



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN  
NICOLAS DE HIDALGO

INSTITUTO DE INVESTIGACIONES  
METALURGICAS

---



## **MAESTRIA EN METALURGIA Y CIENCIA DE LOS MATERIALES**

**“APLICACIÓN Y EVALUACIÓN DE LA TÉCNICA DEL POTENCIAL  
TERMOELÉCTRICO EN LA DETERMINACIÓN DEL CONTENIDO DE  
ALUMINIO EN EL METAL DE SOLDADURA Y SU RELACIÓN CON SUS  
PROPIEDADES MECÁNICAS”**

**TESIS PARA OPTAR EL GRADO DE:  
MAESTRO EN METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS MATERIALES.**

### **PRESENTA**

**Carlos Enrique Coronado Alba**  
Ingeniero mecánico, FIM – UMSNH, Julio 2013.

### **ASESOR:**

**Dr. Cuauhtémoc Maldonado Zepeda**

Profesor e Investigador Titular “C”  
Departamento de soldadura.

### **COASESOR:**

**Dr. Héctor Guillermo Carreón Garcidueñas**

Profesor e Investigador Titular “C”  
Departamento de aceración.

**Morelia Michoacán agosto de 2016**

## AGRADECIMIENTOS

Primeramente me gustaría agradecer a Dios por las bendiciones derramadas sobre mí y mi familia, siempre, por llevarnos a buen puerto, por la nueva oportunidad de ser mejor con cada nuevo día que nos regalas.

Agradezco profundamente a mi esposa Brianda por su apoyo, paciencia y amor incondicional, a pesar de todo, siempre estuvo a mi lado, en momentos buenos y malos. Que me animó cada día a alcanzar nuevas metas profesionales y personales y hacer de mí una mejor persona.

Agradezco eternamente a mis padres por su amor, su apoyo y la confianza depositada en mí, año tras año, por formarme y guiarme con bases sólidas, hacia la persona que soy y la mejor persona en la que me convertiré, gracias por siempre.

Me gustaría que estas líneas sirvieran para expresar mi más sincero agradecimiento a todas aquellas personas que con su ayuda han colaborado en la realización del presente trabajo, en especial al Dr. Cuauhtémoc Maldonado Zepeda, asesor de esta investigación, por la orientación, el seguimiento y la supervisión de la misma y el apoyo recibido a lo largo de estos dos años.

Especial reconocimiento merece el interés mostrado por mi trabajo y las sugerencias recibidas de mi coasesor, el Dr. Héctor Guillermo Carreón Garcidueñas, con quien me encuentro en deuda por el ánimo infundido.

También un agradecimiento a CONACYT, por el apoyo económico recibido, sin ello, habría sido muy difícil alcanzar esta nueva meta en mi vida.

Un agradecimiento muy especial merece la comprensión, paciencia y el ánimo recibidos de mis amigos y compañeros. En el camino nos encontraremos. A todos ellos, les deseo todo el éxito del mundo.

De corazón.

*A mi esposa, a mi madre, a mi padre.*

*Los amo.*

*El éxito solo ocurre cuando tus sueños son más grandes que tus excusas.*

*“Si no escalas la montaña, no podrás disfrutar del paisaje”*

*Pablo Neruda*

## INDICE GENERAL

ÍNDICE DE FIGURAS .....	viii
ÍNDICE DE TABLAS .....	x
RESUMEN .....	xi
ABSTRACT .....	xi
INTRODUCCIÓN .....	xii
JUSTIFICACIÓN .....	xiv
OBJETIVO GENERAL .....	xv
OBJETIVOS ESPECÍFICOS .....	xv
HIPÓTESIS .....	xv
CAPÍTULO I .....	16
REVISIÓN DEL ESTADO DEL ARTE.....	16
1.1 Metal base: HSLA 572 grado 50.....	17
1.1.1 Microaleantes más comunes en aceros HSLA .....	18
1.1.2 Efecto de los elementos aleantes en los aceros HSLA .....	18
1.1.2.1 Efecto del carbono (C) .....	18
1.1.2.2 Efecto del silicio (Si).....	19
1.1.2.3 Efecto del manganeso (Mn) .....	19
1.1.2.4 Efecto del aluminio (Al).....	19
1.1.2.5 Efecto del vanadio (V) .....	20
1.1.2.6 Efecto del niobio (Nb).....	21
1.1.2.7 Efecto del molibdeno (Mo) .....	22
1.1.2.8 Efecto del titanio (Ti) .....	22
1.1.2.9 Efecto del níquel (Ni).....	23
1.1.2.10 Efecto combinado.....	23
1.1.2.11 Elementos formadores de carburos .....	24

1.1.3 Clasificación de aceros HSLA .....	25
1.1.3.1 Aceros microaleados ferrítico-perlíticos. ....	25
1.1.3.2 Aceros perlíticos en su condición de laminado. ....	25
1.1.3.3 Aceros de ferrita acicular .....	25
1.1.3.4 Aceros doble fase .....	26
1.1.3.5 Aceros con modificación de inclusiones .....	26
1.1.3.6 Aceros resistentes a agrietamiento inducido por hidrogeno.....	26
1.1.4 Materiales utilizados. ....	26
1.1.4.1 Acero ASTM 572 G 50. ....	26
1.1.4.2 Electrodo E7018.....	28
1.1.4.3 Varilla de aporte de aluminio ER 4043 (aleación Al - 5% Si) .....	29
1.1.5 Soldabilidad de un acero HSLA.....	29
1.1.6 Carbono equivalente.....	29
1.2 Proceso de soldadura: Proceso SMAW.....	31
1.2.1 Ventajas del proceso de soldadura SMAW.....	32
1.2.2 Equipo de soldadura.....	32
1.3 Mecanismos de endurecimiento .....	32
1.3.1 Refinamiento de grano .....	33
1.3.2 Endurecimiento por solución sólida. ....	33
1.3.3 Endurecimiento por precipitación .....	33
1.4 Aceros aluminizados .....	36
1.4.1 Compuestos intermetálicos .....	36
1.4.2 Aluminuros de hierro. ....	37
1.5 Termoelectricidad.....	38
1.5.1 Efecto Seebeck .....	39
1.5.2 Efecto Peltier.....	40
1.5.3 Efecto Thompson .....	41
1.5.4 Flujo de portadores de carga .....	41
1.5.5 Potencial termoeléctrico (PTE) .....	42
1.5.6 Métodos de medición de PTE .....	44
1.5.6.1 Método de gradiente lateral.....	44
1.5.6.2 Método de punta caliente .....	45

1.5.7 Principio de funcionamiento .....	46
1.5.8 El PTE absoluto de los metales .....	47
1.5.9 Sensibilidad del PTE a cambios microestructurales: soluciones sólidas, dislocaciones y precipitados. ....	49
1.5.10 Influencia de la microestructura en el PTE. ....	49
1.5.11 Mediciones de PTE en soldadura .....	53
<b>CAPÍTULO II.....</b>	<b>55</b>
<b>DESARROLLO EXPERIMENTAL .....</b>	<b>55</b>
2.1 Diagrama de fases Fe - Al.....	56
2.2 Procedimiento de soldadura .....	57
2.2.1 Secuencia de aplicación de cordones de soldadura. ....	59
2.3 Preparación de placas a soldar .....	60
2.4 Fabricación de probetas.....	64
2.5 Caracterización.....	65
2.5.1 Ensayo de impacto .....	65
2.5.2 Microdureza Vickers (HV).....	66
2.6 Caracterización microestructural.....	66
2.6.1 Microscopía óptica .....	67
2.6.1.1 Cuantificación de intermetálicos .....	67
2.6.2 Microscopía electrónica de barrido .....	68
2.7 Difracción de rayos X. ....	68
2.8 Mediciones de PTE .....	69
<b>CAPITULO III .....</b>	<b>73</b>
<b>RESULTADOS Y DISCUSION .....</b>	<b>73</b>
3.1 Caracterización microestructural por medio microscopía óptica .....	73
3.1.1 Condición de soldadura No. 1 .....	73
3.1.2 Condición de soldadura No. 2.....	75
3.1.3 Condición de soldadura No. 3.....	76
3.1.4 Condición de soldadura No. 4.....	78
3.1.5 Condición de soldadura No. 5.....	79
3.1.6 Condición de soldadura No. 6.....	81

3.2 Caracterización microestructural por medio de microscopía electrónica de barrido .....	82
3.2.1 Condición de soldadura No. 1 .....	83
3.2.2 Condición de soldadura No. 2 .....	87
3.2.3 Condición de soldadura No. 3 .....	90
3.2.4 Condición de soldadura No 4 .....	92
3.2.5 Condición de soldadura No 5 .....	95
3.2.5.1 Análisis químico lineal de la condición 5 .....	97
3.2.6 Condición de soldadura No 6 .....	99
3.2.6.1 Análisis químico lineal de la condición 6 .....	103
3.3 Microdureza Vickers .....	104
3.4 Ensayo de Impacto .....	108
3.5 Difracción de rayos X. ....	110
3.5.1 Fase <b>Fe<sub>3</sub>Al</b> .....	111
3.6 Potencial Termoeléctrico.....	114
3.6.1 Mediciones de PTE mediante método de punta caliente.....	114
3.6.1.1 Mediciones de PTE con punta de cobre. ....	114
3.6.1.2 Mediciones de PTE con punta de oro.....	115
CONCLUSIONES.....	126
REFERENCIAS .....	127

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1 Efecto del vanadio en la transformación y estructura de los aceros HSLA [16] .....	21
Figura 1.2 Efecto del niobio en la transformación y estructura de los aceros HSLA [16].....	22
Figura 1.3 Efecto del titanio en la transformación y estructura de los aceros HSLA .....	23
Figura 1.4 Proceso de soldadura SMAW. ....	31
Figura 1.5 Gradiente de temperatura en un conductor, mostrando el efecto Seebeck. ....	40
Figura 1.6 Esquema que muestra el efecto Peltier.....	41
Figura 1.7 Diagrama esquemático del efecto seebeck.....	43
Figura 1.8 Diagrama del equipo de gradiente lateral.....	45
Figura 1.9 Diagrama del equipo del equipo de punta caliente .....	46
Figura 1.10 Diagrama de un circuito Seebeck.....	47
Figura 1.11 Diferentes contribuciones que afectan al PTE. ....	50
Figura 1.12 Representación esquemática de la variación de las mediciones PTE en escala relativa y absoluta.....	51
Figura 2.1 Esquema del desarrollo experimental .....	56
Figura 2.2 Diagrama de fases Fe – Al [75].....	57
Figura 2.4 Geometría de placas a soldar. ....	61
Figura 2.5 Preparación de placas a soldar .....	62
Figura 2.6 Soldadura de placas.....	62
Figura 2.7 Corte de placas para fabricación de probetas .....	64
Figura 2.8 Fabricación de la probeta de impacto tipo A de acuerdo a la norma ASTM 23-09.	66
Figura 2.19 Cuantificación de intermetálicos en la microestructura del cordón de soldadura.	68
Figura 2.10 Gráfico de calibración de punta de cobre.....	70
Figura 2.11 Gráfico de calibración para punta de oro  .....	71
Figura 3.1 a) Macrografía de la unión No 1, b) Metal base de la unión No 1, 1000x, c) ZAT de la unión No 1, 50X, y d) Metal de soldadura de la unión No 1, 200X.....	74
Figura 3.2 a) Macrografía de la unión condición 2, b) Microestructura del cordón de soldadura de la condición 2, 200x, zona de análisis 1 c) Interface cordón de soldadura-Al depositado el fondo de la unión soldada condición 2, 50X, zona de análisis 2 y d) Detalle de la interface AL-Metal de soldadura de la condición 2, 500X, zona de análisis 3.....	75
Figura 3.3 a) Macrografía de la unión 3, b) Cordón de soldadura 200X, zona de análisis 1 c) paso de raíz 500X, zona de análisis 2 d) Interfase Al - Acero 50X, zona de análisis 3 e) Detalle interfase Al-Acero 500X, zona de análisis 4. ....	77
Figura 3.4 a) Macrografía de la unión condición 4, b) Interfase ZAT – cordón de soldadura 50X, zona de análisis 1 c) Detalle de interfase ZAT – cordón, 500X, zona de análisis 2 d) Al en cordón de soldadura mostrando agrietamiento 1000X, zona de análisis 3.....	78
Figura 3.5 a) Macrografía de la unión 5, b) Interfase cordón-ZAT, 500X, zona de análisis 1 c) interfase ZAT-AL-Cordón 50X, zona de análisis 2 d) Grietas en la microestructura de AL 50X, zona de análisis 3.....	80
Figura 3.6. a) Macrografía de la unión condición 6, b) Interfase Cordón ZAT, 50X, c) Detalle interfase Cordón – ZAT 1000X, d) Fracturas sobre la microestructura de Al, 200X. ....	82
Figura 3.7 a) Cordón de soldadura, b) Metal base sin afectar, c) Zona de análisis 1, microanálisis EDS, d) Zona de análisis 2, microanálisis EDS, e) Zona de análisis 3 microanálisis EDS, f)	



Detalle de zona 3, 10000x f-I) EDS de partícula precipitada en el cordón de soldadura rica en Si y Mn, f-II) EDS de la matriz. ....	86
Figura 3.8 a) Zonas generadas en la unión 2 con 2% Al, b) Detalle zona 1, con su respectivo microanálisis EDS, c) Detalle zona 2, con su respectivo microanálisis EDS, d) Detalla zona 3, con su respectivo microanálisis EDS. ....	89
Figura 3.9 a) Cordón de soldadura, b) Detalle zona 1, con su respectivo microanálisis EDS, c) Detalle zona 2, con su respectivo microanálisis EDS, e) Detalle zona 3, con su respectivo microanálisis EDS .....	91
Figura 3.10 a) Diferentes zonas de la condición 4, b) Zona 1 con su respectivo análisis EDS, c) Zona 2 con su respectivo análisis EDS, d) Zona 3 con su respectivo análisis EDS.....	94
Figura 3.11. a) Diferentes zonas de la condición 5, b) Zona 1 con su respectivo análisis EDS, c) Zona 2 con su respectivo análisis EDS, d) Zona 3 con su respectivo análisis EDS.....	97
Figura 3.12. Line Scan correspondientes; A) Cordón de soldadura, B) ZAT acero al carbono, C) Interfase ZAT-Cordón de soldadura 40X, D) Interfase ZAT-Cordón de soldadura 500X. ....	98
Figura 3.13. a) Diferentes zonas de la condición 5, b) Microestructura de la zona central del cordón de soldadura con su respectivo análisis EDS, c) Detalle de la microestructura de rica en AL con sus correspondientes análisis EDS, c-I) EDS y cuantitativo de límite de grano 2000x, c-II) EDS y cuantitativo de partícula tipo aguja 2000x, c-III) EDS y cuantitativo de partícula esférica 2000x.....	102
Figura 3.14. Line Scan correspondientes; a) Cordón de soldadura, b) Metal base, c) ZAT, d) Interfase ZAT-Cordón de soldadura.....	104
Figura 3.15 Esquema de barridos de microdureza .....	105
Figura 3.16 Evolucion de la dureza en las 3 principales zonas de la soldadura. ....	106
Figura 3.17 Evolucion de la energia absorbida para cada una de las condiciones de soldadura.....	109
Figura 3.18 Comparación de difractogramas de las 6 condiciones de soldadura.....	112
Figura 3.19 Detalle de los difractogramas en el primer pico principal. ....	113
Figura 3.20 Evolución del PTE del metal de soldadura (punta de cobre).....	115
Figura 3.21 Evolución del PTE del metal de soldadura (punta de oro).....	116
Figura 3.22 Variación del porcentaje de fase, presente en las distintas condiciones de soldadura. ....	119
Figura 3.23 Evolución de las fases intermetalicas Fe-Al-Si.....	120
Figura 3.24 Fracturas presentes en las condiciones 5 y 6 de soldadura. ....	121
Figura 3.24 Evolución del comportamiento PTE vs microdureza.....	124

## ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1.1 Propiedades de los elementos microaleantes.....	18
Tabla 1.2 Composición química acero ASTM 572 gr. 50 [23] .....	27
Tabla 1.3 Propiedades mecánicas acero ASTM 572 Gr. 50 [23] .....	27
Tabla 1.4 Composición química electrodo E7018 .....	28
Tabla 1.5 Rango de composiciones de Ni y Mn.....	35
Tabla 2.1 Especificaciones para procedimiento de soldadura a utilizar.....	58
Tabla 2.2 Secuencia de aporte de aluminio a las distintas condiciones de soldadura. ....	60
Tabla 2.3 Variables operativas del proceso de soldadura.....	63
Tabla 3.1 Valores obtenidos de energía absorbida por ensayo de impacto.....	108
Tabla 3.2 Coeficientes $K$ de algunos elementos aleantes dados en $\mu V^{\circ}C$ .....	118

## **RESUMEN**

El comportamiento de una unión soldada contaminada con distintos porcentajes de aluminio, añadido a la junta ha sido estudiado. Se ha hecho uso de ensayos mecánicos, así como caracterización por microscopía óptica y electrónica de barrido. Se han relacionado los resultados de los ensayos mecánicos de impacto Charpy y microdureza Vickers, así como de la caracterización estructural para determinar la relación existente entre la técnica no destructiva de potencial termoeléctrico (PTE). Dicha técnica se basa en el efecto Seebeck que es el establecimiento de un gradiente de voltaje establecido entre dos uniones de diferentes metales, esta técnica es útil para detectar cambios de composición química así como defectos de la red, lo cual ha sido útil para observar la evolución de la unión soldada.

## **ABSTRACT**

The behavior of a welded joint contaminated with different percentages of aluminum, added to the joint has been studied. Mechanical testing and characterization by optical and scanning electron microscopy has been used. It have linked the results of mechanical testing as Charpy impact and Vickers microhardness and structural characterization to determine the relationship between the non-destructive technique of thermoelectric potential (TEP). This technique is based on the Seebeck effect which is the establishment of a voltage gradient established between two junctions of dissimilar metals, this technique is useful for detecting changes in chemical composition and lattice defects, which has been useful to observe the evolution of the welded joint.

Palabras clave: Potencial termoeléctrico, soldadura, aluminio, aceros microaleados, Seebeck.

## INTRODUCCIÓN

Siendo el aluminio el tercer elemento más abundante en la corteza terrestre y teniendo cada vez más aplicaciones a nivel industrial, así como su presencia cada vez más común en aceros aluminizados por sus excelentes beneficios como protección anticorrosiva, antioxidante y buena resistencia al calor, se hace necesario conocer su comportamiento al presentarse en uniones soldadas.

En trabajos anteriores [1-5], se ha estudiado el efecto que tiene la adición de diferentes elementos aleantes en el metal de soldadura, como el Cu, Ni, Mn, Ti, así también, se ha estudiado la microestructura resultante y sus propiedades mecánicas.

En este trabajo de investigación se desea conocer por medio del uso de una técnica no destructiva como lo es el potencial termoeléctrico, el efecto provocado por el aluminio, al ser adicionado al metal de soldadura y su variación en las propiedades mecánicas de acuerdo al porcentaje adicionado.

Como ya se sabe el aluminio tiene efectos positivos como desoxidante en bajos porcentajes y como desnitrurante y elemento de aleación junto con el niobio y vanadio.

Es decir, el aluminio tiene un efecto tanto positivo como negativo, inicialmente y en muy pequeñas concentraciones, mejora las propiedades mecánicas del metal, ya que actúa como refinador de grano, aumentando el límite elástico, pero en cantidades mayores, se ven afectadas propiedades mecánicas importantes como dureza y tenacidad.

Nos interesa conocer hasta qué punto las propiedades mecánicas de la unión soldada de un acero al carbono se ven afectadas por la presencia del aluminio y tener la posibilidad, por medio de la técnica de potencial termoeléctrico, de determinar las mismas.

En la práctica de la soldadura, se hace necesario tener herramientas que nos ayuden a tomar decisiones respecto a la integridad estructural de la unión, durante su utilización en campo, la dureza de la unión es una de las posibles pruebas a realizar sobre el metal de soldadura, y sus resultados no son adecuados, ya que la variación de dos o tres puntos de dureza, pareciera no ser significativo, sin embargo en ese pequeño rango, se puede presentar caídas abruptas de otras

propiedades tales como la tenacidad, por lo que este trabajo busca establecer una relación clara entre el comportamiento de la unión soldada y la aplicación de la técnica de potencial termoeléctrico, para obtener mayor información además de posibles explicaciones sobre los distintos rangos adicionales de aluminio al cordón de soldadura y que efectos se generan sobre sus propiedades mecánicas.

La investigación girará en torno a la utilización de la técnica de potencial termoeléctrico, que es sensible a los cambios microestructurales y de composición química del metal de soldadura y validar esto con experimentación.

Esto surge, de la necesidad existente de poder obtener información rápida y certera acerca del porcentaje de aluminio presente en el cordón, e investigar un poco sobre su efecto sobre el metal de soldadura.

Se hará uso de un acero HSLA ASTM 572 Gr. 50 como metal base, donde se depositará el metal de soldadura, para después fabricar las probetas y realizar las pruebas mecánicas y ensayos no destructivos.

## JUSTIFICACIÓN

Debido a la protección extra que ofrecen contra corrosión y oxidación así como la facilidad de producción de aceros aluminizados, existen cada vez más aplicaciones importantes para ellos. Por ejemplo, en la industria petrolera, en plataformas de extracción, en la industria automotriz [6, 7], así como en equipo térmico (intercambiadores de calor) [8] y en electrodomésticos[8]. Un acero aluminizado se puede fabricar usando una variedad de procesos diferentes como, por revestimiento, inmersión en caliente, revestimiento galvánico, metalización [9].

Así como existen muchas aplicaciones para dichos aceros, también surge la necesidad de unirlos y en la mayoría de los casos el método de unión más adecuado, es por medio de algún proceso de soldadura por fusión. Sin embargo debido a la posible presencia del aluminio en la unión, se presentan defectos, que merman la resistencia de la soldadura. Por lo tanto existe la necesidad de utilizar una técnica no destructiva para determinar los posibles rangos de aluminio presente en las uniones soldadas, y evaluar los efectos que produce al existir dicho elemento en la composición química del metal de soldadura después de realizado el proceso de unión.

En la revisión bibliográfica que se ha realizado existen estudios acerca de la influencia de elementos como el cobre, cromo, níquel, manganeso en los metales de soldadura, así como el comportamiento entre el aluminio y el hierro y las fases que se forman entre ellos. Sin embargo no existen estudios sobre su evaluación a través de alguna técnica no destructiva por lo que se llevará a cabo un análisis para determinar el efecto producido por el aluminio como elemento de aleación en el metal de soldadura y su comportamiento mecánico. Es necesario analizar cómo se comporta la unión de acuerdo al porcentaje de aluminio añadido.

De esta manera una vez relacionadas las propiedades mecánicas del metal de soldadura con la presencia del aluminio, se podría utilizar la técnica no destructiva como apoyo al inspeccionar soldaduras de aceros aluminizados.

Por lo que se propone adicionar aluminio en 6 diferentes porcentajes para lograr distintas composiciones químicas, utilizando una junta a tope con bisel a 30°, y obtener conclusiones

acerca de su interacción entre el metal de soldadura y el elemento aleante por medio del uso de la técnica termoeléctrica.

### **OBJETIVO GENERAL**

Aplicar la técnica no destructiva de potencial termoeléctrico (PTE) para estudiar la influencia y efecto de la presencia del aluminio en las propiedades mecánicas de las uniones soldadas a tope, en aceros aluminizados, que nos permita determinar de manera rápida la integridad de la unión.

### **OBJETIVOS ESPECÍFICOS**

1. Investigar el efecto del aluminio en las propiedades mecánicas en el metal de soldadura.
2. Determinar las propiedades mecánicas de la unión soldada mediante ensayo de dureza y ensayo de impacto.
3. Caracterizar metalográficamente el metal de soldadura.
4. Aplicar la técnica de PTE con el fin de establecer una relación clara entre las distintas cantidades de aluminio contenido en el metal de soldadura y su comportamiento mecánico.
5. Estudiar los mecanismos mediante los cuales el aluminio actúa sobre el metal de soldadura.

### **HIPÓTESIS**

Mediante la técnica no destructiva de potencial termoeléctrico es posible evaluar el efecto que tiene el aluminio sobre las propiedades del metal de soldadura, al conocer la interacción existente entre la formación de distintas fases ricas en aluminio y el comportamiento mecánico de la unión.

## **CAPÍTULO I**

### **REVISIÓN DEL ESTADO DEL ARTE**

Actualmente el uso de metales como el hierro y el aluminio es cada vez más común, debido a las altas propiedades mecánicas que ofrece el acero y por su parte la ligereza y protección contra efectos corrosivos del aluminio, esto aunado a la mayor difusión y utilización de aceros aluminizados en aplicaciones industriales, ha hecho que cada vez estén más presentes en aplicaciones comunes, ya que es una buena opción a los aceros galvanizados o niquelados, a un costo competitivo.

Su presencia cada vez más común hace posible su utilización en estructuras donde es necesario unirlo a otras piezas, por lo cual el conocimiento de un buen procedimiento de soldadura se hace obligatorio.

El problema de soldar este tipo de aceros entre sí, es precisamente la capa de aluminio que presentan en su superficie y esto aunado a que en campo, el proceso de soldadura más práctico es el SMAW o soldadura manual con electrodo revestido, hacen que se presenten distintos tipos de defectos haciendo una soldadura con baja resistencia y frágil, además de presentar porosidades y falta de fusión.

Hasta ahora, el necesario desarrollo de metales ligeros y resistentes que se apliquen a nivel industrial para la fabricación de aviones, automóviles o barcos más ligeros ha conducido a la experimentación de intentar obtener las propiedades mecánicas favorables de dos distintos tipos de metales, Fe y Al.

Uno de los problemas principales al intentar hacer uso de estos dos tipos de materiales de manera conjunta es su unión. Esta se llevaba a cabo por medio de tornillos o remaches, lo cual solo es conveniente para aplicaciones muy sencillas y nada demandantes.

En años recientes se ha prestado más atención al desarrollo de técnicas con resultados más aceptables para la unión entre hierro y aluminio por medio de proceso de soldadura de estado



sólido y líquido como soldadura por impacto, soldadura por fricción, soldadura ultrasónica, unión por difusión, soldadura por explosión, y soldadura por láser pulsado los cuales son procesos que se han utilizado con resultados satisfactorios para la unión de diferentes tipos de aleaciones de aluminio y aceros.

Sin embargo existe un proceso muy utilizado hoy en día, el proceso SMAW o soldadura manual con electrodo revestido, con el cual no se han llevado a cabo suficientes investigaciones al respecto. Siendo uno de los procesos más utilizados aún se desconoce el proceso, variables y condiciones para llevar a cabo una unión satisfactoria entre estos dos diferentes metales.

El problema principal de realizar este tipo de uniones, las cuales involucran aceros con un recubrimiento de aluminio, por medio del proceso de soldadura SMAW, es la gran cantidad de defectos producidos en el metal de soldadura, lo cual genera pobres propiedades mecánicas y esto lleva a su inutilización.

### **1.1 Metal base: HSLA 572 grado 50**

Los aceros microaleados son llamados así debido a que el porcentaje de aleantes que son introducidos durante su producción no superan el 0.15% [10], a este tipo de aceros se le agregan elementos como Nb, V o Ti para lograr un endurecimiento por precipitación, estos forman nitruros o carburos por su alta afinidad con el nitrógeno y carbono.

Los elementos de aleación se adicionan a los aceros con muchos propósitos, entre los cuales se encuentran [11]:

1. Mejora la resistencia a la tensión
2. Mejorar la soldabilidad
3. Mejorar la tenacidad
4. Aumentar la templabilidad
5. Aumenta la resistencia a la corrosión
6. Mejorar la resistencia al desgaste

### 1.1.1 Microaleantes más comunes en aceros HSLA

Los elementos de aleación considerados tradicionalmente como microaleantes son el niobio (Nb), vanadio (V) y titanio (Ti). Dentro de los elementos microaleantes también se incluye el aluminio (Al) puesto que el nitruro de aluminio (AlN) fue el primer compuesto empleado en el control del tamaño de grano.

La Tabla 1.1 muestra algunas características de cada uno de estos elementos aleantes [12].

Tabla 1.1 Propiedades de los elementos microaleantes.

	Elemento microaleante			
	Vanadio	Niobio	Titanio	Aluminio
<b>Precipitados</b>	VC, VN, VCN	NbC, NbN, NbCN	TiO <sub>2</sub> , TiS, TiC, TiN	AlN
<b>Densidad a 20°C</b>	6.16 cm/gr <sup>3</sup>	8.57 cm/gr <sup>3</sup>	4.507 cm/gr <sup>3</sup>	2.7 cm/gr <sup>3</sup>

### 1.1.2 Efecto de los elementos aleantes en los aceros HSLA

#### 1.1.2.1 Efecto del carbono (C)

El carbono influye fuertemente en las propiedades mecánicas del acero de acuerdo a su porcentaje presente. La dureza se debe principalmente a este elemento, que también incrementa considerablemente la resistencia a la tensión al incrementar su contenido, dado que aumenta la cantidad de perlita en los aceros enfriados por aire [13]. Aumenta la templabilidad. Sin embargo

afecta la soldabilidad, formabilidad y tenacidad, todas estas propiedades se afectan al tener mayores cantidades de carbono en el material.

#### **1.1.2.2 Efecto del silicio (Si)**

El silicio se adiciona al acero como desoxidante. Aumenta la fluidez en el metal. El silicio incrementa la resistencia a la tensión por solución sólida, el límite elástico y la dureza. Entre otras propiedades, mejora la resistencia a la corrosión y la resistencia a la formación de cascarilla (oxidación en caliente). El silicio disminuye, la maquinabilidad, la forjabilidad, la soldabilidad, la conductividad eléctrica y térmica [13].

#### **1.1.2.3 Efecto del manganeso (Mn)**

En la fabricación del acero se emplea para la desoxidación y la desulfurización. Desplaza hacia valores más bajos, la temperatura de formación de la perlita (temperatura de transformación del punto eutectoide) y aminora el contenido de carbono de esta. La presencia del manganeso incrementa la solubilidad del carbono en la austenita y con ello favorece la formación de carburos.

En las propiedades del acero el manganeso incrementa: la resistencia a la tensión, el límite elástico, la resistencia a la fatiga, la forjabilidad, la resistencia al desgaste, la templabilidad, la formación de carburos y la dilatación térmica. Disminuyendo la conductividad térmica y eléctrica [13].

#### **1.1.2.4 Efecto del aluminio (Al)**

El aluminio se utiliza como desoxidante en bajos porcentajes (0.1% en peso) y afinador de grano en el proceso de fabricación del acero. En las propiedades del acero el aluminio incrementa: la resistencia mecánica, y la resistencia a la corrosión [13].

Precipita en forma de nitruros cuando existe nitrógeno libre debido a su alta afinidad con este elemento. Por razones de costes y por su buena propiedad de controlador de grano austenítico es ampliamente utilizado.

Es el elemento microaleante que presenta un mayor coeficiente de difusión en la austenita ( $18 \times 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$ ). Su energía de activación para la migración de átomos de Aluminio en la austenita es la menor ( $228 \text{ KJ/mol}$ ). Es el elemento microaleante menos denso con una densidad de  $2.7 \text{ g/cm}^3$  [12].

#### **1.1.2.5 Efecto del vanadio (V)**

El vanadio es el elemento de microaleación que presenta mayor solubilidad a las temperaturas de tratamiento termomecánico. Precipita en forma de carburos, nitruros o carbonitruros. Estos carbonitruros son de tamaños relativamente pequeños y coherentes con la matriz, y además juegan un papel endurecedor de la matriz por precipitación a temperaturas más bajas de lo que lo hacen el resto de microaleantes [12]. Los nitruros de vanadio (VN) y los carburos de vanadio (VC) tienen estructuras cúbicas con parámetros de red  $4.12$  y  $4.36 \text{ \AA}$  respectivamente. El vanadio posee un coeficiente de difusión en austenita de  $2.5 \times 10^{-5} \text{ m}^2/\text{seg}$  [14], lo cual indica su facilidad que tiene para mover sus átomos a través de la matriz austenítica y dispersarse produciendo un alto endurecimiento en forma de precipitado. La energía de activación para la migración de átomos de vanadio en la austenita es de  $264 \text{ KJ/mol}$ . La densidad del vanadio a  $20^\circ\text{C}$  es de  $6.16 \text{ g/cm}^3$  [15].

El efecto del vanadio sobre la estructura de los aceros HSLA se muestra en la Figura 1.1.

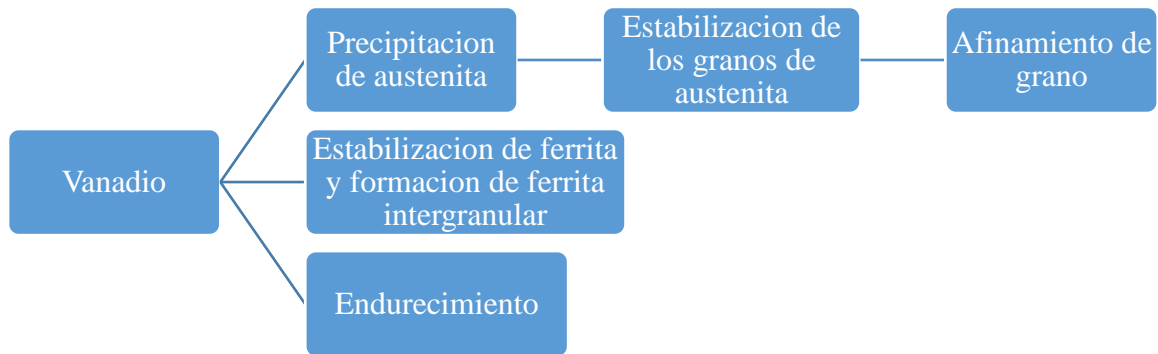


Figura 1.1 Efecto del vanadio en la transformación y estructura de los aceros HSLA [16]

### 1.1.2.6 Efecto del niobio (Nb)

Es capaz de formar carbonitruros que endurecen por precipitación en el acero. A temperaturas de laminación, el niobio en solución sólida precipita parcialmente en la austenita en forma de carburos, nitruros o carbonitruros. Impide la recrystalización de la austenita en procesos de laminado a altas temperaturas. El carburo de niobio tiene una estructura cúbica con parámetro de red  $4.47 \text{ \AA}$ , mientras que el nitruro es hexagonal con parámetros de red  $a = 2.968 \text{ \AA}$  y  $c = 5.535 \text{ \AA}$  [12].

El coeficiente de difusión del niobio en austenita es de  $5.3 \times 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$  [15]. Es el microaleante más denso, con una densidad a  $20^\circ\text{C}$  de  $8.57 \text{ g/cm}^3$  [15].

El efecto del niobio sobre la estructura de los aceros HSLA viene resumido en la Figura 1.2 [17].

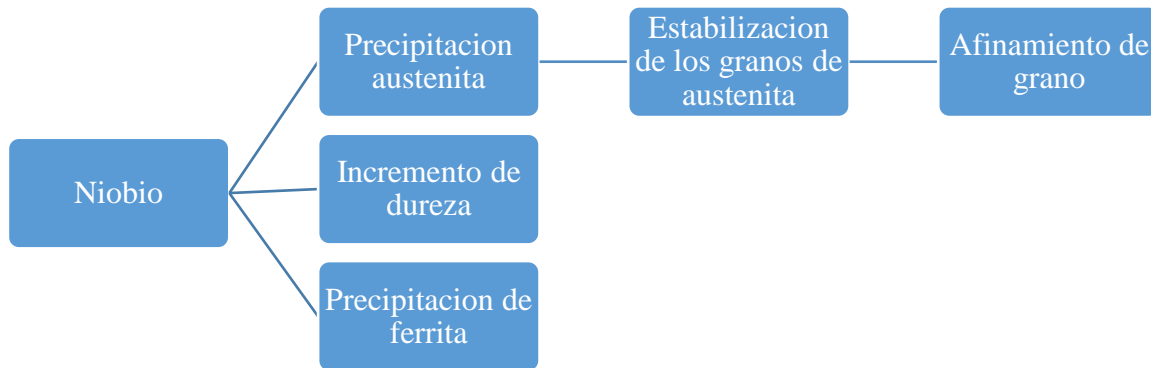


Figura 1.2 Efecto del niobio en la transformación y estructura de los aceros HSLA [16]

#### 1.1.2.7 Efecto del molibdeno (Mo)

Tiene un efecto endurecedor y en un acero templado y revenido, incrementa la templabilidad y disminuye la susceptibilidad de la fractura en el temple. Además mejora las propiedades cuando se trabaja a temperaturas elevadas como su resistencia mecánica, mejora la tenacidad, resistencia a la corrosión y afina el grano [13].

#### 1.1.2.8 Efecto del titanio (Ti)

Este elemento puede formar óxidos, sulfuros, carburos y nitruros. La estructura cristalina de sus carburos y nitruros es cúbica centrada en las caras y los parámetros de red típicos son  $4.246 \text{ \AA}$  para el TiN y  $4.313 \text{ \AA}$  para el TiC [12].

Durante el enfriamiento, los precipitados de nitruro de titanio son los primeros que se forman debido a la baja energía libre de Gibbs que presentan, sirviendo como centro de nucleación para el carburo de titanio. En estas condiciones, la difusión entre ambos precipitados da lugar a la aparición de carbonitruros de composición química variada. Los nitruros de titanio son buenos afinadores de grano austenítico [12]. En el caso de las soldaduras, tiene la función de refinar el

tamaño de grano en el cordón, así como también impiden el crecimiento de grano en la zona afectada por el calor.

El titanio tiene el menor coeficiente de difusión en austenita con un valor es  $1.5 \times 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$ .

La energía de activación para la migración de átomos de titanio en la austenita es de  $250 \text{ KJ/mol}$ . La densidad del titanio a  $20^\circ\text{C}$  es de  $4.507 \text{ g/cm}^3$  [15].

El efecto del titanio sobre la estructura de los aceros HSLA se resume en la figura 1.3 [17].

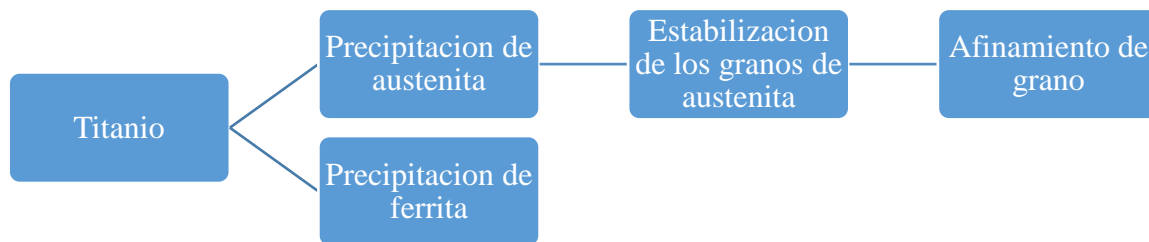


Figura 1.3 Efecto del titanio en la transformación y estructura de los aceros HSLA

#### 1.1.2.9 Efecto del níquel (Ni)

En aceros HSLA, el níquel es adicionado en porcentajes mayores a 1%. Moderadamente incrementa la resistencia del acero por endurecimiento por solución sólida en la ferrita, disminuye la soldabilidad. En estos aceros incrementa la resistencia a la corrosión [13]. Este elemento presente en el metal de soldadura también contribuye a la disminución de la temperatura de transformación del acero, promoviendo la presencia de estructuras aciculares [18]

#### 1.1.2.10 Efecto combinado

Actualmente la mayor parte de los aceros presentan más de un elemento de aleación. Estos elementos interaccionan unos con otros por lo que su efecto, debe tenerse en cuenta a la hora de diseñar un determinado tipo de acero. Así en el caso de la existencia de más de un elemento de

aleación, aquel que tendrá la mayor influencia será el que genere un carburo o nitruro que precipite a una temperatura mayor o se disuelva a una temperatura menor. Este hecho viene justificado por las siguientes razones [17]:

- El compuesto que se forma primero es el que antes influye en la modificación microestructural cuando el acero se enfría.
- La formación de carburos y nitruros de un determinado elemento modifica la influencia de los demás elementos microaleantes puesto que disminuye la oportunidad o baja la temperatura a la que los carburos y nitruros de estos otros microaleantes se forman.
- Los microaleantes que pueden formar carburos o nitruros a temperatura baja, pueden formar carburos o nitruros complejos a temperaturas elevadas, si se combinan con un aleante que forme carbonitruros a dichas temperaturas. De esta manera se disminuye la cantidad de elementos formadores de compuestos a baja temperatura y, por lo tanto, su efecto se ve disminuido.
- La formación de nitruros reducirá el nitrógeno en solución y con ello también se verá disminuido el efecto del nitrógeno en la templabilidad o en la fragilización.

