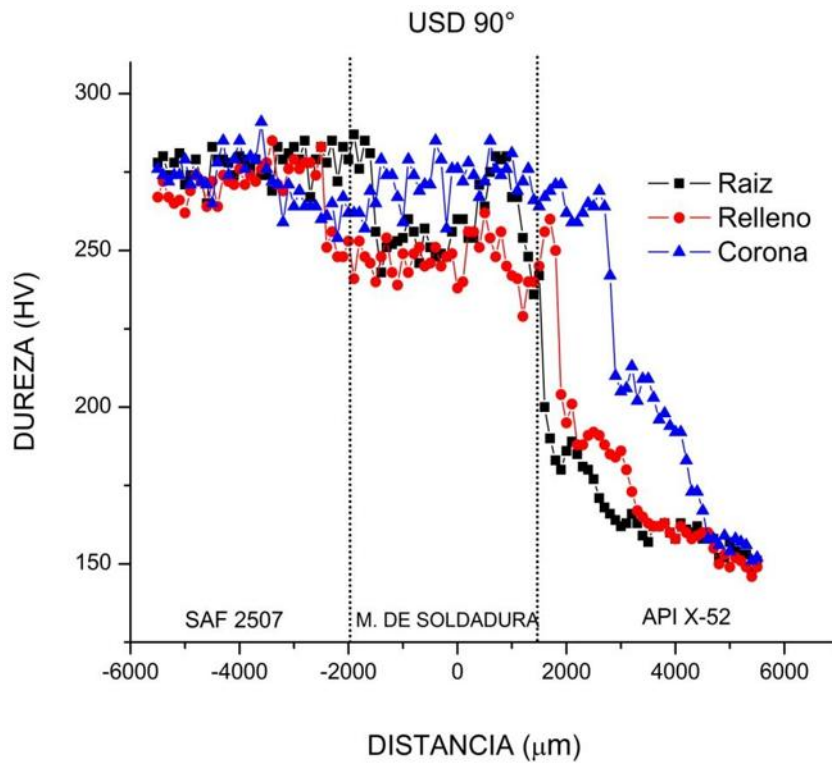


Figura 3.34 Mediciones de dureza en la unión soldada disímil a 90°.

CAPITULO IV. CONCLUSIONES

1. El modelo de soldadura de punto puede simular la ZAT cuando los materiales base (SAF 2507 y API X-52) son soldados por el proceso GTAW, en donde las temperaturas pico registradas para distancias establecidas fueron similares a las calculadas mediante el modelo. Sin embargo, la diferencia (+/- 10 °C) que existe entre estas temperaturas se atribuye a que la eficiencia del proceso de soldadura no es contemplada en el modelo o una falta de exactitud al medir las temperaturas del ciclo de soldadura.
2. La simulación de la ZAT del acero inoxidable superdúplex SAF 2507 mediante los ciclos térmicos permitió conocer el mecanismo de formación de la fase sigma, la cual se origina mediante un mecanismo de cooperación con la austenita secundaria, creciendo a expensas de la fase ferrita hasta alcanzar su máxima formación a 850°C para diluirse a 1100°C aproximadamente.
3. Los ciclos térmicos del proceso de soldadura tienen una gran influencia sobre las velocidades de enfriamiento y por lo tanto en la microestructura. Cuando los ciclos térmicos promueven un enfriamiento lento, la ZAT del acero API X-52 es caracterizada por un refinamiento de grano ferrítico (USD 90°). Sin embargo, cuando la velocidad de enfriamiento es rápida, se presentan microestructuras como la bainita superior, bainita inferior y ferrita widmanstätten.
4. En las uniones soldadas disimiles multipasos, la microestructura de la ZAT y el metal de soldadura son retransformada, debido a los ciclos térmicos de los pasos de soldadura subsecuentes. Esos cambios microestructurales pueden promover un refinamiento del grano ferrítico en el acero API X-52 y la formación de austenita secundaria en el metal de soldadura. Sin embargo estos cambios son más notables en el paso de raíz debido a que es la más sometida a los ciclos térmicos subsecuentes.

