



**UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLAS DE HIDALGO**



INSTITUTO DE INVESTIGACIONES METALURGICAS

TESIS

**ESTUDIO DE LA SOLDABILIDAD DEL ACERO INOXIDABLE
FERRITICO AISI 430 EN SOLDADURAS CIRCULARES POR
EL PROCESO GTAW**

PARA OBTENER EL TITULO DE:
**MAESTRO EN METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS
MATERIALES**

PRESENTA
ING. IVAN MENDOZA BRAVO

ASESOR
DR. CUAUHTEMOC MALDONADO ZEPEDA

MORELIA, MICHOACÁN. OCTUBRE DE 2006

RESUMEN

El acero inoxidable ferrítico AISI 430 presenta problemas de soldabilidad, lo que limita ampliamente su aplicación debido a la reducción de propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión en la zona de fusión (ZF) y zona afectada térmicamente (ZAT). Esto se debe a su alto grado de elementos precipitados y excesivo crecimiento de grano, cuando es expuesto a elevadas temperaturas que causan la disolución de precipitados. En el presente trabajo se estudia la soldabilidad del acero inoxidable ferrítico AISI 430 mediante el ensayo Circular Patch Testing (CPT) y soldadura de arco eléctrico con electrodo no consumible y protección gaseosa (GTAW), sin material de aporte, ya que se va a estudiar el material base, y los efectos que se producen al estar sometido a elevadas temperaturas.

El metal base consta de una fase completamente ferrítica con un tamaño de grano promedio de 18 micras y una pequeña cantidad de precipitados, posteriormente, al ser sometido a elevadas temperaturas como consecuencia del proceso de soldadura, el acero AISI 430 sufre varios cambios en la zona de fusión, como crecimiento del grano, precipitados en el material y generación de nuevas fases, como lo es la fase martensita, la cual se origina después de la disolución de precipitados y enriquecimiento de zonas con carbono. Para encontrar la combinación óptima de variables y reducir los efectos nocivos sin disminuir la calidad de la unión, se realizaron pruebas con diferentes parámetros operativos de soldadura. Así mismo, se calculó el tamaño de grano y el porcentaje de precipitados en las zonas de soldadura con ayuda de programas de análisis de imágenes; se caracterizaron las zonas por medio de microscopía óptica (MO), microscopía electrónica de barrido (MEB) y microdureza. Como resultado, se obtuvieron los parámetros de soldadura adecuados, que ayudan a reducir el crecimiento de grano y el porcentaje de precipitados.

ÍNDICE

	Página
1. INTRODUCCIÓN -----	2
1.2 Justificación -----	5
1.3. Objetivos -----	5
2. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA -----	7
2.1 Historia de los Aceros Inoxidables -----	7
2.2 Particularidad de los Aceros Inoxidables -----	9
2.3 Influencia de los Elementos de Aleación -----	10
2.4 Clasificación de los Aceros Inoxidables -----	17
2.5 Características de los Aceros Inoxidables Ferríticos -----	18
2.6 Metalurgia Física y Mecánica de los Aceros Inoxidables Ferríticos-----	20
2.6.1 Efecto de los Elementos de Aleación en la Microestructura-----	21
2.6.2 Efecto de la Martensita -----	21
2.6.3 Fenómeno de Fragilización -----	22
2.6.3.1. <i>Sensibilización a 475 °C</i> -----	23
2.6.3.2. <i>Fragilización por Fase Sigma y Chi</i> -----	24
2.6.3.3. <i>Fragilización a Altas Temperaturas</i> -----	25
2.6.3.4 <i>Sensibilidad al Impacto</i> -----	29
2.7 Metalurgia de la Soldadura-----	30
2.7.1 Zona de Fusión -----	30
2.7.1.1 <i>Solidificación y Secuencia de Transformación</i> -----	30
2.7.1.2 <i>Comportamiento de Precipitación</i> -----	33
2.7.1.3 <i>Predicción de la Microestructura</i> -----	35
2.7.2 Zona Afectada Térmicamente-----	37
2.8 Propiedades Mecánicas de las Soldaduras-----	38
2.8.1 Aleaciones de Medio Cromo -----	38
2.9 Proceso de Soldadura de Arco con Electrodo de Tungsteno y Protección Gaseosa ---	41
(GTAW) -----	41
2.9.1 Aplicaciones-----	42
2.9.2 Ventajas del Proceso -----	43
2.9.3 Limitaciones -----	43
2.9.4 Corriente de Soldadura-----	44
2.9.5. Electrodos-----	45
2.9.6. Porta Electrodo-----	47
2.9.7. Gases de Protección-----	49
2.9.7.1 <i>Argón contra Helio</i> -----	49
2.9.7.2 <i>Flujo de Gas</i> -----	51
2.9.8. Metal de Aporte -----	53
2.9.9. Efectos de los Parámetros de Soldadura-----	53
2.9.9.1 <i>Corriente de Soldadura</i> -----	53
2.9.9.2 <i>Voltaje</i> -----	53
2.9.10 Técnicas del Proceso de Soldadura GTAW -----	54
2.10 Ensayo CPT (Circular Patch Testing) -----	55