#### **1.1.2.11 Elementos formadores de carburos**

Cuando existe la presencia de ciertos elementos en solución como V, Nb y Ti (elementos formadores de carburos) en presencia de C y N, se presentan distintos fenómenos metalúrgicos como precipitación de carburos, nitruros o carbonitruros, lo cual es uno de los métodos de endurecimiento del material, lo cual implica una mejora en sus propiedades y en sus aplicaciones industriales, esto se logra con un cuidadoso control de la composición química y del tratamiento termo mecánico adecuadamente aplicado [19].

El rango de temperatura de precipitación de distintas fases en los aceros depende de la concentración de C y N y el tipo de microaleantes presentes en solución [20].



### **1.1.3 Clasificación de aceros HSLA**

Los aceros de alta resistencia baja aleación incluyen muchos grados estándar diseñados para proveer combinaciones de propiedades deseadas tales como resistencia, tenacidad, formabilidad y soldabilidad. Los aceros HSLA son clasificados como una categoría separada de los aceros de aleación, la cual es similar a los aceros de bajo carbono en su condición de laminado, con propiedades mecánicas mejoradas obtenidas por la adición de pequeñas cantidades de elementos de aleación y técnicas de procesamiento especiales como laminado controlado y métodos de enfriamiento acelerado. Todo esto se refleja en que estos aceros son vendidos sobre la base de aceros al carbono y no sobre la base de los aceros de aleación, generalmente basados en un mínimo de propiedades mecánicas, con el contenido de elementos de aleación dejado a discreción del productor [21].

Los tipos de aceros HSLA comúnmente usados son [22]:

#### **1.1.3.1 Aceros microaleados ferrítico-perlíticos.**

Los cuales contienen muy pequeñas adiciones (generalmente menos de 0.10%) de elementos formadores de carburos o carbonitruros como niobio, vanadio o titanio para endurecimiento por precipitación, refinamiento de grano y posible control de la temperatura de transformación.

#### **1.1.3.2 Aceros perlíticos en su condición de laminado.**

Los cuales pueden incluir aceros al carbono-manganeso, pueden tener también pequeñas adiciones de aleantes para mejorar la resistencia a la tensión, tenacidad, formabilidad, y soldabilidad.

#### **1.1.3.3 Aceros de ferrita acicular**

Los cuales son aceros de bajo carbono (menos de 0.05% C) con una excelente combinación de resistencia a la cedencia, soldabilidad, formabilidad, y buena tenacidad.

#### **1.1.3.4 Aceros doble fase**

Los cuales tienen una microestructura de martensita dispersa en una matriz de ferrita la cual provee una buena combinación de ductilidad y alta resistencia a la tensión.

#### **1.1.3.5 Aceros con modificación de inclusiones**

Los cuales proveen ductilidad y tenacidad a través del espesor mejoradas por las pequeñas adiciones de calcio, zirconio, titanio o elementos de las tierras raras para que la forma de las inclusiones de azufre sea cambiada de tiras alargadas, a pequeños y dispersos glóbulos casi esféricos.

#### **1.1.3.6 Aceros resistentes a agrietamiento inducido por hidrogeno**

Con bajo contenido de carbono y azufre, inclusión y segregación de manganeso controlada, además de contenidos de cobre mayores a 0.26%.

### **1.1.4 Materiales utilizados.**

#### **1.1.4.1 Acero ASTM 572 G 50.**

Es un acero de calidad estructural de alta resistencia y baja aleación (HSLA) al niobio-vanadio. Este acero por pertenecer a la familia HSLA es más económicamente competitivo por su proceso de producción, ya que contienen cantidades pequeñas de elementos de aleación. Sin embargo, recibe un tratamiento térmico de temple y revenido, que le da una resistencia mucho mayor que el acero al carbono llegando a alcanzar límites de elasticidad por encima de 275 MPa [23].

Este acero presenta buenas características mecánicas, buena soldabilidad y elevada ductilidad debido al bajo contenido de carbono, azufre y fósforo, además de contar con una alta resistencia a la tensión.

La composición del acero ASTM 572 grado 50 según la norma ASTM es como se puede observar en la tabla 1.2 y sus propiedades mecánicas en la tabla 1.3.

Tabla 1.2 Composición química acero ASTM 572 gr. 50 [23]

<b>%C</b>	<b>%Mn</b>	<b>%P</b>	<b>%S</b>	<b>%Si</b>	<b>%V</b>	<b>% Nb</b>	<b>Cu</b>	<b>Ni</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>
<b>0.23</b>	<b>1.35</b>	<b>0.04</b>	<b>0.05</b>	<b>0.40</b>	<b>0.10</b>	<b>0.05</b>	<b>0.60</b>	<b>0.45</b>	<b>0.35</b>	<b>0.15</b>

Tabla 1.3 Propiedades mecánicas acero ASTM 572 Gr. 50 [23]

<b>Grado</b>	<b>Límite de fluencia</b>	<b>Resistencia a la tensión mínima</b>	<b>Elongación mínima.</b>
	MPa	MPa	%
<b>50</b>	<b>345</b>	<b>450</b>	<b>18</b>

El acero ASTM 572 grado 50 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 [24].

Las propiedades mecánicas de la perlita dependen de su espaciado interlaminar y este a su vez de las condiciones del enfriamiento del acero, mientras que las propiedades de la ferrita dependen del tamaño y forma del grano.

### 1.1.4.2 Electrodo E7018

Este electrodo de bajo hidrógeno al medio molibdeno cuenta con adiciones de polvo de hierro para incrementar su rendimiento. Es recomendado para soldar en todas posiciones con propiedades mecánicas elevadas y es adecuado para trabajar en altas temperaturas [25].

Dentro de las aplicaciones de este electrodo para la industria cementera se usa en secciones gruesas y pesadas como muflas y placas de soporte de hornos. En la industria de la construcción para estructuras sometidas a esfuerzos mecánicos severos. En la industria petrolera en tuberías de conducción sujetas a presión. En el sector metalmecánico en grúas, contenedores, cajas de volteo, carrocerías y maquinaria de aceros tipo 1030 y 1060.

El electrodo utilizado es fabricado por INFRA elegido de acuerdo a la norma AWS/ANSI A5.1 [26] el cual es usado para soldar aceros de baja y media aleación. Es un electrodo de bajo contenido en hidrógeno para uniones altamente sometidas a esfuerzos de aceros estructurales. Tiene una excelente soldabilidad. El metal depositado es tenaz y resistente a la fisuración y al envejecimiento [27].

Tabla 1.4 Composición química electrodo E7018

<b>Carbono</b>	<b>Manganeso</b>	<b>Silicio</b>	<b>Fosforo</b>	<b>Azufre</b>	<b>Molibdeno</b>
<b>0.12</b>	0.9	0.8	0.03	0.03	<b>0.40 – 0.65</b>

El electrodo E7018 tiene un revestimiento de tipo básico el cual contiene según datos del fabricante tiene de un 15 a 30% rutilo ( $Ti_2O$ ). Su composición química se observa en la tabla 1.4.

La clasificación del electrodo E7018 indica:

70 = Cuenta con una resistencia a la tensión mínima de  $70,000 \text{ lb/in}^2$  (482.6 Mpa)

1= Se puede utilizar en todas posiciones

8= Indica el tipo de recubrimiento (bajo hidrógeno, polvo de Fe) y tipo de corriente para soldar (CA o CDEP)

### 1.1.4.3 Varilla de aporte de aluminio ER 4043 (aleación Al - 5% Si)

Es un electrodo aleado con silicio para proceso GTAW en forma de varilla con alta fluidez del metal de aporte y facilidad de liga con varias aleaciones comunes. Se aplicó en dos diámetros distintos (1/8" y 1/16") para variar los rangos en que está presente el aluminio en la unión soldada. Su composición química incluye 5% en peso de silicio, menos de 0.4 % en peso de hierro y el resto es aluminio.

### 1.1.5 Soldabilidad de un acero HSLA

El contenido de carbono es considerado el principal parámetro que determina la soldabilidad de un aceros HSLA debido a que su porcentaje decreta la transformación a martensita y la susceptibilidad a fisuración por hidrógeno, por lo tanto dichos aceros cuentan con alta resistencia y son económicamente soldables, sin problemas de fisuración posterior al proceso de soldadura.

Existen otros elementos que de igual manera determinan la soldabilidad de un acero pero en menor grado, estos han sido relacionados en la ecuación 1.1, correspondiente al carbono equivalente (CE) [28].

$$CE = \%C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \dots\dots\dots (1.1)$$

### 1.1.6 Carbono equivalente

El concepto de carbono equivalente puede interpretarse como el efecto total que la composición química tienen sobre la soldabilidad, expresado en términos del efecto del carbono sobre esta, con cada elemento de aleación que contribuye, otra forma de interpretar este concepto es

considerar que cada elemento de aleación aumenta la resistencia mecánica del acero y disminuye su soldabilidad solo en una fracción de la que disminuye el carbono.

Por su parte la soldabilidad es definida por la AWS [29] de la siguiente manera: la capacidad de un material para ser soldado bajo las condiciones de fabricación impuestas, dentro de una estructura específica adecuadamente diseñada y que cumpla satisfactoriamente en el servicio al que se destine.

En la práctica, es necesario obtener juntas soldadas con propiedades y estructura razonablemente uniformes, y que cumplan los requisitos especificados. Esto se consigue mediante la selección adecuada de metales de aporte y el empleo de los procesos y procedimientos de soldadura apropiados para cada aplicación. La soldabilidad en términos de la sensibilidad al agrietamiento debajo de los cordones (en la ZAT) y de la dureza es inversamente proporcional al carbono equivalente, por lo general los aceros con valores de CE (por ejemplo de 0.2 a 0.3) poseen una soldabilidad excelente pero cuando este valor excede de 0.40 la soldabilidad disminuye considerablemente, así un acero con 0.20 % de carbono y 1.60 % de manganeso tiene un CE de 0.46, valor que indica una sensibilidad al agrietamiento relativamente alto [30].

Prácticamente se pueden soldar todos los tipos de aceros aleados, aunque, como regla general, la operación de soldadura exige mucho más cuidado que en los aceros ordinarios. Esta dificultad se debe a que, en algunos casos, la operación de soldadura puede destruir las características comunicadas al acero por algún elemento de aleación. Además, salvo que se tomen las precauciones adecuadas, pueden aparecer fisuras en el área de soldadura, así como cordones con sopladuras e inclusiones de escoria, todo lo cual debilita considerablemente la soldadura. Sin embargo, muchas de estas dificultades pueden evitarse o aminorarse empleando electrodos especiales fabricados expresamente para el soldeo de distintos tipos de aceros aleados [31].

Los aceros de alta resistencia baja aleación (HSLA), por sus siglas en inglés, están diseñados para proveer mejores propiedades mecánicas que los aceros al carbón convencionales. Estos no son considerados como aceros de baja aleación en el sentido normal debido a que están diseñados para cumplir propiedades mecánicas específicas en vez de una composición química. La composición química de un acero HSLA específico puede variar para diferentes espesores para cumplir las propiedades mecánicas requeridas. Estos aceros tienen bajos contenidos de carbono (0.05 a 0.25%C) para asegurar la formabilidad y la soldabilidad [32].

## 1.2 Proceso de soldadura: Proceso SMAW

Es un proceso de soldadura por arco metálico manual (MMA), se conoce también como soldadura por arco con electrodo metálico revestido. Era la forma predominante de soldadura por fusión hasta el comienzo de la década de 1980. Utiliza varillas de electrodo que constan de un núcleo de alambre con un recubrimiento externo que contiene mezclas de sustancias tales como productos químicos, minerales y hierro en polvo. En la figura 1.4 se muestra una configuración típica del proceso de soldadura manual con electrodo revestido. Los núcleos se fabrican en una amplia gama de diámetros de núcleo, con diferentes diámetros destinados para un rango de corriente particular. Este tipo de soldadura implica encontrar un arco entre el electrodo y la pieza de trabajo, con el calor del arco de la fusión del revestimiento del electrodo que forma una escoria protectora. El metal de soldadura se produce tanto por el alambre de electrodo central y el hierro polvo en el recubrimiento. La capa de escoria en la parte superior de la articulación debe ser eliminada después de soldadura.

El equipo requerido es simple, como se muestra en la figura 1.4, lo que significa que la método es sencillo de usar. Es especialmente adecuado para los trabajos tales como el montaje de estructuras.

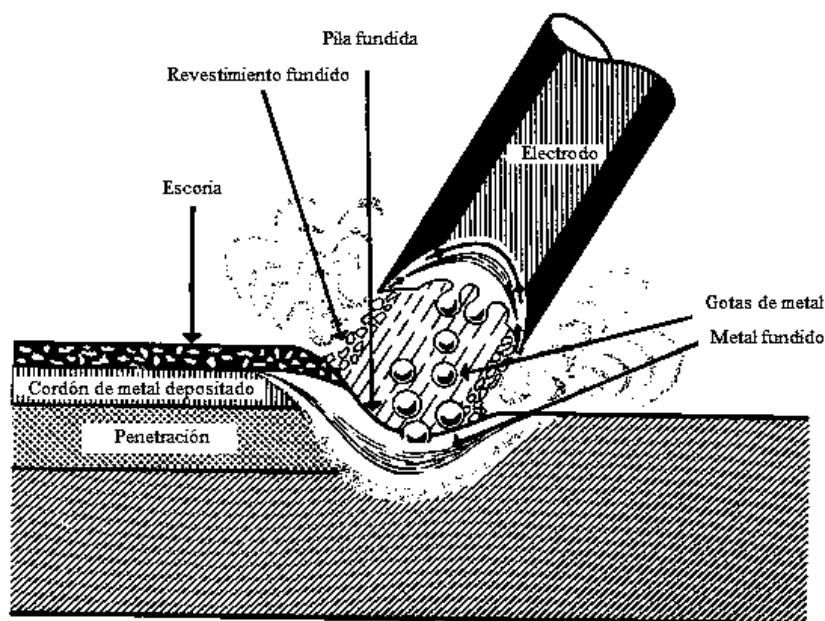


Figura 1.4 Proceso de soldadura SMAW.

### **1.2.1 Ventajas del proceso de soldadura SMAW.**

Para obtener buenos resultados en soldadura se requiere buena habilidad del soldador. La inversión en el equipo necesario, es relativamente pequeño, y los electrodos revestidos están disponibles para prácticamente todas las aplicaciones. El proceso de soldadura por arco revestido tiene la mayor flexibilidad de todos los procesos, porque puede ser utilizado en todas las posiciones (planas, verticales, horizontales), con distintos espesores y buen acceso en zonas limitadas. El nivel de habilidad del soldador es de suma importancia para la obtención de una soldadura aceptable. [26].

### **1.2.2 Equipo de soldadura**

La máquina de soldar, o fuente de energía, es el punto central del proceso SMAW. Su objetivo principal es proporcionar la corriente eléctrica y el voltaje adecuado para mantener un arco de soldadura estable. Los electrodos del proceso SMAW operan dentro de la gama de 90 a 350 A. El productor de los electrodos debe sugerir una gama óptima de condiciones óptimas para cada tamaño y tipo de electrodo. El voltaje de funcionamiento varía entre 15 y 35 V.

### **1.3 Mecanismos de endurecimiento**

Hay tres mecanismos básicos de fortalecimiento para el acero [33]:

- a) Endurecimiento por refinamiento de grano
- b) Endurecimiento por solución sólida
- c) Endurecimiento por precipitación



### **1.3.1 Refinamiento de grano**

El endurecimiento por afinamiento de grano, se da por consecuencia, ya que los bordes de grano actúan como una barrera para el movimiento de las dislocaciones, y que el número de dislocaciones dentro de un grano, afecta a cómo éstas pueden transmitir su efecto a granos vecinos a través de los bordes. El tamaño de grano de un material depende del tratamiento térmico posterior a la deformación plástica, en los llamados tratamientos termomecánicos, el nivel de recristalización (obtención de nuevos granos) obtenido, depende directamente del porcentaje de deformación aplicado antes del tratamiento térmico, o bien de la velocidad de solidificación.

### **1.3.2 Endurecimiento por solución sólida.**

Un método común para aumentar la dureza y el límite elástico de un material, así como su velocidad de endurecimiento, es la aleación por soluciones sólidas.

La efectividad del soluto depende de la diferencia de tamaño con respecto al solvente, y del porcentaje agregado. Si el átomo de soluto es más grande que el del solvente, se inducen campos de compresión, mientras que si es más pequeño, son de tracción. La presencia de cualquiera de los dos obstruye el movimiento de las dislocaciones.

### **1.3.3 Endurecimiento por precipitación**

En muchas aleaciones, incluyendo ciertos aceros, el principal mecanismo de endurecimiento disponible se basa en la posibilidad de fomentar el fenómeno de precipitación de forma adecuada. Un ejemplo típico se manifiesta en aleaciones de Al, cuya utilización en la industria aeronáutica es de suma importancia por su buena relación peso-resistencia, y que también se utiliza ampliamente en otros campos industriales. Se trata de aleaciones de Al, a la que se incorporan diversos elementos aleantes con la finalidad de generar una masa adecuada de precipitados, distribuidos homogéneamente en el interior de los granos de la aleación, de forma de alcanzar el máximo grado de endurecimiento posible.

Desde los años 60's, se han producido avances en la ciencia que permiten obtener una alta resistencia en metales de soldadura con el objetivo de aumentar la resistencia, mientras que se mantiene una dureza aceptable [34]. Las propiedades mecánicas de un metal de soldadura están dadas por ciertos factores como son [35]:

- Composición química
- Velocidad de enfriamiento
- Voltaje
- Corriente
- Microestructura

Con la combinación de estas se pretende lograr una combinación óptima que permita tener una dureza y resistencia en el material adecuada para las necesidades y aplicaciones que se necesitan para su uso y con este fin se han desarrollado estudios para generar nuevos materiales que ofrezcan propiedades deseadas [35] la dureza, resistencia a la corrosión u otras propiedades deseadas como el acero API X65.

En los últimos tiempos, el estudio de los metales de soldadura ha estado enfocado en lograr en ellos características mecánicas iguales o superiores a los metales base [34].

En la mayoría de los casos se intenta tener los elementos aleantes al mínimo con el fin evitar fases frágiles y defectos como agrietamiento en frío.

Esto está relacionado con la capacidad de endurecimiento de la soldadura metal, que tiene que ser lo suficientemente baja para evitar la transformación de la austenita residual a la martensita de relativamente alto carbono, esto de acuerdo a que existen metales que llegan a endurecer a través de la aplicación de deformación sobre ellos por medio de la transformación de austenita retenida en martensita. [5].

La composición química de los metales de soldadura, está determinada por el metal base y la composición del electrodo así como la dilución y alguna reacción química que ocurra en el arco eléctrico [2].

*Jaberi et al.* [2] realizaron estudios sobre el efecto producido por elementos como el níquel y el manganeso sobre el metal de soldadura tomando como metal base un acero API X80 y usando el proceso de soldadura SMAW.

Ellos utilizaron una posición plana para realizar las soldaduras, los rangos siguientes (% en peso) que utilizaron fueron los siguientes:

Tabla 1.5 Rango de composiciones de Ni y Mn.

<b>Elemento</b>	<b>Rango (% en peso)</b>
<b>Ni</b>	<b>0.7, 1.6%</b>
<b>Mn</b>	<b>0.8, 2.4, 3.2%</b>

El método para introducir los elementos aleantes fue por medio de un baño de polvos de elementos aleantes que fueron agregados al revestimiento a seis electrodos E8018G de bajo hidrógeno con diferentes cantidades.

Las soldaduras fueron llevadas a cabo en un acero HSLA API X80. Se realizaron en placas de 19 mm de espesor. La ranura fue llenada con 16 pasadas.

*Avazkonandeh-Gharavol et al.* [35] realizaron estudios sobre la influencia que tiene el Cu sobre el metal de soldadura. Debido a los bajos contenidos de elementos aleantes, el metal de soldadura empieza a solidificar por crecimiento columnar epitaxial. Por lo tanto, la estructura de la placa matriz puede afectar la microestructura, y, en consecuencia, las propiedades mecánicas de las soldaduras, especialmente en la soldadura con altos índices de aporte térmico. La ferrita  $\delta$  sufre una transformación de estado sólido a austenita al disminuir la temperatura. La austenita nuclea en la frontera de límite de grano  $\delta - \delta$  y se desarrolla una estructura de grano columnar.

Se nuclea en los límites de grano de la austenita columnar y estos límites de granos se vuelven decorados con delgadas capas continuas de ferrita. Las capas luego crecen a una tasa controlada

por la difusión del carbono, y disminuye con el aumento del espesor. Esta fase es perjudicial para la tenacidad debido su poca resistencia a la propagación de grietas [36].

A diferencia del aluminio, el cobre tiende a formar soluciones solidas substitucionales en combinación con la ferrita y la austenita.

#### **1.4 Aceros aluminizados**

El proceso de producción más eficaz es por inmersión en caliente. Dicho proceso comienza con la limpieza del acero, a continuación, se coloca el acero en un baño de Al-11% Si en peso, a una temperatura de 988 K se agita, y a continuación, se retira y se seca al aire [37]. El aluminio se difunde en el acero, creando una capa intermetálica sobre la capa de base de acero, pero por debajo de la capa exterior de aluminio. El revestimiento de aluminio se oxida para ayudar a proteger el interior de acero de la corrosión y una mayor difusión de aluminio [38], se añade el silicio para el baño de aluminio para crear una capa más fina de aluminio en el acero. El proceso de inmersión en caliente es más barato y más eficaz para producir acero aluminizado que cualquier otro proceso [39].

##### **1.4.1 Compuestos intermetálicos**

Los materiales intermetálicos, que en este caso son compuestos con relaciones atómicas enteras con un intervalo muy limitado de composiciones posibles, en ocasiones es solo una mínima franja en el diagrama de composición binario. Poseen una estructura cristalográfica con orden de largo alcance que en unos compuestos puede mantenerse hasta la temperatura de fusión y en otros puede desordenarse a una temperatura característica más baja. Esta estructura ordenada hace que los coeficientes de autodifusión sean menores que en una aleación desordenada, proporcionándoles una mayor estabilidad estructural a altas temperaturas y buena resistencia a la fluencia, combinan, además, propiedades como baja densidad, elevada resistencia mecánica a altas temperaturas y buena resistencia a la oxidación. Los principales inconvenientes son la escasa ductilidad y tenacidad a temperatura ambiente, lo cual es un problema grave cuando estos

se presentan en cordones de soldadura, ya que lo debilitan, poniendo en riesgo la estructura. Las propiedades mecánicas se explican por estructuras de superdislocaciones complejas que impiden el deslizamiento mediante diferentes procesos (endurecimiento). También las superdislocaciones se disocian produciendo configuraciones de dislocaciones inmóviles o deslizamiento plano, lo que en definitiva provoca aumentos del límite elástico, la velocidad de endurecimiento y la fragilidad. Otra causa de la escasa ductilidad de estos materiales es la debilidad de las fronteras de grano [40].

Es importante para nuestro trabajo conocer estos aspectos de los materiales intermetálicos ya que son críticos en la práctica de la soldadura, en nuestro caso se evaluará su presencia en cordones de soldadura y se tratará de determinar por medio de la técnica de potencial termoeléctrico.

Los materiales intermetálicos constituyen un tipo de materiales con unas propiedades muy particulares para su uso en aplicaciones estructurales como, ambientes corrosivos y a elevadas temperaturas.

En general, sus propiedades más atractivas son una alta resistencia mecánica y ductilidad razonable a altas temperaturas de operación, resistencia a la oxidación y corrosión, baja densidad y punto de fusión elevado. Pero también, la mayoría de los compuestos intermetálicos presentan fractura frágil y baja ductilidad a temperatura ambiente, siendo un problema en el mecanizado. Los compuestos intermetálicos son materiales con una estructura ordenada y una composición cercana a la estequiométrica. Los más comúnmente utilizados son los basados en aluminuros y siliciuros, como  $Ni_3Al$ ,  $FeAl$ ,  $TiAl$  y  $MoSi_2$ , siendo la naturaleza del enlace parcialmente metálico y covalente [41].

Entre sus aplicaciones más destacadas está su uso como materiales estructurales a elevada temperatura y contactos e interconectores en la industria microelectrónica [42].

#### **1.4.2 Aluminuros de hierro.**

El estudio de los aluminuros de hierro en el campo de los materiales que operan a elevada temperatura comenzó en la década de 1980, cuando se vio que los intermetálicos ricos en hierro

Fe<sub>3</sub>Al y FeAl, presentaban buena resistencia mecánica operando a temperatura elevada, suscitándose un gran interés en la industria aeroespacial [41].

El desarrollo de los aluminuros de hierro se debe a sus buenas propiedades, como resistencia a la corrosión, densidad, resistividad eléctrica, y nula toxicidad, pero también presentan inconvenientes como la baja tenacidad y ductilidad a bajas temperaturas [42], así como fragilización por hidrógeno por reacción con vapor de agua [42] y ausencia de resistencia mecánica a temperaturas donde estos materiales son aún resistentes a la corrosión y soldables (temperaturas mayores de 600°C) [43].

Como los intervalos de fusión de los aluminuros de hierro se encuentran entre 1200-1400°C, podrían ser utilizados como materiales estructurales a temperaturas de hasta 1000°C, pero su resistencia mecánica y a la fluencia en caliente son todavía insuficientes a esas temperaturas [44].

Las aplicaciones más importantes de los aluminuros de hierro provienen de su elevada resistencia a la corrosión a elevadas temperaturas en ambientes agresivos, en los que las aleaciones Fe-Cr-Ni y otras, sufren importantes procesos de degradación.

Otra aplicación muy importante de los aluminuros de hierro en la corrosión a elevadas temperaturas, se produce tras la obtención de un recubrimiento protector basado en aluminuros de hierro sobre otro tipo de materiales con una pobre resistencia a la oxidación en determinados ambientes agresivos.

En el rango de 0-54% atómico de aluminio existen cuatro fases, hierro  $\gamma$ , donde la solubilidad del aluminio es mínima (1,3% atómico), hierro  $\alpha$ , con una solubilidad en aluminio mayor del 45 %, y las fases FeAl y Fe<sub>3</sub>Al. Por otro lado, en la zona rica en aluminio se encuentran cuatro compuestos diferentes, los intermetálicos FeAl<sub>2</sub>, Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> y FeAl<sub>3</sub> y la fase Al.

## **1.5 Termoelectricidad**

La termoelectricidad se considera rama de la termodinámica, donde se estudian fenómenos en los que intervienen calor y electricidad. El fenómeno más conocido es el de la generación de electricidad mediante la aplicación de calor en la unión de dos materiales diferentes. Este

fenómeno fue observado por primera vez en 1821 por el físico alemán Thomas Seebeck, y se conoce como efecto Seebeck [45].

También es conocido como el fenómeno en el cual dos conductores eléctricos de un metal conocido se encuentran unidos por sus extremos y generan una corriente eléctrica mediante la aplicación de un diferencial de temperatura entre sus uniones (Figura 1.5), lo cual genera una diferencia de potencial proporcional a la diferencia de temperatura entre la punta fría y la punta caliente, su funcionamiento se basa en el descubrimiento hecho por Seebeck T.J. en 1821, quien observó que en un circuito formado por dos conductores distintos, cuyas uniones soldadas se encuentran en medios con temperaturas distintas, aparece entre ambos una diferencia de potencial (F.E.M.).

Posteriormente, se demostró que esta F.E.M. proviene en realidad de dos efectos diferentes, los cuales fueron relacionados al efecto Seebeck por Thomson:

### **1.5.1 Efecto Seebeck**

Al conectar dos conductores diferentes entre sí, la diferencia de temperatura entre ellos causa una diferencia de potencial en el punto de contacto, lo cual genera una corriente eléctrica en los conductores que forman el circuito. El sentido de flujo de la F.E.M. en el caso de dos metales diferentes, va desde el punto de mayor temperatura hacia el de menor temperatura y está en el orden de algunos micro volts sobre grado centígrado [ $\mu\text{V}/^\circ\text{C}$ ] [46].

En el caso de la unión entre un metal y un semiconductor el sentido de la F.E.M. depende del tipo de material que se utilice, P o N, y pueden alcanzar hasta 200 microvoltios por grados centígrados. Los dispositivos construidos bajo este principio son conocidos como termopares.

Para explicar este efecto, considérese una barra de un metal que es calentada por un extremo y enfriada por el otro como se muestra en la Figura 1.5. Los electrones en la región caliente tienen mayor energía y, por lo tanto, tienen mayores velocidades que los de la región fría. Por consiguiente, hay un flujo neto de electrones del extremo caliente hacia el extremo frío, lo cual deja detrás iones metálicos positivos expuestos en la región caliente y acumulación de electrones en la región fría. Por consiguiente, se desarrolla un voltaje entre los extremos caliente y frío,

donde el extremo caliente presenta el potencial positivo. La diferencia de potencial a través de la pieza del metal debida a la diferencia de temperatura es llamada efecto Seebeck [47].

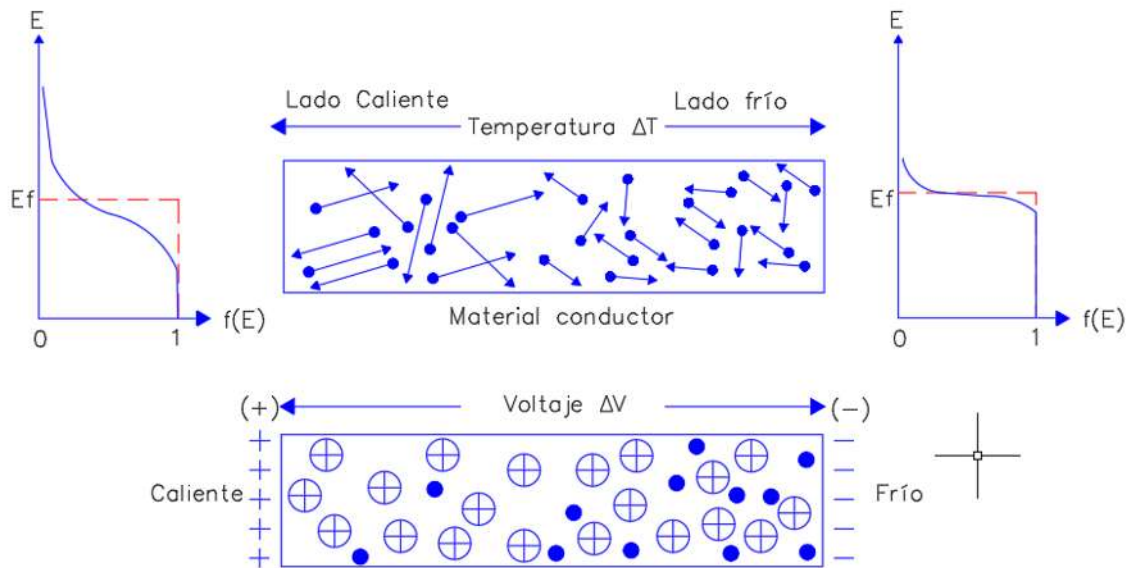


Figura 1.5 Gradiente de temperatura en un conductor, mostrando el efecto Seebeck.

### 1.5.2 Efecto Peltier

Consiste en el enfriamiento o calentamiento de una unión entre dos conductores distintos al pasar una corriente eléctrica por ella y que depende exclusivamente de la composición y temperatura de la unión. En la figura 1.6 se observa el esquema del circuito. En este caso el efecto Peltier se explica al hacer circular una corriente eléctrica a través de un circuito formado por dos metales unidos. Estas dos uniones (*A* y *B*) se encuentran a la misma temperatura, al pasar la corriente por las uniones, una de ellas absorbe calor y la otra unión lo desprende, generándose así, un efecto inverso al efecto Seebeck. La potencia calorífica intercambiada en la unión entre *A* y *B* es:

$$\dot{Q} = J\pi_{AB} = J\Delta T\alpha_{AB} \dots \dots \dots (1.2)$$



Donde  $\pi_{AB}$  es el coeficiente Peltier o coeficiente Seebeck [48], se define como el calor intercambiado en la unión por unidad de tiempo [Joule/segundo] y de corriente [amperes/segundo] que circula a través de la misma,  $J$  es el flujo de corriente eléctrica en [Voltio - metro],  $\Delta T$  la diferencia de temperatura absoluta entre A y B [°C]

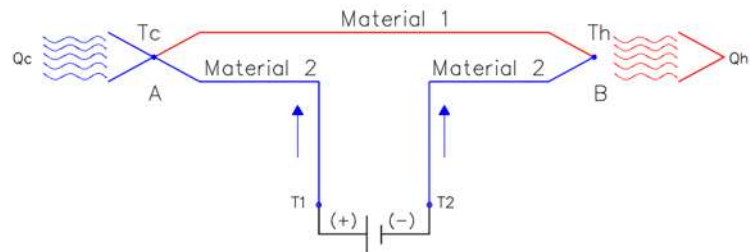


Figura 1.6 Esquema que muestra el efecto Peltier

### 1.5.3 Efecto Thompson

Este consiste en la absorción o liberación de calor por parte de un conductor eléctrico, con un gradiente de temperaturas, por el cual circula una corriente eléctrica.

$$\mu = T \frac{\Delta S}{\Delta T} \dots \dots \dots (1.3)$$

En la mayoría de los casos, la suma de los efectos Peltier y Thompson es aceptable considerarla como una buena aproximación del efecto Seebeck [46, 49]. El coeficiente Thompson es el único dentro de los 3 fenómenos termoeléctricos el cual puede ser determinado experimentalmente para materiales de forma individual.

### 1.5.4 Flujo de portadores de carga

Existen portadores de carga en los materiales, los cuales son de diferentes tipos, en el caso de metales, son los electrones, estos fluyen de un extremo a otro del material dependiendo de la

temperatura de cada uno de los extremos. Los portadores fluirán desde el lado caliente hacia el frío.

Cuando no existe una diferencia de temperatura, existe un equilibrio termodinámico, y esto resulta en un equilibrio de portadores tanto de carga como de calor, al movimiento de portadores de carga se le llama corriente eléctrica y al movimiento de portadores de calor, se le conoce como flujo de calor.

Una diferencia de temperatura aplicada a un material conductor genera portadores cargados en el material, electrones, para ser disipados desde el lado caliente hacia el lado frío. Los portadores cargados migrando hacia el lado frío van dejando atrás sus opuestamente cargados núcleos en el lado caliente, dando así lugar a un voltaje termoeléctrico. Al existir un movimiento de portadores de un lado a otro, estos se ven dispersados por diferentes defectos como átomos de soluto, dislocaciones precipitados o vibraciones de la red cristalinas (fonones), en este caso los portadores positivos y negativos fluirán a diferentes velocidades, provocando un gradiente de portadores en cada extremo del material, estas densidades diferentes provocan una diferencia de potencial o un voltaje.

Los metales se caracterizan por tener coeficientes de PTE pequeños, esto debido a que tienen bandas de valencia medio llenas. El signo del coeficiente de PTE puede determinar cuáles portadores de carga dominan el transporte de eléctrico en el material.

### **1.5.5 Potencial termoeléctrico (PTE)**

La técnica termoeléctrica convencional monitorea el PTE de materiales conductores, la cual es sensitiva a pequeños cambios causados por imperfecciones en los materiales. Esta técnica se basa en una de las propiedades electrónicas de los metales, y es que el transporte de electrones a través de ellos es bien conocido, y este movimiento de electrones es sensible a defectos en los cristales [50]. Para aplicar la técnica de termoelectricidad en el campo de ensayos no destructivos (END), un conductor con propiedades bien definidas (probeta de referencia) además de un diferencial de temperatura conocido se utiliza para evaluar las propiedades dadas por cambios en el PTE de un segundo conductor (probeta de prueba). El PTE de los metales es

sensible a una variedad de propiedades distintas en los materiales que pueden afectar sus mediciones [51].

El coeficiente de PTE de algún material, " $S$ ", es una propiedad eléctrica del material dependiente de la temperatura que se puede describir también como la entropía de los electrones libres en la aleación [52]. Los efectos microestructurales del material están fuertemente relacionados por el fenómeno de termoelectricidad, por la cinética de los electrones en movimiento dentro del material.

La composición química ejerce el más fuerte de los efectos en las propiedades termoeléctricas, siendo de esta manera la técnica no destructiva más sensible a cambios de composición por lo cual se usará para el estudio del comportamiento del metal de soldadura, ya que se presentaran cambios importantes que se intentarán determinar por medio de la técnica de potencial termoeléctrico.

Se consideran dos materiales diferentes A y B conectados por los extremos 1 y 2, si se mantiene a dos diferentes temperaturas  $T_1$  y  $T_2$ , circulará un voltaje termoeléctrico en el circuito, como se muestra en la figura 1.7, este voltaje es proporcional a la diferencia de temperatura  $\Delta T = T_1 - T_2$  entre las dos uniones. El potencial termoeléctrico  $S_{AB}$  del metal A es relativo al metal B.

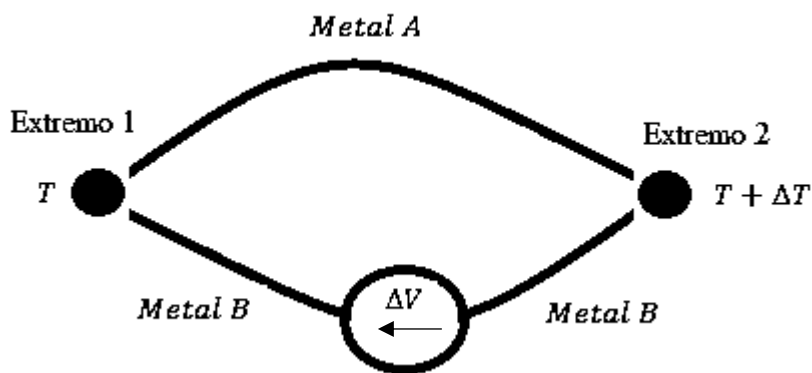


Figura 1.7 Diagrama esquemático del efecto seebeck

El sistema consta de dos electrodos de referencia, uno de ellos es calentado por medio de resistencias eléctricas, hasta una temperatura establecida  $T_h$ , mientras que el otro electrodo es mantenido frío a temperatura ambiente  $T_c$ . El voltaje ( $\mu\text{V}$ ) mostrado en la pantalla del equipo, por las mediciones de termoelectricidad, se determina como sigue [52]:

$$V = \int_{T_c}^{T_h} [S_S(T) - S_R(T)] dT = \int_{T_c}^{T_h} S_{SR}(T) dT \dots\dots\dots (1.4)$$

Donde:

$T$  Es la temperatura

$S_S$  y  $S_R$  Es el PTE absoluto de la muestra y del electrodo de referencia

$S_{SR}$  Es el coeficiente relativo de PTE de la muestra con respecto al electrodo de referencia

Existen dos métodos principalmente para la determinación del PTE. El método de gradiente lateral y el método de punta caliente.

### 1.5.6 Métodos de medición de PTE

#### 1.5.6.1 Método de gradiente lateral

El método de gradiente lateral se muestra en la figura 1.8, el cual un espécimen es posicionado entre dos bloques de un metal conocido (por ejemplo, cobre), uno de los bloques se encuentra a una temperatura  $T_1$  y el otro bloque se encuentra a una temperatura  $T_1 + \Delta T$ . La unión de estos bloques mediante el espécimen, cierra un circuito el cual genera una corriente eléctrica.

Este método se considera volumétrico ya que el gradiente térmico se distribuye a través de todo el espécimen en contacto, lo cual ayuda a tener en su conjunto una medición que toma en cuenta una mayor cantidad de información respecto a cambios microestructurales, químicos y a la presencia de algunos defectos del material.

Para realizar las mediciones con este método se recomienda tener una superficie limpia, la cual se logra, puliendo la zona de contacto con los metales de referencia.