5. La formación del BG-II es una característica de la unión de aleaciones disímiles, resultado de las diferentes composiciones químicas y microestructurales. Este BG-II es formado a elevadas temperaturas cuando ambas aleaciones tienen una microestructura en común (austenita), en donde los granos de esta zona son paralelos a la línea de fusión, a partir de la cual se originan la austenita del metal de soldadura con una dirección perpendicular en dirección del gradiente de temperatura.
6. La banda de martensita (zona de transición) que se presenta en la interfase del acero API X-52 y el metal de soldadura se forma al solidificar la austenita en la cual se presenta una combinación de elementos, como resultado de la mezcla de las aleaciones a elevadas temperaturas. Sin embargo, después de esta zona, las composiciones químicas cambian para tomar su valor correspondiente a cada aleación.
7. Las uniones soldadas disímiles presentan buenas propiedades mecánicas, tal como lo es el esfuerzo último a la tensión el cual fue superior al de acero API X-52 en ambas uniones, los cuales fueron similares, demostrando que el número de cordones de soldadura no influencia en esta propiedad mientras los valores del calor aportado y las temperaturas interpasos sean controladas.
8. Los ensayos de dobléz funcionan como un parámetro para determinar si la unión soldada disímil presenta un balance adecuado de la fase ferrita y austenita tanto en el metal de soldadura tipo dúplex y en el acero inoxidable superdúplex SAF 2507. En este caso las uniones no presentaron fisuras determinando así que el balance fue el correcto y que la zona de transición no es un factor determinante.
9. El ensayo de microdureza identificó las durezas en función de las diferentes fases presentes en la unión soldada disímil, observándose un incremento en la dureza en la zona correspondiente al BG-II. Sin embargo, este valor no fue mayor que las durezas medidas en el metal de soldadura y el acero inoxidable SAF 2507, por lo cual, la zona de BG-II, no puede ser considerado como una zona frágil en la unión.

10. El ensayo de ductilidad en caliente demuestra que la unión soldada presenta un esfuerzo último a la tensión de 475 MPa a una temperatura de 475°C hasta por un tiempo de 3600 segundos. Este valor sigue siendo superior al del acero API X-52 a temperatura ambiente, por lo cual se puede decir que la fragilización no se presenta cuando la unión se encuentra dentro de estas condiciones de prueba de tensión.

En general, la unión de aleaciones disímiles presenta fenómenos diferentes a la unión de aleaciones similares, debido las diferencias que existen entre las composiciones químicas y metalográficas. Por tal razón se debe realizar una correcta selección de los parámetros operativos del proceso de soldadura y metal de aporte para mantener las propiedades de cada aleación, tal es el caso del acero inoxidable superdúplex el cual debe mantener un balance de fase ferrita y austenita, mientras que en el acero API X-52 se debe evitar la formación de martensita. En ambos casos la velocidad de enfriamiento es un factor importante para controlar las transformaciones en estado sólido, las cuales definen la microestructura final de la unión soldada y por lo tanto las propiedades mecánicas de la unión soldada disímil.

REFERENCIAS

1. **Lundin D.** (1982) Dissimilar metal welds – transition joints literature review, *Welding Journal*, V.61, N.2, p. 58s-63s.
2. **Klueh R.L., King J.F., Griffith J.L.** (1983) A simple test for dissimilar-metal welds, *Welding Journal*, V.62, N.6, p.154s-159s.
3. **Lippold J.C. and Kotecki D.J.** (2005) *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*, 1st edition. Jhon Wiley & Sons, New Jersey, USA.
4. **Nelson T. W., Lippold J. C. and Mills M. J.** (1999) Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar weld metals, part 1- Nucleation and Growth. *Welding Journal*, V. 78, N.10, p.329s-337s.
5. **Nelson T. W., Lippold J. C. and Mills M. J.** (1999) Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar weld metals, part 2: on cooling transformation, *Welding Journal*, V. 79, N.10, p.267s-277s.
6. **PEMEX (2007)** Sistema de protección del ducto ascendente en la zona de mareas y oleaje. NRF-177-PEMEX-2007, México DF.
7. **Higgins R.A.** (1993) *Engineering metallurgy part I*, 6th edition, Hodder Headline Group, London, UK.
8. **Badeshia H.K.D.H. and Honeycombe R.W.K.** (2006) *Steels*, Third edition. Butterworth-Heinemann, Oxford, UK.
9. **Samuels L. E.** (1999) *Light microscopy of Carbon Steels*, 1st edition, ASM International, USA.
10. **Ju Seok Kang** (2008) Characterization of bainitic microstructures in low carbon HSLA steels, *International Journal of Moder Phisics B*, Vol 22, No. 31, p.5965-5970
11. **Tither G and Lauprecht W.E.** (1977) Pearlite-reduced HSLA steels for line pipe, *Metallovedenie*, No. 7, p. 37-40.
12. **Galibois A., Krishnadev M.R., Dubé A.** (1979) Control of grain size and sub-structure in plain carbon and high strength low alloy (HSLA) steels - the problem and the prospect, *Metallurgical Transaction A*, V. 10A, N.8 p. 985-995.
13. **Keshav Prasad and Dwivedi D.K.** (2008) Some investigation on microstructure and mechanical properties of submerged arc welded HSLA steel joints, *International Journal of advance manufacturing technology*, V.36, p.475-483
14. **Kuziak R., Bold T., Yi-Wen Cheng** (1995) Microstructure control of ferrite-pearlite high strength low alloy steels utilizing microalloying additions, *Journal of Materials Processing Technology*, V. 53, p. 255-262.
15. **Fernandez J., Illescas S., Guilemany J.M.** (2007) Effect of microalloying elements on the austenitic grain growth in a low carbon HSLA steel, *Materials Letters*, V.61, p. 2389-2392.
16. **Sawhill J.M.** (1977) Welding HSLA line pipe steels, *Metallovedenie*, N.7, p. 56-60
17. **Bott I.S., Souza, L.F.G., Teixeira J.C.G., Rios, P.R.** (2005) High-strength steel development for pipelines: a Brazilian perspective, *Metallurgical and Materials Transaction*, 36A, N.2, p 443-454.
18. **Llewellyn D.T., Hudd R.C.** (1998) *Steels: Metallurgy and Applications*, 3rd edition, Butterworth-Heinemann, Oxford.