3. DESARROLLO EXPERIMENTAL	57
3.1 Caracterización del Metal Base utilizado en la Investigación	57
3.1.1. Caracterización Metalográfica	57
3.1.1.1 Preparación de Probetas	57
3.1.1.2 Ataque Químico	58
3.1.2 Análisis Químico	58
3.1.3 Análisis de Tamaño de Grano	58
3.1.3.1. Métodos Planimétricos (procedimiento de Jeffries)	58
3.1.3.2 Análisis de Imágenes	62
3.1.4 Cálculo del Porcentaje de Precipitados y Martensita	62
3.2 Procedimiento para realizar los Depósitos de Soldadura	63
3.2.1 Geometría y Dimensión de Preparación de Borde	63
3.2.2 Tipo de Avance	64
3.2.3 Cálculo Promedio de Velocidad	65
3.2.4 Equipo de Soldadura Utilizado	66
3.2.5 Mecanismo de Avance	67
3.2.6 Consumibles Utilizados	69
3.2.6.1 Gas de Protección	69
3.2.7 Tipo de Corriente Utilizada	69
3.2.8 Electrodo	70
3.3 Probetas para el Ensayo CPT Prueba Circular de Parche	71
3.4 Selección del Tipo de Diseño de Experimentos	72
3.4.1 Diseño de Experimentos	73
3.5 Obtención de los Resultados (Variables Dependientes)	76
4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN	79
4.1. Caracterización del Metal Base	79
4.2. Microestructura de la Unión Soldada	81
4.3. Resultados de Variables Dependientes	86
4.3.1 Resultados de Tamaño de Grano	91
4.3.2 Resultado de Porcentaje de Precipitados	96
4.3.3 Porcentaje de Martensita	102
4.3.3.1 Efecto de la Martensita	105
4.3.4 Sensibilidad al Impacto	106
4.4 Resumen de Resultados	107
5. CONCLUSIONES	109
6 RECOMENDACIONES	110
7. BIBLIOGRAFÍA	112
8. ANEXOS	115