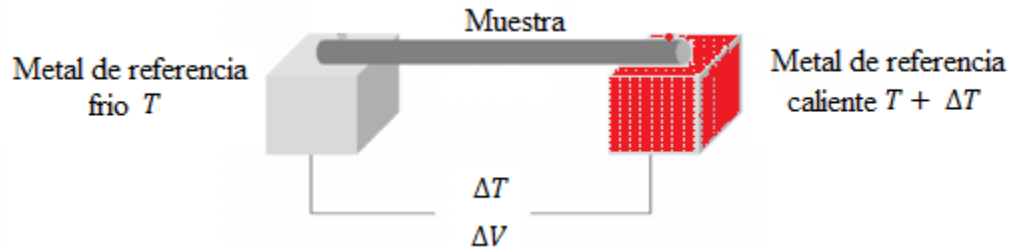


Figura 1.8 Diagrama del equipo de gradiente lateral

### 1.5.6.2 Método de punta caliente

En la figura 1.9 se muestra el método de punta caliente el cual consiste en regular la temperatura de únicamente una sola punta (Punta caliente =50°C) mientras la otra punta permanece a temperatura ambiente (punta fría), creando un  $\Delta T$ .

En este método, el gradiente térmico es localizado en el área de contacto y su tamaño es determinado por el tamaño de la unión o diámetro de la punta, el volumen del gradiente térmico equivale aproximadamente a 6 veces el radio de la punta.

El tamaño de las puntas es ideal para hacer evaluaciones a cordones de soldadura. Otra ventaja que ofrece este método es que al ser solo dos puntas metálicas con un diámetro muy pequeño, se puede utilizar para evaluar distintos tipos de junta de soldadura, en ocasiones, de difícil acceso, como soldaduras con junta en T.

Una de las ventajas de este método es que las mediciones del PTE son localizadas y estas pueden hacerse a elementos en sitio, lo cual es conveniente para su uso a nivel industrial, para evaluar soldaduras en campo.

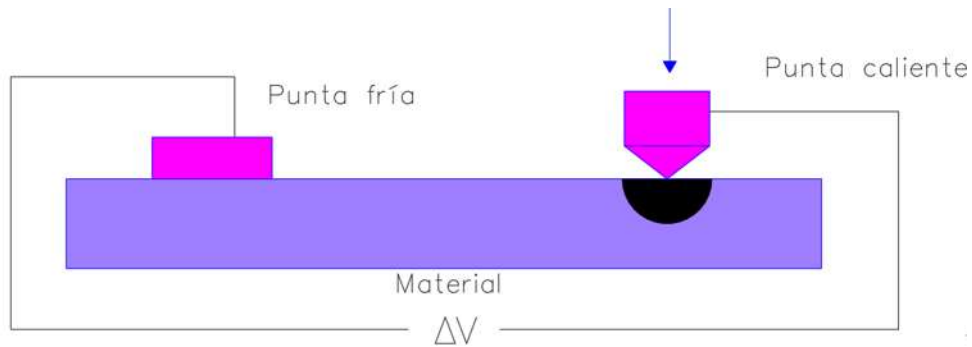


Figura 1.9 Diagrama del equipo del equipo de punta caliente

### 1.5.7 Principio de funcionamiento

Cuando un gradiente térmico se aplica en la unión de dos metales, un movimiento cooperativo de electrones aparece. El potencial termoeléctrico (TEP), también conocido como “coeficiente de Seebeck”, resulta de una caída de potencial entre dos uniones hechas de dos diferentes metales y sometida a un gradiente térmico. Este efecto, denominado el efecto Seebeck se presenta en un circuito compuesto de dos metales *A* y *B* como se muestra en la figura 1.10. Las dos uniones realizadas entre los metales *A* y *B* están reguladas a dos temperaturas, respectivamente  $T$  y  $T + \Delta T$ . Una caída de potencial,  $\Delta V$ , se genera en el metal *B* debido a efecto termoeléctrico. Cuando  $\Delta T$  es cercana a cero, la diferencia entre el potencial termoeléctrico absoluto de los metales *A* y *B*,  $S_{A/B} = S_A - S_B$ , es simplemente igual a la ración  $\Delta V / \Delta T$  a una temperatura dada. El efecto Seebeck no permite la determinación directa del PTE absoluto, pero con el conocimiento de  $S_B$ , es posible deducir  $S_A$  [53]. *Metal A Metal B*

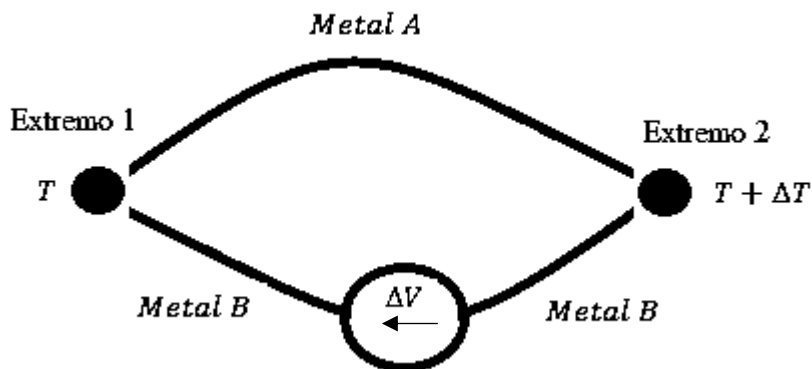


Figura 1.10 Diagrama de un circuito Seebeck

El potencial termoeléctrico absoluto de un metal se puede determinar utilizando el efecto Thomson, otro efecto termoeléctrico que es más difícil de conseguir en un punto de vista experimental. Roberts [54] ha determinado con una gran precisión el PTE absoluto de la mayoría de los metales puros (plomo, platino, cobre). Estos valores que determinó pueden servir de referencia cuando se utiliza el efecto Seebeck.

### 1.5.8 El PTE absoluto de los metales

El efecto seebeck o el potencial termoeléctrico es un coeficiente de proporcionalidad entre los gradientes de temperatura y el flujo de electrones usados para medir el PTE de metales y aleaciones con respecto a otros metales de referencia. El PTE de los materiales depende únicamente de su naturaleza y no de su forma.

El PTE absoluto de los materiales está considerada como la resultante que asocia al PTE de la interacción de los electrones y los fonones con los centros dispersivos.

La difusión electrónica es debida a una distribución aleatoria de los centros dispersivos produciendo un PTE difusional denotado como  $S_d$ , que es la parte que contribuye más a altas temperaturas y que varía linealmente con la temperatura  $T$ .

En el caso de la interacción entre la conducción de electrones con la porción de los fonones distribuidos fuera del equilibrio, nos referiremos a un PTE dominado por el arrastre de fonones y será denotado como  $S_g$ . Esta contribución es la más importante a bajas temperaturas [55].

Por lo tanto el PTE absoluto de los materiales queda como sigue:

$$S^* = S_d^* + S_g^* \dots\dots\dots (1.5)$$

Donde:

$S_d^*$  Es el componente de difusión el cual está asociado con la dispersión de electrones de conducción y que varía casi linealmente con la temperatura.

$S_g^*$  Es el componente de red que toma en cuenta la interacción entre los fonones y electrones. Se presenta un máximo a una quinta parte de la temperatura de Debye,  $\theta_D$ , y es considerada despreciable en  $T > \theta_D$ . Normalmente el PTE de un metal puro a temperatura ambiente es considerado difusional [56].

Las vibraciones térmicas de la red (fonones) también pueden contribuir al PTE. Si un gradiente de temperatura existe a través de un conductor, los fonones se moverán desde la punta caliente a la fría contra el flujo de electrones provocando lo que se conoce como arrastre de fonones. El arrastre de fonones es significativo cuando las vibraciones de la red térmicas no están en equilibrio lo cual típicamente se produce a temperaturas inferiores a  $\theta_D/20$  (donde  $\theta_D$  es la temperatura de Debye) [57].

La temperatura de Debye es un importante parámetro de los sólidos el cual define una línea divisoria entre la mecánica cuántica y el comportamiento clásico de los fonones. La temperatura de Debye depende de dispersión de fonones acústicos [58].

La contribución de los fonones al PTE es provocado por la energía que fluye a través de la red y que se presentan como vibraciones de la red cristalina interactuando significativamente con los electrones de conducción por medio de choques, teniendo así un efecto conocido como: efecto fonón/electrón, donde estas ondas tienden a “barrer” los electrones desde la zona caliente hacia la zona fría. El incremento en la vibración de la red corresponde a un incremento no lineal para temperaturas bajas el cual es proporcional al cubo de la temperatura (para  $T \ll \theta$ ), hasta que el incremento en la temperatura hace posible que una onda generada en la red, choque con otra onda, haciendo que estas ondas se anulen, este efecto aumenta con la temperatura haciendo que las colisiones fonón/fonón sean más frecuentes, disminuyendo la interacción entre fonón/electrón en  $1/T$ , desapareciendo el efecto fonón/electrón a más altas temperaturas (para  $T \geq \theta$ ) [46]. A temperatura ambiente el PTE es principalmente difusional.



### 1.5.9 Sensibilidad del PTE a cambios microestructurales: soluciones sólidas, dislocaciones y precipitados.

El potencial termoeléctrico de los elementos metálicos se conforma de la contribución de dos componentes, el primero debido a un arrastre de fonones por la interacción de los electrones con los fonones del cristal [59]. La mayoría del tiempo esta interacción es dominante a bajas temperaturas con una temperatura máxima cercana a un quinto de la temperatura de Debye. Para temperaturas más altas dicha interacción puede ser despreciada. La segunda, la contribución de la difusión al PTE es la más importante a temperatura ambiente y es resultado de la interacción de los electrones con los defectos y el cristal [53].

### 1.5.10 Influencia de la microestructura en el PTE.

El PTE de los materiales se ve afectado a diversos niveles por los defectos de la red (átomos de soluto, dislocaciones y precipitados), los cuales pueden alterar las propiedades electrónicas o elásticas del material y por consiguiente inducir una variación de las mediciones de PTE.

Por lo tanto se puede escribir como sigue:

$$S^* = S_0^* + \Delta S_{ss} + \Delta S_d + \Delta S_{pp} \dots \dots \dots (1.6)$$

Donde:

$S_0^*$  es el PTE del metal puro sin defectos y  $\Delta S_{ss} + \Delta S_d + \Delta S_{pp}$  son las variaciones de PTE debido a los átomos de soluto, dislocaciones y precipitados [56].

En cuanto a la presencia de precipitados en la red, su efecto como segunda fase puede ser despreciable, excepto si son coherentes con la matriz o si su fracción volumétrica es mayor a 10%. En este caso, su presencia si puede inducir grandes variaciones de PTE en su magnitud o su signo.

En nuestro caso, el aluminio presente en distintas cantidades, podría reaccionar con el hierro, produciendo la presencia de precipitados, estos variarán en proporción y morfología, de acuerdo al porcentaje presente en la aleación.

Sería muy importante evaluar su presencia en la matriz, y poder observar los cambios en los valores de PTE ocasionados.

Para mostrar de una mejor forma el efecto que tienen distintos fenómenos metalúrgicos en las mediciones de PTE estos se muestran en la figura 1.11, en la cual se grafican los distintos comportamientos separadamente [60].

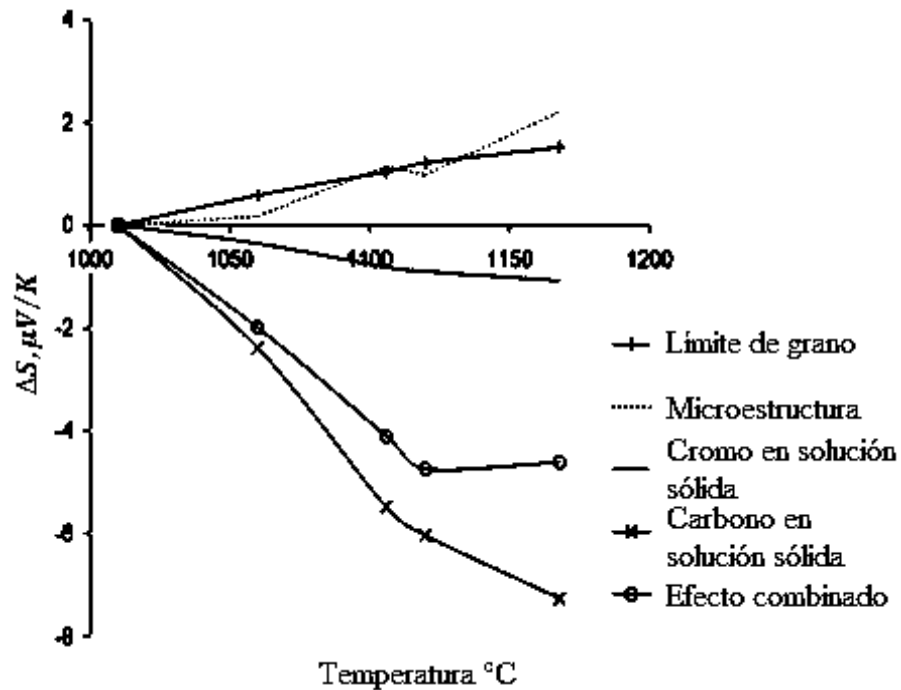


Figura 1.11 Diferentes contribuciones que afectan al PTE.

Las ventajas de este método son que se obtiene una medición rápidamente (menos de 1 min) con una precisión razonable (aproximadamente  $\pm 0,5\%$ ) y una buena resolución (alrededor de  $0,001 \mu V/K$ ) y no depende del tamaño de la muestra [61].

En la figura 1.12 se muestran los diferentes cambios que sufre el PTE de un material al ser sometido a un tratamiento térmico de solubilizado, deformación plástica o se lleva a cabo un proceso de precipitación. Así como su comparación en sus dos escalas disponibles, relativa o absoluta.



Figura 1.12 Representación esquemática de la variación de las mediciones PTE en escala relativa y absoluta

En la actualidad, no existen estudios sólidos que puedan explicar las distintas evoluciones de PTE en los metales. Sin embargo, varios estudios han demostrado que las mediciones de PTE son muy sensibles a las modificaciones de las propiedades electrónicas o elásticas de la red de hierro inducida por defectos. El valor medido de "S" se modifica en diversos grados por los diferentes tipos de defectos como átomos en solución sólida o dislocaciones presentes en la red. Para una temperatura dada y su microestructura, las diferentes contribuciones al PTE son aditivas. Esta suposición es, aún más, para materiales de baja aleación, debido a que las interacciones entre los defectos se pueden despreciar [61].

Los precipitados pueden tener un efecto intrínseco en las mediciones de PTE. Esto se ha demostrado especialmente en el caso de aleaciones de cobre-aluminio [62]. Se demostró que los precipitados gruesos incoherentes no tienen efecto en PTE, mientras que los precipitados coherentes sí tienen una influencia en PTE. Estos resultados pueden explicarse por el hecho de que los precipitados incoherentes son similares a un hueco. Durante la formación de estos precipitados, las variaciones de las mediciones de PTE están por lo tanto esencialmente relacionados con la disminución del contenido de los elementos en solución sólida. En contraste, los precipitados coherentes inducen alteraciones elásticas y electrónicas en la red y por lo tanto modifican las señales de PTE. El diagrama de la figura 1.12 ilustra también el efecto sobre el

valor de PTE de acuerdo con la evolución de la densidad de dislocaciones y del contenido de los elementos en solución sólida. A partir de este diagrama, aparece que es posible seguir, cuantitativamente, las etapas de precipitación o disolución y las etapas del trabajo de endurecimiento, la recuperación o recristalización de un acero dado durante el tratamiento térmico o trabajando en frío [61].

La medición de la energía termoeléctrica de materiales metálicos se ha utilizado durante muchos años para estudiar la evolución microestructural. La medición de PTE son relativamente simples, rápida, muy precisa y es independiente de la geometría de la muestra.

Este método de medición es usado para caracterizar la cinética de precipitación del C y de N en los aceros, y la cinética de precipitación de Cu en las aleaciones de Al así como segregación de carbono [63-65]. El efecto de los elementos de aleación sobre la medición de PTE ha sido relativamente bien estudiada, no es el caso de la influencia de la presencia de muchas fases en un material metálico sobre el PTE [66].

Los elementos presentes en solución sólida son centros de dispersión para los electrones y los fonones y generalmente tienen una fuerte influencia sobre el valor del PTE, dependiendo de su naturaleza.

En cuanto a las dislocaciones, está establecido que su presencia disminuye el PTE del hierro puro y con una disminución de la densidad de dislocaciones en la red aumenta el valor de  $\Delta S_d$  [67].

Los precipitados son propensos a tener un efecto intrínseco en el PTE. Este efecto fue establecido, particularmente en el caso de aleaciones de aluminio [62]. En el caso de las aleaciones de Al-Cu [62], se demostró claramente que los precipitados gruesos e incoherentes no tienen efecto en la PTE, mientras precipitados coherentes y semi-coherentes tienen una fuerte influencia.

Hablando de propiedades mecánicas, los precipitados actúan como obstáculos al libre paso de las dislocaciones, provocando endurecimiento del material, esto siempre y cuando se logre una dispersión densa y fina de los mismos en la matriz.

Cuando se presentan en exceso podrían llegar a provocar efectos negativos en el material como una disminución de su resistencia a la tracción y disminuir su tenacidad

Estos resultados se pueden explicar fácilmente por el hecho de que los precipitados incoherentes no inducen tensiones internas en la matriz que puedan perturbar la red y por lo tanto actuar como huecos en la matriz con poca influencia en el PTE. Durante la formación de estos precipitados, las variaciones de mediciones de PTE están vinculados por lo tanto, esencialmente en la disminución en el contenido de elementos de aleación en SS. En contraste, los precipitados coherentes y semi-coherentes inducen tensiones elásticas en la red y por lo tanto modificar el PTE. Se observó que esta modificación depende del tamaño, la naturaleza, la morfología y la fracción volumétrica de los precipitados [67].

En el caso de átomos de carbono intersticiales, se espera que el PTE del hierro tienda a disminuir con el incremento de la cantidad de átomos de carbono en solución sólida y a disminuir cuando los átomos de carbono dejan la solución sólida para segregarse en dislocaciones o en precipitaciones. Un aumento de la densidad de dislocaciones también conduce a una disminución de PTE del hierro. Por último, se considera que los precipitados no tiene efecto importante en el PTE, a menos que sean pequeños y coherentes ( $\Delta S_{pp}$  casi igual a 0) [68].

#### **1.5.11 Mediciones de PTE en soldadura**

Dado que la energía termoeléctrica es una propiedad de evaluación microestructural, las características del metal de soldadura pueden ser directamente relacionadas con las mediciones de PTE.

Las mediciones de PTE proporcionan una forma rápida y eficaz de evaluar el envejecimiento de la aleación, contenidos elementales intersticiales, y otros cambios microestructurales que potencialmente pueden conducir a defectos significativos y posibles fallas estructurales [69].

Debido a su alta sensibilidad a la composición química, la medición de PTE se ha utilizado para clasificar y caracterizar los metales [70]. La medición de PTE ha hecho posible, entre otras cosas, el seguimiento de la cinética de precipitación [71, 72], estudios de recuperación y

recristalización [73]. La técnica de punta caliente también se ha utilizado con éxito para caracterizar espesores de recubrimiento [74], así como la segregación en los materiales [70], sin embargo la falta de información en soldadura está presente, por lo que existe la necesidad de ahondar un poco más en este tema.

Estudios realizados respecto a mediciones de PTE en soldaduras fueron hechos por J. Fulton et al. [57] donde caracterizaron con ayuda de un sistema automatizado por medio del método de punta caliente, la integridad de tres tipos de soldadura, una baja corriente provocando falta de penetración, otra con alta corriente provocando sobre penetración y otra provocando una penetración ideal. También realizaron estudios de micro dureza, parámetro que utilizaron para evaluar la integridad del cordón de soldadura, dando muy buenos resultados, al poder observar zonas suaves y duras en las tres distintas zonas de la unión.

Y. D. Park et al. [69] caracterizaron de igual forma la soldadura utilizando parámetros distintos, como un proceso TIG y placas de inconel 718 usaron también la dureza del material como indicador de la resistencia del material, se compararon las distintas zonas de la unión y se observaron distintos resultados a los publicados por J. Fulton [57], ya que ellos encontraron que el comportamiento del PTE con respecto a la dureza era contrario, es decir, en el centro del cordón, se presentaba una dureza máxima pero también se encontraba un valor mínimo del PTE.

## CAPÍTULO II

### DESARROLLO EXPERIMENTAL

En este capítulo se describirá el desarrollo experimental, el cual se llevó a cabo durante el proyecto, siguiendo la metodología que se describe a continuación y mostrado en forma resumida en la figura 2.1.

1. Preparación de las placas de acero base ASTM 572 Gr. 50 a soldar con junta a tope con bisel de 30° y talón de 1/8”.
2. Soldadura de las placas de acero base con electrodo E 7018 con la adición de diferentes porcentajes de aluminio 4043 en un rango de 0% a 28.5% en peso, como aporte en forma de varilla.
3. Corte de las placas para obtener probetas para ensayos mecánicos
4. Maquinado de las probetas de impacto de acuerdo a la norma ASTM 23-02.
5. Maquinado de las probetas para ensayo de microdureza Vickers
6. Aplicación de ensayos mecánicos a probetas de impacto (ASTM 23-02) y microdureza (ASTM 384-99).
7. Caracterización microestructural mediante metalografías, microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido.
8. Evaluación de la técnica de PTE por medio de su aplicación, debido a los cambios microestructurales por la presencia del aluminio en el metal de soldadura.
9. Establecer relaciones claras entre las señales obtenidas del ensayo no destructivo, composición química y propiedades mecánicas del metal de soldadura.

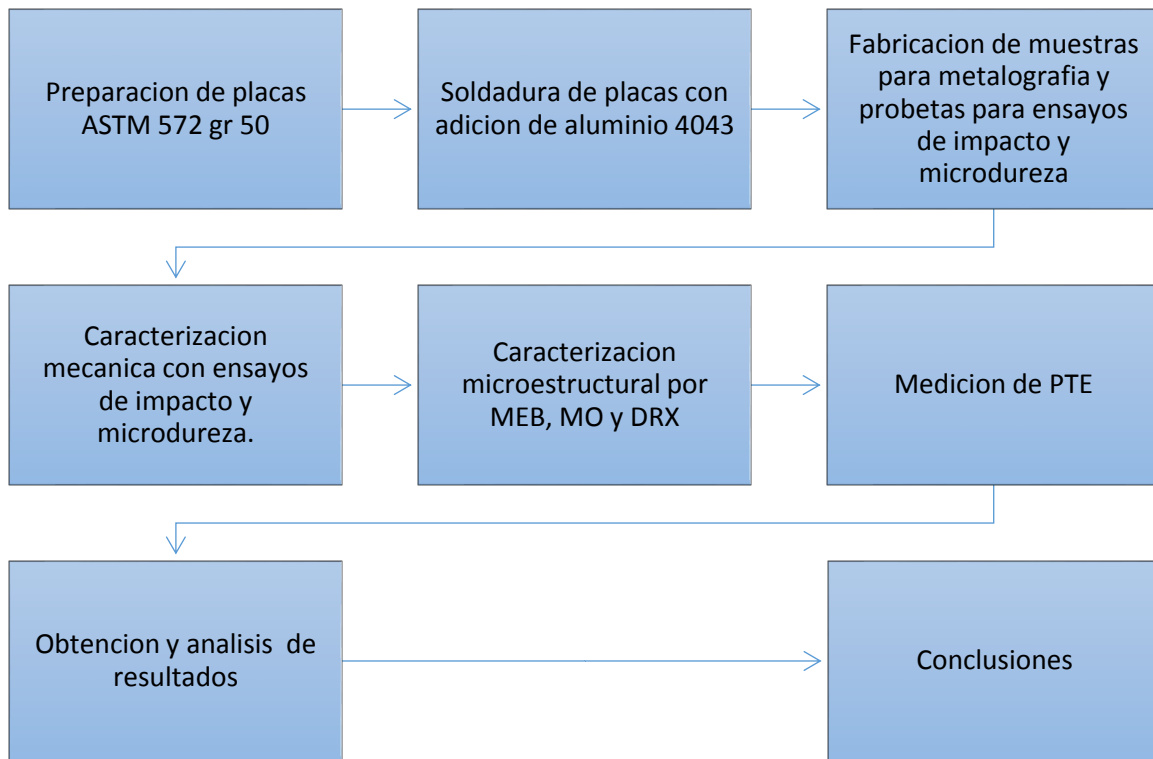


Figura 2.1 Esquema del desarrollo experimental

## 2.1 Diagrama de fases Fe - Al

Por el análisis del diagrama binario Fe-Al mostrado en la figura 2.2 podemos establecer que en la parte experimental podremos encontrar intermetálicos del tipo  $Fe\alpha-Fe_3Al$  ya que se trabajó con un contenido de aluminio que va desde 0% en condición 1 hasta 28.5% en peso de Al, que se aplicó en el paso caliente.



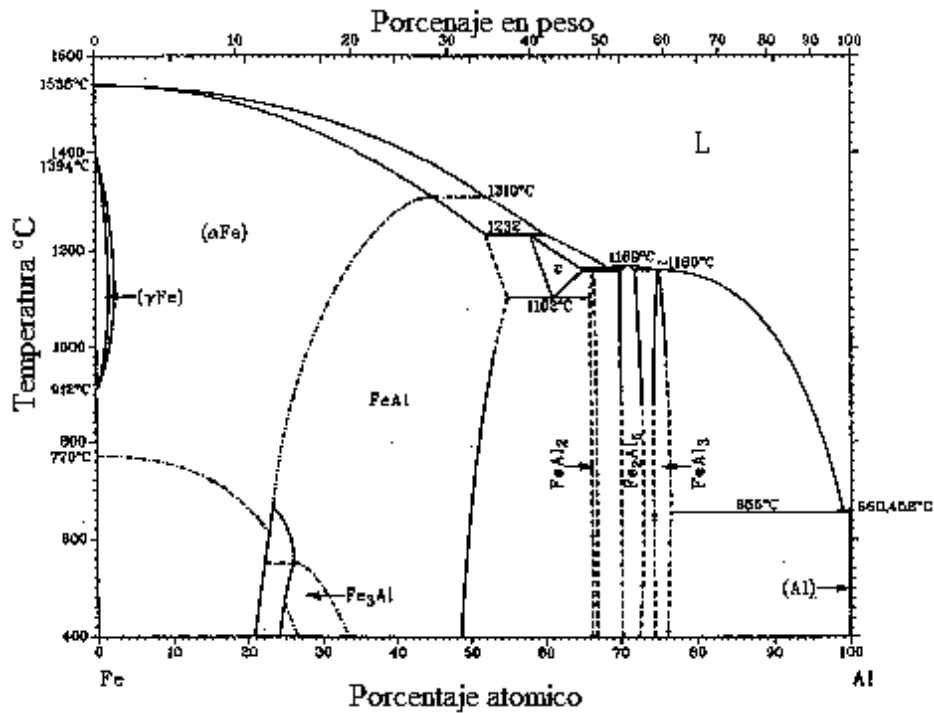


Figura 2.2 Diagrama de fases Fe – Al [75].

El porcentaje de aluminio añadido se calculó en base al volumen formado entre las placas de 1/2 pulgada ya biseladas a 30° multiplicadas por su longitud como lo muestra la figura 2.4, obteniendo así un volumen total, el cual será formado por metal de soldadura (metal base, metal de aporte) y por el aluminio adicionado al cordón. El porcentaje de aluminio que se adicionó a la junta varía entre el 0% y 28.5%.

## 2.2 Procedimiento de soldadura

El procedimiento de soldadura se realizó de acuerdo a lo realizado en campo donde se presentó el problema de contaminación del metal de soldadura por aluminio, se intentaron reproducir las mismas condiciones para observar los problemas generados. Este se llevaría a cabo mediante un proceso de arco eléctrico con electrodo revestido, SMAW, totalmente manual, en posición plana, haciendo uso de un electrodo revestido E7018 y adicionando directamente a la pileta de soldadura aluminio 4043 en forma de varilla, usada como material aporte.

Las especificaciones del procedimiento de soldadura, se presentan de forma resumida en la siguiente tabla.

Tabla 2.1 Especificaciones para procedimiento de soldadura a utilizar.

<b>Metal base</b>	Tipo	ASTM 572 Gr. 50
	Espesor	<b>1/4</b> pulgada
<b>Proceso</b>	Proceso de soldadura	SMAW
	Método de aplicación	Manual
	Fuente de potencia	Corriente directa de intensidad constante
<b>Consumible</b>	Clasificación	AWS A5.1
	Metal de aporte	E7018
	Aluminio añadido	0% - 28.5% en peso
<b>Parámetros</b>	Diámetro del electrodo	<b>1/8</b> pulgada
<b>Variables operativas</b>	Corriente	135 amperios
	Voltaje	30 voltios
	Avance	<b>9 cm/min</b>
	Polaridad	CDEP
	Posición	1G (Plana)
	Tipo de junta	a tope
	Embridamiento	Si, alto

Los materiales base fueron procesados para fabricar varios juegos de probetas de soldadura con preparación de junta tipo “V simple” a tope utilizando un bisel de 30° en cada placa y un talón de 1/8” con una separación de raíz de 3/32”. El espesor de las placas de acero ASTM 572 Gr 50 es de 12.7mm (1/2”).

### 2.2.1 Secuencia de aplicación de cordones de soldadura.

A continuación se muestra la secuencia de aplicación de los cordones de soldadura en la figura 2.3. Se utilizaron 5 pasadas en total para tener una completa unión entre las dos placas. Entre cada pasada se retiró la capa de escoria formada. A partir de la condición 2, se añadió aluminio a la junta.

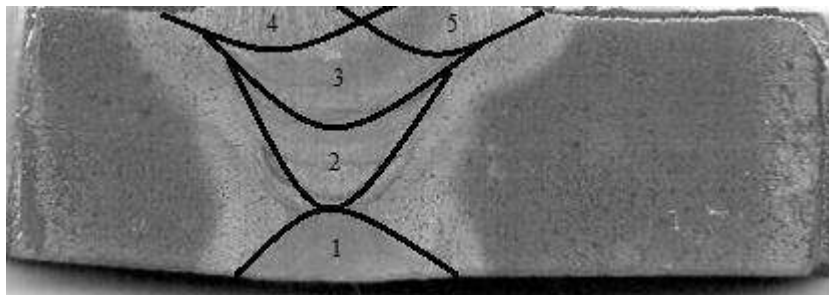


Figura 2.3 Secuencia de aplicación de los cordones de soldadura.

Durante la realización de la soldadura, primero se aplicó la pasada de raíz, esta fue útil para unir las placas con la separación de raíz deseada, posteriormente las placas ya unidas, la placa se volteo para soldar por la otra cara, el paso de raíz sirvió como respaldo para iniciar el cordón número dos o paso caliente. Fue a partir de la pasada dos que se añadió aluminio a la junta. La forma y cantidad en que se añadió el aluminio a las uniones se muestra en la siguiente tabla.

Tabla 2.2 Secuencia de aporte de aluminio a las distintas condiciones de soldadura.

Condición	1	2	3	4	5	6
<b>Varilla de aluminio 4043 añadido (18 cm)</b>	0	1/16" Ø	2/16" Ø	1/16" Ø + 1/8" Ø	1/4" Ø	3/8" Ø
<b>% en peso dentro del metal de soldadura</b>	0%	2.2%	4.6%	9.5%	19%	28.5%

### 2.3 Preparación de placas a soldar

Una vez las placas cortadas con unas dimensiones de 7 cm de ancho por 18 cm de largo, se procedió a maquinárselas con ayuda del equipo de fresado disponible en el taller del IIMM, haciendo primero un rectificando de ambas caras para después fabricar el bisel de 30° dejando un talón de 3.175 mm (1/8") como se muestra en la figura 2.4.

Una vez maquinadas las placas base se realizó el punteado para mantener la separación de raíz. Una vez listas las placas para ser soldadas se montaron con un alto grado de embridamiento a través de mordazas y puentes fabricados especialmente para esta unión colocados en la parte inferior de las mismas. El alto grado de embridamiento tiene la finalidad de impedir la distorsión de las placas. Los esfuerzos residuales se producirán debido a los esfuerzos de contracción al pasar el metal de aporte de estado líquido a estado sólido, a las diferencias en los coeficientes de expansión térmica de los materiales base y de aporte y a las posibles transformaciones de fase que se produzcan durante el enfriamiento después de aplicar la soldadura. Debe tenerse en cuenta que si las placas a soldar no son embridadas habrá distorsión en las placas y esta deformación liberará esfuerzos residuales, produciendo también la falla de las uniones soldadas.

Una vez obtenidas las placas listas para soldar, se preparó el equipo de soldadura marca Miller con corriente directa electrodo positivo (CDEP). Antes de iniciar con la soldadura, se adicionó a la junta una sección de varilla de aluminio 4043 (aporte) de manera que pudiera fundirse con el metal de aporte por parte del electrodo y con el metal base.

Se utilizaron dos diámetros diferentes de varilla de aluminio 4043 (1/16" y 1/8"). Se realizaron las uniones con proceso SMAW con un electrodo E7018 marca INFRA de 1/8" de diámetro.

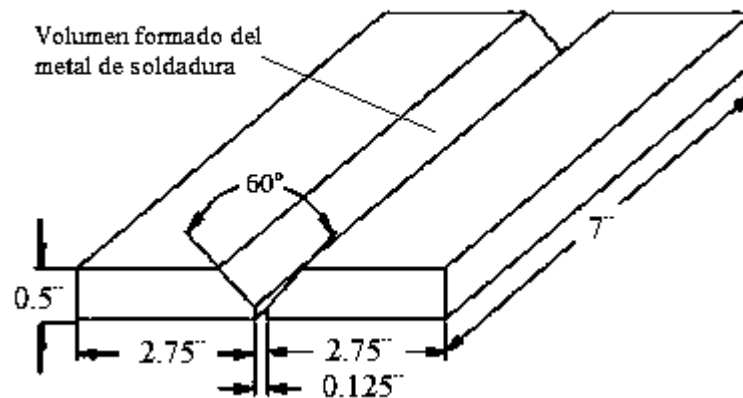


Figura 2.4 Geometría de placas a soldar.

Durante el proceso se presentaron ciertos problemas con la soldadura, ya que al momento en que la pileta de soldadura avanza, el aluminio al fundirse reaccionaba de manera brusca formando una especie de burbujas que reventaban provocando falta de fusión y de penetración, esto probablemente debido a las temperaturas tan altas que se alcanzan en un proceso de soldadura por fusión, tomando en cuenta que se pueden alcanzar temperaturas de hasta 3500 °C en un punto localizado y que el punto de fusión del aluminio está en los 660 °C.

El resultado de la preparación de las placas es como se muestra enseguida.



Figura 2.5 Preparación de placas a soldar

Se examinaron diferentes parámetros como, avances, amperajes y separaciones de raíz para lograr resultados aceptables, siendo estos los reportados anteriormente.



Figura 2.6 Soldadura de placas

Para las diferentes soldaduras y condiciones se muestran los siguientes valores.

Tabla 2.3 Variables operativas del proceso de soldadura.

	<b>Condición 1</b>	<b>Condición 2</b>	<b>Condición 3</b>	<b>Condición 4</b>	<b>Condición 5</b>	<b>Condición 6</b>
<b>Amperaje (A)</b>	120	130	130	135	135	135
<b>Voltaje (V)</b>	28	30	30	35	35	35
<b>Velocidad de avance (mm/min)</b>	252	276	294	312	330	360
<b>Aluminio (% wt)</b>	0%	2.42%	4.85%	10.07%	20.13%	30.2%
<b>No. de pasadas</b>	5	5	5	5	5	5
<b>Calor aportado (KJ/mm)</b>	4	4.2	3.95	4.5	4.25	3.9

El calor aportado a la placa por pasada de soldadura es calculado mediante la siguiente ecuación [76]:

$$HI = \frac{3IE}{50v} \dots\dots\dots (2.1)$$

Dónde:  $HI$  = Aporte térmico [ $Kj/mm$ ]

$I$  = Amperaje [ $A$ ]

$E$  = Voltaje [ $V$ ]

$v$  = velocidad de avance [ $mm/min$ ]

Es importante conocer la cantidad de calor aportado ya que afecta directamente la microestructura de la zona de fusión y la zona afectada térmicamente. La microestructura del cordón de soldadura es función de la composición química y del ciclo térmico, lo cual a su vez es dependiente del calor aportado [77].

## 2.4 Fabricación de probetas

Se procedió a realizar cortes a las placas soldadas para obtener probetas para ensayos de impacto así como para ensayo de dureza, metalografías y para la realización de mediciones de potencial termoeléctrico.

Al momento de realizar los cortes en las placas, se notó que la dureza del cordón de soldadura aumentó considerablemente, resultando muy difícil poder seccionar la placa.

Los cortes se intentaron realizar con la sierra cinta con la que cuenta el taller de máquinas y herramientas del instituto, sin embargo se tuvo que cambiar por una sierra cinta para aleaciones especiales, ya que los dientes se terminaban muy rápido debido a la alta dureza del cordón.

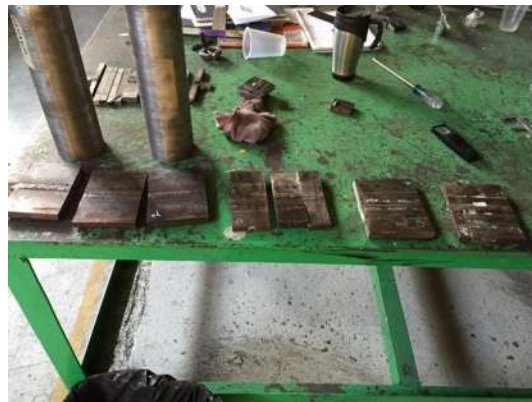


Figura 2.7 Corte de placas para fabricación de probetas



Posteriormente al corte de las secciones, se utilizó el equipo de fresado para rectificar las caras de la pieza e iniciar el proceso de fabricación de las probetas (impacto, microdureza, metalografía, PTE) de acuerdo a las normas correspondientes.

## **2.5 Caracterización**

### **2.5.1 Ensayo de impacto**

Una prueba de impacto Charpy V es una prueba mecánica y dinámica en cuyo proceso la probeta es golpeada y rota por un impacto en una máquina de pruebas especialmente diseñada. Los valores observados y medidos de la prueba pueden ser la energía absorbida, la fuerza cortante, el porcentaje de fractura, la expansión lateral enfrente de la muesca, o una combinación de los mismos [78].

Aunque la temperatura de ensayo a veces se relaciona con la temperatura de servicio, las temperaturas de servicio y la de ensayo no tienen que ser idénticas. En este caso la temperatura de ensayo fue 24 °C, la cual es muy aproximada a condiciones estándar.

El ensayo se realizó con un péndulo de Charpy marca INSTRON con el que se cuenta en el laboratorio de materiales perteneciente a la Facultad de Ingeniería Mecánica, donde se midieron las energías absorbidas, y se observó el tipo de fractura generada.

Para la obtención de las probetas rectangulares se utilizó una geometría como la mostrada en la figura 2.8, de acuerdo a la norma ASTM E23-02, los cortes se realizaron como se ilustra en la imagen, de manera que la zona central de la probeta quedara situada justo en el centro del cordón de soldadura, situando la muesca por la zona de raíz de la soldadura.

Se llevó a cabo en probetas en condición de control, que fueron aquellas placas en las cuales se unieron con solo el electrodo revestido sin aluminio añadido y también en cinco condiciones más, cada una con un mayor porcentaje de aluminio 4043 añadido. En total fueron ensayadas veinticuatro probetas, cuatro por cada condición. Los detalles de las fracturas fueron observadas en el microscopio electrónico de barrido.