19. **AWS** (1990) The metallurgy, welding and qualification of microalloyed (HSLA) steel weldments, AWS international conference, Houston, Texas, Nov 6-8.
20. **Hall E.O.** (1951) Proc. Phys. Soc, Serie B., Vol. 64, pp. 747-753.
21. **Ghosh P.G., Singh P.K., Vaze K.K., Kushwaha H.S.** (2004) Characterisation of pipe welds and HAZ in primary heat transport system piping of pressurised heavy water reactors, Science and Technology of Welding Joining, V.9, N.3 p. 200-208.
22. **E.L., Erickson** (1953) Weldability of structural steel, Welding Journal, Vol. 32, No.12 págs. 1155-1159
23. **Zhang W., Elmer J.W., DebRoy T.** (2005) Integrated modelling of thermal cycles, austenite formation, grain growth and decomposition in the heat affected zone of carbon steel, Science and Technology of Welding and Joining, V.10, N.5, p.574-582.
24. **Bhatnagar S.S., Guha B.K., Sinha R.K.** (1979) Vanadium high-strength low-alloy steels for low temperatures use, Journal of Materials Science, V.14, p.1631-1640.
25. **Oystein Grong** (1994) Metallurgical Modelling of Welding, 2nd edition, London: The Institute of Materials, UK.
26. **Sunghak Lee, Byung Chun Kim, Gongil Kwon** (1992) Correlation of microstructure and fracture properties in weld heat affected zones of thermomechanically controlled processed steels, Metallurgical Transactions A, V.23A, N.12, p. 2803-2816.
27. **Banerjee K., Chatterjee** (2003) Effect of microstructure on hydrogen embrittlement of weld simulated HSLA-80 and HSLA 100 steels, Metallurgical and Materials Transaction, V. 34A, N.6, p. 1297-1309.
28. **Easterling K** (1992) Introduction to the physical metallurgy of welding, 2nd edition, Butterworth-Heinemann, Oxford, UK.
29. **Ricks R.A., Howell P.R., Barrite G.S.** (1982) The nature of acicular ferrite in HSLA steel weld metals, Journal of Materials Science, V.17, p. 732-740.
30. **Harrison P.L., Farrar R.A.** (1981) Influence of oxygen-rich inclusions on the $\gamma \rightarrow \alpha$ phase transformation in high strength low-alloy (HSLA) steel weld metals, Journal of Materials Science, V.16, p. 2218-2226.
31. **Wang G.R., Lau T.W., Weatherly G.C., North T.H.** (1989) Weld thermal cycles and precipitation effects in Ti-V containing HSLA steels, Metallurgical Transaction A, V.20, N.10, p. 2093-2100.
32. **ASM International** (1994) Stainless Steels, 3th edition, ASM International, USA.
33. **Lo K.H., Shek C.H., Lai J.K.L.** (2009) Recent developments in stainless steels, Materials Science and Engineering R, V.65 p. 39-104
34. **Nelson D.E., Baeslack III W.A., Lippold J.C.** (1985) Characterization of the weld structure in a duplex stainless steel using color metallography, Metallography, V.18, p. 215-225.
35. **Adhe K.N., Kain V., Madangopal K., Gadiyar H.S.** (1996) Influence of sigma-phase formation on the localized corrosion behavior of a duplex stainless steels, Journal of Materials Engineering and Performance, V. 5, N.4, 500-506.
36. **Bendal K.C.** (1997) Duplex stainless steel in the pulp and paper industry, Anti-corrosion Methods and Materials, V.44, N.3, p. 170-174
37. **Charles J.** (1995) Composition and properties of duplex stainless steels, Welding in the world, Vol. 36, págs. 43-54.
38. **Palmer T.A., ET AL.** (2005) Direct Observations of Sigma Phase Growth and Dissolution in 2205 Duplex Stainless Steel, Trends in Welding Reserch, Pine Mountain, GA US, May 20.