ÍNDICE DE FIGURAS

	Página
<i>Figura 1.1 Evolución de la producción mundial de aceros inoxidables.</i> -----	3
<i>Figura 2.1 Diagrama de equilibrio hierro-cromo.</i> -----	11
<i>Figura 2.2. Influencia del cromo en las modificaciones de las líneas de transformación del diagrama de equilibrio hierro-cromo.</i> -----	12
<i>Figura 2.3. Influencia del carbono en el diagrama hierro-cromo.</i> -----	13
<i>Figura 2.4. Influencia del níquel en el desarrollo del dominio γ de un acero con 18 % de cromo.</i> -----	15
<i>Figura 2.5 Diagrama pseudobinario con 17% de cromo.</i> -----	20
<i>Figura 2.6 Efecto de las concentraciones de cromo en el tiempo umbral para la formación de la fase sigma a 593 y 649 °C .</i> -----	25
<i>Figura 2.7 Efecto de la exposición a elevadas temperaturas sobre la tenacidad en aleaciones con 17% Cr variando los niveles de nitrógeno. a) 815 °C y b) 1150 °C.</i> -----	26
<i>Figura 2.8 Efecto del tamaño de grano y la concentración intersticial en pruebas de impacto en aleaciones Fe-25 Cr.</i> -----	28
<i>Figura 2.9 Efecto del cromo y contenidos de elementos intersticiales en pruebas de impacto de aleaciones Fe – Cr. Los círculos abiertos son de alta resistencia al impacto; los círculos sólidos son de baja resistencia al impacto.</i> -----	29
<i>Figura 2.10. Microestructura completamente ferrítica en la zona de fusión de un acero inoxidable-----</i>	31
<i>a) tipo 409 (nótese algunas martensitas a lo largo del borde del grano);b) tipo 439.</i> -----	31
<i>Figura 2.11 Microestructura en el deposito de soldadura de un acero inoxidable ferrítico 430 donde se presentan dos fases, ferrita y martensita intergranular. (nótese la zona libre de precipitados y la martensita alrededor del borde de grano).</i> -----	33
<i>Figura 2.12 Diagrama pseudobinario Fe-Cr-N con el 18% Cr constante .</i> -----	34
<i>Figura 2.13 Diagrama de constitución de Balmforth con las aleaciones 409, 430 y 439 sobrepuestas.</i> -----	36
<i>Figura 2.14 Microestructura de la ZAT en un acero inoxidable tipo 430. (Nótese la presencia de martensita en los límites de grano y gran precipitación intragranular) .</i> -----	37
<i>Figura 2.15 DBTT simulado para la ZAT en un acero inoxidable tipo 436 .</i> -----	39
<i>Figura 2.16 Efecto del tamaño de grano en la ductilidad al dobléz en la ZAT en un acero inoxidable tipo 436.</i> -----	39
<i>Figura 2.17 Efecto de la temperatura pico en las propiedades mecánicas en la ZAT simulada para un acero inoxidable tipo 430 Nb .</i> -----	40
<i>Figura 2.18 Proceso GTAW</i> -----	42
<i>Figura 2.19 Tipos deafilados de electrodos de tungsteno.</i> -----	46
<i>Figura 2.20 Seccionado de portaelectrodo del proceso GTAW.</i> -----	47
<i>Figura 2.21 Posición relativa del electrodo y el metal de aporte en soldaduras GTAW.</i> -----	54
<i>Figura 2.22 Ensayo CPT.</i> -----	55
<i>Figura 3.1 Aplicación del método de Jeffries.</i> -----	61
<i>Figura 3.2 Medición de tamaño de grano.</i> -----	62
<i>Figura 3.3 Micrografía con zonas de precipitados.</i> -----	63
<i>Figura 3.4 Perfil de las preparaciones de borde.</i> -----	63
<i>Figura 3.5 Dimensiones de probetas CPT.</i> -----	64
<i>Figura 3.6 Características de avance de la antorcha</i> -----	64
<i>Figura 3.7 Fuente de potencia empleada en la realización de soldaduras.</i> -----	66
<i>Figura 3.8 Equipo mecanizado para realizar soldaduras circulares.</i> -----	67
<i>Figura 3.9 Variador de velocidad.</i> -----	68
<i>Figura 3.10 Afilado del electrodo de tungsteno.</i> -----	70
<i>Figura 3.11 Montaje de probeta estándar del ensayo CPT.</i> -----	71
<i>Figura 3.12. Dominio experimental del diseño factorial 3².</i> -----	75
<i>Figura 3.13 Metalografía característica de una probeta soldada analizada para el calculo de porcentaje de precipitados.</i> -----	77
<i>Figura 4.1 Micrografía de MEB del Acero Inoxidable Ferrítico AISI 430.</i> -----	79
<i>Figura 4.2 Microscopia electrónica de barrido de los precipitados de carburo de cromo.</i> -----	80