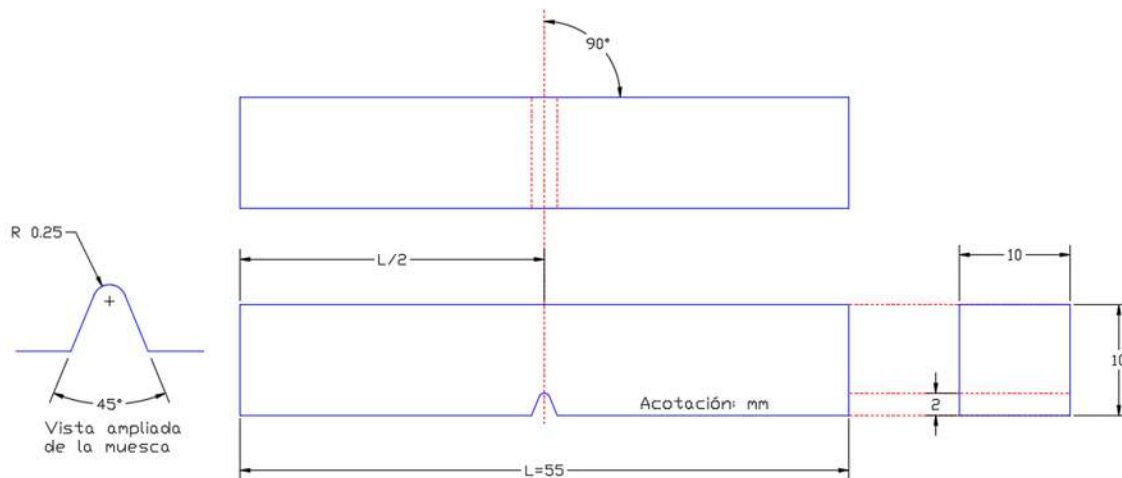


Figura 2.8 Fabricación de la probeta de impacto tipo A de acuerdo a la norma ASTM 23-09

### 2.5.2 Microdureza Vickers (HV).

Una prueba de dureza es un medio para determinar la resistencia a la penetración que se tiene en determinado material y se emplea de vez en cuando para obtener una rápida aproximación de resistencia a la tracción [78].

Se fabricaron probetas con la finalidad de realizar mediciones de microdureza en el metal base, zona afectada térmicamente y por último en la zona del metal de soldadura. La microdureza fue medida cerca de la corona y raíz de cada unión soldada mediante un microdurómetro Vickers marca Mitutoyo, modelo Autovick, aplicando una carga de 100 g, realizando un barrido de 1 mm de separación entre cada indentación, abarcando el metal base, el cordón de soldadura y la zona afectada térmicamente de cada muestra. Se llevó a cabo de acuerdo a la norma ASTM E92-82.

### 2.6 Caracterización microestructural.

La caracterización micro estructural se realizó a la soldadura y zona afectada térmicamente y metal base de cada unión. Las probetas de la unión soldada requirieron una preparación metalográfica y ataque químico. Después de rectificar las superficies, las muestras se

desbastaron con papel abrasivo partiendo de 320, 400, 600, 800, 1200, 1500 hasta 2000 seguido de un pulido fino con pasta de diamante de 6, 3 y 1  $\mu\text{m}$ .

Para el revelado de la microestructura de las uniones soldadas se realizó. De acuerdo a la norma ASTM E 407 se utilizó un ataque químico de Nital al 5%, cada muestra se sumergió en solución durante 15 segundos, se limpió con alcohol para detener el ataque y se secó con aire caliente.

El análisis de las características microestructurales importantes se realizó mediante el microscopio óptico (MO) y microscopio electrónico de barrido (MEB).

### **2.6.1 Microscopía óptica**

Para caracterizar las uniones soldadas se cortaron probetas en forma transversal a la soldadura y serán preparadas utilizando técnicas de metalografía estándar, para finalmente ser observadas en el microscopio óptico.

#### **2.6.1.1 Cuantificación de intermetálicos**

Se llevó a cabo la cuantificación de intermetálicos con apoyo del software Sigma Scan Pro 5 el cual está especializado en el análisis de imágenes. Se realizó con ayuda de 3 imágenes de microscopía óptica con un objetivo de 1000x, estas imágenes se tomaron de manera aleatoria en el cordón de soldadura, con la finalidad de obtener un promedio de cada una de ellas y tener un valor más confiable.

Con ayuda de este software, primero se calibra la imagen con algún patrón conocido para tener una medición exacta, después se contabiliza el número de intermetálicos presentes en la microestructura, para después obtener el área que ocupan y su porcentaje en cada imagen.

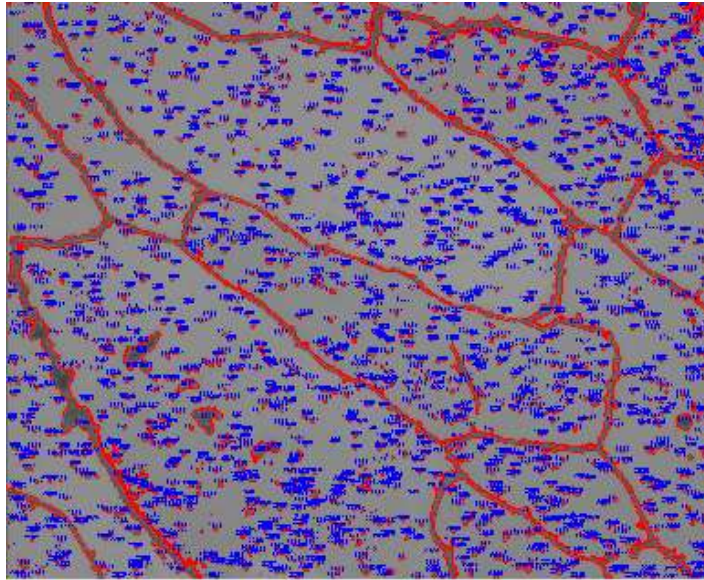


Figura 2.19 Cuantificación de intermetálicos en la microestructura del cordón de soldadura.

Una vez cuantificados los intermetálicos de cada condición de soldadura, se puede hacer la comparativa entre cada una de ellas. Cada una de las imágenes utilizadas se trató de la misma manera, en imágenes atacadas con nital al 5% de concentración.

### **2.6.2 Microscopía electrónica de barrido**

Para la morfología y tamaño de partícula fue utilizado el MEB. El estudio de la microestructura de cada uno de las probetas se realizó en un Microscopio Electrónico de Barrido marca JEOL modelo 6400 con un filamento de tungsteno termoiónico, con un voltaje de operación de 15 kV.

### **2.7 Difracción de rayos X.**

La difracción de rayos X es una técnica de determinación estructural, composicional y de identificación que se basa en hacer pasar por una muestra cristalina un haz de rayos X. Este haz difracta en varias direcciones, debido a la simetría de la estructura cristalina, que da lugar a un patrón de intensidades que, mediante la ley de Bragg, permite resolver la estructura cristalina

de la muestra mediante de la obtención de las distancias interplanares de los planos atómicos a partir del ángulo de difracción.

A parte de resolver estructuras cristalinas, y por comparación de los valores de las distancias interplanares o ángulos de difracción con valores tabulados para una gran variedad de sustancias y fases cristalinas, es posible la determinación de la composición e identificación las fases de la muestra a estudiar.

Para la identificación de fases se utilizó el equipo de DRX marca BRUKER.

Las seis muestras se sometieron al ensayo donde los parámetros de estudio que se usó fueron:

- a) Ángulo de estudio:  $35^{\circ}$ -  $120^{\circ}$
- b) Tipo de haz: rasante
- c) Paso: 1 segundo

## **2.8 Mediciones de PTE**

Se realizaron mediciones mediante el método de punta caliente, con el equipo de marca Thermosorter Walker Scientific, contando este con dos puntas de diferentes metales que se encuentran a dos temperaturas diferentes. La punta caliente se encuentra aproximadamente a  $50^{\circ}\text{C}$  y la punta fría que se encuentra a temperatura ambiente  $25^{\circ}\text{C}$ , para así obtener un diferencial de temperatura de  $25^{\circ}\text{C}$ .

Los resultados se obtuvieron colocando, primero, la punta fría sobre el metal a analizar y enseguida colocar la punta caliente, longitudinalmente sobre el cordón, por alrededor de dos segundos para evitar el enfriamiento de la punta caliente, así como de la zona que está debajo de la punta y seguir manteniendo el gradiente de temperatura adecuado. Así, se obtiene una medición estable, sin cambios, donde el voltaje en  $\mu\text{V}$  es mostrado en la pantalla del equipo, la cual se registró. Se realizaron 75 mediciones sobre cada zona de la unión, considerando material base, zona afectada térmicamente y el metal de soldadura para cada una de las seis probetas de condición diferente.

Posteriormente a tener las mediciones relativas realizadas se tiene que obtener una media aritmética de todas las mediciones realizadas, después se tienen que obtener los valores absolutos. Para ello, se ilustran valores de PTE absolutos para distintos materiales conocidos en un rango que va desde los  $-18.2 \mu V/^{\circ}C$  (alumel) hasta los  $21.7 \mu V/^{\circ}C$  (cromel) [79] dados en un ajuste lineal. Se llevó a cabo un ajuste lineal con ayuda de OriginPro 8 con los valores obtenidos para cada material diferente para ambas puntas (ecuaciones 2.2 y 2.4) que ajustan los valores de PTE de materiales conocidos, se puede obtener el valor absoluto de PTE para nuestros materiales con el despeje de  $x$  (PTE absoluto).

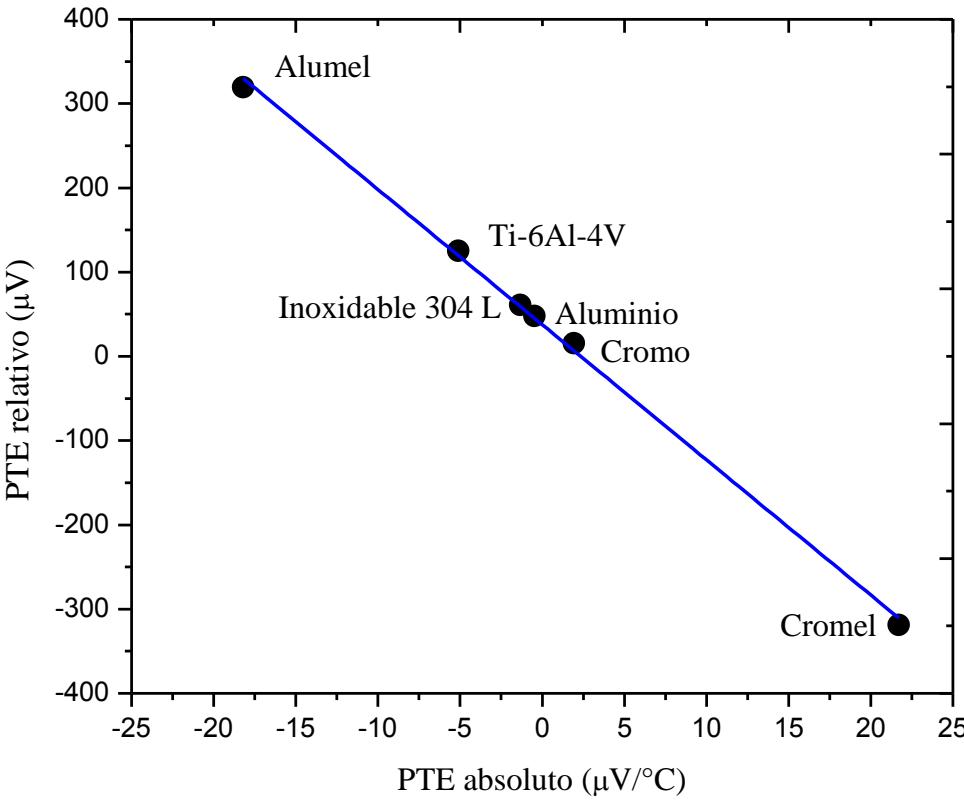


Figura 2.10 Gráfico de calibración de punta de cobre

$$y = 37.643 - 16.048x \dots\dots\dots (2.2)$$

$$x = \frac{37.643 - y}{16.048} \dots\dots\dots (2.3)$$

Donde  $y$  es el valor de PTE relativo dado por el equipo y  $x$  es el PTE absoluto calculado.

Con la figura se puede realizar la calibración de la punta de cobre, indicando esta que los valores obtenidos se ajustan a los encontrados en literatura como valores absolutos de PTE para distintos materiales.

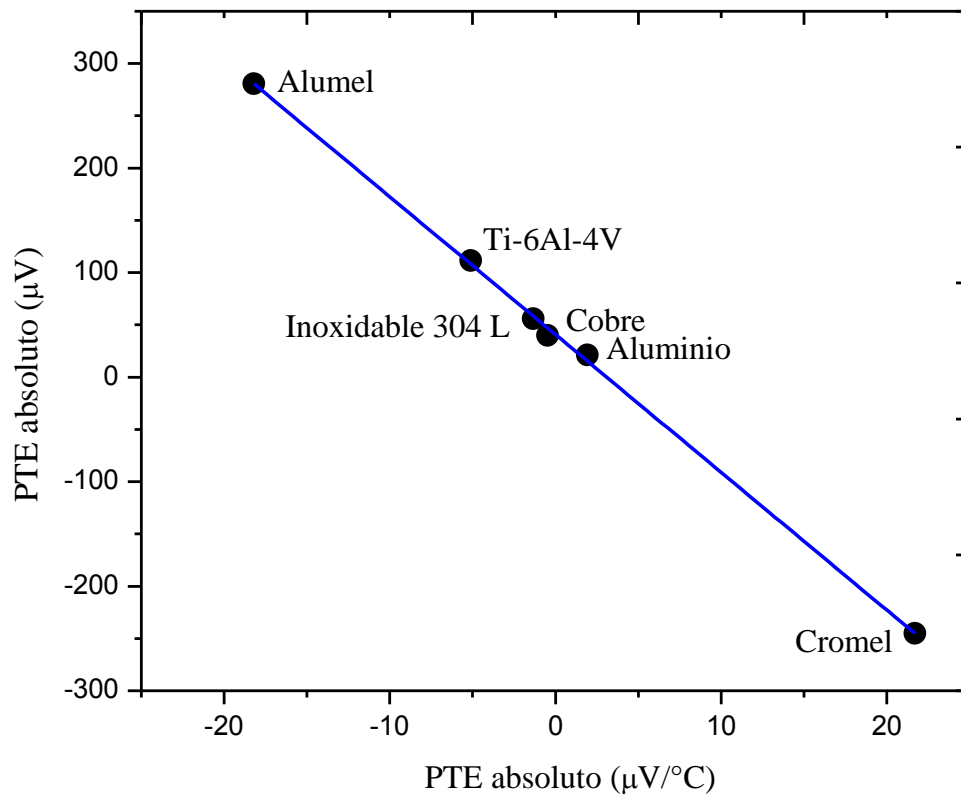


Figura 2.11 Gráfico de calibración para punta de oro|

$$y = -13.178x + 40.735 \dots\dots\dots (2.4)$$

$$x = \frac{40.735 - y}{13.178} \dots\dots\dots (2.5)$$

Donde  $y$  es el valor de PTE relativo dado por el equipo y  $x$  es el PTE absoluto calculado.

Con la figura se puede realizar la calibración de la punta de oro, indicando esta que los valores obtenidos se ajustan a los encontrados en literatura como valores absolutos de PTE para distintos materiales.

El cálculo del PTE absoluto mediante la aplicación de la calibración del equipo por la ecuación de regresión de una recta, elimina el error de la medición del diferencial de temperatura  $\Delta T$  en las uniones de la probeta con el material de referencia, ya que no es necesaria la aplicación de las ecuaciones del PTE que involucran el  $\Delta T$ , únicamente se toman en cuenta los valores de voltaje producido  $\Delta V$ , por el diferencial de temperatura  $\Delta T$ , y mediante la ecuación de regresión lineal obtenemos el PTE absoluto ( $\mu\text{V}/^\circ\text{C}$ ).

Los valores de PTE absolutos de las diferentes condiciones se compararon para determinar cómo cambian al variar la composición química durante la adición de aluminio a la junta, así como obtener información acerca de qué condición de las probetas a ensayar tiene un mayor efecto sobre la microestructura.



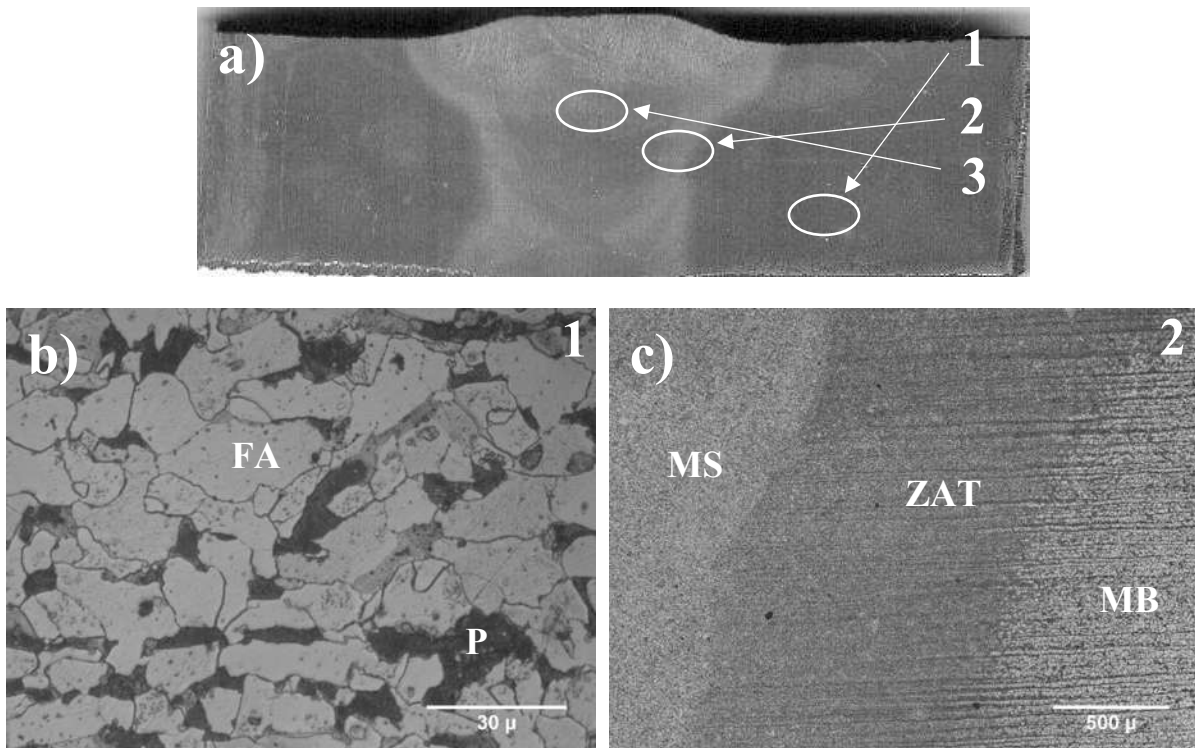
## CAPITULO III

### RESULTADOS Y DISCUSION

#### 3.1 Caracterización microestructural por medio microscopía óptica

Se realizaron estudios de microscopía óptica, a las seis condiciones estudiadas, el metal base está en condición de llegada. La figura 3.1 muestra una soldadura sana, sin defectos, realizada sin aporte de aluminio, solo con electrodo revestido 7018, así como la ZAT.

##### 3.1.1 Condición de soldadura No. 1



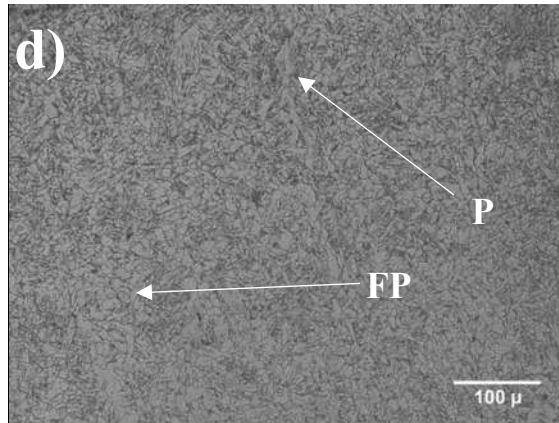


Figura 3.1 a) Macrografía de la unión No 1, b) Metal base de la unión No 1, 1000x, c) ZAT de la unión No 1, 50X, y d) Metal de soldadura de la unión No 1, 200X.

La caracterización microestructural por medio de microscopía óptica de las uniones soldadas con diferentes porcentajes de Al añadido en forma de varilla, la podemos observar en las figuras 3.1 – 3.7. Las figuras 3.1a, 3.1b, 3.1c y 3.1d, muestran la microestructura desarrollada una vez efectuado el proceso de soldadura. En la figura 3.1a, podemos observar la macrografía correspondiente a la unión soldada condición 1, en la cual se aprecia una soldadura libre de cualquier tipo de defecto con áreas bien definidas. La figura 3.1b exhibe la microestructura del acero HSLA como metal base con una matriz ferrítica con perlita en los bordes de grano. En la figura 3.1c, podemos observar las tres zonas que componen la unión soldada; Metal base (MB), metal de soldadura (MS), y zona afectada térmicamente (ZAT), mientras que la figura 3.1d muestra la microestructura desarrollada en el metal de aporte, el cual análogamente al metal base exhibe una matriz de ferrita poligonal (FP) y perlita (P), pero con diferente morfología. Para los aceros HSLA microaleados con manganeso y níquel estos promueven la formación de ferrita acicular y martensita de bajo carbono teniendo un fuerte efecto sobre el endurecimiento de la material [5].

### 3.1.2 Condición de soldadura No. 2

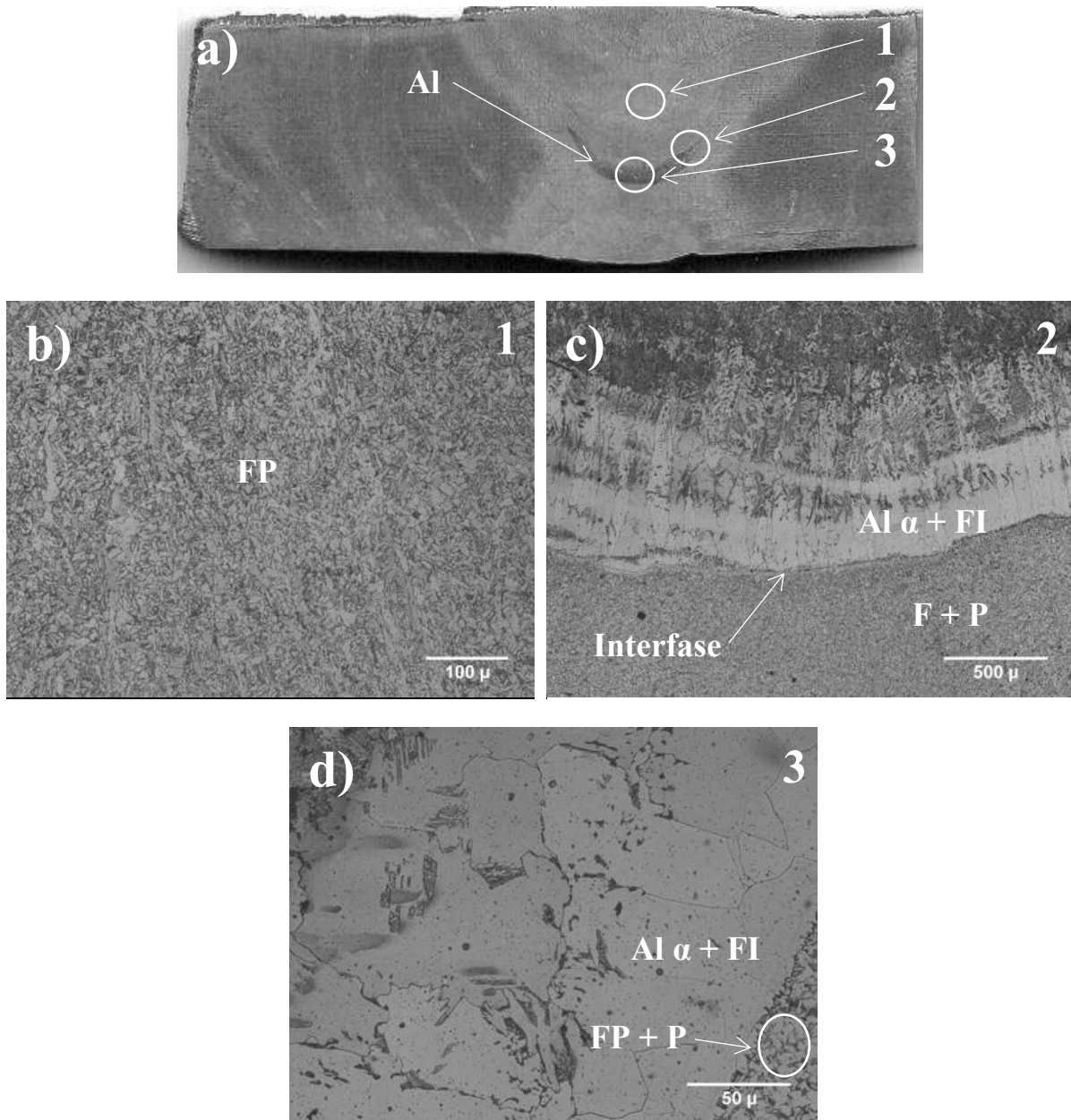
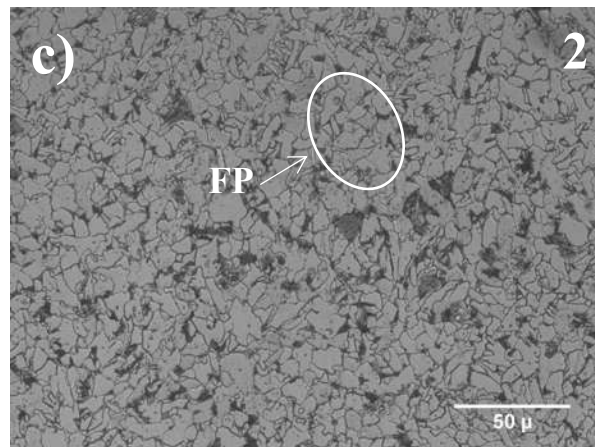
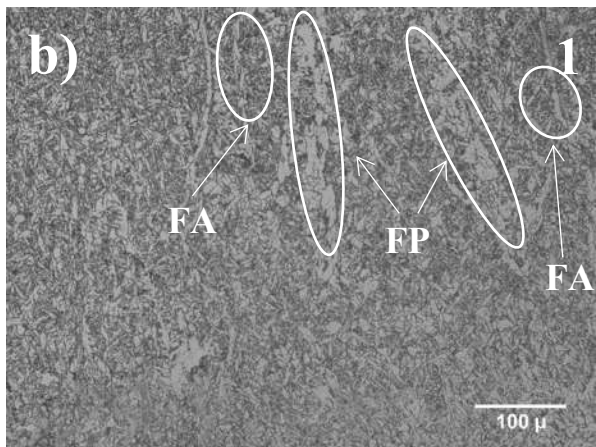
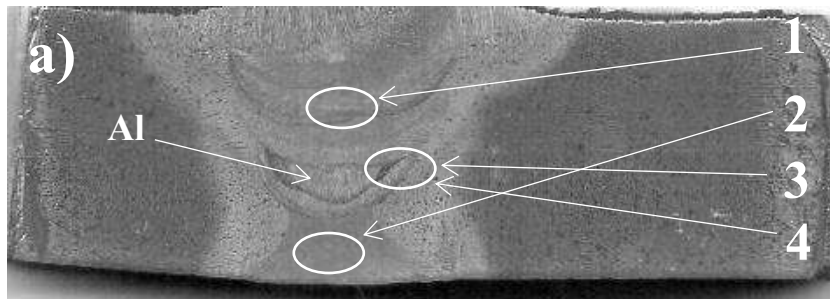


Figura 3.2 a) Macrografía de la unión condición 2, b) Microestructura del cordón de soldadura de la condición 2, 200x, zona de análisis 1 c) Interface cordón de soldadura-Al depositado el fondo de la unión soldada condición 2, 50X, zona de análisis 2 y d) Detalle de la interface AL-Metal de soldadura de la condición 2, 500X, zona de análisis 3.

La figura 3.2 muestra las microestructuras desarrolladas en las diferentes zonas que componen la unión condición 2, se puede apreciar en la figura 3.2a que el cordón de soldadura muestra una zona de diferente tonalidad en la zona intermedia del cordón, siendo esta una zona rica en Al, debido a que a esta junta se le añadió un 2.2% de aluminio en la parte superior a la pasada de raíz. Por su parte, la figura 3.2b exhibe la microestructura del cordón de soldadura compuesto por ferrita poligonal (FP) también llamada alotriomórfica que es el primer producto de transformación de la austenita que nuclea heterogéneamente en los bordes de grano austenítico [80] y perlita (P) en borde de grano. La figura 3.2c hace evidente la interface entre el acero al carbón HSLA y el aluminio añadido, la cual se aprecia de mejor manera en la figura 3.2d, en la cual las diferencia en el tipo y morfología de grano entre las dos aleaciones se hace más que evidente, presentándose una matriz de Al  $\alpha$ , y fases intermetálicas (FI).

### 3.1.3 Condición de soldadura No. 3



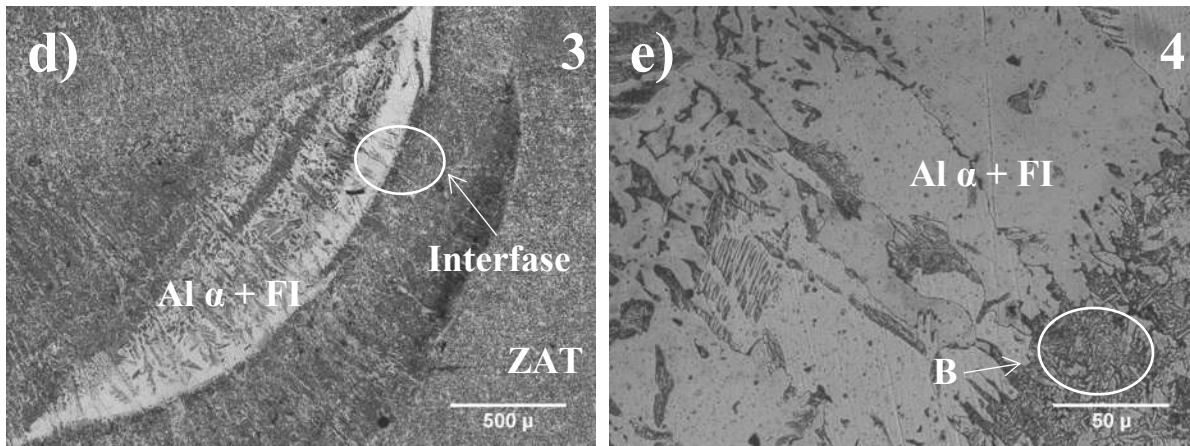


Figura 3.3 a) Macrografía de la unión 3, b) Cordón de soldadura 200X, zona de análisis 1 c) paso de raíz 500X, zona de análisis 2 d) Interfase Al - Acero 50X, zona de análisis 3 e) Detalle interfase Al-Acero 500X, zona de análisis 4.

En la figura 3.3a se muestra la macrografía de la unión, en la figura 3.3b se muestra el paso de corona de la soldadura de la condición 3, muestran microestructuras típicas de aceros HSLA, compuestas por ferrita poligonal (FP) formado en los límites de grano austenítico [80] y perlita (P) en bordes de grano, con cambios en su morfología debido al recalentamiento que el paso de raíz sufre y al enfriamiento rápido del paso de corona. Sin embargo, como se puede apreciar en la figura 3.3a, y a mayor detalle en 3.3d y 3.3e respectivamente, hace evidente la aparición de una zona rica en Al siendo aluminio  $\alpha$  la fase presente acompañado de fases intermetálicas (FI) del tipo  $Fe_xAl_y$  y con mayor tamaño a la generada en la soldadura de la condición 2, lo cual es razonable debido a que el porcentaje de aluminio aumentó de 4.6% en la condición 3, lo que es el doble que en su antecesora, generando así una zona de mayor tamaño y por consiguiente de mayor fragilidad por la naturaleza física del Al. En la figura 3.3b se muestra también la presencia de ferrita acicular (FA) la cual es una de las principales fases encontradas en soldaduras de aceros al C – Mn o de baja aleación ya que provee un microestructura tenaz y resistente, esta se nuclea en presencia de inclusiones como óxidos o residuos remanentes de la soldadura en multipasadas dentro del grano austenítico [81].

### 3.1.4 Condición de soldadura No. 4

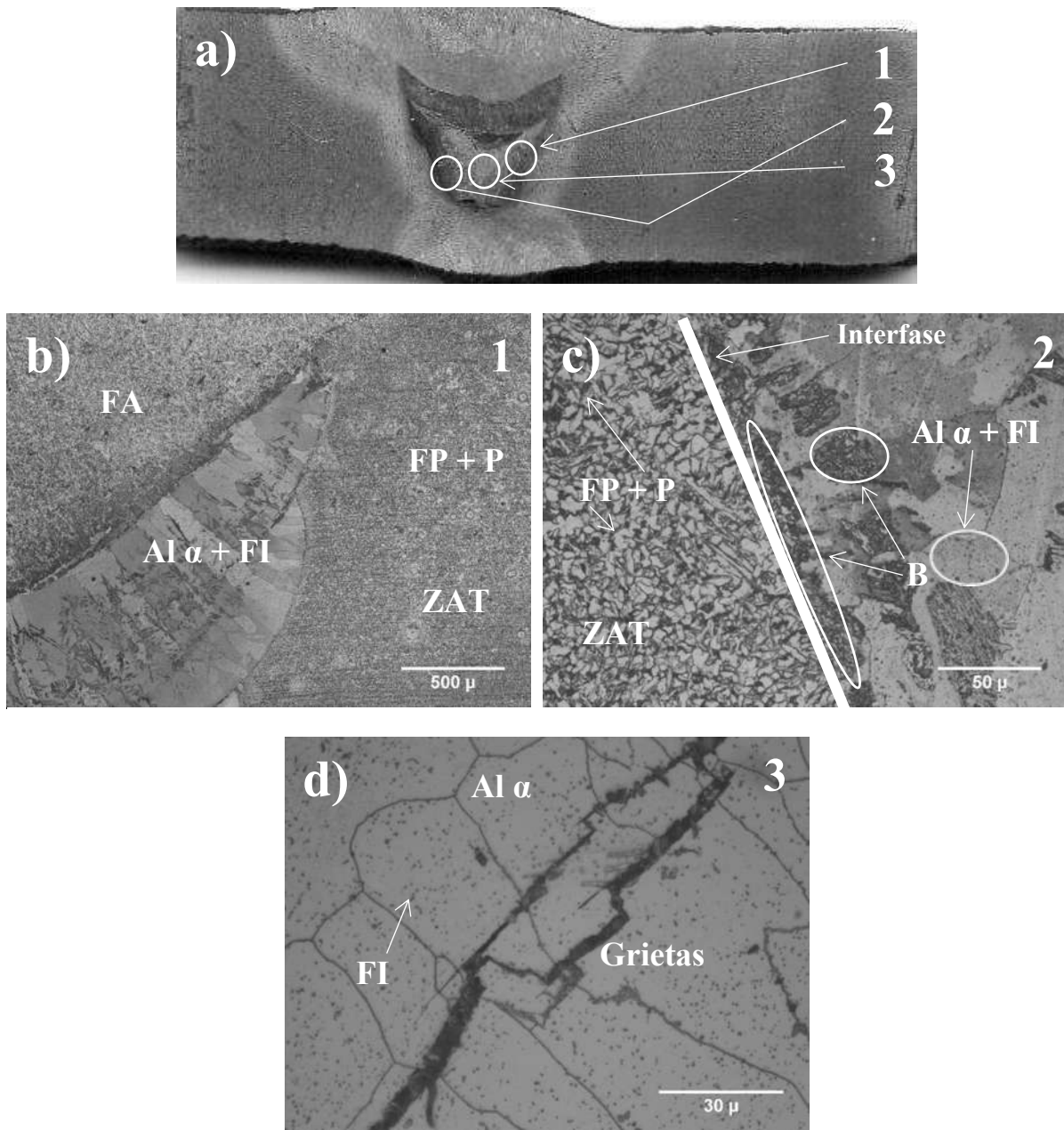


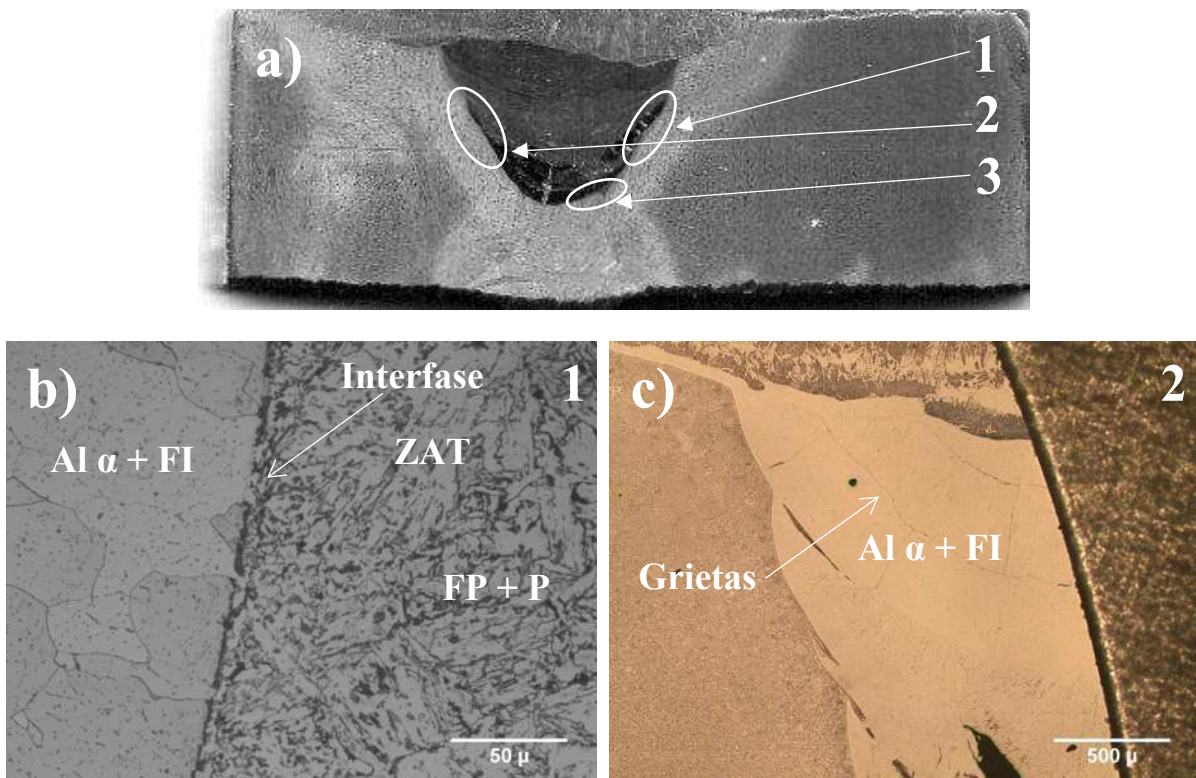
Figura 3.4 a) Macrografía de la unión condición 4, b) Interfase ZAT – cordón de soldadura 50X, zona de análisis 1 c) Detalle de interfase ZAT – cordón, 500X, zona de análisis 2 d) Al en cordón de soldadura mostrando agrietamiento 1000X, zona de análisis 3.

El alto porcentaje de Al añadido al cordón de soldadura de la condición 4, hace evidente la incompatibilidad entre el acero y el Al, el agrietamiento presentado en el cordón hace evidente



la formación de compuestos intermetálicos frágiles que se forman, entre los diferentes metales, estos, deben ser investigados para determinar su sensibilidad a las grietas, ductilidad, y la susceptibilidad a la corrosión, etc. La microestructura de este compuesto intermetálico es extremadamente importante debido a que existen diferentes tipos los cuales tienen diferentes propiedades que afectarán en menor o mayor grado de manera directa las propiedades mecánicas de la unión. En la figura 3.4b se aprecia una combinación irregular entre granos de acero HSLA y Al, la presencia de ferrita acicular (FA) en el metal de soldadura así como la presencia de ferrita poligonal (FP) en la ZAT, en la figura 3.4c se muestra el detalle de la interfaz entre el cordón y la ZAT, mostrando la formación de bainita de bajo carbono (B) debido a la mayor velocidad de enfriamiento existente en las paredes del metal base, mientras que la figura 3.4d hace manifiesto de la aparición de grietas ocasionadas por la formación de fases intermetálicas y a su vez por las diferencias en los coeficientes de expansión y conductividad térmica.