39. **Miller M.K., Hyde J.M., Cerezo A., Smith G.D.W.** (1995) Comparison of low temperature decomposition in Fe-Cr and duplex stainless steels, *Applied Surface Science*, V.87, p. 323-328.
40. **El-Yazgi, A. A. and Hardie, D.** (2000) Effect of heat treatment on susceptibility of duplex stainless steel to embrittlement by hydrogen. *Materials Science and Technology*, V.16, p.506-510.
41. **Drugli J.M., Rogne T.** (1995) Application of stainless steel in offshore industry, *Welding in the world*, Vol. 36, págs. 209-216.
42. **Gironés A., Llanes L., Anglada M., Mateo A.** (2004) Dynamic strain ageing effects on superduplex stainless steels at intermediate temperatures, *Materials Science and Engineering, A* 367, p. 322-328.
43. **Sandvik** (2004) Stainless steels in oil and gas production, S-133 ENG Agosto 2004.
44. **Clark, C.A., Gentil, P. y Guha, P.** (1986) Proceeding of Inter Conference of DSS, The Netherlands. paper 59, P. 109.
45. **Nilsson J.O., Kangas P., Karlsson T., Wilson A.** (2000) Mechanical properties, microstructural stability and kinetics of sigma phase formation in 29Cr-6Ni-0.38N superduplex stainless steel, *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol. 31A, págs. 35-45.
46. **Nilsson J.O., Huhtala T., Jonsson P., Karlsson L., Wilson A.** (1996) Structural stability of super duplex stainless weld metals and its dependence on tungsten and copper, *Metallurgical and Materials Transaction A*, V.27A, N.8, p.2196-2207
47. **Weber L., Uggowitzer P.J., (1998)** Partitioning of chromium and molybdenum in super duplex stainless steel with Respect to nitrogen and nickel content, *Materials Science and Engineering*, V. A242, p.222-229.
48. **Bhatt R.B., Kamat H.S., Ghosal S.K., De P.K.** (1999) Influence of Nitrogen in the shielding gas on corrosion resistance of duplex stainless steel welds, *Journal of Materials Engineering and Performance*, V.8, N.5, p. 591-597
49. **Chen T.H., Yang J.R.** (2002) Microstructural characterization of simulated heat affected zone in a nitrogen-containing 2205 duplex stainless steel, *Materials Science and Engineering*, A3 38 p. 166-181.
50. **Olsson J., Snis M.** (2007) A new generation of stainless steels for desalination plants, *Desalination*, N.205, p. 104-113
51. **Alvarez I., Degallaix S.** (2008) Low cycle fatigue behaviour and microcracks nucleation on duplex stainless steels, *Trans Tech Publications*, V. 378-379, p. 17-28.
52. **Pohl M., Storz O., Glogowski** (2007) Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel, *Materials Characterization*, V.58, p. 65-71.
53. **Villanueva D.M.E., Junio F.C.P., Plaut R.L., Padilha A.F.** (2006) Comparative Study on Sigma Phase Precipitation of Three types of Stainless Steels: Austenitic, Superferritic and Duplex, *Material Science and Technology*, V.22, N.9, p. 1098-1104.
54. **Escriba D.M., Materna-Morris E., Plaut R.L., Padilha A.F.** (2009) Chi phase precipitation in a duplex stainless steel, *Materials Characterization*, V.60, p. 1214-1219.
55. **Nyström M., Karlsson B.** (1996) Fatigue of duplex stainless steel influence of discontinuous spinodally decomposed ferrite, *Materials Science and Engineering*, A215, p. 26-38