<i>Figura 4.3 Diagrama pseudobinario con 0.037 % de C en peso .</i>	81
<i>Figura 4.4 Diagrama de transformación correspondiente a las aleaciones tipo 430.</i>	82
<i>Figura 4.5 Diagrama de Balmforth</i>	83
<i>Figura 4.6 Caracterización de la unión soldada mediante MEB.</i>	84
<i>Figura 4.7 Grafica de microdurezas en las diferentes fases presentes.</i>	85
<i>Figura 4.8 Efecto independiente de las variables respecto al tamaño de grano .</i>	91
<i>Figura 4.9 Relación de intensidad de corriente y velocidad de avance con respecto al tamaño de grano.</i>	92
<i>Figura 4.10 Solubilidad isotérmica del carburo de niobio, carburo de titanio y nitruro de titanio en los aceros a diferentes temperatura.</i>	93
<i>Figura 4.11 Solubilidad de carburos y nitruros en función de la temperatura</i>	94
<i>Figura 4.12 Efecto del tamaño de grano con altos aportes térmicos.</i>	95
<i>Figura 4.13 Efecto del tamaño de grano con bajos aportes térmicos.</i>	95
<i>Figura 4.14 Caracterización de precipitados en la unión soldada.</i>	96
<i>Figura 4.15 Efecto independiente de cada factor para el porcentaje de precipitados.</i>	97
<i>Figura 4.16 Relación de la intensidad de corriente y avance de la soldadura respecto al porcentaje de precipitados en dos dimensiones.</i>	97
<i>Figura 4.17 Ubicación de los precipitados en un grano de la zona de fusión.</i>	98
<i>Figura 4.18 Cinética de formación y localización de precipitados</i>	99
<i>Figura 4.19 Efecto de la martensita sobre los precipitados.</i>	101
<i>Figura 4.20 Efectos independientes de cada factor sobre el porcentaje de martensita.</i>	102
<i>Figura 4.21 Relación de la intensidad de corriente y avance de la soldadura respecto al porcentaje de penetración en dos dimensiones.</i>	103
<i>Figura 4.22 Formación de la martensita debido al calor aportado</i>	104
<i>Figura 4.23 Fisuración de la unión soldada debido a la presencia de martensita</i>	105
<i>Figura 4.24 Efecto del cromo y contenidos intersticiales en la pruebas de impacto .</i>	106

ÍNDICE DE TABLAS.

	Página
<i>Tabla 1.1 Producción y consumo de aceros inoxidables del año 1995.</i>	3
<i>Tabla 2.1 Efecto de los elementos de aleación en la fragilización a 475 °C en aleaciones hierro - cromo</i>	24
<i>Tabla 2.2 Efecto del tamaño de grano en la tenacidad para aleaciones con 17% Cr en la ZAT.</i>	38
<i>Tabla 2.3 Características de los tipos de corriente.</i>	44
<i>Tabla 2.4 Identificación de los electrodos de tungsteno</i>	45
<i>Tabla 2.5 Características de portaelectrodos.</i>	47
<i>Tabla 2.6 Diámetro de tobera en función del diámetro del electrodo de tungsteno.</i>	48
<i>Tabla 2.7 Propiedades de los gases de protección usados en soldadura.</i>	51
<i>Tabla 2.8 Conversión de equivalencias de flujo de gas.</i>	52
<i>Tabla 3.1 Relación entre las magnificaciones usadas y el factor multiplicador de Jeffries', F, para una área 5000 mm² (diámetro del círculo de 79.8 mm) (f=0.0002 m²).</i>	59
<i>Tabla 3.2 Ecuaciones de tamaño de grano relacionado con los parámetro del microscopio determinados para el tamaño grano ASTM.</i>	60
<i>Tabla 3.3 Características de la fuente de potencia.</i>	66
<i>Tabla 3.4 Características del motor eléctrico.</i>	68
<i>Tabla 3.5 Características de los termopares.</i>	68
<i>Tabla 3.6 Característica del argón.</i>	69
<i>Tabla 3.7 Equivalencias de flujo de gas y vida aproximada.</i>	69
<i>Tabla 3.8 Características de la corriente directa electrodo al negativo.</i>	69
<i>Tabla 3.9 Variables de entrada.</i>	73
<i>Tabla 3.10 Variables de respuesta.</i>	73
<i>Tabla 3.11 Factores y niveles utilizados.</i>	74
<i>Tabla 3.12 Diseño factorial 3², plan de experimentación.</i>	76
<i>Tabla 4.1 Composición Química del acero inoxidable ferrítico AISI 430.</i>	80
<i>Tabla 4.2 Diseño factorial 3². Plan de experimentación con sus valores resultantes.</i>	86
<i>Tabla 4.3 Comparación metalográfica de los 9 experimentos y sus 2 replicas.</i>	87
<i>Tabla 4.4 Valores óptimos para minimizar el tamaño de grano</i>	92
<i>Tabla 4.5 Valores óptimos para minimizar el porcentaje de precipitados.</i>	98
<i>Tabla 4.6 Entalpías de formación de los diferentes carburos, nitruros y boruros.</i>	100
<i>Tabla 4.7 Valores óptimos para minimizar los porcentajes de martensita.</i>	103
<i>Tabla 4.8 Rango de variables optimas</i>	107
<i>Tabla 4.9 Rangos óptimos permisibles</i>	107