### 3.1.5 Condición de soldadura No. 5



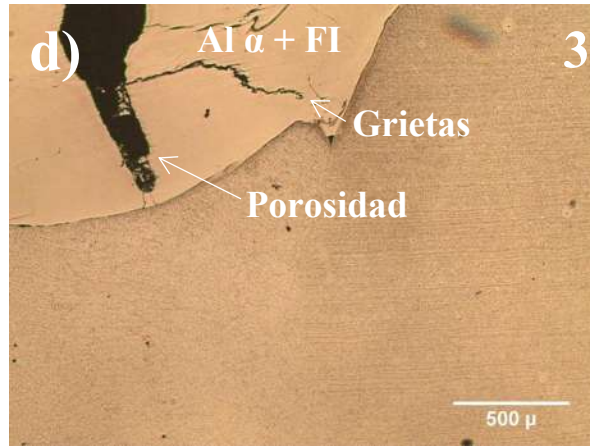


Figura 3.5 a) Macrografía de la unión 5, b) Interfase cordón-ZAT, 500X, zona de análisis 1 c) interfase ZAT-AL-Cordón 50X, zona de análisis 2 d) Grietas en la microestructura de AL 50X, zona de análisis 3.

La observación macroscópica de defectos en soldadura hace evidente la dificultad existente de unir estos de elementos por medio del proceso SMAW, sin embargo, la adición de Al en forma de varilla en la junta podría ser análogo a un proceso de soldadura disímil, en este caso entre un acero al carbón HSLA y una aleación de Al. Esto implica que además de los parámetros del proceso también tienen que ser tomadas en cuenta las propiedades físicas de cada material. El principio de hacer las soldaduras entre metales diferentes se refiere a la zona de transición entre los metales y los compuestos intermetálicos formados en esta zona de transición. Se debe tener presente el diagrama de fase de los dos metales en cuestión mostrado en la figura 2.2. Si hay solubilidad mutua de los dos metales diferentes la junta puede ser realizada con éxito. Si hay poca o nula solubilidad entre los dos metales la soldadura no será óptima, tal es el caso de la unión bajo estudio, la cual cuenta con un porcentaje de Al de 19%, y el cual, rebasa los límites de solubilidad entre los dos metales, lo cual genera la formación de fases intermetálicas que degradan las propiedades mecánicas del material y en el peor de los casos, la aparición de defectos macroscópicos tales como los que se observan en las figuras 3.5a, 3.5c y 3.5d. La interfase entre el acero y el Al se muestra en la figura 3.5b.

La extrema propagación de grietas, formación de intermetálicos, porosidades y otras imperfecciones resultan de la heterogeneidad de cambios de fases y distintas velocidades de



enfriamiento probando una solidificación no uniforme en la unión, esto provoca también concentración de esfuerzos residuales. La presencia de poros son claramente visibles, los cuales se generaron al utilizar las variables de soldadura presentadas en la tabla 2.1 y concuerdan claramente con los resultados reportados por Pasupathy et al. [82].

### 3.1.6 Condición de soldadura No. 6

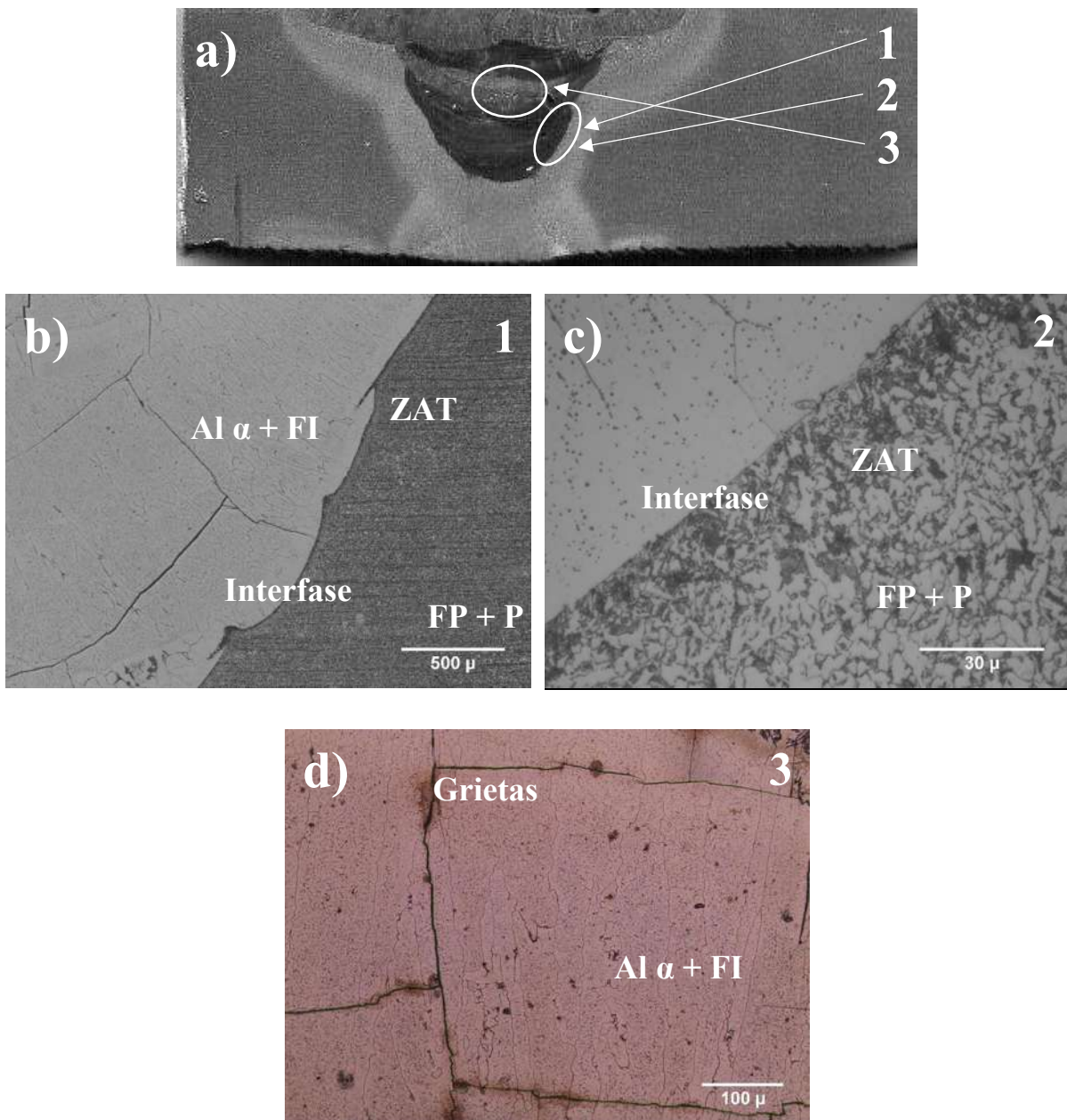


Figura 3.6. a) Macrografía de la unión condición 6, b) Interfase Cordón ZAT, 50X, c) Detalle interfase Cordón – ZAT 1000X, d) Fracturas sobre la microestructura de Al, 200X.

El alto volumen que ocupa el Al en el cordón de soldadura se muestra en la figura 3.6a, mientras que la figura 3.6b exhibe la interfase entre el acero al carbón y el Al, la cual se aprecia de manera más detallada en la figura 3.6c. En la figura 3.6d se observa el agrietamiento generado en el cordón de soldadura sobre la microestructura del Al debido a la formación excesiva de fases y precipitados intermetálicos. Las microestructuras desarrolladas se pueden explicar de la siguiente manera, una vez rebasado el límite de solubilidad entre ambas aleaciones la formación de precipitados y fases intermetálicas dependerá de los contenidos de elementos aleantes de cada aleación y esto se verá reflejado en la cantidad y tamaño de fases y partículas precipitadas presentes en el cordón de soldadura, haciendo evidente que a mayor contenido de fases frágiles la propagación de grietas y defectos aumentará de manera significativa, tal es el caso de la unión condición 6, la cual con tiene Al hasta en un 28.5% en peso, lo cual facilita la formación de compuestos dañinos para las propiedades mecánicas de la unión soldada, además de que aumenta el tamaño de los mismos.

Así pues, ocurren variaciones térmicas en regiones cercanas a la fuente de calor, debido a los ciclos térmicos inducidas por las diferentes pasadas, esto provoca también una mala distribución de esfuerzos residuales, las variaciones microestructurales en la zona de fusión y zona afectada térmicamente dominan el comportamiento de la unión como resultado de un calentamiento y solidificación no uniforme además del recalentamiento que ocurre en el metal de soldadura multipasos.

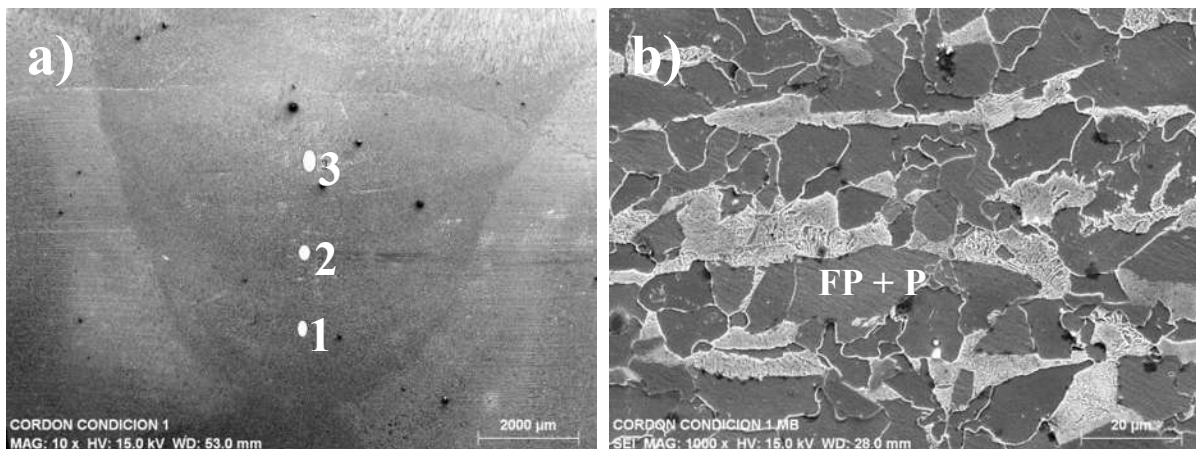
La presencia de precipitados se da por la muy poca solubilidad existente del aluminio en la matriz del hierro [83]

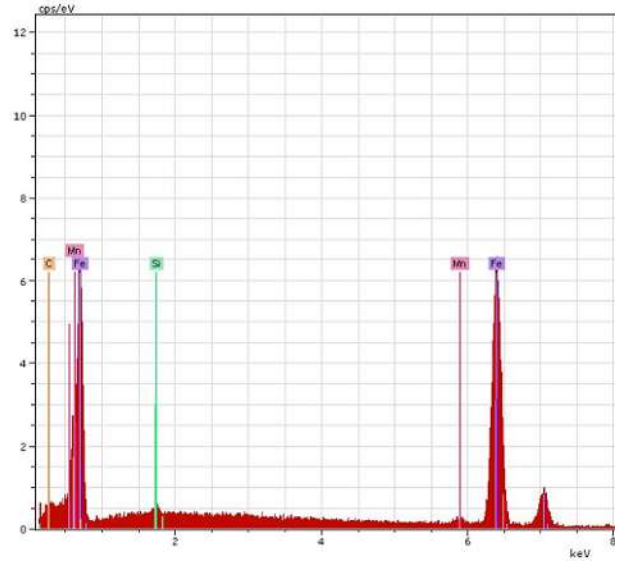
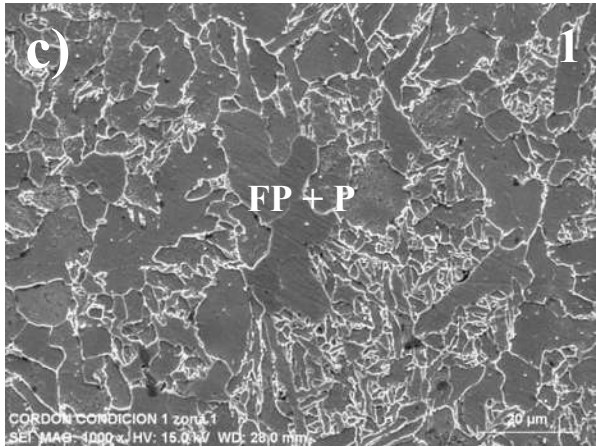
### **3.2 Caracterización microestructural por medio de microscopía electrónica de barrido**

La microscopía óptica realizada en el presente estudio no es suficiente para determinar las fases presentes en las diferentes uniones soldadas, por lo que se hace necesario el uso de técnicas más

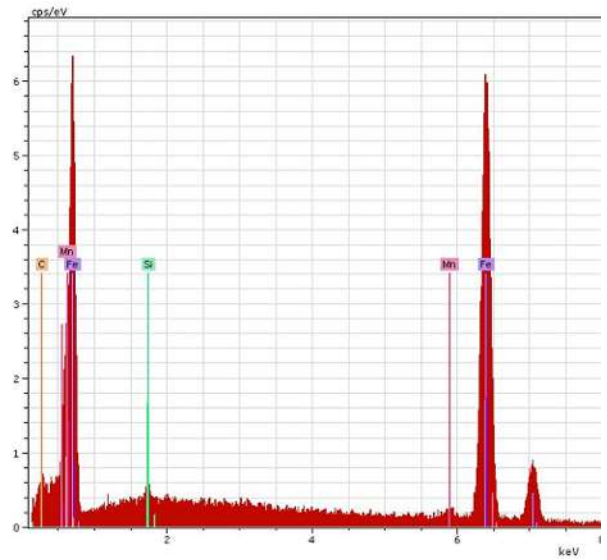
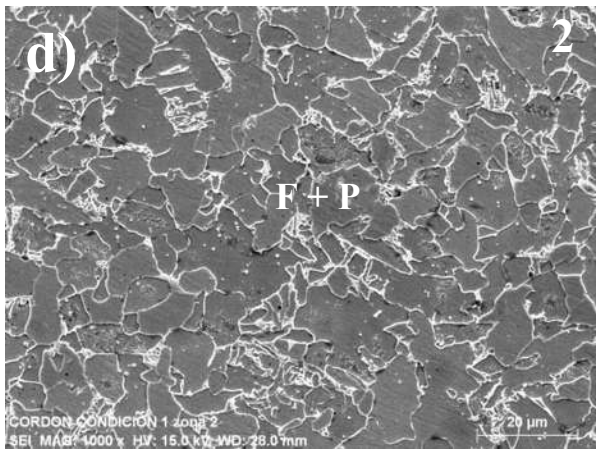
avanzadas para determinar la presencia de dichas fases, así como la composición química de los precipitados presentes en el material, por lo que se utilizó la técnica de microscopía electrónica de barrido (MEB/EDS), para determinar los efectos de la segregación que ocurren en los botones de soldadura, presencia de estructura dendrítica y grietas generadas. La técnica de espectroscopia de dispersión de energía (EDS), se utilizó para realizar el análisis de la composición, empleando análisis químico puntual, y mapeos elementales. Los análisis químicos puntuales se realizaron en un barrido longitudinal tomando en cuenta las diferentes zonas presentes en el material debido al proceso de soldadura, con la finalidad de obtener un análisis cuantitativo de la composición química de forma localizada, y así conocer el grado de segregación de los elementos Fe, Mn, Al, Si y C que puede ser generado durante el proceso de soldadura. La técnica de MEB fue complementada por medio de la técnica de difracción de R-X para determinar exactamente la naturaleza de las fases precipitadas.

### 3.2.1 Condición de soldadura No. 1

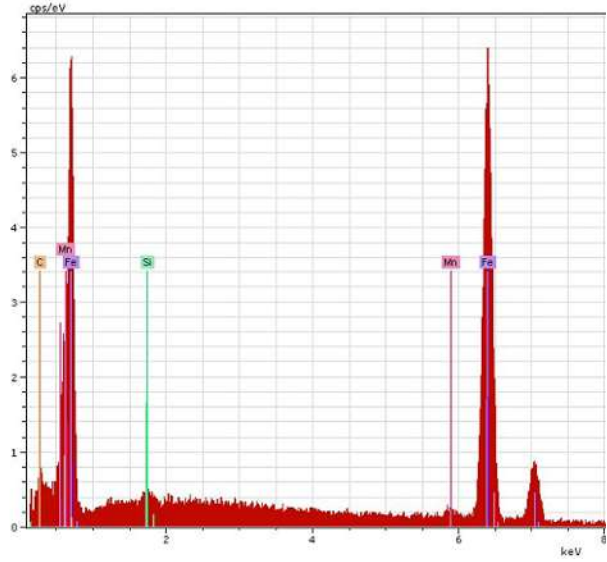
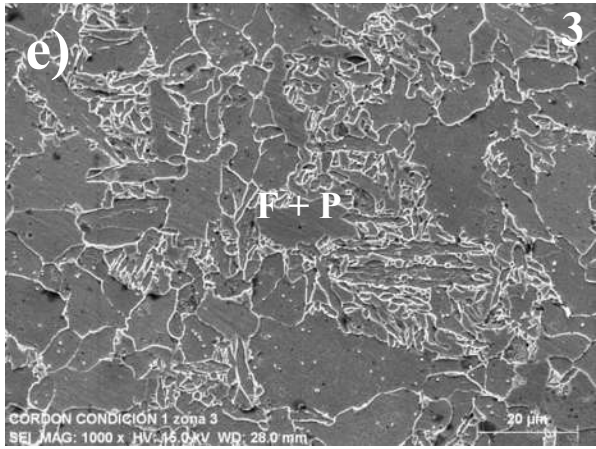




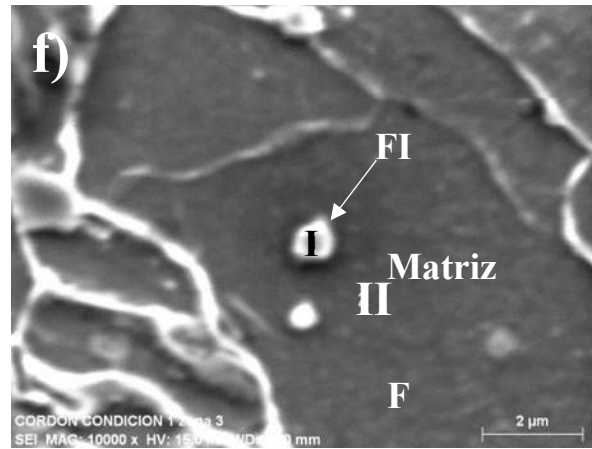
Element	series	[wt. %]	[norm. wt. %]
Carbon	K-series	3.458216	3.50099617
Silicon	K-series	0.6597604	0.66792204
Iron	K-series	92.763766	93.9113088
Manganese	K-series	1.8963144	1.91977295
	Sum:	98.778057	100



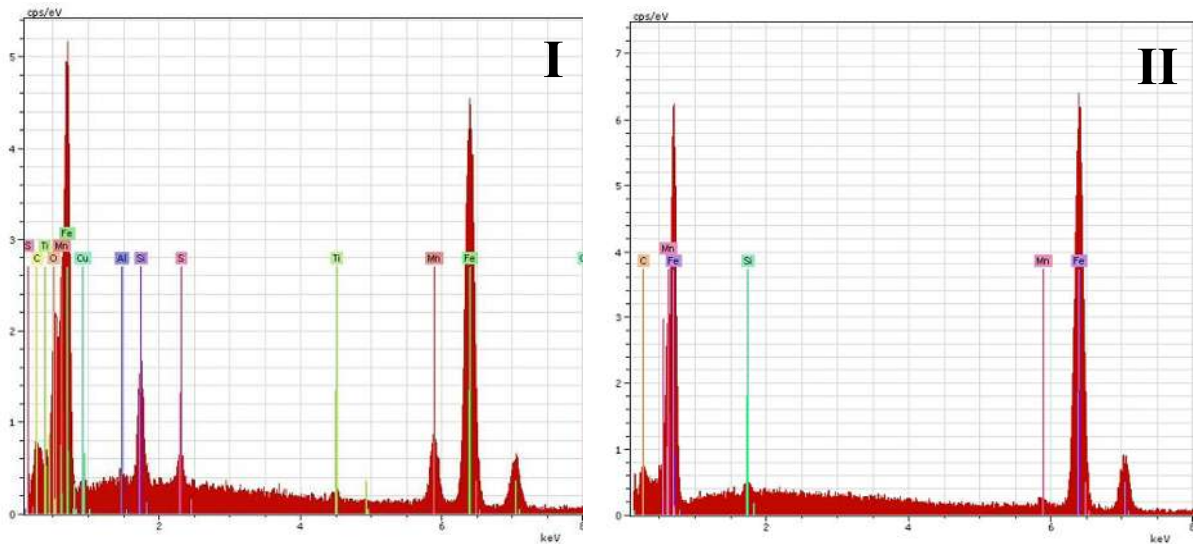
Element	series	[wt. %]	[norm. wt. %]
Carbon	K-series	3.651534	3.69971279
Silicon	K-series	0.647625	0.65617
Iron	K-series	92.59997	93.8217494
Manganese	K-series	1.798636	1.82236779
	Sum:	98.69776	100



Element	series	[wt. %]	[norm. wt. %]
Carbon	K-series	3.62089	3.64391097
Silicon	K-series	0.610179	0.61405795
Iron	K-series	93.36491	93.9585058
Manganese	K-series	1.772258	1.78352529
	Sum:	99.36823	100







Element	series	[wt.%]	[norm. wt.%]
Carbon	K-series	3.209164	3.23814878
Oxygen	K-series	5.042538	5.08808147
Silicon	K-series	3.574362	3.60664533
Sulfur	K-series	1.059207	1.06877331
Titanium	K-series	0.506643	0.51121908
Manganese	K-series	9.047986	9.12970611
Iron	K-series	73.26632	73.928055
Aluminium	K-series	0.545323	0.55024829
Copper	K-series	2.853351	2.87912258
Sum:		99.1049	100

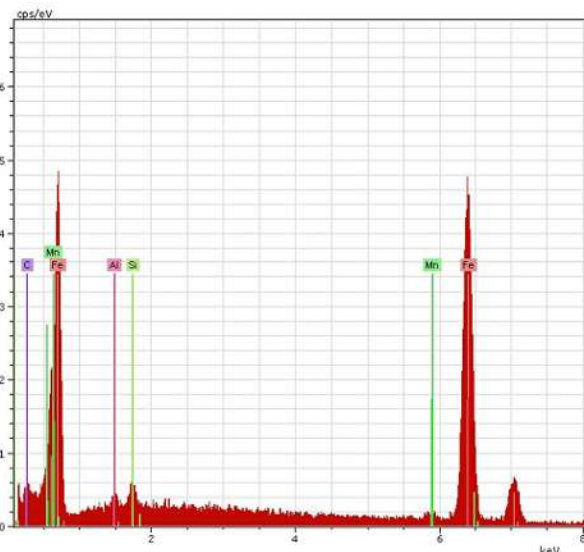
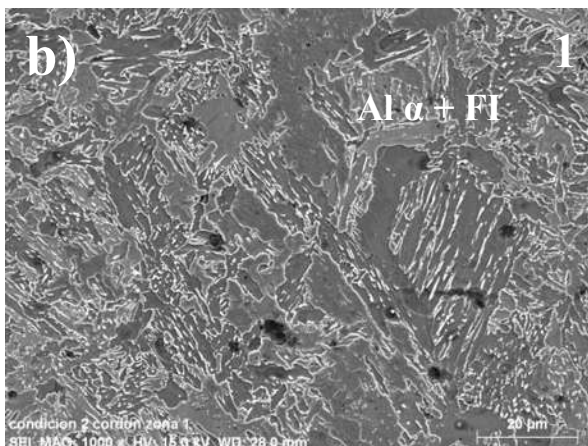
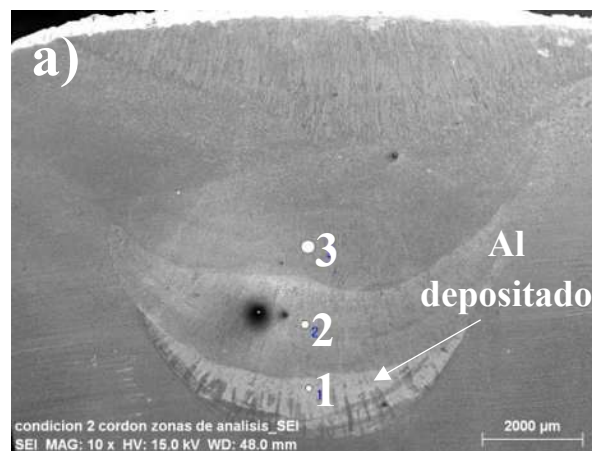
Element	series	[wt.%]	[norm. wt.%]
Carbon	K-series	3.954672	3.98759524
Silicon	K-series	0.535367	0.53982359
Iron	K-series	92.87359	93.6467627
Manganese	K-series	1.810744	1.82581845
Sum:		99.17437	100

Figura 3.7 a) Cordón de soldadura, b) Metal base sin afectar, c) Zona de análisis 1, microanálisis EDS, d) Zona de análisis 2, microanálisis EDS, e) Zona de análisis 3 microanálisis EDS, f) Detalle de zona 3, 10000x f-I) EDS de partícula precipitada en el cordón de soldadura rica en Si y Mn, f-II) EDS de la matriz.

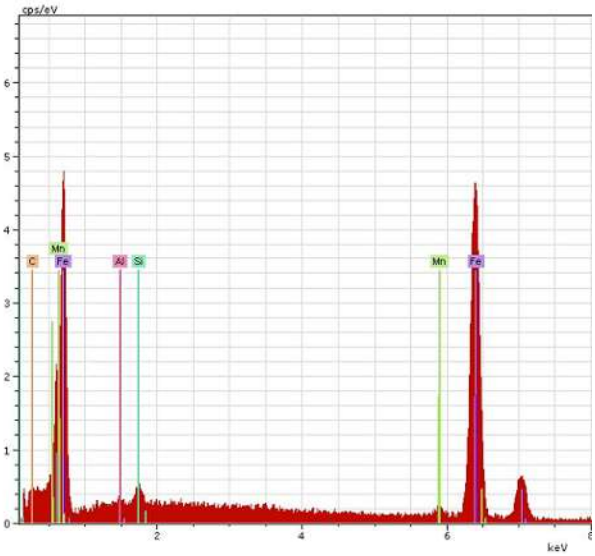
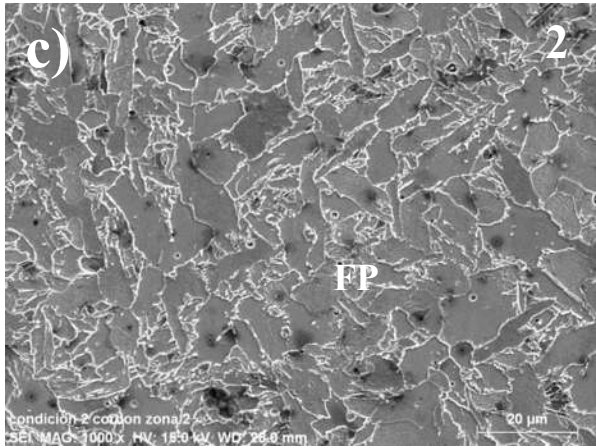
La figura 3.7 muestra las imágenes obtenidas por medio de microscopía electrónica de barrido y sus correspondientes análisis puntuales para identificar las fases y precipitados presentes. El metal base muestra una microestructura formada por ferrita y perlita, la cual se puede apreciar en la figura 3.7b. Diferentes zonas del cordón de soldadura fueron analizadas con el propósito de encontrar segregación o precipitación de fases dañinas para la unión, la figura 3.7a, muestra los puntos que fueron objetos de estudio y sus correspondientes magnificaciones y análisis EDS se aprecian en las figuras 3.7c, 3.7d y 3.7e.

Se puede observar que los análisis EDS arrojan matrices químicas similares para cada uno de los puntos analizados, mostrando una matriz rica en Fe con porciones de Si y Mn. Lo cual corresponde a la composición química del acero al carbono bajo estudio, cabe recordar que a la condición de soldadura número 1 no se le adiciona ningún porcentaje de Al. Por medio de la técnica de MEB, no es posible identificar precipitados compuestos de Nb o V, debido a la precisión del equipo que solo detecta elementos con una presencia mayor al 1% en peso de. Por su parte la figura 3.7f muestra una partícula precipitada rica en Si, y Mn, propias de la naturaleza química del acero HSLA, por su parte la matriz arroja los mismos resultados que constan de una matriz rica en Fe, con porciones de elementos de aleación.

### 3.2.2 Condición de soldadura No. 2



Element	series	[wt. %]	norm. wt. %]
Carbon	K-series	3.724706	3.7370724
Aluminium	K-series	0.76023	0.7627545
Silicon	K-series	1.261705	1.2658938
Iron	K-series	91.85669	92.161662
Manganese	K-series	2.065758	2.072617
	Sum:	99.66909	100



Element	series	[wt. %]	norm. wt. %]
Carbon	K-series	3.624662	3.64289505
Silicon	K-series	1.072979	1.07837607
Iron	K-series	92.20026	92.6640662
Aluminium	K-series	0.357691	0.35949019
Manganese	K-series	2.243885	2.25517253
	Sum:	99.49948	100

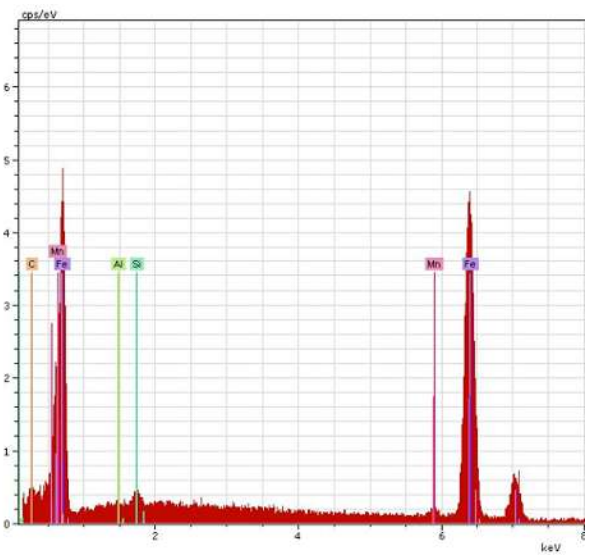
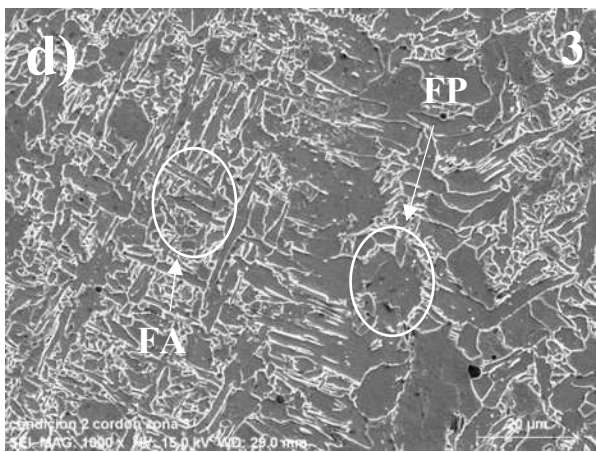
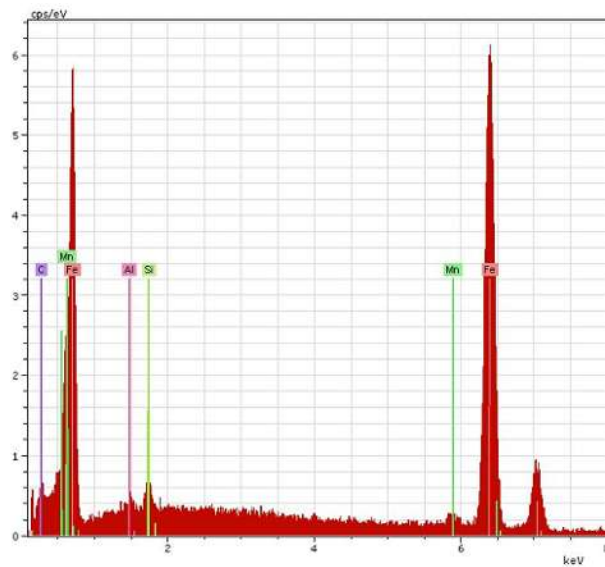
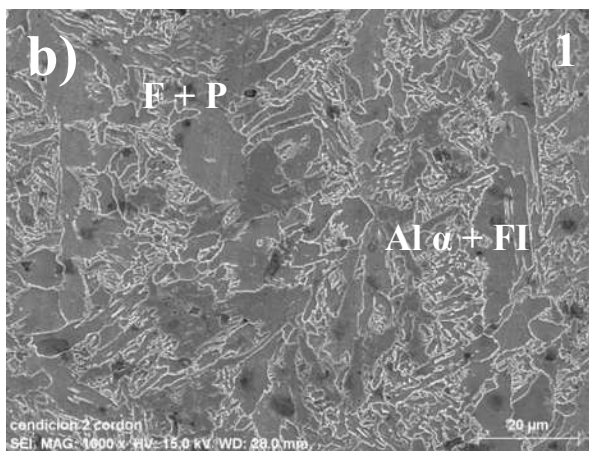
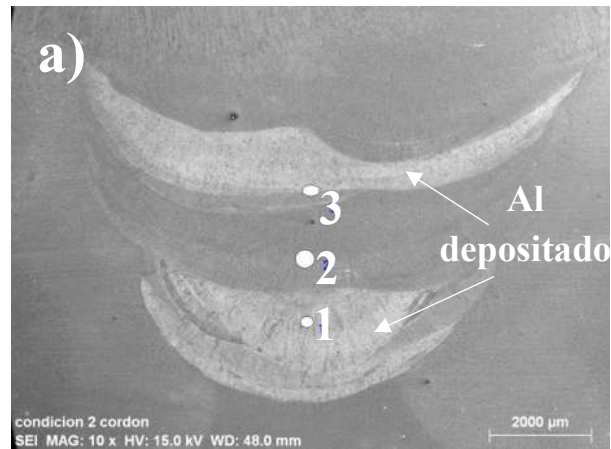




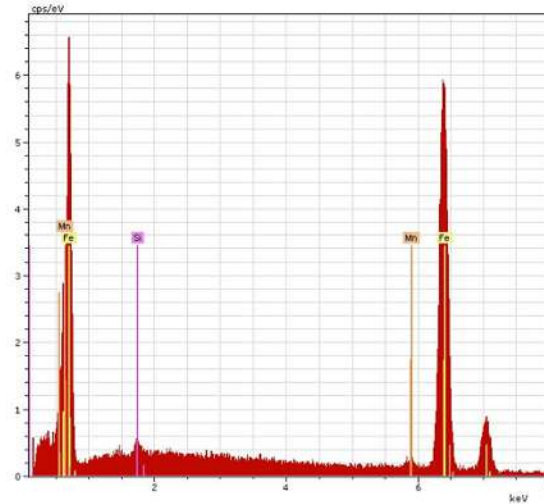
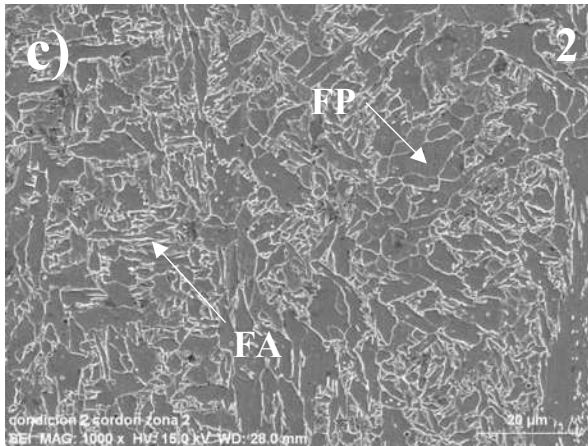
Figura 3.8 a) Zonas generadas en la unión 2 con 2% Al, b) Detalle zona 1, con su respectivo microanálisis EDS, c) Detalle zona 2, con su respectivo microanálisis EDS, d) Detalla zona 3, con su respectivo microanálisis EDS.

La figura 3.8a muestra las zonas analizadas del cordón de soldadura de la condición 2, cabe señalar que dicha condición ya cuenta con 2.2% de Al añadido, lo cual se hace evidente en la micrografía justo por encima del paso de raíz donde se puede apreciar una microestructura diferente al resto de la unión, siendo esta una mezcla no definida de acero, aluminio  $\alpha$  y fases precipitadas de naturaleza;  $\text{Fe}_{0.9}\text{Si}_{0.1}$ ,  $\text{Fe}_3\text{Al}$ , y  $\text{Al}_5\text{Fe}_2$ , las cuales se distinguen por sus contrastes más claros. Claramente la zona 1, la cual se aprecia en la figura 3.8b muestra un pico de Al de mayor intensidad en comparación a la zona 2 y 3, figuras 3.8c y 3.8d respectivamente, lo cual está acorde con las microestructuras presentadas en cada zona y con la adición de Al en la zona 1. La aparición de partículas precipitadas se hace evidente en cada una de las zonas estudiadas, las cuales fueron analizadas por medio de mapeos elementales y microanálisis EDS. En esta condición se presenta una soldadura sana aparentemente, sin defectos macroscópicos visibles y sin agrietamiento.