56. **Gregori A., Nilsson J.O.** (2002) Decomposition of ferrite in commercial superduplex stainless steel weld metals; Microstructural transformations above 700°C, *Metallurgical and Materials Transaction*, Vol. 33A, págs. 1009-1018
57. **Elshawesh, F., Elahresh, N. and Elhoud, A.** (1998) Effect of sigma phase on pitting corrosion 22-5 duplex stainless steel. *British Corrosion Journal*, V.33, N.4, p.285-287.
58. **Amigo, V., Bonache, V., Teruel, L. and Vicente, A.** (2006) Mechanical properties of duplex stainless steel laser joints, *Welding International*, V. 5, p.361-366.
59. **Ghosh S.K., Mondal S.** (2008) High temperature ageing behaviour of a duplex stainless steel, *Materials Characterization*, V.59, p.1776-1783.
60. **Kwang M.L., Hoon S.C., Dap C.C.** (1999) Effect of isothermal treatment of SAF 2205 duplex stainless steel on migration of δ/γ interface boundary and growth of austenite, *Journal of Alloys and Compounds*, V.285, p. 156-161.
61. **Smuk, O., Hanninen, H. and Liimatainen, J.** (2004) Mechanical and corrosion properties of P/M-HIP super duplex stainless steel after different industrial heat treatments as used for large components. *Materials Science and Technology*, 20, 641-644.
62. **Duret-Thual C., Bonis M., Crolet J.L.** (2001) Application of the EPR method to duplex stainless steels, *Materials and Corrosion*, V.52, p. 37-44.
63. **Ramirez A.J., Lippold J.C., Brandi S.D.** (2003) The Relationship between Chromium Nitride and Secondary Austenite Precipitation in Duplex Stainless Steels, *Metallurgical and Materials Transactions*, V.43A, N.8, p.1575-1597.
64. **Palmer T.A., Elmer J.W., Babu S.S., Vitek J.M.** (2003) Characterization of low temperature ferrite/austenite transformations in the heat affected zone of 2205 duplex stainless steel arc welds, *The Minerals, Metals & Materials Society*, Chicago 2003.
65. **Sieurin H., Sandström R.** (2007) Sigma phase precipitation in duplex stainless steels 2205, *Materials Science and Engineering*, A 444, p. 271-276.
66. **Dobranzky J., Szabo P.J., Berecz T., Hrotko V., Portko M.** (2004) Energy-Dispersive Spectroscopy and Electron Backscatter Diffraction Analysis of Isothermally Aged SAF 2507 type Superduplex Stainless Steel, *Spectrochimica*, V.59, p.1781-1788.
67. **Elmer, J.W.; Palmer T.A.; Spercht E.D.** (2007) Direct Observations of Sigma Phase Formation in Duplex Stainless Steels Using In-Situ Synchrotron X-Ray Diffraction, *Metallurgical and Materials Transactions*, V.38A, N.3, p.464-475.
68. **Strutt A.J., Vecchio K.S.** (1999) Simultaneous Oxidation and Sigma-Phase Formation in a Stainless Steel, *Metallurgical and Materials Transactions*, v.30A, p.355-362.
69. **Kim J-S, Kwon H-S** (1999) Effects of tungsten on corrosion and kinetics of sigma phase formation of 25% chromium duplex stainless steels, *Corrosion*, V.55, N.5 p. 512-521.
70. **Huang C-S., Shih C-C** (2005) Effects of nitrogen and high temperature aging on sigma phase precipitation of duplex stainless steel, *Materials Science and Engineering A*, V.402, p. 66-75.
71. **Ezuber H.M., El-Houd A., El-Shawesh F.** (2007) Effects of sigma phase precipitation on seawater pitting of duplex stainless steel, *Desalination*, V.207, p. 268-275.