ÍNDICE DE ECUACIONES

	Página
<i>Ecuación 2.1 Factor K, Predicción de Microestructura</i>	36
<i>Ecuación 2.2 Fórmula de calor aportado</i>	53
<i>Ecuación 3.1 Cálculo de tamaño de grano</i>	59
<i>Ecuación 3.2 Velocidad angular.</i>	65
<i>Ecuación 6.1 Formula de dureza</i>	117

GLOSARIO:

- ACEROS FIRTH.-** Aceros de composición de 9 al 16% de cromo en peso y contenidos de carbono menor al 0.7% en peso fue la primer patente en aceros inoxidables. 7
- ACEROS INOXIDABLES ENDURECIBLES POR PRECIPITACIÓN.-** Aceros de composición de 17% Cr, 7 % Ni y 0.7 % Ti son llamados así por su tipo de fabricación en la cual se obtienen finos precipitados los cuales le dan características especiales, dependiendo del tipo de precipitado, frecuentemente designados con un sufijo PH. (Precipitation Hardening)..... 17
- ACEROS INOXIDABLES.-** Aleaciones Hierro - Cromo con un contenido mínimo de cromo de 10.5 % en peso. 2, 3, 4, 5, 7, 8, 9, 10, 15, 16, 17, 18, 19, 20, 21, 22, 23, 25, 26, 29, 30, 33, 34, 35, 36, 37, 38, 40, 49, 57, 79, 113
- ACEROS INOXIDABLES AUSTENÍTICOS.-** Son aceros con microestructura completamente Austenítica, estos aceros son basados en la composición del 18%Cr-8%Ni pueden contener elementos aleantes para mejorar sus características deseadas. Estos comprenden la serie 300 y 200 según la clasificación AISI. 2, 5, 15, 18
- ACEROS INOXIDABLES DUPLEX.-** Su nombre es debido a que contienen una microestructura a temperatura ambiente de mitad austenita y ferrita 17
- ACEROS INOXIDABLES FERRÍTICOS.-** Su nombre es debido a que poseen una microestructura completamente ferrítica con un contenido de cromo desde 10.5 a 25% de cromo, comprenden la serie 400 según la clasificación AISI..... 3, 4, 5, 16, 18, 19, 20, 21, 22, 23, 25, 29, 30, 33, 34, 35, 36, 37, 38, 57, 79
- ACEROS INOXIDABLES MARTENSÍTICOS.-** Su nombre es debido a que poseen una microestructura completamente martensítica Estos aceros difieren de los ferríticos en su mayor contenido de C (0,12 a 1,2%) y su contenido de Cr fluctúa entre un 12% y un 17%. La relación entre C y Cr debe ser tal que puedan ser austenitizados, la cual es por el cambio de fase durante un proceso termomecánico de Austenita a Martensita, comprenden la serie 400 según la clasificación AISI..... 16
- AISI.-** "American Iron Steel Institute" Instituto Americano del Hierro y el Acero..... 4, 5, 18, 57, 73, 79, 80, 116
- ALEACIONES FERROSAS.-** Son aquellas aleaciones que tienen como elemento principal al hierro, de la cual podemos citar a los más importantes como el acero y los hierro..... 2
- ALFÁGENOS.-** Son llamados así a los elementos los cuales son formadores de la estructura alfa (α) la cual es conocida como la microestructura ferrita. 11,17
- ANSI.-** "American National Standards Institute" Instituto Nacional Americano de Estándares. 45, 68
- ASTM.-** "American Society for Testing Materials" Sociedad Americana para la Evaluación de Materiales. 28, 38, 39, 60, 61, 77, 112, 114
- AUSTENITA (hierro γ)-** Es el constituyente más denso de los aceros y está formado por una solución sólida por inserción de carbono en hierro gamma. La cantidad de carbono disuelto, varía de 0.8 al 2.01 %C que es la máxima solubilidad a la temperatura de 1130 °C. La austenita no es estable a la temperatura ambiente. 11, 12, 13, 14, 15, 17, 20, 21, 22, 26, 30, 32, 33, 34, 35, 37, 40, 41, 58, 83
- AWS.-** "American Welding Society" Sociedad Americana de Soldadura..... 45, 113
- BCC.-** "Body Center Cubic" cúbico centrado en el cuerpo..... 10
- C.A.-** Corriente Alterna..... 44, 68
- CARBUROS.-** Son compuestos de carbono, con otros elementos como el tungsteno, cromo, nitrógeno, etc. resultando compuestos con diferentes características. 9, 10, 12, 13, 14, 16, 17, 19, 20, 21, 22, 26, 27, 30, 33, 34, 35, 37, 81
- CDEN.-** Corriente Directa Electrodo conectado al negativo..... 44
- CDEP.-** Corriente Directa Electrodo conectado al Positivo..... 44