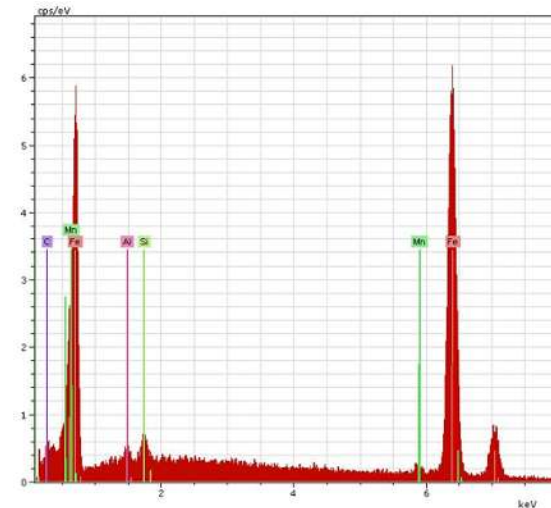
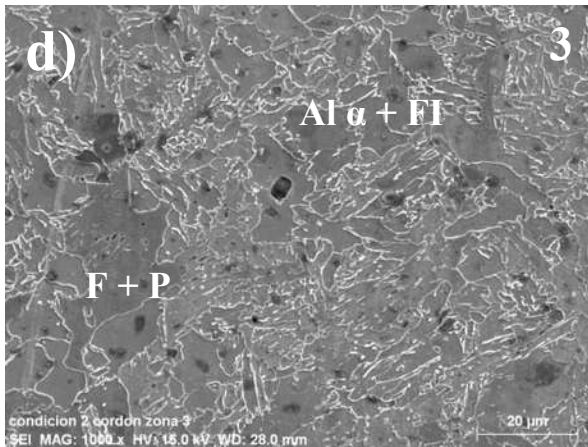
### 3.2.3 Condición de soldadura No. 3



Element	series	[wt. %]	norm. wt. %
Carbon	K-series	3.157639	3.1257489
Aluminium	K-series	0.590438	0.5844745
Silicon	K-series	0.934314	0.9248776
Iron	K-series	93.95174	93.002899
Manganese	K-series	2.386098	2.3619997
	Sum:	101.0202	100



Element	series	[wt.%]	norm. wt.%
Silicon	K-series	0.757579	0.7796987
Iron	K-series	94.35032	97.105193
Manganese	K-series	2.055103	2.1151086
	Sum:	97.163	100

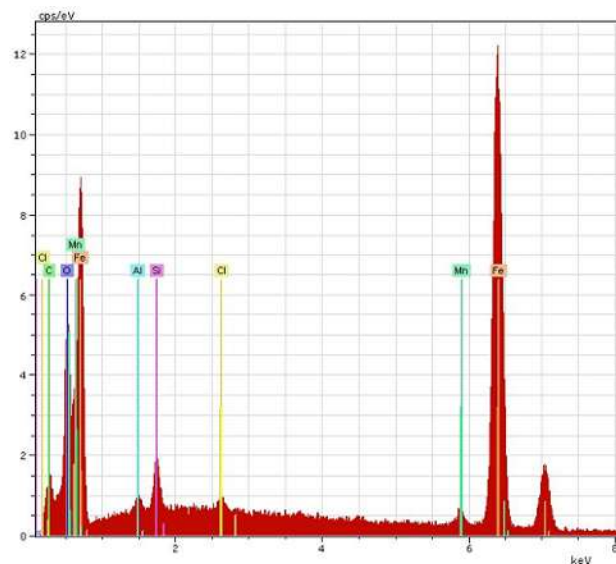
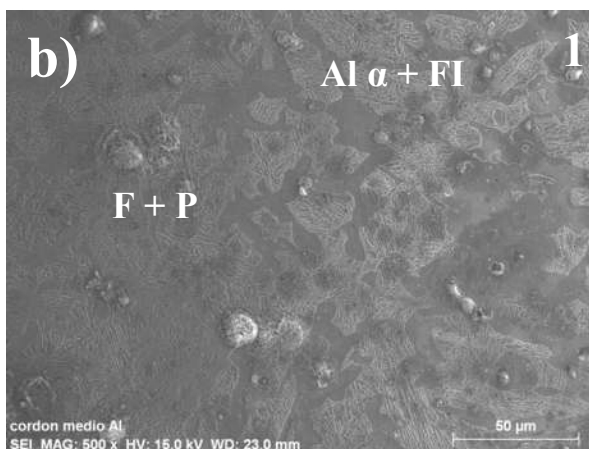
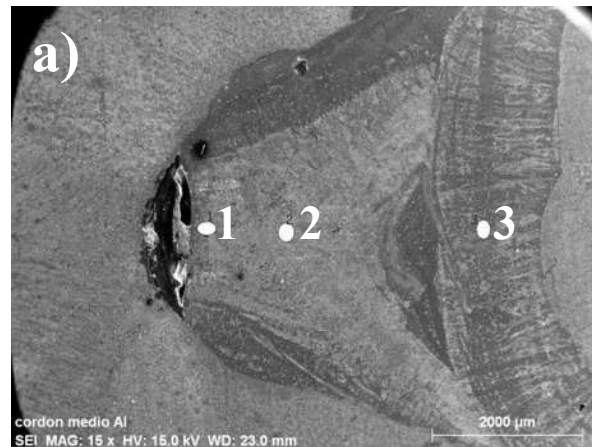


Element	series	[wt.%]	norm. wt.%
Carbon	K-series	3.061643	3.07332836
Aluminium	K-series	0.590712	0.59296625
Silicon	K-series	1.156883	1.16129894
Iron	K-series	92.8679	93.2223633
Manganese	K-series	1.942629	1.95004317
	Sum:	99.61977	100

Figura 3.9 a) Cordón de soldadura, b) Detalle zona 1, con su respectivo microanálisis EDS, c) Detalle zona 2, con su respectivo microanálisis EDS, e) Detalle zona 3, con su respectivo microanálisis EDS

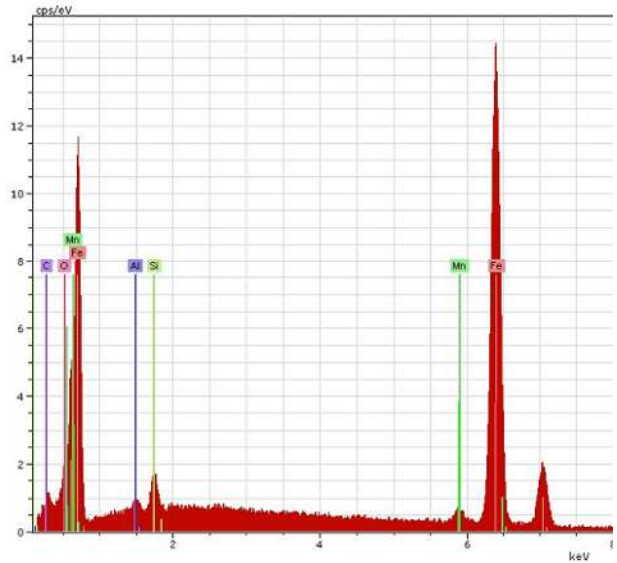
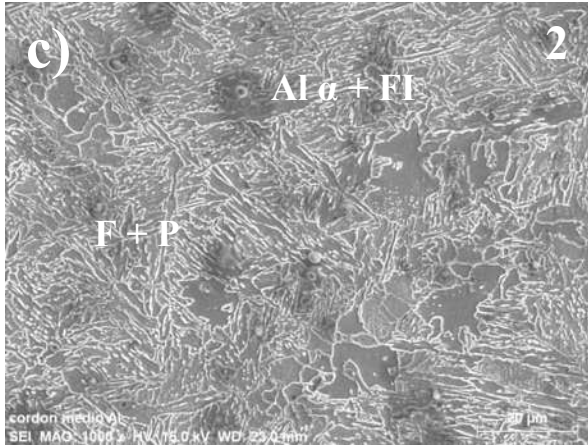
En la figura 3.9a, se muestran las zonas las cuales fueron objeto del microanálisis EDS, análogamente a la condición número 2 la microestructuras desarrolladas en toda la zona 1 de la unión es una mezcla de acero y Al  $\alpha$ , el cual se encuentra en forma de fases intermetálicas Fe-Al tales como; Fe<sub>0.9</sub>Al<sub>0.1</sub>, Fe<sub>0.9</sub>Si<sub>0.1</sub>, Fe<sub>3</sub>Al, Al<sub>5</sub>Fe<sub>2</sub>, el análisis EDS de la figura 3.9b nos arroja el pico más alto de Al, correspondiente a la zona 1, en la cual fue añadido el Al en forma de varilla con un porcentaje del 4.6%, con el cual es suficiente para formar fases precipitadas aisladas ricas en Al. La zona 2 y 3, figuras 3.9c y 3.9d correspondientemente, muestran picos de Al y otros elementos de aleación propios de la composición química del acero.

### 3.2.4 Condición de soldadura No 4

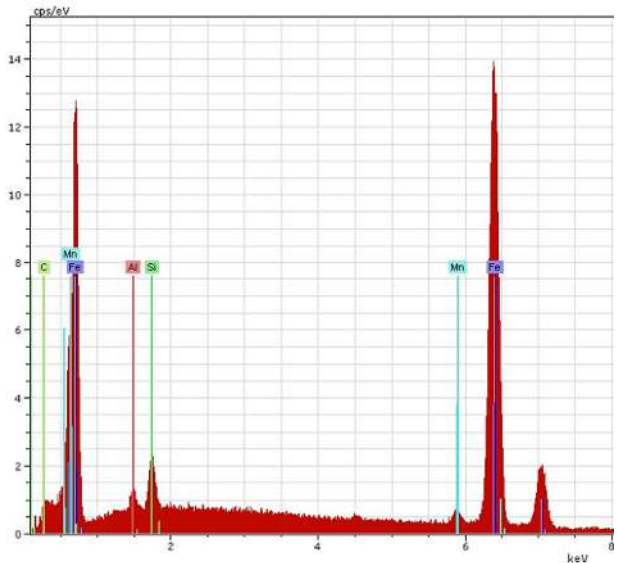
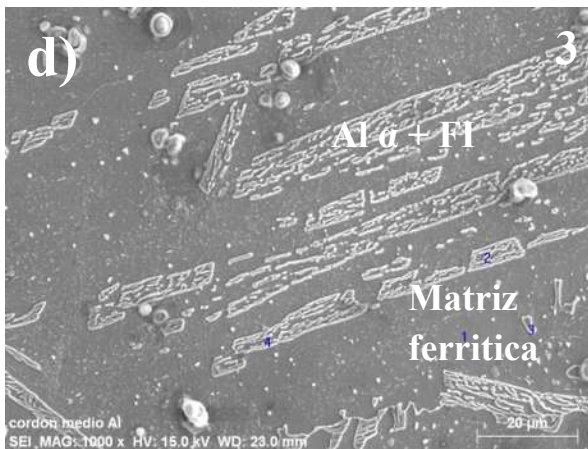




Element	series	[wt.%]	norm. wt.%]
Carbon	K-series	2.806957	2.7868284
Oxygen	K-series	6.80221	6.7534308
Aluminium	K-series	0.32275	0.320436
Silicon	K-series	1.331346	1.3217985
Iron	K-series	87.09985	86.47525
Manganese	K-series	2.359174	2.3422563
	Sum.	100.7223	100



Element	series	[wt.%]	norm. wt.%]
Carbon	K-series	2.005654	1.9347033
Oxygen	K-series	2.167494	2.0908174
Silicon	K-series	1.109405	1.0701595
Iron	K-series	95.62359	92.240851
Manganese	K-series	2.528119	2.438685
Aluminium	K-series	0.233028	0.2247841
	Sum:	103.6673	100



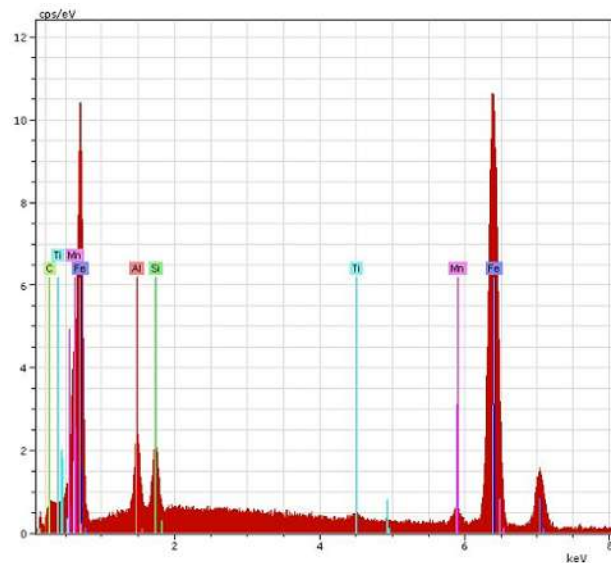
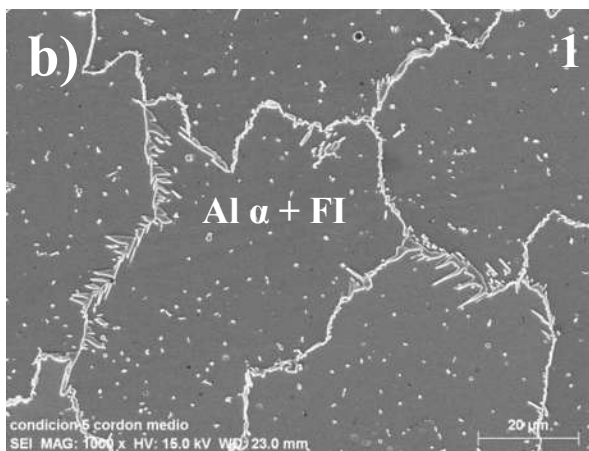
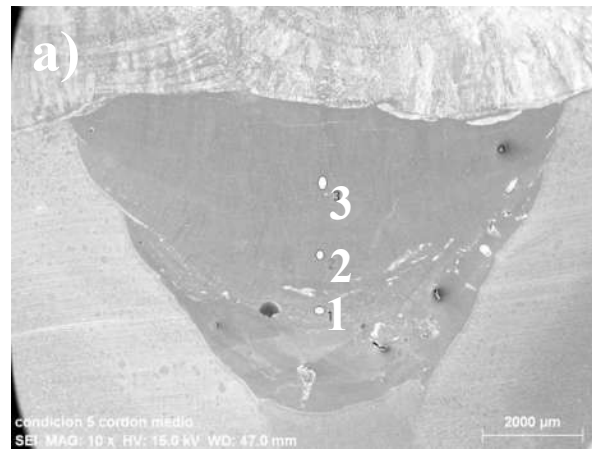
Element	series	[wt.%]	[norm. wt.%]
Carbon	K-series	2.323944	2.33617921
Aluminium	K-series	0.68533	0.68893823
Silicon	K-series	1.871123	1.88097413
Iron	K-series	91.97929	92.4635514
Manganese	K-series	2.616581	2.63035708
	Sum:	99.47627	100

Figura 3.10 a) Diferentes zonas de la condición 4, b) Zona 1 con su respectivo análisis EDS, c) Zona 2 con su respectivo análisis EDS, d) Zona 3 con su respectivo análisis EDS

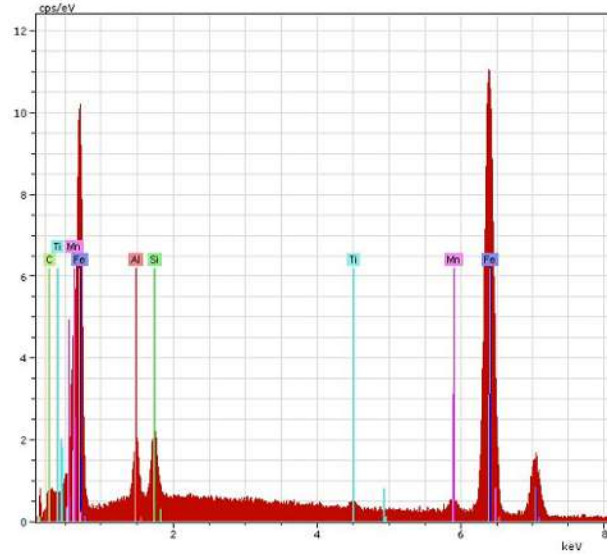
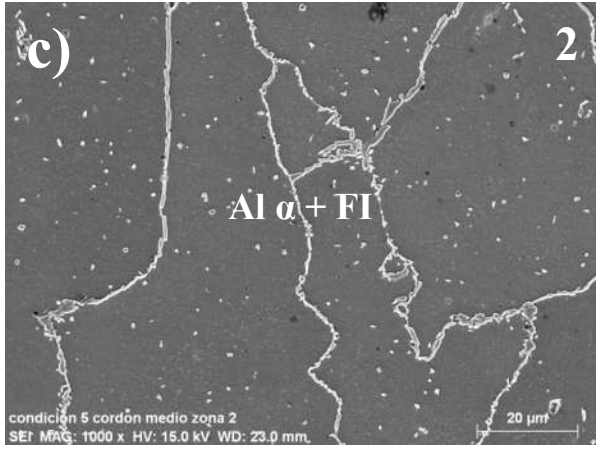
Las microestructuras de la condición 4, figura 3.10a, y sus respectivos microanálisis EDS (Figuras 3.10b, 3.10c y 3.10d) muestran una matriz ferrítica, con porcentajes variados de Al, Si y Mn, siendo las variaciones de aluminio las más marcadas en dichos análisis, debido al porcentaje que fue añadido, que en este caso, fue del 9.5% de Al, suficiente para generar precipitación de fases intermetálicas dispersas en la zona de fusión pero aún en bajo porcentaje para generar una microestructura bien definida propia de una aleación de aluminio. Se aprecia que la morfología en cada zona es diferente, esto debido al proceso de recalentamiento que un proceso de pasadas múltiples conlleva y a los porcentajes de mezcla debido a la fusión y reacomodo de Al en la unión soldada. En todas las zonas se observa una matriz ferrítica con porcentajes variados de perlita y fases precipitadas ricas en aluminio. Las fases presentes en dicha unión, identificadas por medio de difracción de RX, son del tipo;  $Fe_{0.9}Al_{0.1}$ ,  $Fe_{0.9}Si_{0.1}$ ,  $Fe_3Al$ ,  $Al_5Fe_2$ .

El aluminio en la unión se presenta principalmente en forma de partículas esféricas y dispersas embebidas en la matriz, a diferencia de otros elementos de aleación, los cuales están distribuidos uniformemente por toda la matriz ya que son añadidos durante el proceso de fundición.

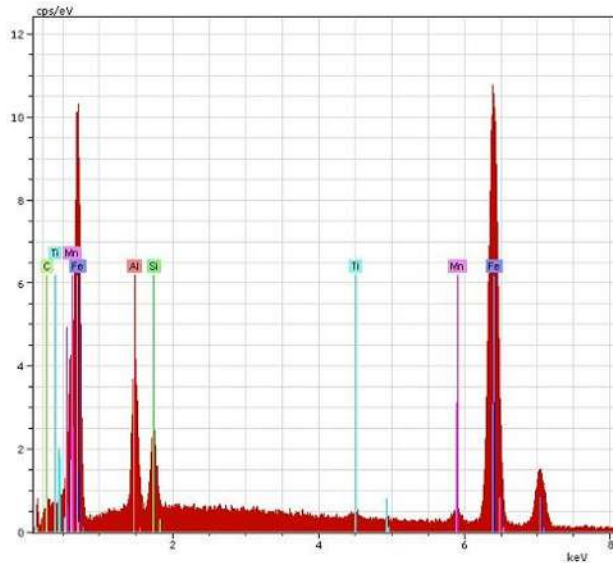
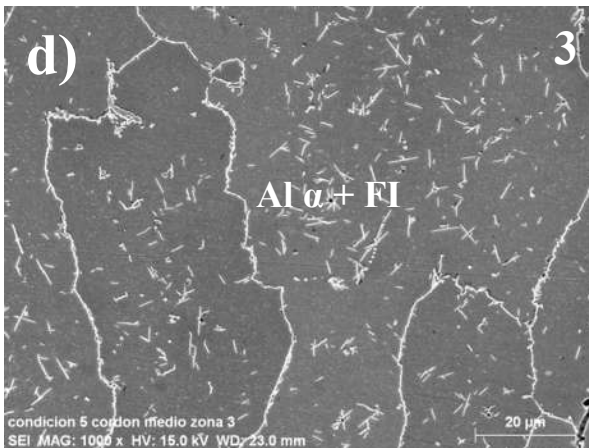
### 3.2.5 Condición de soldadura No 5



Element	series	[wt. %]	[norm. wt. %]
Carbon	K-series	1.370955	1.35495943
Aluminium	K-series	2.866262	2.83281963
Silicon	K-series	2.191478	2.1659087
Iron	K-series	91.59707	90.528348
Titanium	K-series	0.691361	0.68329461
Manganese	K-series	2.463412	2.43466961
	Sum:	101.1805	100



Element	series	[wt. %]	norm. wt. %]
Carbon	K-series	1.316235	1.2746144
Aluminium	K-series	2.288416	2.2160543
Silicon	K-series	2.445104	2.3677873
Iron	K-series	94.03878	91.065196
Titanium	K-series	0.624473	0.6047266
Manganese	K-series	2.552328	2.4716215
Sum:		103.2653	100



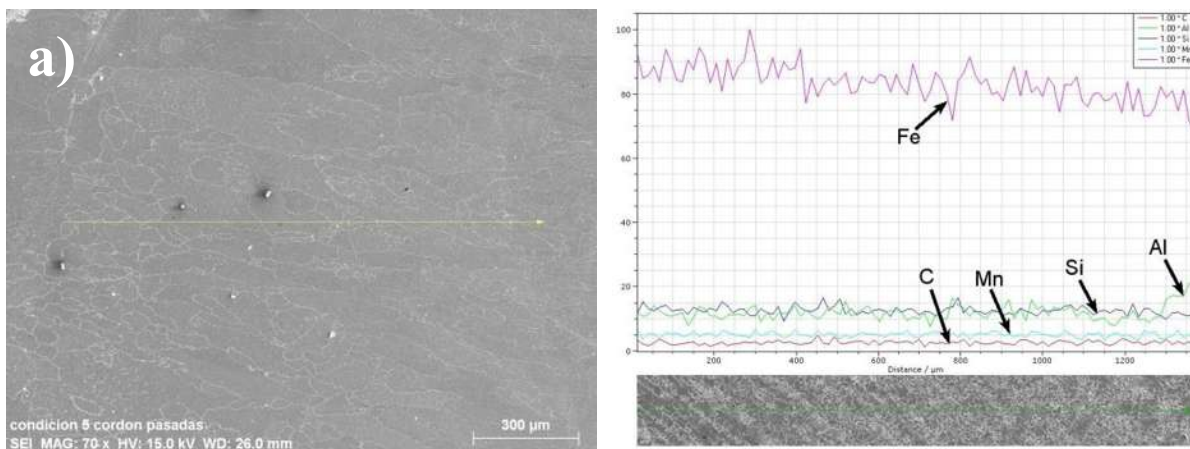
Element	series	[wt. %]	norm. wt. %]
Carbon	K-series	1.250862	1.23004671
Aluminium	K-series	5.527818	5.4358298
Silicon	K-series	2.458981	2.41806077
Iron	K-series	89.49389	88.0046234
Titanium	K-series	0.752301	0.73978198
Manganese	K-series	2.208407	2.17165734
Sum:		101.6923	100



Figura 3.11. a) Diferentes zonas de la condición 5, b) Zona 1 con su respectivo análisis EDS, c) Zona 2 con su respectivo análisis EDS, d) Zona 3 con su respectivo análisis EDS

En la figura 3.11a se observa claramente que el aluminio añadido ocupa un gran volumen en la unión soldada, la adición de Al en la condición 5 oscila alrededor de los 19%, porcentaje suficiente para que se genere una microestructura típica de una aleación de Al. Las figuras 3.11b, 3.11c y 3.11d, exhiben microestructuras compuestas totalmente por matrices de aluminio  $\alpha$ , en cuyos alrededores se manifiestan precipitados del tipo  $\text{Fe}_3\text{SiAl}_2$ ,  $\text{Fe}_3\text{Al}$  y  $\text{Al}_5\text{Fe}_2$ , lo que hace lógico el alto contenido de Al que los microanálisis EDS arrojan en cada zona de unión, la presencia de fases intermetálicas ricas en aluminio fue corroborada por medio de difracción de RX. Hongtao y Jiakun [84] en sus trabajos corroboran la morfología presentada en la figura 3.11d donde se presentan compuestos intermetálicos ricos en aluminio en forma acicular. La morfología y tamaño de grano presente en cada zona están relacionados con las temperaturas alcanzadas y recalentamientos que el proceso de soldadura implica.

### 3.2.5.1 Análisis químico lineal de la condición 5



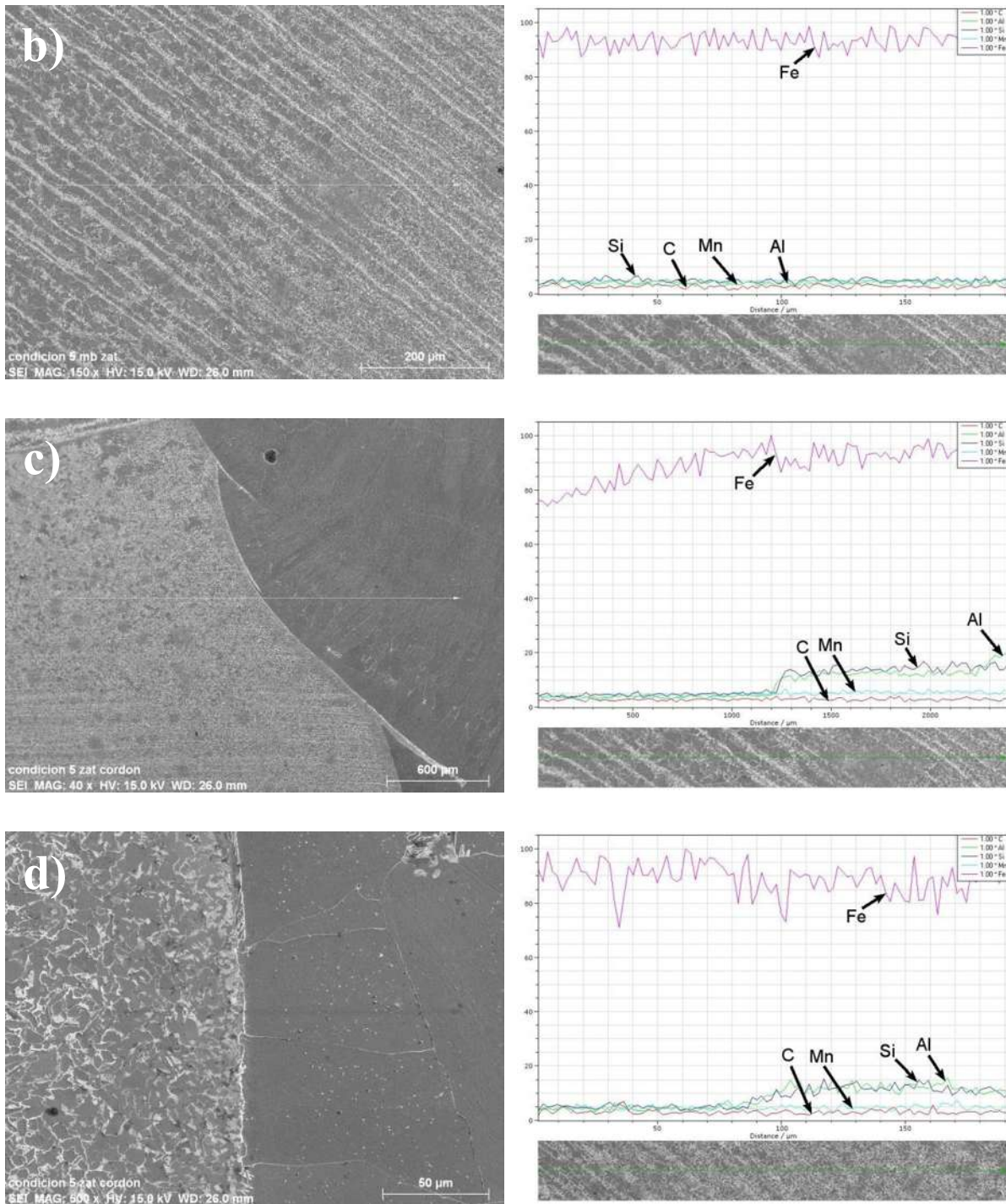
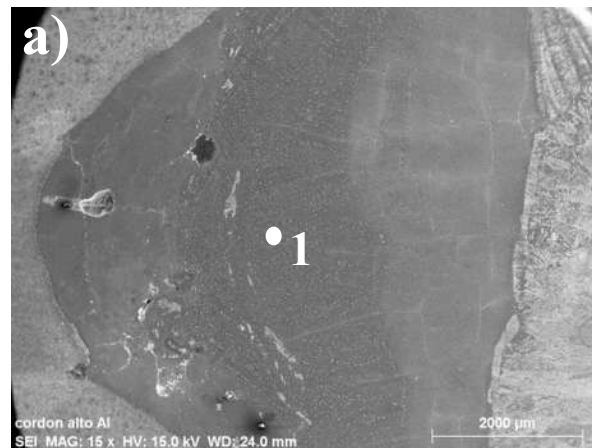


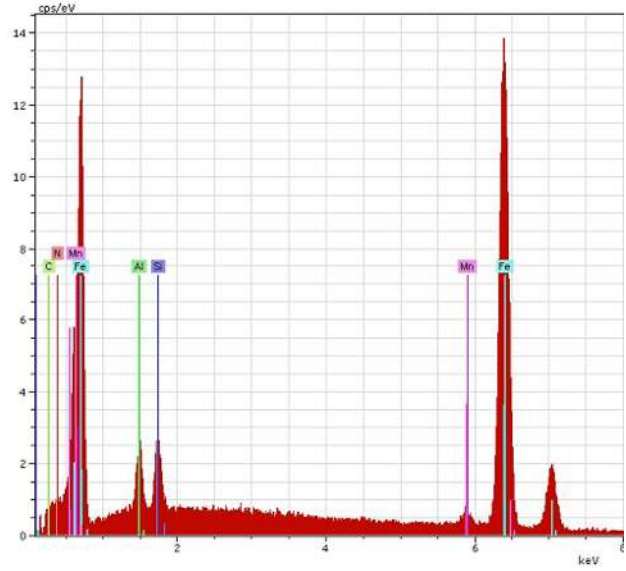
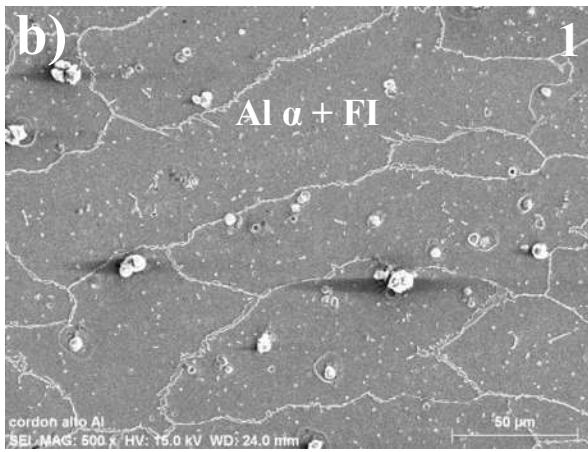
Figura 3.12. Line Scan correspondientes; A) Cordón de soldadura, B) ZAT acero al carbono, C) Interfase ZAT-Cordón de soldadura 40X, D) Interfase ZAT-Cordón de soldadura 500X.

El análisis químico mediante barrido lineal, se llevó a cabo sobre las tres diferentes zonas del cordón de soldadura, zona de fusión (ZF), zona afectada por el calor (ZAT) y material base

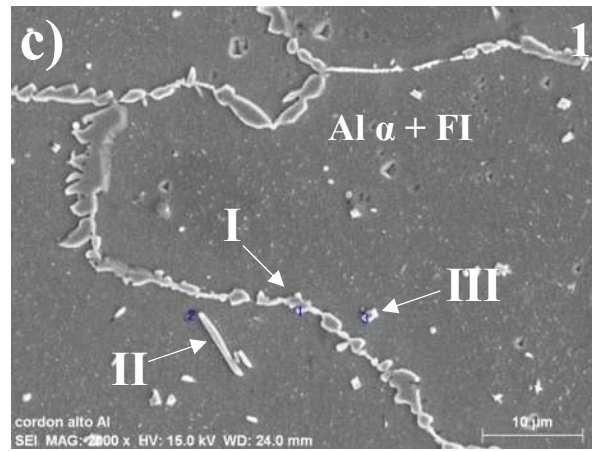
(MB). Los elementos analizados fueron el Fe, Mn, Al, Si y C. En la figura 3.12 podemos observar el comportamiento de dichos elementos en todas las zonas que conforman la junta, la figura 3.12a muestra un comportamiento lineal de elementos químicos, excepto por el Fe, dicho elemento actúa como matriz y existen variaciones en su contenido debido a las fases que forma con el Al. La figura 3.12b exhibe el comportamiento de los elementos en la zona afectada térmicamente del acero al carbono, y se hace evidente que la variación de estos es casi nula debido a la homogeneidad que sus líneas presentan a lo largo del barrido. Las figuras 3.12a y b, muestran la variación de los elementos al cruzar la interfase conformada por la zona afectada térmicamente del acero al carbono y el Al. Son evidentes las variaciones que existen en los porcentajes de composición en la matriz de hierro. Y aún más el aumento en el porcentaje de Si y Al, al cruzar dicha interfase, elevándose del 5% al 15% y 20%, para el Si y Al respectivamente.

### 3.2.6 Condición de soldadura No 6

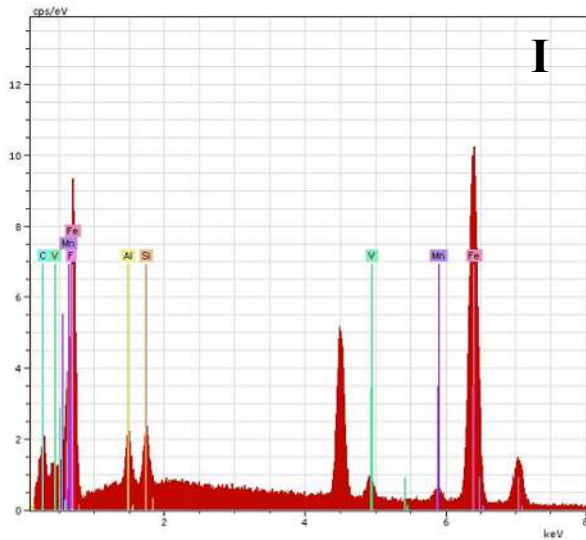




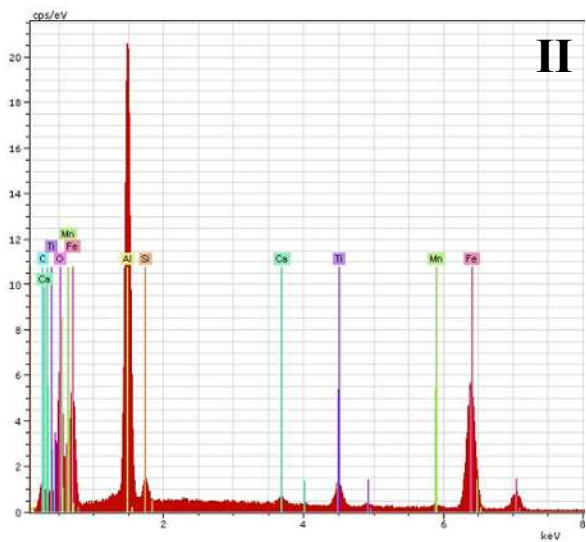
Element	series	[wt.%]	[norm. wt.%]
Carbon	K-series	1.08702064	1.051386469
Nitrogen	K-series	4.88702444	4.72682044
Aluminium	K-series	2.22023816	2.14745542
Silicon	K-series	2.09302187	2.024409466
Iron	K-series	90.5296963	87.56199686
Manganese	K-series	2.57225369	2.487931347
	Sum:	103.389255	100



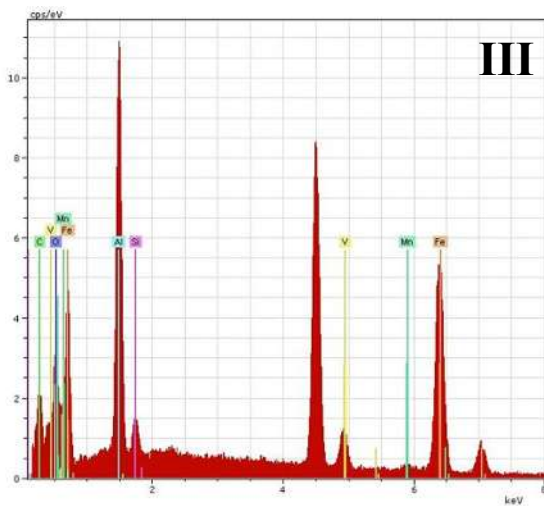




Element	series	[wt. %]	[norm. wt. %]
Carbon	K-series	5.152299	6.10382201
Fluorine	K-series	2.028943	2.40364607
Aluminium	K-series	1.74641	2.06893607
Silicon	K-series	1.725922	2.04466384
Manganese	K-series	2.07718	2.46079251
Iron	K-series	70.01962	82.9507864
Vanadium	K-series	1.660663	1.96735305
	Sum:	84.41104	100



Element	series	[wt. %]	[norm. wt. %]
Carbon	K-series	3.391972	3.692774914
Oxygen	K-series	12.04508	13.11325043
Aluminium	K-series	21.74411	23.67239887
Silicon	K-series	1.150461	1.252485164
Calcium	K-series	0.622731	0.677954848
Titanium	K-series	3.503034	3.813686026
Iron	K-series	49.39689	53.77744975
	Sum:	91.85428	100



Element	series	[wt. %]	[norm. wt. %]
Carbon	K-series	7.706553	11.1714855
Oxygen	K-series	5.712964	8.28156088
Aluminium	K-series	10.5621	15.3109046
Silicon	K-series	0.947711	1.37381042
Iron	K-series	39.87857	57.8083133
Manganese	K-series	1.154219	1.67316522
Vanadium	K-series	3.02203	4.38076004
	Sum:	68.98414	100

Figura 3.13. a) Diferentes zonas de la condición 5, b) Microestructura de la zona central del cordón de soldadura con su respectivo análisis EDS, c) Detalle de la microestructura de rica en AL con sus correspondientes análisis EDS, c-I) EDS y cuantitativo de límite de grano 2000x, c-II) EDS y cuantitativo de partícula tipo aguja 2000x, c-III) EDS y cuantitativo de partícula esférica 2000x.

El porcentaje de Al añadido al cordón de soldadura de la condición 6, supera el 28.5%, lo cual se hace evidente tanto en la microestructura, así como en los resultados del microanálisis EDS, los cuales nos arrojan matrices compuestas totalmente por Al. La condición 6 es análoga a la condición 5 en cuanto a microestructura se refiere, todas las zonas analizadas del cordón central de soldadura están compuestas por una matriz de aluminio  $\alpha$ , en cuyos alrededores precipitan fases intermetálicas ricas en aluminio, tales como;  $Fe_{0.9}Al_{0.1}$ ,  $Fe_{0.9}Si_{0.1}$ ,  $Fe_3Al$ ,  $Al_5Fe_2$ , los cuales se encuentran en mayor porcentaje que en la condición 5, y cuya presencia es nociva para la integridad de la unión soldada, como se puede apreciar en la figura 3.13c. En esta condición se presentan cavidades como las que encontraron Torkamany et al [85] en sus soldaduras.

Este tipo de intermetálicos del tipo  $Fe_xAl_y$  se presentan después del proceso de soldadura siendo estos duros y frágiles, afectando negativamente las propiedades mecánicas del metal de soldadura tal como lo observo Nguyen et al [86] en su trabajo. El nivel de difusión que se presenta en las soldaduras resultó en la formación de distintas fases como las mostradas en la sección de rayos X.

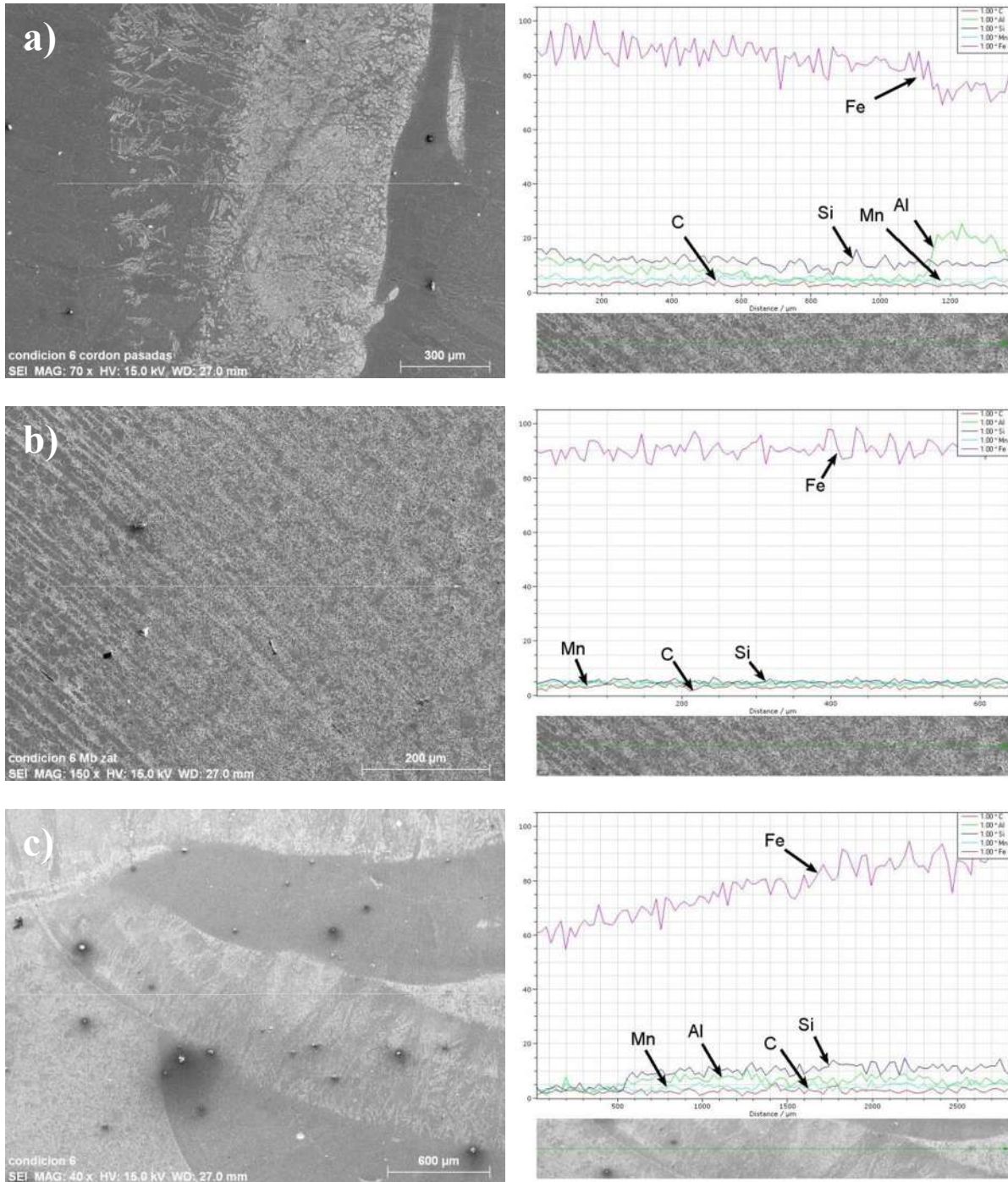
Las diferencias de propiedades térmicas, coeficientes de expansión térmica, su calor específico, el coeficiente de conductividad térmico, parámetros de red diferentes, la amplia diferencia en puntos de fusión (660 °C para el Al y 1497 °C para el Fe) y la casi nula solubilidad del Al en el Fe [87], provoca una gran discrepancia entre los dos metales, generando distorsión, formación de poros y grietas, lo que lleva a la reducción de propiedades mecánicas de la unión soldada.