72. **Pardal J.M., Tavares S.S.M., Fonseca M.C., Souza J.A., Corte R.R.A., Abreu H.F.G.** (2009) Influence of the grain size on deleterious phase precipitation in superduplex stainless steel UNS S32750, *Materials Characterization*, V.60, p. 165-172.
73. **Lee, Y.H., Kim, K.T., Lee, Y.D. and Kim K.Y.** (1998) Effect of W substitution on sigma and chi phase precipitation and toughness in duplex stainless steels. *Material Science and Technology*, 14, 757-764.
74. **Martins M., Casteletti L.C.** (2009) Sigma Phase Morphologies in Cast and aged Super Duplex Stainless Steel, *Materials Characterization*, v.60, p. 792-795.
75. **Bekker, K.** (1995) Practice in welding duplex - and super-duplex stainless steel worldwide. *Welding in the World*, 36, 111-123.
76. **Faucheur, D. y Gilbert, D.** Proceeding of Inter. Conference of DSS, The Netherlands. paper 38.
77. **Muthupandi V., Bala Srinivasan P. Seshadri S.K., Sundaresan S.** (2003) Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds, *Materials Science and Engineering, A* 358, p. 9-16.
78. **Muthupandi V., Bala Srinivasan P. Seshadri S.K., Sundaresan S.** (2003) Corrosion behavior of duplex stainless steel weld metals with nitrogen additions, *Corrosion Engineering, Science and Technology*, V. 38, N. 4, p. 303-308.
79. **Hilkes J., Bekkers K.** (1995) Welding duplex stainless steel, *Welding Journal*, V.74, N.11 p 51-55.
80. **Henrik, S. and Sandström,R.** (2006) Austenite reformation in the heat-affected zone of duplex stainless steel 2205. *Materials Science and Engineering A*, 418, 250-256.
81. **Sathiya P., Aravindan S., Soundararajan R., Noorul Haq A.** (2009) Effect of shielding gases on mechanical and metallurgical properties of duplex stainless-steels welds, *Journal of Materials Science*, V.44, p. 114-121.
82. **Irving Bob** (1992) Domestic customer base broadens for duplex stainless steels, *Welding Journal*, V. 71, N. 11, p. 37-44.
83. **Lippold J.C., Varol I., Baeslack III W.A.** (1994) The influence of composition and microstructure on the HAZ toughness of duplex stainless steels at -20°C, *Welding Journal*, V.73, N.4, p. 75s-79s.
84. **Kacar R.** (2004) Effect of solidification mode and morphology of microstructure on the hydrogen content of duplex stainless steel weld metal, *Materials and Design*, V.25, p.1-9.
85. **Hemmer, H. and Grong, O.** (1999) A process model for the heat-affected zone microstructure evolution in duplex stainless steel weldments: part I. The model. *Metallurgical and Materials Transaction A*, 30A, 2915-2929.
86. **Pak L.S., Andersson S.L.** (1991) Inter. Conf. on SS. Karlsson, Chiba, Japan p.1093
87. **Shahriar Sharafi** (1993) Microstructure of super-duplex stainless steels, PhD Disertation, University of Cambridge.
88. **Celik A., Alsaran A.** (1999) Mechanical and structural properties of similar and dissimilar steel joints, *Materials Characterization*, V. 43, p. 311-318.