CONFORMABILIDAD.- La facilidad que un material presenta para darle una forma determinada.....	2
CORROSIÓN.- Destrucción lenta y progresiva de un material por la acción de un agente exterior por causas no mecánicas. ó el ataque destructivo de un metal por reacción química o electroquímica con su medio ambiente.....	3, 4, 7, 9, 10, 14, 17, 18, 23, 24, 26, 35
CPT.- "Circular Patch Testing" Prueba de Parche Circular.....	5, 55, 63, 64, 71, 116
DBTT.- "Ductile Brittle Transition Temperature" Temperatura de transición dúctil a frágil.....	27, 28, 38, 39
DIAGRAMA HIERRO-CROMO.- Representación gráfica donde se indican los constituyentes que existen en una aleación ferrosa, desde la temperatura ambiente hasta la temperatura de fusión.....	11, 13, 14
DUCTILIDAD.- Es la propiedad que presentan algunos metales y aleaciones cuando, bajo la acción de una fuerza pueden estirarse sin romperse para obtener alambres o hilos. A los metales que presentan esta propiedad se les denomina dúctiles.	4, 10, 14, 16, 18, 19, 22, 26, 27, 33, 38, 39, 40, 41, 105
DUREZA.- Es la resistencia que ofrece un cuerpo a ser rayado o penetrado por otro.....	4
EW_{Ce}.- Electrodo de Tungsteno con Oxido de Cerio.....	45
EW_{La}.- Electrodo de Tungsteno con Oxido de Lantano.....	45
EW_{Th}.- Electrodo de Tungsteno con Oxido de Torio.....	45
EW_{Zr}.- Electrodo de Tungsteno con Oxido de Zirconio.....	45
FASE SIGMA.- Si se calienta entre 400 y 540°C por largos períodos de tiempo, precipitan partículas de fase α' , rica en Cr, (90%), en torno a dislocaciones, esto endurece el acero pero baja su ductilidad y resistencia al impacto.....	10, 16, 22, 24, 25
FERRITA (hierro α)- Es una solución sólida de carbono en hierro alfa, su solubilidad a la temperatura ambiente es del orden de 0.008% de carbono, por esto se considera como hierro puro, la máxima solubilidad de carbono en el hierro alfa es de 0.02% a 723 °C.....	3, 11, 12, 13, 14, 16, 17, 18, 20, 21, 22, 23, 24, 26, 30, 31, 32, 33, 34, 35, 36, 37, 41, 58, 81
GAMAGENO.- Son llamados así a los elementos los cuales son formadores de la estructura gamma (γ) la cual es conocida como la microestructura austenita.....	13, 14
GTAW.- "Gas Tungsten Arc Welding" Soldadura de Electrodo de Tungsteno con Protección Gaseosa.....	30, 41, 42, 43, 44, 45, 47, 49, 53, 54, 73, 113, 116
HRC.- "Hardnes Rockwell C" Dureza Rockwell C.....	22
HTE.- "High Temperature Embrittle " Fragilizacion a altas temperaturas.....	23, 25, 26, 27, 28, 29, 41
ITE.- "Intermediate Temperatura Embrittlement" Fragilización a temperaturas intermedias.....	23, 29
MARTENSITA.- Es el constituyente más duro después de la cementita. Es una solución sólida sobresaturada de C en Fe. Se obtiene enfriando rápidamente en la zona austenítica.....	4, 11, 15, 17, 19, 21, 22, 30, 31, 32, 33, 35, 36, 37, 38, 40, 41, 83
MEB.- Microscopia Electrónica de Barrido.....	58, 62, 80
PILETA DE SOLDADURA.- Es la zona donde se realiza la fusión del material encontrándose en estado líquido para posteriormente solidificar.....	42, 50, 53
PH.- (Precipitation Hardening) Endurecimiento por Precipitación.....	17
POTENCIALES DE IONIZACIÓN.- Es la energía que hay que suministrarle a un átomo neutro, gaseoso y en estado fundamental para arrancarle el electrón más débil retenido.....	51