La solubilidad del hierro en el aluminio es cercana a cero, esto provoca la formación de fases intermetálicas, tales como  $FeAl_3$ ,  $Fe_2Al_5$ ,  $FeAl_2$  y  $FeAl$  que son fases frágiles [88, 89]

La distribución de Al en toda la junta variara siendo en las zonas que cuenten con mayor porcentaje de Al donde se encontraran componentes intermetálicos, mientras que al disminuir el porcentaje de Al dichos compuestos se limitaran a la interfase. La presencia de diferentes

tipos de intermetalicas con diferentes tipos de direcciones cristalográficas genera que la red cristalina interrumpa su orden generando propagación de grietas en estas áreas.

### 3.2.6.1 Análisis químico lineal de la condición 6



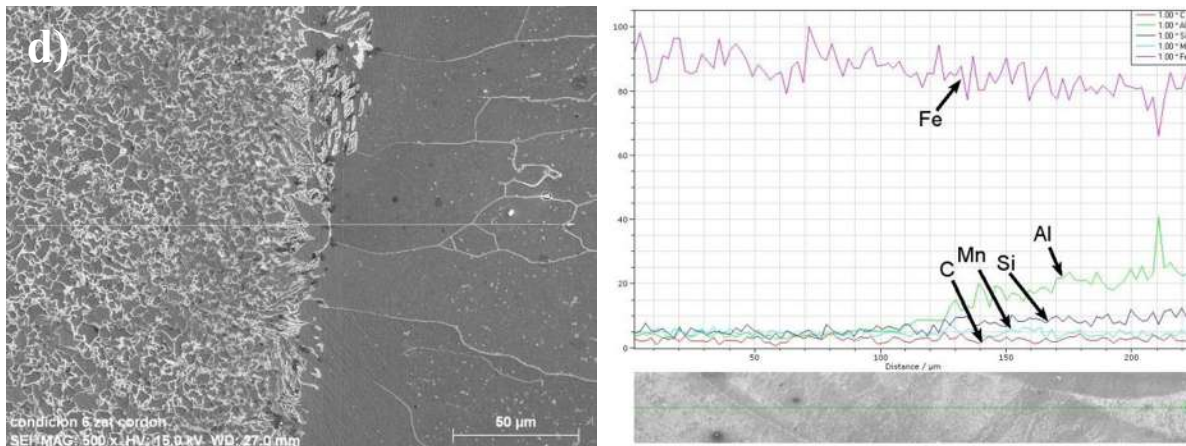


Figura 3.14. Line Scan correspondientes; a) Cordón de soldadura, b) Metal base, c) ZAT, d) Interfase ZAT-Cordón de soldadura.

Por su parte el análisis químico lineal del cordón de soldadura, figura 3.14, muestra que existen variaciones tanto en los contenidos de Al y C, esto debido a la afinidad que ambos elementos presentan para formar fases intermetálicas y lo que hace evidente la morfología presentada en la figura 3.14a al existir diferentes tipos de microestructuras debido a la mezcla entre porcentajes altos de Al y C. La figura 3.14b muestra un comportamiento lineal en la zona del metal base (acero al carbón), en el cual no se muestra ningún tipo de heterogeneidad. Por su parte, parte de la zona afectada térmicamente, hace evidente las mezclas microestructurales que se desarrollaron debido a las heterogeneidades químicas que la condición de soldadura 6 presenta, siendo esta la que mayor porcentaje de Al tiene y que se ve reflejado en el análisis químico lineal al pasar de la ZAT del acero al carbono, a la zona de fusión rica en Al. La figura 3.14d exhibe con mayor detalle el aumento en el porcentaje de Al, al pasar de una zona a otra, al subir del 5% de Al en la ZAT, hasta casi el 40% en la zona de fusión, homológamente el Si muestra un comportamiento ascendente al pasar del 5% al 12% en la zona de fusión.

### 3.3 Microdureza Vickers

Se ensayaron 6 probetas utilizando el equipo haciendo dos barridos a cada uno, el primero a 3 mm de la superficie superior de la placa (corona de la soldadura), el segundo se hizo a la mitad de la placa (1/4") de la superficie inferior tal como lo muestra la figura 3.14. Se realizaron 25



indentaciones por barrido a 1 mm de separación entre cada uno, mostrando los siguientes resultados.

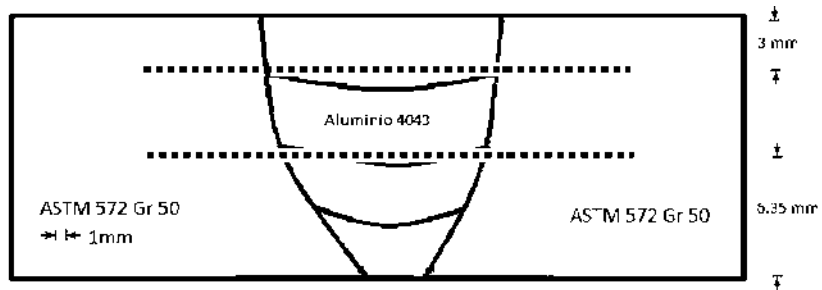


Figura 3.15 Esquema de barridos de microdureza

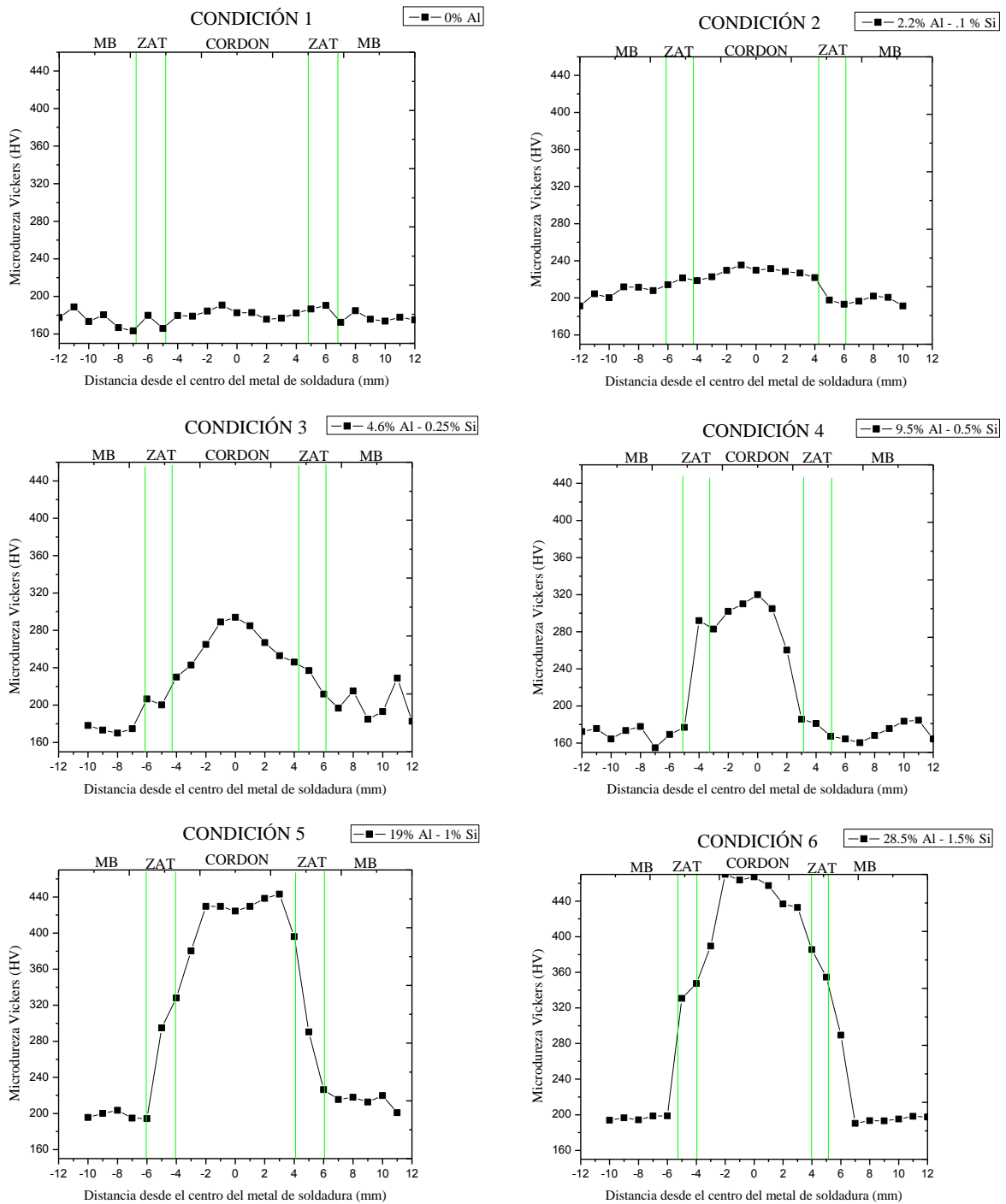


Figura 3.16 Evolucion de la dureza en las 3 principales zonas de la soldadura.

Se observa en la figura 3.15 la evolución que se presentó en el metal de soldadura, al adicionar distintos porcentajes de aluminio, es notable como en la condición 1 se observa una dureza homogénea en la zona del metal base, ZAT y metal de soldadura, dando como promedio de la

unión completa un valor de 178.6 HV y únicamente de la zona del metal de soldadura se obtuvo un valor promedio de 181.5 HV, lo cual nos puede indicar que la soldadura estuvo bien realizada, ya que los valores de dureza entre el metal base y el metal de soldadura no tienen gran diferencia, cuando se realiza una soldadura se espera que las propiedades mecánicas del cordón sean similares a las del metal base para obtener una soldadura exitosa y comportamiento aceptable.

Por otra parte se observa los resultados obtenidos para la condición 2 con 2.2 % de aluminio añadido, es notable como la dureza en la zona del cordón comienza a aumentar, en este caso, se puede deducir que al introducirse aluminio al cordón estos se mezclan creando una solución sólida de aluminio en hierro  $Fe(Al)$ , con lo cual también existe un aumento en la dureza del cordón pero que por su porcentaje no alcanzaría a formar fases intermetálicas. Se obtuvieron valores de dureza promedio de 212.5 HV de la unión completa y solo del metal de soldadura un promedio de 227.17 HV.

Para la condición 3 se observó de nuevo un aumento de dureza en la zona del cordón. Esto debido a la mayor adición de aluminio en el cordón que de nuevo introduce átomos en solución sólida en la matriz, al presentarse un porcentaje de 4. Se obtuvo un valor promedio de toda la unión de 223.84 HV y del metal de soldadura de 263.5 HV. Hasta esta condición se aprecia una soldadura libre de defectos macroscópicos

En la soldadura condición 4, se observa que se alcanzan puntos de dureza de 320 HV con un porcentaje de aluminio añadido de 9.5% lo cual no fue suficiente para la formación de fases intermetálicas de acuerdo al diagrama  $Fe - Al$ , por lo que se encuentra presente una matriz ferrítica con aluminio en solución sólida, presentando una dureza promedio de toda la unión de 206.86 HV y del metal de soldadura de 280.82 HV.

Para la soldadura condición 5, se añadieron 19% de aluminio al metal de soldadura, condición suficiente para la formación de intermetálicos según el diagrama  $Fe - Al$ , las durezas promedio que se alcanzan en esta condición son 298.47 para toda la unión y 411 HV.

En la soldadura condición 6 se presentan las durezas más altas, en esta unión tiene 28.5% de aluminio adicionado donde se alcanzan durezas promedio de 303.2 HV y de 427.8 HV, presentando en mayores cantidades fases intermetálicas.

El aumento de dureza en las distintas condiciones de soldadura se atribuye principalmente a la presencia de aluminio en forma de solución sólida y en forma de fases intermetálicas. Estas fases intermetálicas se presentan según el diagrama de composición a partir del 15% y que presentan altos valores de dureza como lo reporta Rathod et al [90]. Antes de ese porcentaje el aluminio se presenta en solución sólida  $Fe(Al)$  los cuales también tienen como característica una alta dureza. Sin embargo en las primeras condiciones de soldadura se presenta la precipitación de fases intermetálicas esto por el proceso de segregación existente durante el proceso de solidificación durante el enfriamiento de la soldadura, lo cual nos permite tener puntos con un alto porcentaje de aluminio propiciando la formación de dichas fases.

### 3.4 Ensayo de Impacto

Se realizó el ensayo de impacto a cada una de las 24 probetas, teniendo cuatro pruebas para obtener un resultado representativo del experimento cabe destacar que el ensayo se realizó a temperatura ambiente (25°C), que es la temperatura a la cual la mayoría de las aplicaciones son utilizadas.

Tabla 3.1 Valores obtenidos de energía absorbida por ensayo de impacto.

	<b>Prueba 1 (Joules)</b>	<b>Prueba 2 (Joules)</b>	<b>Prueba 3 (Joules)</b>	<b>Prueba 4 (Joules)</b>	<b>Promedio (Joules)</b>
<b>Condición 1</b>	215	232	192	175	<b>203.5</b>
<b>Condición 2</b>	38	70	130	84	<b>80.5</b>
<b>Condición 3</b>	52	55	37	50	<b>48.5</b>
<b>Condición 4</b>	27	43	33	34	<b>34.25</b>
<b>Condición 4</b>	12	6	8	15	<b>10.25</b>
<b>Condición 5</b>	2	2	2	2	<b>2</b>

Se puede observar cual es el efecto que tiene el aluminio adicionado al cordón de soldadura, y como caen los valores de energía absorbida drásticamente al aumentar el porcentaje de aluminio.

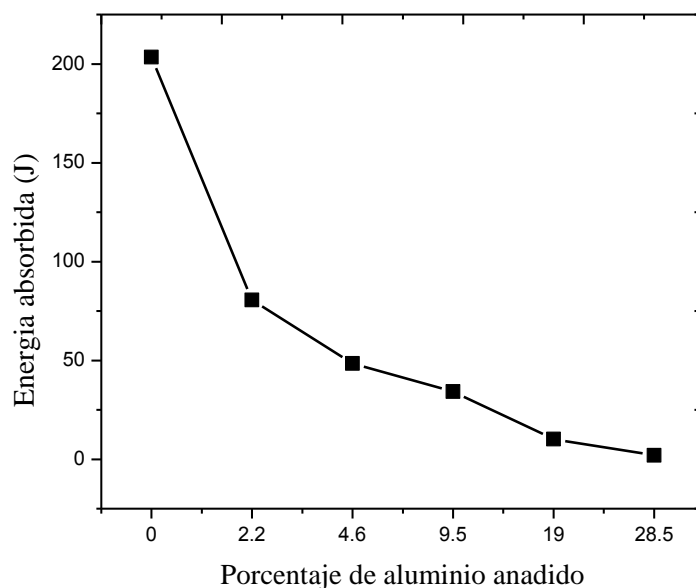


Figura 3.17 Evolucion de la energía absorbida para cada una de las condiciones de soldadura.

Como se observó, el problema principal de la utilización de este material, en presencia de dichas fases intermetálicas, es que presentan una alta fragilización a temperatura ambiente, esto tiene un fuerte efecto en la maquinabilidad y utilización en la industria, los cuales son resultados que corresponden con los publicados por Risanti et al [91]

Se observó cómo, según resultados que se muestran más adelante, la tenacidad del material disminuye con el incremento de tamaño de las segundas fases presentes en el cordón como lo indican también Chen & Yen [92].

### 3.5 Difracción de rayos X.

Se realizaron estudios de difracción de rayos X, donde se estudiaron las 6 probetas en las 6 condiciones, todas ellas se evaluaron con los siguientes parámetros:

1. Rango de barrido:  $35^\circ - 120^\circ$
2. Tipo de haz: Rasante
3. Tamaño de paso:  $0.020^\circ$
4. Numero de pasos: 4153

Cuando se analizaron los difractogramas obtenidos de cada muestra, fue notable que todos ellos tenían una gran similitud, la fase predominante es *ferrita* ( $Fe \alpha$ ) el cual se presentaba en distintas cantidades en la muestra, esto se supuso a partir de la altura de cada pico presentado en los difractogramas. El barrido que se realizó en la muestra no solo fue del área del cordón sino de toda la probeta, de ahí, el pico tan alto de ferrita.

El análisis de los resultados se llevó a cabo con el software Xpert Highscore con el que se indexaron las fases presentes en las muestras. La fase más extensa fue indexada como  $Fe \alpha$  (*ferrita*) teniendo una estructura cristalina cúbica con un grupo espacial  $Im-3m$  (229) y un parámetro de red  $a = b = c = 2.8664 \text{ \AA}$  y un volumen de red  $= 23.551 \text{ \AA}^3$ .

De acuerdo al diagrama de fases  $Fe - Al$  durante el proceso existen 5 tipos de fases intermetálicas que se podrían presentar durante el rango de composiciones disponibles  $Fe_3Al$ ,  $FeAl$ ,  $FeAl_2$ ,  $Fe_2Al_5$  y  $FeAl_3$ . La presencia o no presencia de una fase está determinado por condiciones termodinámicas, mientras menor sea la energía libre de Gibbs de la reacción es más probable su presencia. No todas estas fases se presentaron en nuestro caso, sin embargo se muestran debajo las fases que se lograron indexar satisfactoriamente. Dichas fases precipitadas son formadas a través de procesos de interdifusión [93].

Las fases intermetálicas ricas en  $Fe$  y  $Al$  fueron:

- $Fe_{0.9}Al_{0.1}$  que tiene una red cristalina cúbica, con un grupo espacial  $Im-m3$  (229) y un parámetro de red  $a = 2.8832 \text{ \AA}$
- $Fe_{0.9}Si_{0.1}$  que tiene una red cristalina cubica, con un grupo espacial  $Im-3m$  (229) y un parámetro de red  $a = b = c = 2.86 \text{ \AA}$ , una densidad calculada de  $7.53 \text{ g/cm}^3$

- $Fe_3Al$  que tiene también una red cristalina cúbica, con un grupo espacial Fm-3m (225) y un parámetro de red  $a = 5.78 \text{ \AA}$
- $Al_5Fe_2$  que tiene una red cristalina ortorrómbica con un grupo espacial Cmcm (63) y un parámetro de red  $a = 7.675 \text{ \AA}$ ,  $b = 6.403 \text{ \AA}$ ,  $c = 4.2030 \text{ \AA}$ .

### 3.5.1 Fase $Fe_3Al$

Todos estos aluminuros de hierro presentan composiciones químicas muy similares, y por lo tanto propiedades y comportamientos muy similares, entre sus características principales, es que son duros y muy frágiles, además de presentar una elevada resistencia a la oxidación, corrosión y abrasión.

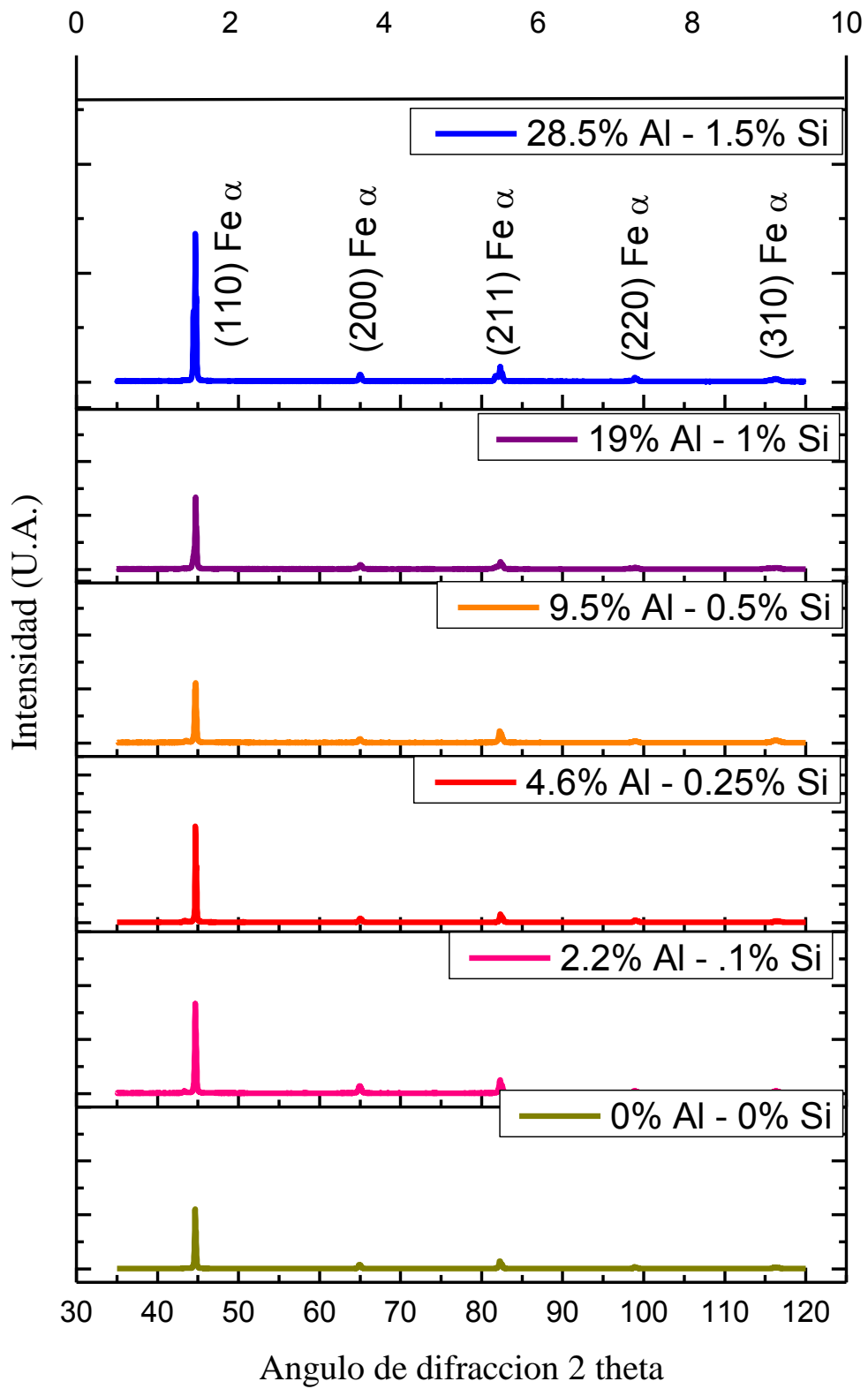


Figura 3.18 Comparación de difractogramas de las 6 condiciones de soldadura



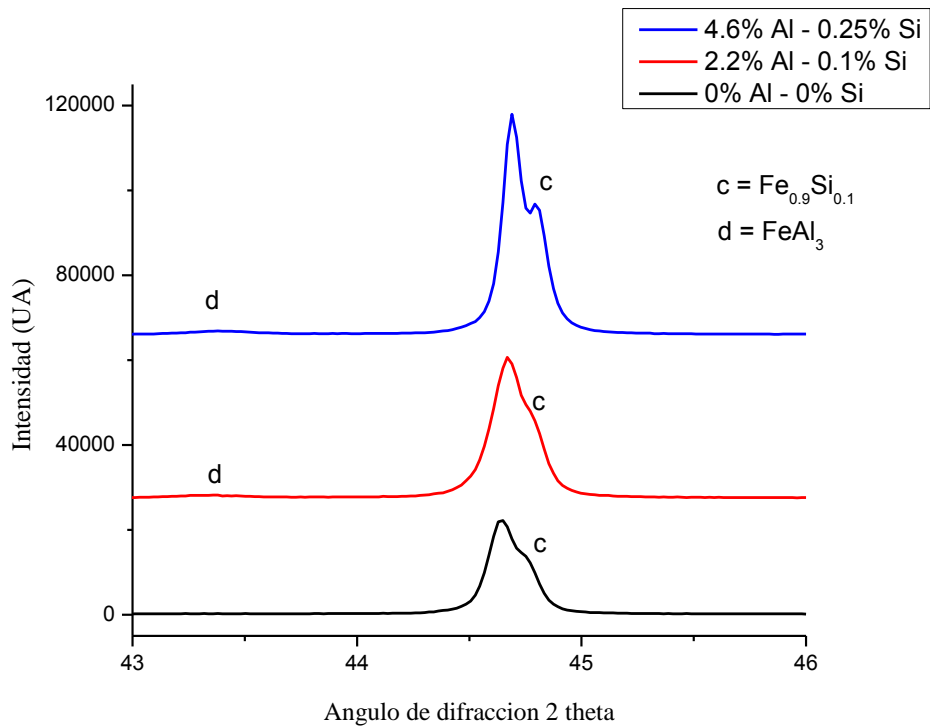
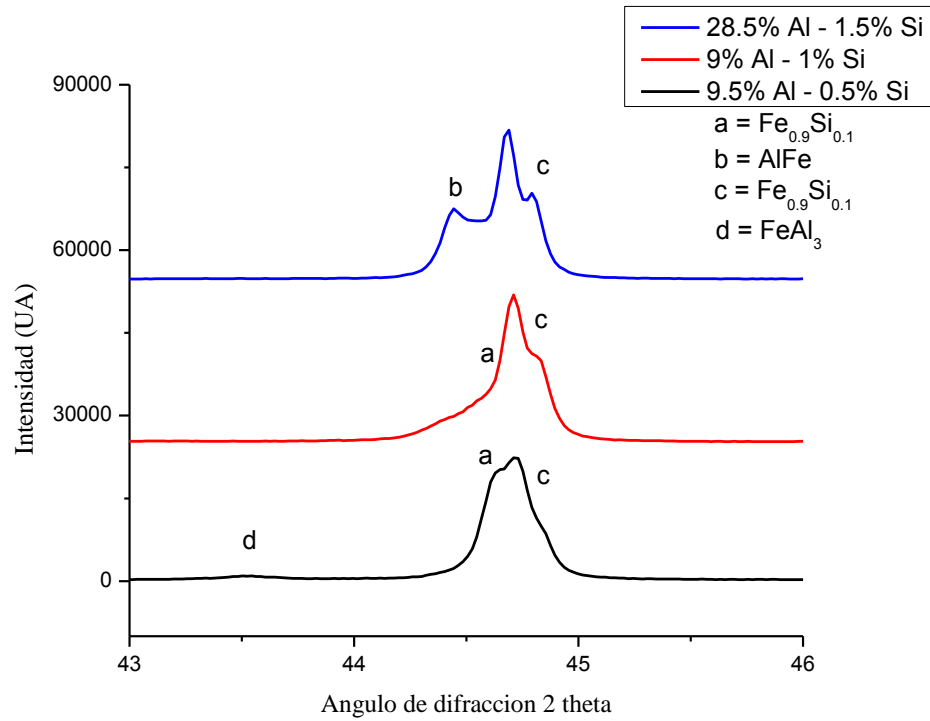


Figura 3.19 Detalle de los difractogramas en el primer pico principal.

La formación de fases  $Fe_xAl_y$  es inevitable, al existir una cantidad excesiva de estos intermetálicos, genera que la unión se fragilice aún más. La pérdida de resistencia en la zona de la unión es uno de los problemas principales debido a la formación de intermetálicos sumamente frágiles.

### **3.6 Potencial Termoeléctrico**

Con estudios anteriores se ha comprobado que la técnica de potencial termoeléctrico es sensible a cambios microestructurales, así como a la presencia de precipitados, texturas cristalográficas y esfuerzos residuales entre otros, así como segregación de algunos elementos como el carbono [94].

Se realizaron mediciones a través del método de punta caliente a cada una de las 6 probetas y condiciones existentes, con dos distintas puntas, oro y cobre, en las tres zonas importantes de la unión (metal de soldadura, zona afectada térmicamente y metal base).

#### **3.6.1 Mediciones de PTE mediante método de punta caliente.**

Una vez realizadas las mediciones por el método mencionado es necesario hacer uso de las ecuaciones de regresión lineal Ec. 2.2 y 2.3 deducidas para el material de cada punta, oro y cobre, en donde se sustituyen los valores de las mediciones relativas para después convertirlos a valores absolutos.

Los resultados de cada una de las mediciones con las diferentes puntas está descrito en las siguientes gráficas.

##### **3.6.1.1 Mediciones de PTE con punta de cobre.**

Se realizaron 75 mediciones en cada zona de la unión con la punta de cobre para disminuir el margen de error, posteriormente se hizo uso de la ecuación de regresión lineal para obtener los resultados en valores absolutos y graficarlos contra las diferentes zonas de la unión.

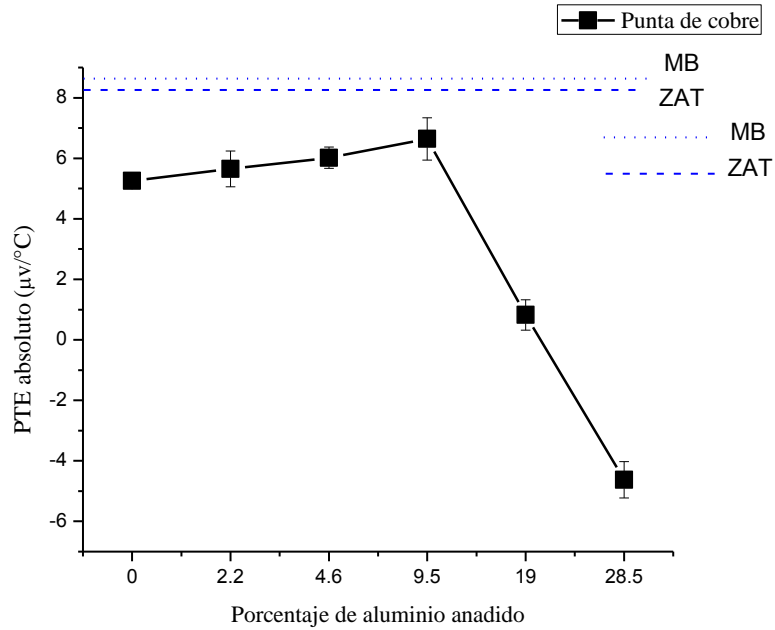


Figura 3.20 Evolución del PTE del metal de soldadura (punta de cobre)

### 3.6.1.2 Mediciones de PTE con punta de oro.

Se realizaron el mismo número de mediciones con la punta de oro y se realizó el mismo tratamiento de datos, para poder obtener los resultados en valores absolutos y poder graficarlos contra las diferentes zonas de la unión.

Las mediciones se realizaron sobre una superficie rugosa, y no se encontró ninguna aportación a las mediciones de PTE tal como lo menciona J. P. Fulton et al. [57]

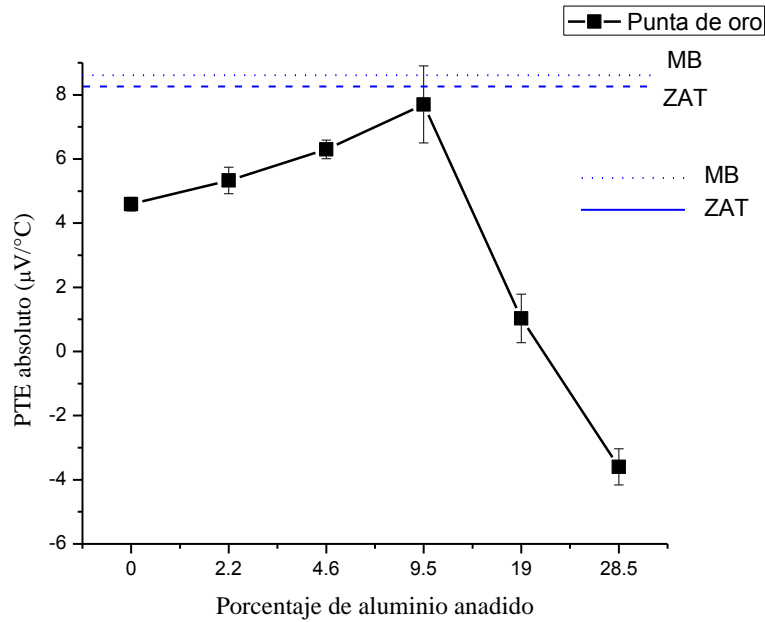


Figura 3.21 Evolución del PTE del metal de soldadura (punta de oro)

El comportamiento de los valores obtenidos durante las mediciones en cada una de las zonas de estudio son iguales con cada una de las diferentes puntas utilizadas, esto debido a que la propiedad física medida, es la misma para cada zona estudiada y es independiente de la punta utilizada.

Las mediciones del cordón se graficaron con respecto a las mediciones obtenidas de la ZAT y MB con fines comparativos), las cuales se muestran con una línea sesgada y una línea punteada en la parte superior de las figuras 3.20 y 3.21. Se muestra como en las mediciones realizadas con las puntas de oro y cobre para estas dos zonas, presentan valores más elevados, con respecto al cordón. Esto debido a que tanto en el MB como en la ZAT no se encontraron modificaciones con respecto a la condición 1 (sin adición de aluminio), los valores permanecieron con mínima variación, este resultado es representativo del conjunto de variables que pueden modificar su PTE, como composición química, microestructura, átomos en solución sólida y precipitación de fases, sin embargo es muy complicado aislar el efecto de cada una de las variables y determinar de manera cuantitativa su valor.

En el caso del mayor valor del MB y ZAT, esto se atribuye al decremento de PTE en el metal de soldadura, por efectos de precipitación de segundas fases, esto conlleva a una disminución

de átomos en solución sólida que tienen un efecto negativo en el PTE como muestra la tabla 3.2 donde se muestra el efecto negativo que sobre el PTE la mayoría de los elementos presentes en el metal de soldadura.

Se encontró también que aunque existe una diferencia entre los valores medidos de PTE entre la ZAT y el MB, es muy pequeña, teniendo un comportamiento muy similar al obtenido por Y. D. Park et. al [95].

Se procedió también a relacionar los valores de dureza con los resultados obtenidos de PTE [95]. Con estos resultados, se puede observar que la variación que tiene la técnica de PTE principalmente en la zona del cordón es considerable y bastante sensible ya que logra detectar los cambios de composición química y microestructurales que se tienen, además de observarse que prácticamente queda sin variación en el metal base el cual es el mismo en todas las probetas, lo cual nos indica que las mediciones se realizaron de manera correcta.

Para el caso de la evaluación de fenómenos presentados en cada una de las distintas condiciones se inició con el análisis de los valores de PTE absolutos, obtenidos y presentados en las figuras 3.20 y 3.21 donde se observa un incremento conforme el porcentaje de aluminio añadido aumentaba, sin embargo al llegar a la probeta condición 5 y 6 con 20% y 30% de aluminio añadido respectivamente, se presenta una caída brusca en el valor de PTE absoluto para ambas condiciones siendo aún más brusca para la condición 6.

Para la explicación de este fenómeno primero se observó que en las primeras 4 condiciones el incremento era lineal por lo cual esto se atribuye al incremento de la precipitación de fases ricas en Al (tipo  $\alpha'$  y  $\beta$ ) que son coherentes con la matriz. Después se observó un decremento brusco a partir de la condición 5.

El incremento de precipitados coherentes con la matriz tiene un efecto positivo en PTE [67], aunque en otros sistemas existe la posibilidad de que disminuyan [96], esto debido a que se produce una gran cantidad de tensiones elásticas en la matriz lo cual modifica la medición. En el caso de los precipitados incoherentes estos no producen modificaciones internas en la matriz ya que estos actúan como vacíos en la matriz los cuales no afectan la medición [97].

El incremento en el TEP de las primeras condiciones se atribuye a la precipitación de aluminio y algunos otros precipitados, principalmente de Ti, Ni. Por si solos, los átomos de aluminio tiene un efecto negativo en el PTE del hierro, al producirse precipitación de dicho elemento, provoca una disminución de átomos en solución sólida, incrementando el PTE del hierro. En la tabla 3.2 se puede observar el efecto producido por diferentes elementos cuando se encuentran en solución sólida [63].

El efecto de estos elementos en solución sólida en el hierro fueron establecidos basándose en la ley de Gorthner – Norheim [98] la cual puede describirse de esta manera:

$$\Delta S_{ss} = \sum K_i [i]_{ss}$$

Donde:

$[i]_{ss}$  Representa el contenido del elemento  $i$  en solución solida

$K_i$  Es un coeficiente que relaciona el contenido de dicho elemento en solución solida con su contribución al PTE del hierro puro.

Tabla 3.2 Coeficientes  $K$  de algunos elementos aleantes dados en  $\mu V/^\circ C$

$K_C$	$K_{Ni}$	$K_{Al}$	$K_{Mo}$	$K_{Cr}$	$K_{Mn}$	$K_{Si}$	$K_{Cu}$
-45	-24	-30	-3	+3	-6.8	-0.74	2.1

Se puede asumir también que la modificación en los valores de PTE también es causado por la presencia de átomos sustitucionales presentes en la red, mientras exista una mayor distorsión de la red, existe un mayor cambio en PTE [99]. En este caso los átomos sustitucionales típicos de los aceros microaleados se convierten en nuevos centros de dispersión para los electrones y fonones [61]

La presencia de un pequeño porcentaje de silicio proveniente de la varilla de aluminio 4043 usado como metal de aporte y por sí mismo del metal base, provoca una disminución en la

energía de activación promoviendo la difusión de Al en Fe y esto provoca a su vez un incremento en la precipitación de fases del tipo  $Fe_xAl_x$ . Resultados similares fueron obtenidos por Miki y Varlimont e Ito et al. [100, 101]

Se realizó un estudio comparativo por medio de imágenes con el software Sigma Scan PRO con el fin de cuantificar el porcentaje de fase intermetálica presente en cada soldadura, resultando los siguientes porcentajes promedio.

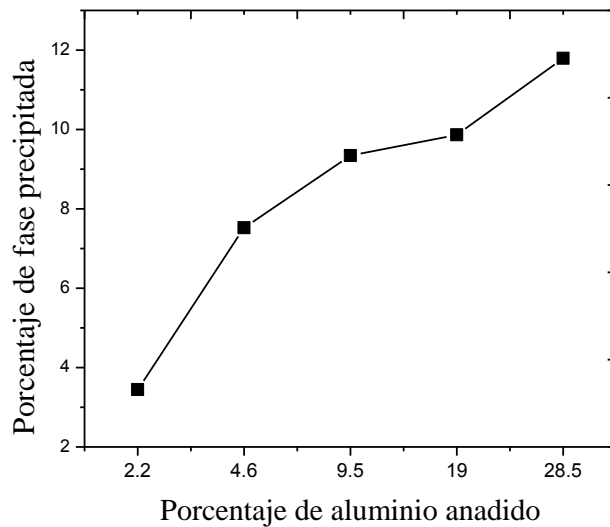


Figura 3.22 Variación del porcentaje de fase, presente en las distintas condiciones de soldadura.

Se analizaron 3 imágenes distintas de cada soldadura con el fin de obtener un resultado representativo de la muestra, para cada una se realizó el mismo análisis y en las mismas condiciones.

Se puede observar cómo el incremento es constante para cada muestra, lo que es visible en las microestructuras, dando como resultado una mayor presencia de fases intermetálicas ricas en Al – Fe – Si.

Para efectos de comparación, en la figura 3.23 se muestra la evolución de las microestructuras, mostrando el incremento de la fracción de fase precipitada conforme el porcentaje de aluminio

fue incrementado. Se puede observar como el tipo de precipitados se engrosa cada vez más, siendo desde pequeñas partículas esféricas, hasta llegar a transformarse en una microestructura con partículas esféricas en agujas, las cuales efectivamente tienden a ser puntos de nucleación para micro fracturas.