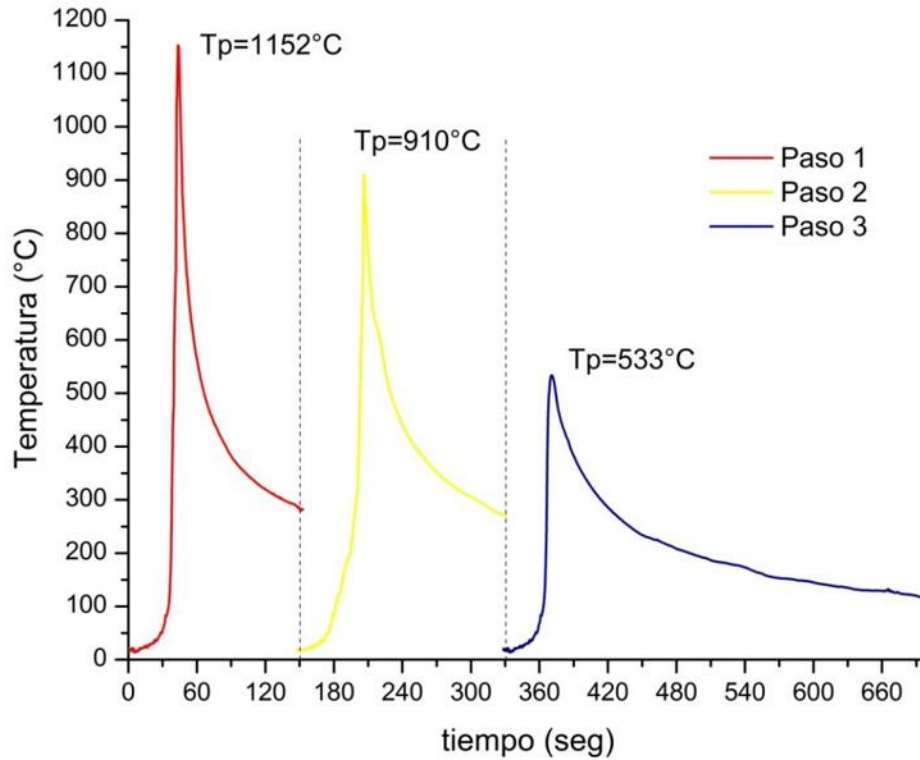
89. **Madhusudan G., Srinivasa R.K.** (2009) Microstructure and mechanical properties of similar and dissimilar stainless steel electron beam and friction welds, *International Journal of advance manufacturing technology*, V.45, p. 875-888
90. **Reddy G.M., Rao K.S., Sekhar T.** (2008) Microstructure and pitting corrosion of similar and dissimilar stainless steel welds, *Science and technology of welding and joining*, V.13, N.4, p.363-377.
91. **Arivazhagan N., Singh S., Prakash S., Reddy G.M.** (2008) An assessment of hardness, impact strength, and hot corrosion behaviour of friction-welded dissimilar weldments between AISI 4140 and AIS 304, *International Journal of advance manufacturing technology*, V.39, p.679-689.
92. **Metzger G., Lison R.** (1976) Electron beam welding of dissimilar metals, *Welding Journal*, V.55, N.8, p. 230s-240s.
93. **Rowe M.D., Nelson T.W., Lippold J.C.** (1999) Hydrogen-induced cracking along the fusion boundary of dissimilar metal welds, *Welding Journal*, V.78, N.2, p. 31s-37s
94. **Samal M.K., Balani K., Seidenfuss M., Ross E.** (2009) An experimental and numerical investigation of fracture resistance behaviour of a dissimilar metal welded joint, *Journal of Mechanical Engineering Science*, V.223, p. 1502-1523.
95. **Joseph A., Sanjai K., Jayakumar T., Murugan N.** (2005) *International journal of pressure vessel and piping*, V.82, p.700-705.
96. **Kou S.** (2003) *Welding Metallurgy*, 2nd Edition, Wiley & Sons Inc, New Jersey, USA.
97. **Zheng Sun, Tapani Moisio** (1994) Weld metal / ferritic steel interface in laser welded austenitic/ferritic dissimilar steel joints, *Journal of Materials Science Letters*, V.13, p. 802-805.
98. **Savage W.F., Szekeres E.S.** (1967) A mechanism for crack formation in HY-80 steel weldments, *Welding Journal*, V.46, N.2, p.94s-96s.
99. **Doddy T.** (1992) Intermediate mixed zones in dissimilar metal welds for sour service, *Welding Journal*, V.71, N.3, p.47-54.
100. **Shaeffler A.L.** (1947) Selection of austenitic electrodes for welding dissimilar metals, *Welding Journal*, V.26, N.10, p.601s-620s.
101. **Newell, H.D. y Fleischmann, M** (1938) Hot rolled metal article and method of making same. Patente 2,118,683.
102. **Campbell, H.C. y Thomas, R.D.** (1949) The effect of alloying elements on tensile properties of 25-20 weld metal, *Welding Journal*, Vol. 25, N.11, p. 760s-768s
103. **DeLong, W.T., Ostrom, G.A. y Szumachowski, E.R** (1956) Measurement and calculation of ferrite in stainless steel weld metal, *Welding Journal*, V.35, N.11, p. 521s-528s.
104. **Siewert, T.A., McCowan, C.N. y Olson, D.L.** (1988) Ferrite number prediction to 100FN in stainless steel weld metal., *Welding Journal*, Vol.67, N.12, págs. 289s-298s.
105. **Kotecki, D.J. y Siewert, T.A.** (1992) Constitution diagram for stainless steel weld meta: a modification of the WRC 1988 diagram, *Welding Journal*, Vol. 71, N.5, p. 171s-178s.