PROCEDIMIENTO PLANIMÉTRICO.- Es un estándar de ASTM para calcular el tamaño de grano promedio.....	58
PRUEBAS DE IMPACTO.- Sirven para determinar si un material es frágil, dúctil. Observando la rotura de la probeta	28, 29, 38, 106
PUNTO DE FUSIÓN.- Es la temperatura a la cual un elemento o una aleación cambian de estado sólido a líquido o inversamente.	16, 45
PUNTO EUTECTOIDE.- Es el punto más bajo en el que es estable la austenita. También se puede definir como el punto en el que se pasa de un constituyente a otro.	12, 13, 14
RPM.- Revoluciones por minuto.	68, 76, 107, 116
SENSIBILIZACIÓN.- Es el resultado de una precipitación rica en cromo ocasionando la reducción de cromo en la matriz y particularmente en el borde de grano haciendo esta zona susceptible a la corrosión.	35
SMAW.- "Shielding Metal Arc Welding" Soldadura de arco eléctrico con electrodo protegido.	54
SOLDABILIDAD.- Característica de los materiales para ser unidos por medio de procesos de soldadura cumpliendo ciertas condiciones.	2, 4, 5, 9, 10, 15, 17, 18, 19, 38
SOLDADURA.- Una coalescencia ó unión localizada de metales ó no metales, producida ya sea por el calentamiento de los materiales hasta la temperatura de soldadura, con ó sin la aplicación de presión y con ó sin el uso de un material de aporte.	4, 5, 9, 10, 15, 16, 17, 18, 19, 22, 23, 25, 28, 30, 33, 35, 36, 38, 40, 41, 42, 43, 44, 45, 46, 47, 48, 49, 50, 51, 52, 53, 54, 63, 64, 65, 67, 69, 72, 73, 74, 77, 97, 103, 110, 113, 114, 116, 118
SOLIDIFICACIÓN.- Es el cambio de estado líquido a sólido.	16, 20, 30, 31, 32, 33, 48
TEMPLE.- Tratamiento térmico sin cambio de composición, tiene como finalidad aumentar la dureza, la resistencia mecánica y el límite elástico. Por lo tanto disminuyen la estriación y el alargamiento, y generalmente desaparece el periodo plástico.	14
TENACIDAD.- Es la habilidad para absorber energía durante la deformación plástica, capacidad para soportar esfuerzos ocasionales superiores al esfuerzo de fluencia, sin que se produzca la fractura.	4, 10, 16, 18, 19, 22, 26, 27, 28, 29, 38, 40, 41
T_m- "Temperature Melting" Temperatura de Fusión.	25, 27, 41
TRATAMIENTO TÉRMICO.- Procesos que consiste en controlar el calentamiento y enfriamiento de un metal para alterar sus propiedades físicas y mecánicas para mejorar sus características y obtener así el máximo rendimiento sin cambiar la forma del producto.	14, 17
ZAT.- Zona Afectada Térmicamente.	22, 37, 38, 39, 40
ZONA DE FUSIÓN.- Se le llama así en soldadura a la zona donde se llega a la transformación de sólido a líquido para realizar la unión de los materiales.	30, 31, 32, 33, 34, 37, 77

1. INTRODUCCIÓN

1. INTRODUCCIÓN

Los aceros inoxidable satisfacen una gran variedad de aplicaciones, mayor a la de otros grupos de aleaciones ferrosas comerciales, su resistencia a la corrosión y a la oxidación, buenas propiedades mecánicas a diferentes temperaturas, formabilidad, soldabilidad, facilidad de limpieza y buena apariencia le dan características únicas para ser elegidos sobre otras aleaciones. En la actualidad su uso está tan difundido que los encontramos tanto en los componentes de un reactor atómico como en el fregadero de una cocina. Los aceros inoxidable se seleccionan por su apariencia, calidad y resistencia aun cuando todas sus propiedades no sean requeridas.