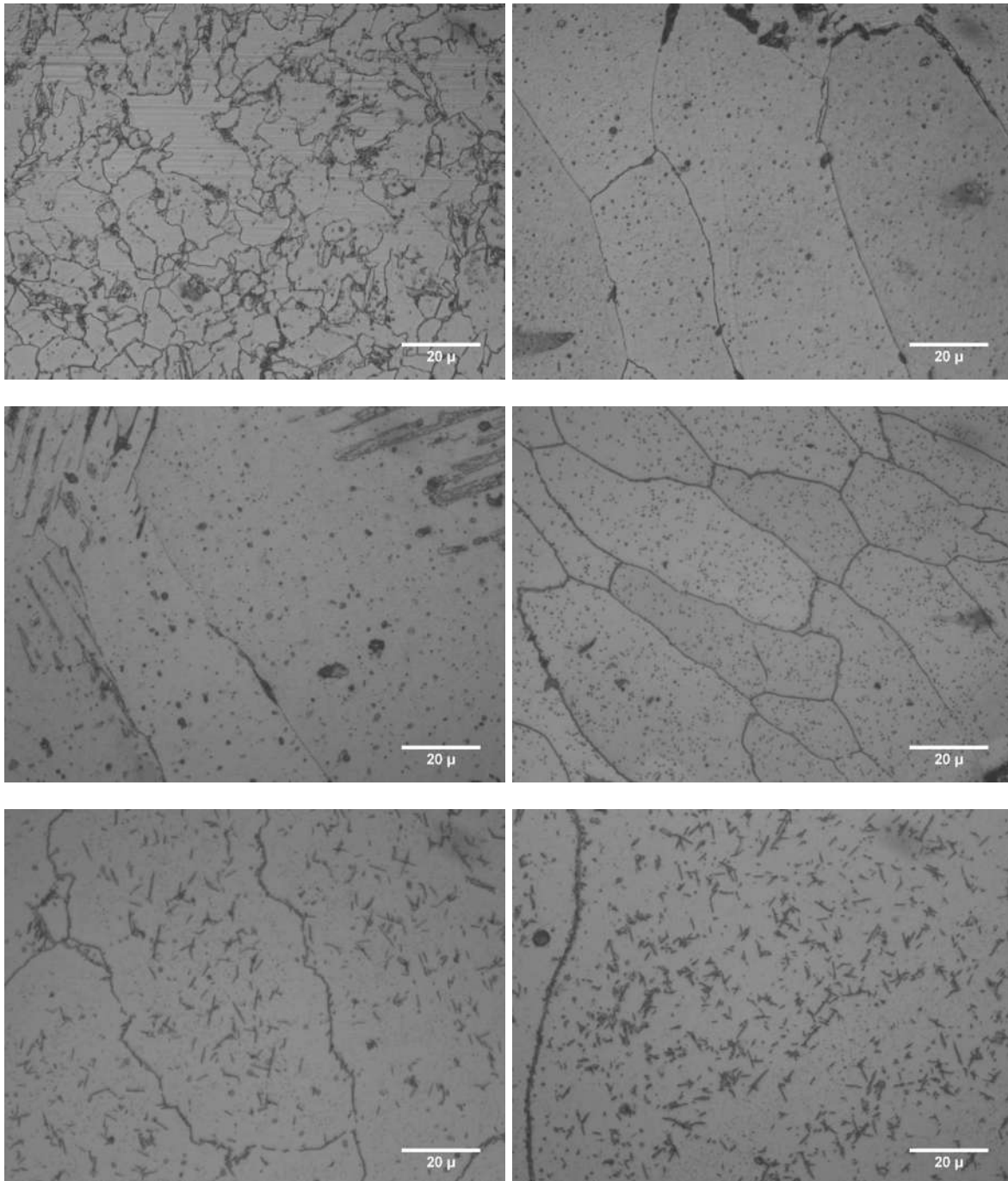


Figura 3.23 Evolución de las fases intermetalicas Fe-Al-Si



Se observa como en las dos últimas condiciones se presentan grietas de tamaño considerable, a lo cual atribuimos la caída brusca en los valores de las mediciones de PTE. Esto se justifica debido a que dichas grietas actúan como un conjunto de huecos alineados en la matriz, produciendo una disminución tanto en la velocidad como en la dirección de los electrones al paso por la microestructura. Hasta el momento no está explicado totalmente este fenómeno, sin embargo, podría darse debido a que los electrones al encontrarse con un defecto de este tipo, tengan que rodearlo, produciendo una caída en la medición.

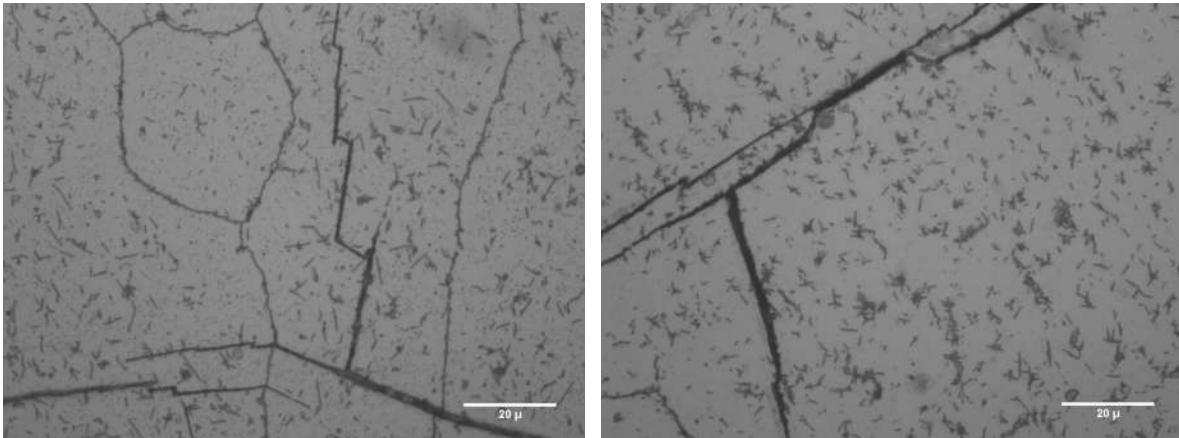
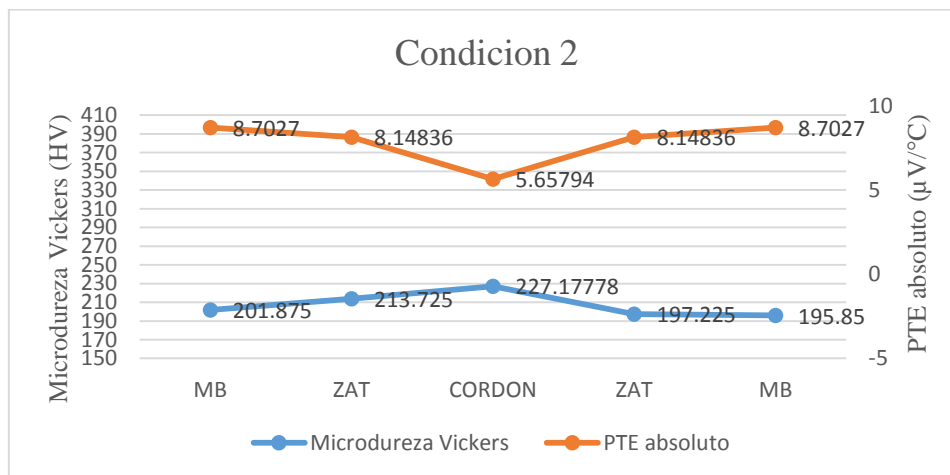
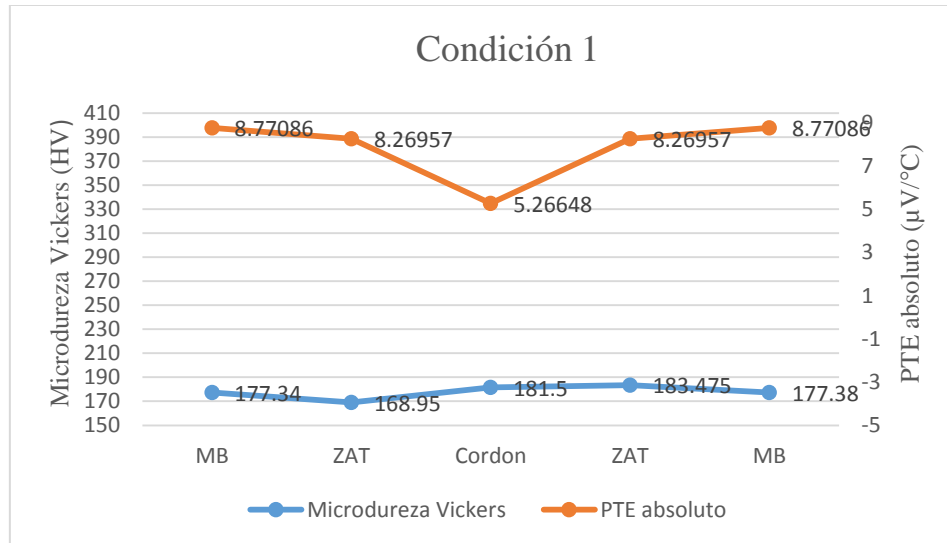


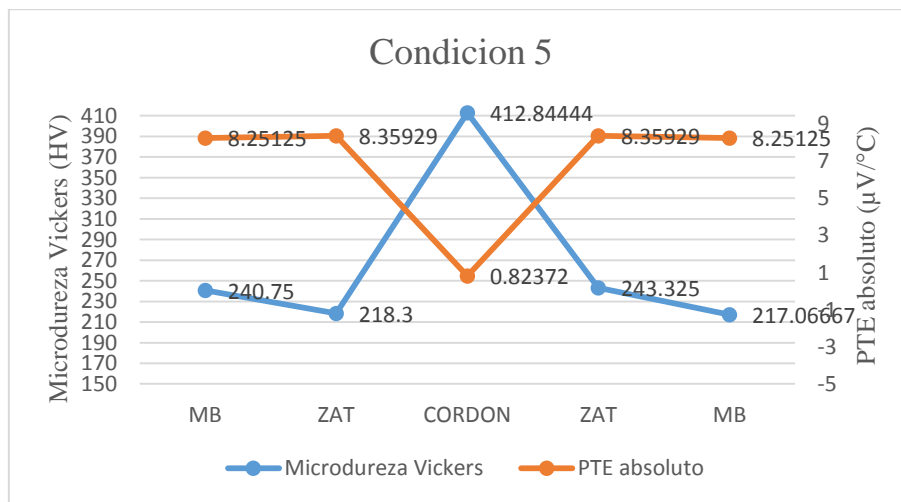
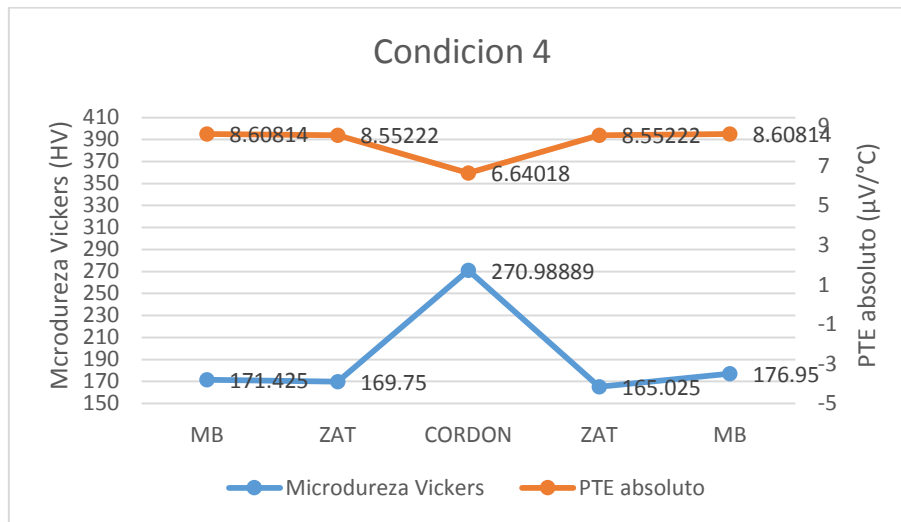
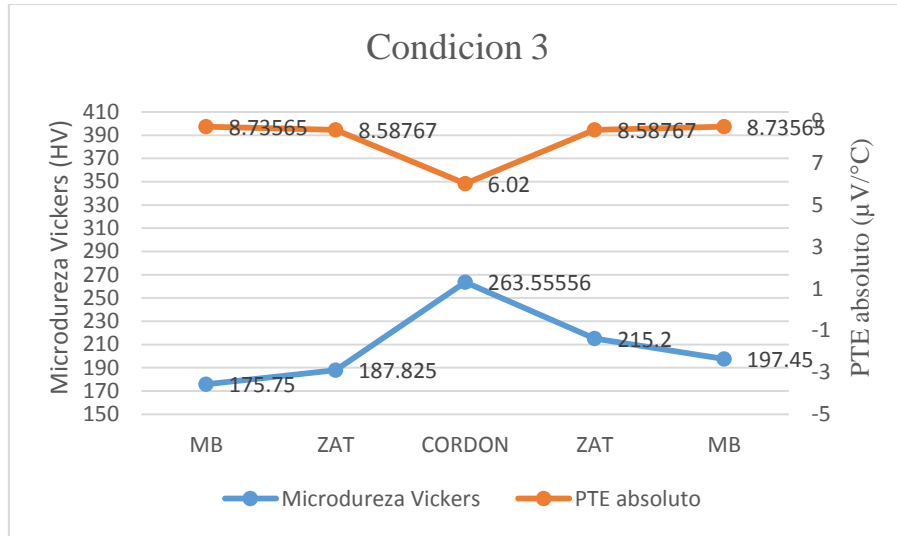
Figura 3.24 Fracturas presentes en las condiciones 5 y 6 de soldadura.

Por otro lado, se observa un comportamiento, igual al reportado por Darren Sun et al. [102] donde existe una caída brusca en los valores de PTE. Esto en función del aumento de la temperatura del tratamiento de solubilidad, ellos variaron la temperatura de solubilidad, desde los 440 hasta los 580 °C. Ellos observaron una caída brusca en los valores de PTE a partir de los 500°C, provocando que los constituyentes de la aleación entre en solución sólida, lo cual justifica la caída que obtuvieron, siguiendo un patrón igual al que obtuvimos en nuestro trabajo. En nuestro trabajo se presentó una precipitación de fases ricas en átomos de aluminio, por lo cual existe un aumento en el PTE de las primeras cuatro condiciones. De esta manera podemos justificar la primera parte del comportamiento que obtuvimos.

Por otra parte, se observó que pequeñas variaciones de tamaño de grano en el metal de soldadura como lo indican las figuras, modifican aunque de manera pequeña, y negativamente el PTE del metal de soldadura conforme aumenta el tamaño de grano, tal y como lo expresan otros investigadores otros sistemas metálicos [103].

Se encontró una fuerte correlación entre las mediciones de PTE con los valores obtenidos en microdureza Vickers como lo demuestra también en su trabajo J.P. Fulton et. al [57]





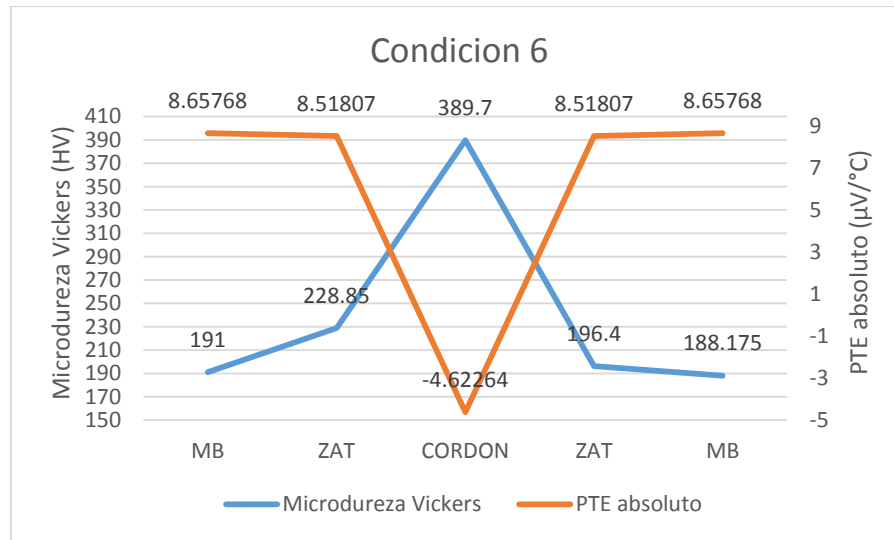


Figura 3.24 Evolución del comportamiento PTE vs microdureza.

Por medio de las gráficas mostradas arriba, se puede observar el comportamiento y relación existente entre las mediciones de potencial termoeléctrico y microdureza. La gráfica de PTE (línea naranja) presenta un sentido contrario a las mediciones de microdureza (línea azul) registradas a través del cordón de soldadura, dando picos máximos y mínimos en la parte central del cordón. La dureza del cordón es afectada por la precipitación de fases ricas en aluminio, donde se llegan a alcanzar picos de hasta 470 mPa en la zona central.

Las mediciones de PTE absolutas del cordón de soldadura muestran un comportamiento que va en decremento con relación a los valores obtenidos del metal base y de la ZAT, ya que estos se mantuvieron estables y prácticamente sin variación en todas las condiciones, esto de acuerdo a que la precipitación tiene un efecto positivo al irse incrementando e irse dando la modificación de planos cristalinos en la red los cuales modifican el camino que siguen los electrones al paso por la matriz.

Existe una clara diferencia entre el PTE absoluto de la soldadura con respecto al metal base y la ZAT, en cada una de las muestras el cual puede verse desde dos puntos de vista. Si se evalúa únicamente el desarrollo de cada medición realizada sobre el cordón de soldadura, es visible que el valor absoluto arrojado por el equipo va incrementándose hasta la muestra cuatro, ya que a partir de este momento existe una caída drástica en las mediciones incluyendo un cambio de signo, la primera fase del comportamiento es atribuida a que, conforme el porcentaje de aluminio

añadido se incrementa, se genera una mayor precipitación de fases ricas en aluminio, los cuales al ser del tipo  $Al_xFe_x$  presentan coherencia con la matriz, dejando los planos cristalinos de la matriz alineados con los átomos del precipitado, estos al ser de mayor tamaño producen distorsión en la red, lo cual provoca un cambio en la velocidad de los electrones y fonones atravesando la matriz, a continuación se produce una caída brusca en el PTE lo cual es atribuido a que en las condiciones 5 y 6, donde existe una mayor cantidad de aluminio añadido, 20 y 30% Al en peso respectivamente, se presentan fracturas en el cordón, defecto que actúa como obstáculo para los electrones viajando por la matriz ya que estos tienden a rodear el obstáculo de manera que puedan llegar a la punta fría, reduciendo drásticamente el PTE.

Por otro lado, también se puede analizar el comportamiento del PTE del cordón de soldadura con respecto a los valores obtenidos del metal base y de la ZAT. En las 6 condiciones estudiadas se presentan un comportamiento muy similar tanto en metal base como en la ZAT, dando como resultado valores entre 8 y 9  $\mu V/^{\circ}C$ , por lo tanto se observa una disminución bastante marcada en la zona del cordón de soldadura. Haciendo una observación general podemos ver como el PTE del cordón se va incrementando conforme aumenta el porcentaje de aluminio añadido. Cabe destacar que mientras el PTE del cordón se incrementa, la microdureza aumenta en la zona del cordón, debida al efecto endurecedor por efectos de precipitación, esto va de la mano con un efecto fragilizante bastante marcado conforme el aluminio presente aumenta.

## CONCLUSIONES

A partir de los estudios realizados en las uniones fabricadas y de acuerdo a la experimentación realizada, se puede concluir lo siguiente:

1. Se observaron grandes problemáticas al realizar el proceso de unión, presencia de poros, falta de fusión y fracturas en el cordón fueron comunes conforme el porcentaje de aluminio se incrementaba, esto debido a las diferencia marcada de propiedades de los dos elementos (punto de fusión, coeficiente de expansión térmica, solubilidades) etc.
2. Se observó también la precipitación de fases intermetálicas ricas en Fe – Al – Si presentes en la matriz Fe - Al, formadas durante el proceso de solidificación, que afectan fuertemente el desempeño de la unión haciéndolo inutilizable para cualquier aplica.
3. Se observó segregación de precipitados a los límites de grano debido a la mayor energía que presentan respecto a otros puntos de la matriz.
4. Se observó un incremento de la dureza principalmente en la zona del cordón, alcanzando picos de dureza de 470 HV lo cual corresponde a algunas fases intermetálicas presentes.
5. Se confirmó la sensibilidad de la técnica de potencial termoeléctrico a cambios microestructurales y de composición química, con la cual se observó la evolución de los resultados con respecto al porcentaje de aluminio adicionado a la soldadura, siendo también bastante sensible a defectos como fracturas, lo cual concluimos tiene un fuerte efecto sobre las mediciones de PTE, disminuyéndolo de forma drástica.
6. Microfracturas han sido encontradas en las condiciones 5 y 6 de las soldaduras, estas formadas a partir de las fases intermetálicas duras con diferentes coeficientes de expansión térmica, dando lugar a su propagación.

## REFERENCIAS

1. Avazkonandeh-Gharavol, M.H., M. Haddad-Sabzevar, and A. Haerian, *Effect of copper content on the microstructure and mechanical properties of multipass MMA, low alloy steel weld metal deposits*. Materials & Design, 2009. **30**(6): p. 1902-1912.
2. Jaber, F.S. and A. Kokabi, *Influence of nickel and manganese on microstructure and mechanical properties of shielded metal arc-welded API-X80 steel*. Journal of materials engineering and performance, 2012. **21**(7): p. 1447-1454.
3. Beidokhti, B., A. Koukabi, and A. Dolati, *Influences of titanium and manganese on high strength low alloy SAW weld metal properties*. Materials Characterization, 2009. **60**(3): p. 225-233.
4. Avazkonandeh-Gharavol, M., M. Haddad-Sabzevar, and A. Haerian, *Effect of chromium content on the microstructure and mechanical properties of multipass MMA, low alloy steel weld metal*. Journal of materials science, 2009. **44**(1): p. 186-197.
5. Bose-Filho, W., A. Carvalho, and M. Strangwood, *Effects of alloying elements on the microstructure and inclusion formation in HSLA multipass welds*. Materials characterization, 2007. **58**(1): p. 29-39.
6. Li, H.-f., D.-y. YU, and J.-s. ZHENG, *Performance and Application of Hot dip Aluminized Steel [J]*. Materials Protection, 2001. **5**(009).
7. Suehiro, M., et al., *Properties of Aluminized Steels for Hot-Forming*. 2003, SAE Technical Paper.
8. Bangaru, N. and R. Krutenat, *Diffusion coatings of steels: Formation mechanism and microstructure of aluminized heat-resistant stainless steels*. Journal of Vacuum Science & Technology B, 1984. **2**(4): p. 806-815.
9. Bindumadhavan, P., et al., *Aluminizing and subsequent nitriding of plain carbon low alloy steels for piston ring applications*. Surface and Coatings Technology, 2000. **127**(2): p. 251-258.
10. Silva, J.Z., *Tratamiento Termomecánico y Soldabilidad de un Acero Microaleado al Nb, v y Ti*, in *Instituto de Investigaciones Metalúrgicas*. 1999, UMSNH: Morelia Mich.
11. Avner, S.H., J.L.E. Haen, and G.B. Mejía, *Introducción a la metalurgia física*. 1966: McGraw-Hill.
12. Illescas Fernández, S., *Estudio del efecto de los elementos microaleantes en un acero HSLA*. 2007.
13. Desy, A., *Optimization of Composition and Rolling Variables of Tough, Ductile and Readily Weldable Medium Strength(30-42 KGF/Sq. MM Y. S.) Low-Cu-Nb Steels*. Trans. Iron Steel Inst. Jap., 1974. **14**(3): p. 139-154.
14. Gale, W.F. and T.C. Totemeier, *Smithells metals reference book*. 2003: Butterworth-Heinemann.
15. Davis, J., *Metals Handbook: Desk Edition 2nd edn (Materials Park, OH: ASM International)*. 1998.
16. Gladman, T. *HSLA steels: processing, properties and applications*. in *Tither G, Zhang S. Proc. 2nd Int. Conf. on HSLA Steels*. 1992. TMS-AIME, Beijing.
17. Gladman, T. *HSLA steels: processing, properties and applications*. in *Proc. 2nd Int. Conf. on HSLA Steels, G. Tither and S. Zhang, eds, Beijing, TMS—AIME, Warrendale. PA*. 1992.
18. Marconi, C., et al., *Influencia del Calor Aportado y Metal de Aporte Sobre las Propiedades Mecánicas y la Microestructura de Juntas Soldadas por FCAW de Acero Microaleado de Alta Resistencia*. Soldagem & Inspeção, 2015. **20**(2): p. 148-159.
19. Smith, R.M., *Structural aspects of the hot working of vanadium and niobium high strength low alloy steels*. 1987.
20. Adamczyk, J., *Development of the microalloyed constructional steels*. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 2006. **14**(1-2): p. 9-20.

21. Salvador, M.V., *Soldabilidad de aceros HSLA termogalvanizados para aplicaciones automotrices*, in *Facultad de Ingenieria Mecanica* 2004, Universidad Autonoma de Nuevo Leon. p. 200.
22. Antonio, F.M.J., *Propiedades a impacto de aceros microaleados*, in *Facultad de Ingenieria Mecanica y Electrica*. 2003, UANL.
23. International, A., *Standard Specification for High-Strength Low-Alloy Columbium-Vanadium Structural Steel A 572/A 572M – 04*, in *Bars, Forgings, Bearing, Chain, Springs*. ASTM international: EUA.
24. Ghosh, P., et al., *Characterisation of pipe welds and HAZ in primary heat transport system piping of pressurised heavy water reactors*. *Science and Technology of Welding & Joining*, 2004. **9**(3): p. 200-208.
25. Camilo, J., et al., *Estudio de la soldabilidad del acero estructural astm a572 grado 50 con proceso gmaw en junta en t, posición 3f progresión descendente, comparado con el proceso smaw progresión ascendente*. 2015.
26. Handbook, A., *Welding brazing and soldering*. Vol. 6. 1993, United States of America: ASM International. 2873.
27. UTP, *Consumibles de Soldadura*. Germany. p. 12.
28. Sawhill Jr, J., *Welding HSLA line pipe steels*. *Metal Science and Heat Treatment*, 1977. **19**(7): p. 597-609.
29. Code-Steel, S.W., *American Welding Society*. Miami, Fla, 2004: p. 175-180.
30. GARCIA, D.E.S., *Caracterizacion de la soldadura aplicada a una junta para tuberia de acero API x52*, in *Escuela superior de ingeniería mecánica y eléctrica*. 2012, Instituto Politecnico Nacional.
31. Giachino, J.W. and W. Weeks, *Welding Skills and Practices*. 5th Ed. ed., Chicago USA: American Technical Society.
32. ASM, H.C.I., *AMS Handbook Volume 1*. 1990, The material information society, 10th Ed: EUA. p. 398-423.
33. El-Danaf, E., et al., *Mechanical, microstructure and texture characterization of API X65 steel*. *Materials & Design*, 2013. **47**: p. 529-538.
34. Graf, M., et al., *High-strength large-diameter pipe for long-distance high pressure gas pipelines*. 2003. **42**(7): p. 482-488.
35. Avazkonandeh-Gharavol, M., M. Haddad-Sabzevar, and A. Haerian, *Effect of copper content on the microstructure and mechanical properties of multipass MMA, low alloy steel weld metal deposits*. *Materials & Design*, 2009. **30**(6): p. 1902-1912.
36. Bhadeshia, H., *Models for the elementary mechanical properties of steel welds*. *Institute of Materials*, 1997. **650**: p. 229-284.
37. Rajendran, R., et al. *Effect of process parameters in hot dip aluminizing of medium carbon steel*. in *FISITA2006 (World Automotive Congress), JSAE Paper*. 2006.
38. Deqing, W. and S. Ziyuan, *Formation of Al 2 O 3 layer on steel*. *Journal of Materials Science Letters*, 2003. **22**(14): p. 1003-1006.
39. Wang, C.J. and M. Badaruddin, *The dependence of high temperature resistance of aluminized steel exposed to water-vapour oxidation*. *Surface and Coatings Technology*, 2010. **205**(5): p. 1200-1205.
40. Adeva, P., *Materiales alternativos de las superaleaciones: compuestos intermetálicos*. *Revista de la Asociación Española de Científicos*, 1999. **1**: p. 1-6.
41. Muñoz-Morris, M. and D. Morris, *Intermetallics: past, present and future*. *Revista de metalurgia*, 2005. **41**(1): p. 498-501.
42. Mehrer, H., et al., *Diffusion in intermetallic phases of the Fe–Al and Fe–Si systems*. *Materials Science and Engineering: A*, 1997. **239**: p. 889-898.



43. Liu, C., et al., *Ordered intermetallic alloys: an assessment*. Intermetallics, 1997. **5**(8): p. 579-596.
44. Palm, M. and J. Konrad, *Special issue dedicated to the "Discussion Meeting on the Development of Innovative Iron Aluminium Alloys" held at the Max-Planck-Institut für Eisenforschung GmbH, Düsseldorf on 9 March 2004*. Intermetallics, 2005. **13**(12): p. 1255.
45. Vian, J., et al., *Aplicación de la termoelectricidad en el diseño de un probetero con control de temperaturas*, Rev. Montajes e Instalaciones October, 1998: p. 49-58.
46. MacDonald, D.K.C., *Thermoelectricity: an introduction to the principles*. 2006: Courier Corporation.
47. Seebeck, T., *Termoelectricidad, la energía del desequilibrio*. Técnica Industrial, 2006. **262**: p. 62.
48. Patterson, G. and M. Sobral, *Efecto Peltier*. Departamento de Física FCEyN, Universidad de Buenos Aires. Dic, 2007.
49. Rowe, D.M., *Thermoelectrics handbook: macro to nano*. 2005: CRC press.
50. Dugdale, J., *The Electrical Properties of Metals and Alloys Edward Arnold, London, 1977, Chap. 7; G. Lehmann and P. Ziesche*. Electronic Properties of Metals, 1990.
51. Carreon, H., *Thermoelectric non-destructive texture characterization in Ti-6Al-4V*. NDT & E International, 2006. **39**(6): p. 433-440.
52. Lara, N.O., et al., *Nondestructive assessing of the aging effects in 2205 duplex stainless steel using thermoelectric power*. Ndt & E International, 2011. **44**(5): p. 463-468.
53. Kleber, X., et al., *Aging behaviour of lean duplex steel using Thermoelectric Power measurements*.
54. Barnard, R., *Thermoelectricity in metals and alloys'; 1972*. London, Taylor and Francis.
55. Luiggi, N.J., *Isothermal precipitation of commercial 3003 Al alloys studied by thermoelectric power*. Metallurgical and Materials Transactions B, 1997. **28**(1): p. 125-133.
56. Perez, M., V. Massardier, and X. Kleber, *Thermoelectric power applied to metallurgy: principle and recent applications*. International Journal of Materials Research, 2009. **100**(10): p. 1461-1465.
57. Fulton, J., B. Wincheski, and M. Namkung, *Automated weld characterization using the thermoelectric method*. 1992.
58. Jasiukiewicz, C. and V. Karpus, *Debye temperature of cubic crystals*. Solid state communications, 2003. **128**(5): p. 167-169.
59. Barnard, R.D., *Thermoelectricity in metals and alloys*. 1972: Halsted Press.
60. Caballero, F., et al., *Thermoelectric power studies on a martensitic stainless steel*. Scripta materialia, 2004. **50**(7): p. 1061-1066.
61. Lavaire, N., J. Merlin, and V. Sardoy, *Study of ageing in strained ultra and extra low carbon steels by thermoelectric power measurement*. Scripta materialia, 2001. **44**(4): p. 553-559.
62. Pelletier, J., et al., *Precipitation effects on thermopower in Al-Cu alloys*. Acta Metallurgica, 1984. **32**(7): p. 1069-1078.
63. Massardier, V., et al., *Kinetic and microstructural study of aluminium nitride precipitation in a low carbon aluminium-killed steel*. Materials Science and Engineering: A, 2003. **355**(1): p. 299-310.
64. Benkirat, D., P. Merle, and R. Borrelly, *Effects of precipitation on the thermoelectric power of iron-carbon alloys*. Acta Metallurgica, 1988. **36**(3): p. 613-620.
65. Lavaire, N., V. Massardier, and J. Merlin, *Quantitative evaluation of the interstitial content (C and/or N) in solid solution in extra-mild steels by thermoelectric power measurements*. Scripta materialia, 2004. **50**(1): p. 131-135.
66. Simonet, L., et al., *Characterization of Segregated Areas in Ferritic Steels by Thermoelectric Power Measurement*.

67. Carabajar, S., et al., *Precipitation evolution during the annealing of an interstitial-free steel*. Materials Science and Engineering: A, 2000. **281**(1): p. 132-142.
68. Lamontagne, A., et al., *Application of Thermoelectric Power Technique to Study the Static Strain Ageing of Heavily Cold Drawn Steel*. Characterization of Minerals, Metals, and Materials 2013, 2013: p. 1-10.
69. Park, Y.D., et al. *Characterization of Weldments and Materials Using Thermoelectric Power Measurements*. in *Materials Science Forum*. 2008. Trans Tech Publ.
70. Morgner, W., *Introduction to thermoelectric nondestructive testing*. Materials evaluation, 1991. **49**(9): p. 1081-1088.
71. Borrelly, R., J. Pelletier, and P. Gobin, *STUDY OF KINETICS OF PRECIPITATION IN COPPER-IRON ALLOYS BY MEASUREMENT OF THERMOELECTRIC-POWER*. ACTA METALLURGICA, 1978. **26**(12): p. 1863-1875.
72. Houzé, M., et al., *Study of molybdenum precipitation in steels using thermoelectric power measurement*. Scripta materialia, 2004. **51**(12): p. 1171-1176.
73. Borrelly, R., *Use of measurements of thermoelectric-power in the study of alloys*. Memoires Scientifiques de la Revue de Metallurgie, 1979. **76**(1): p. 37-49.
74. Lukhovich, A., V. Sharando, and S. Novikov, *Monitoring a two-layer material by a thermo-EMF method*. Russian journal of nondestructive testing, 1998. **34**(10): p. 746-749.
75. Massalski, T.B., et al., *Binary alloy phase diagrams. vol. 3*. ASM International, 1990, 1990: p. 1485.
76. Ojeda, H.E.G., *Predicción de la microestructura y curva de tracción en función del calor aportado en las soldaduras de aceros dúplex*. 2007.
77. Javier, H., *Efecto del calor aportado por soldadura en un acero microaleado*.
78. ASTM, I., *Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products, in A 370 – 03a*. 2003.
79. Carreon, H., *Thermoelectric detection of the magnetic field by fluxgate gradiometer on subsurface tin inclusions embedded in a copper bar*. NDT & E International, 2006. **39**(1): p. 22-28.
80. López Cortez, V.H., *Efecto del calor de entrada en las propiedades mecánicas y metalúrgicas de soldaduras de aceros avanzados de alta resistencia de plasticidad inducida por transformación TRIP unidos por el proceso GMAW para la industria automotriz*. 2013, Universidad Autónoma de Nuevo León.
81. Ito, J. and M. Nakanishi, *Study on Charpy impact properties of weld metal with submerged-arc welding*. Sumitomo Search, 1976(15): p. 42-62.
82. Pasupathy, J. and V. Ravisankar. *Detailed Study on Dissimilar Welding of Low Carbon Steel with AA1050 using TIG Welding*. in *International Journal of Engineering Research and Technology*. 2013. ESRSA Publications.
83. Ambat, R., et al., *Effect of iron-containing intermetallic particles on the corrosion behaviour of aluminium*. Corrosion science, 2006. **48**(11): p. 3455-3471.
84. Zhang, H. and J. Liu, *Microstructure characteristics and mechanical property of aluminum alloy/stainless steel lap joints fabricated by MIG welding–brazing process*. Materials Science and Engineering: A, 2011. **528**(19): p. 6179-6185.
85. Torkamany, M., S. Tahamtan, and J. Sabbaghzadeh, *Dissimilar welding of carbon steel to 5754 aluminum alloy by Nd: YAG pulsed laser*. Materials & Design, 2010. **31**(1): p. 458-465.
86. Nguyen, Q.M. and S.-C. Huang, *An Investigation of the Microstructure of an Intermetallic Layer in Welding Aluminum Alloys to Steel by MIG Process*. Materials, 2015. **8**(12): p. 8246-8254.

87. Song, J., et al., *Spreading behavior and microstructure characteristics of dissimilar metals TIG welding–brazing of aluminum alloy to stainless steel*. Materials Science and Engineering: A, 2009. **509**(1): p. 31-40.
88. Lee, W.-B., et al., *Interfacial reaction in steel–aluminum joints made by friction stir welding*. Scripta Materialia, 2006. **55**(4): p. 355-358.
89. Brockmann, R., et al., *Method for the laser beam joining of aluminum and steel in the thin sheet range*. Weld Cut, 1996. **3**: p. 46-47.
90. Rathod, M. and M. Kutsuna, *Joining of aluminum alloy 5052 and low-carbon steel by laser roll welding*. Welding journal New York, 2004. **83**(1): p. 16-S.
91. Risanti, D., et al., *Dependence of the brittle-to-ductile transition temperature (BDTT) on the Al content of Fe–Al alloys*. Intermetallics, 2005. **13**(12): p. 1337-1342.
92. Chen, J. and C. Yan, *Fracture behaviour of C–Mn steel multipass MMA weld metals at– 60° C in Charpy V testing*. Materials Science and Technology, 1988. **4**(8): p. 732-739.
93. Agudo, L., et al., *Intermetallic Fe x Al y-phases in a steel/Al-alloy fusion weld*. Journal of materials science, 2007. **42**(12): p. 4205-4214.
94. Ferrer, J.P., et al., *Comparison of the annealing behaviour between cold and warm rolled ELC steels by thermoelectric power measurements*. Acta materialia, 2007. **55**(6): p. 2075-2083.
95. Park, Y., et al. *Analysis of Microstructure Using Thermoelectric Diagnostics for Non-Destructive Evaluation of Materials*. in *Review of progress in quantitative nondestructive evaluation*. 2005. AIP Publishing.
96. Kim, S.W., et al., *High temperature thermoelectric properties of p-and n-type  $\beta$ -FeSi<sub>2</sub> with some dopants*. Intermetallics, 2003. **11**(5): p. 399-405.
97. Massardier, V., T. Epicier, and P. Merle, *Correlation between the microstructural evolution of a 6061 aluminium alloy and the evolution of its thermoelectric power*. Acta materialia, 2000. **48**(11): p. 2911-2924.
98. von L, N. and C. Gorter, *Bemerkungen über thermokraft und widerstand*. Physica, 1935. **2**(1): p. 383-390.
99. Rana, R., S. Singh, and O. Mohanty, *Thermoelectric power studies of copper precipitation in a new interstitial-free steel*. Scripta materialia, 2006. **55**(12): p. 1107-1110.
100. Luiggi, N.J.A., *Characterization by thermoelectric power of a commercial aluminum-iron-silicon alloy (8011) during isothermal precipitation*. Metallurgical and Materials Transactions A, 1998. **29**(11): p. 2669-2677.
101. Ito, K., et al., *Influence of Silicon Addition on the Recrystallization Texture of Al–Fe Alloy*. Z. Metallkd., 1983. **74**(12): p. 772-776.
102. Sun, D., et al., *Thermoelectric power characterization of a 2024 aluminum alloy during solution treatment and aging*. Materials characterization, 1996. **36**(2): p. 83-92.
103. Banerjee, A., et al., *Particle size and magnetic field dependent resistivity and thermoelectric power of LaO. 5PbO. 5MnO<sub>3</sub> above and below metal-insulator transition*. Journal of applied physics, 2002. **91**(8): p. 5125-5134.