106. **Kotecki, D.J.** (1999) A martensite boundary on the WRC 1992 Diagram, *Welding Journal*, V.79,N.5, p.180s-192s.
107. **Kotecki, D.J.** (2000) A martensite boundary on the WRC 1992 Diagram part 2: the effect of manganese. *Welding Journal*, V.79, N.12, p.346s-354s.
108. **Ehclin P.** (2009) *Handbook of sample preparation for scanning electron microscopy and x-ray microanalysis*, 1st edition, Springer, New York, USA.
109. **Hawkes P.W., Spence J.C.H.** (2007) *Science of microscopy*, 1st edition, Springer, New York, USA.
110. **Gourgues-Lorenzon A.F.** (2007) Application of electron backscatter diffraction to the study of phase transformation, *International Materials Review*, V.52, N.2, p65-128.
111. **DuPont J.N., Michael J.R., Robino C.V.** (2000) Using backscattered electron diffraction to understand weldability, *Welding Journal*, V.79, N.3, p. 43-48
112. **Goehner R.P., Michael J.R.** (1996) Phase identification in a scanning electron microscope using backscattered electron Kikuchi patterns, *Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology*, V.101, N.3, p.301-308.
113. **Shchwartz A., Kumar M., Adams B.L.** (2000) *Electron backscatter diffraction in materials science*, 1st edition, Kluwer Academic/Plenum Publishers, New York, USA.
114. **Sandvik Materials Technology** (2002) *Sandvik Duplex stainless steels - fighting corrosion worldwid.*, S-129-ENG.
115. **Sandvik Materials Technology** (2006) *Stainless, Welding Products*, S-236-ENG.
116. **Mehmood T., Ahsan S.N., Al-Saif M., Cheema K.** (2002) Development of API grade linepipe steels at saudi iron & steel company, hadded, *The 6th Saudi Engineering Conference*, V.5, p.327-335.
117. **Sandvik Materials Technology** (2003) *Welding guide for sandvik duplex stainless steels*, S-1252-ENG.
118. **ASME Boiler & pressure vessel code** (2007) *ASME Secc. IX welding and brazing qualifications*, 2007 edition.
119. **Vander Voort G.F.** (2007) *Metallography principles and practice*, 4th edition, ASM International, USA.
120. **Buehler** (2004) *The science behind material preparation*, 1st edition, USA.
121. **Metaltest.** <http://www.metaltest-inc.com>.
122. **Palmer T.A., Elmer J.W., Wong J., Babu S.S., Vitek J.M.** (2002) Investigation of the kinetics of the ferrite/austenite phase transformation in the HAZ of 2205 duplex stainless steel weldment, *6th International Conference on Trends in Welding Reserch*, Pine Mountain, GA.
123. **Ramirez A.J., Brandi S.D., Lippold J.C.** (2004) Secondary austenite and chromium nitride precipitation in simulated heat affected zones of duplex stainless steels, *Science and technology of Welding and Joining*, V.9, N.4, p. 301-313.
124. **Rossoll, A., Berdin, C., Prioul, C.** (2002) Detemination of the fracture toughness of a low alloy steel by the instrumented charpy impact test, *International Journal of Fracture*, V.115, p.205-226.

125. **Won-Beom, L, Seung-Gab H., Chan-Gyung P., Sung-Ho P.** (2002) Carbide precipitation and high temperature strength of hot rolled HSLA steel containing Nb and Mo, *Metallurgical and Materials transactions*, V.33A, N6, p. 1689-1698.
126. **Dhua, S.K., Mukerjee, D. y Sarma, D.S.** (2003) Influence of thermomechanical treatments on the microstructure and mechanical properties of HSLA 100 steel plates, *Metallurgical and Materials Transaction*, V.34A, N.2, p.241-253.
127. **Thelning, Karl-Erick** (1984) *Steel and its heat treatment, 2nd edition*, Mackays of Chatham, London, UK.
128. **Lancaster J.F.** (1999) *Metallurgy of welding*, 6th edition, Abington Publishing, Cambridge, UK.
129. **Berns H., Theisen W.** (2008) *Ferrous Materials*, 1st edition, Springer-Verlag, Berlin, Germany.
130. **DuPont J.N., Lippold J.C., Kiser S.D.,** (2009) *Welding Metallurgy and weldability of nickel-base alloys*, 1st edition, Jhon Wiley and Sons Inc, New Jersey, USA.
131. **Linnert G.E.** (1965) *Welding Metalurgy*, 3th edition, American Welding Society, New York, USA.
132. **Granjon H.** (1991) *Fundamentals of Welding Metallurgy*, Abington Publishing, Cambridge, UK.
133. **Savage, W.F. y Aronson, H.** (1966) Preferred orientation in the weld fusion zone, *Welding Journal*, V.45, N.2, p. 85s-89s.
134. **Wilson A.W., Madison J.D., Spanos G.** (2001) Determining phase volume fraction in steels by electron backscattered diffraction, *Scripta Materialia*, V.45, p. 1335-1340.
135. **Barnhouse, E.J. y Lippold, J.C.** (1998) Microestructure/property relationships in dissimilar welds between duplex stainless steels and carbon steels, *Welding Journal*, V.77, N.12, p.477s-487s.
136. **Cyril D, Arthur.** *The Science and Practice of Welding*, 10th edition, Univeristy of Cambridge, Cambridge UK.

ANEXO I.

Cálculos de las velocidades de enfriamiento durante la soldadura de las USD-60°



Las velocidades de enfriamiento se calcularon desde la temperatura pico obtenida hasta la temperatura de 300°C, la cual se considera como la temperatura en la cual finalizan las transformaciones, tal como lo indica el diagrama de TTT de la Fig. 3.20.

Paso 1.

Paso 2.

Paso 3.