Aunque el conocimiento de los aceros inoxidable ferríticos tiene más de cuarenta años, han tenido más restricciones para su aplicación que los aceros inoxidable austeníticos. Desde la décadas de los años 1960 y 1970, se han venido desarrollando investigaciones que han resultado en nuevas aleaciones de aceros ferríticos con buenas características de soldabilidad y fabricación. Los esfuerzos realizados en el desarrollo de los aceros inoxidable en los últimos 10 años han estado encaminados hacia la disminución del costo y el aumento de la calidad final. Al igual que sucedió con los aceros aleados, las fuerzas motrices de este desarrollo emanó de la necesidad de ahorrar energía, conservar recursos materiales y elevar la productividad y flexibilidad de las instalaciones disponibles ^(1,2).

Hace 75 años la utilización masiva industrial y doméstica de los aceros inoxidable parecía una utopía y hasta las décadas de 1950 y 1960 todavía se consideraban materiales estratégicos y sofisticados, pero en la década de los 1970 comienzan a convertirse en materiales populares con la introducción de métodos modernos para su elaboración. Desde 1965 se han desarrollado nuevos procesos para la producción y procesamiento de acero inoxidable lo que ha tenido un desarrollo acelerado, ayudando a la difusión masiva de estos aceros ⁽¹⁾.

Después de la segunda guerra mundial, y gracias a las innovaciones técnicas en el sector metalúrgico, se consiguió un gran aumento de la producción, como se puede observar en la figura 1.1 donde a partir 1940 el material inicio a ser producido en grandes tonelajes debido a un abaratamiento en sus costos de producción y por lo tanto un precio mas bajo en el mercado ⁽³⁾.

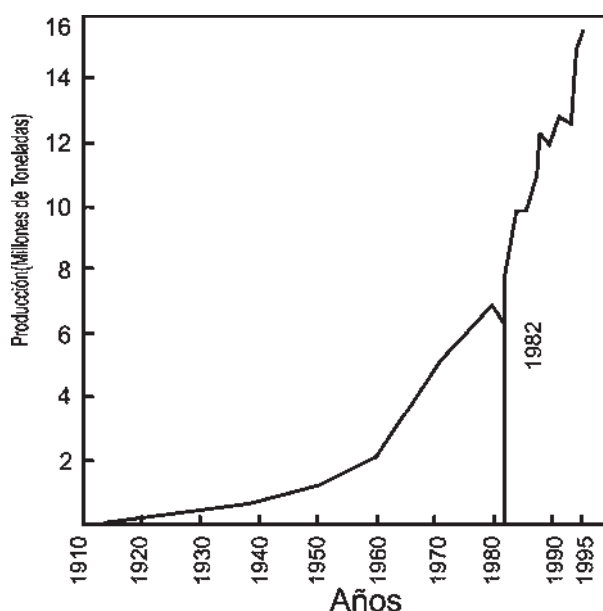


Figura 1.1 Evolución de la producción mundial de aceros inoxidable.⁽³⁾

La producción de los aceros inoxidables durante los últimos 40 años ha reflejado una utilización acelerada de ellos como materiales de ingeniería en una amplia gama de aplicaciones. De una producción de 1 millón de toneladas en 1950, creció a hasta más de 15 millones en 1994, a una tasa promedio de crecimiento anual mayor del 6 %, comparada con una tasa del 3 % de los aceros al carbono y de baja aleación ⁽⁶⁾.

Tabla 1.1 Producción y consumo de aceros inoxidables del año 1995⁽³⁾.

	Producción aceros Inoxidables (colado)		Consumo aparente (productos acabados de acería)	
	Ton x 1000	%	Ton x 1000	%
Europa Occidental	6,547	42	3,939	32,3
Japón	3,922	25,1	2,045	16,7
U.S.A.	2,055	13,2	2,014	16,5
CIS (URSS)	200	1,3	162	1,3
Europa Oriental	40	0,3	120	1,0
China	380	2,4	717	5,9
Otros	2,452	15,7	3,214	26,3
	15,596	100	12,211	100

Los aceros inoxidables ferríticos son clasificados así porque en su estructura metalúrgica predomina la fase ferrita, estas aleaciones poseen buena resistencia a la corrosión bajo esfuerzos, resistencia a la corrosión por picadura (particularmente en ambientes con cloro).

Los aceros inoxidable ferríticos son usados en aplicaciones donde la resistencia a la corrosión es preferida sobre las propiedades mecánicas (dureza, tenacidad y ductilidad).

Metalúrgicamente, las soldaduras de estas aleaciones son primariamente ferríticas, con carburos y nitruros, aunque la martensita está presente en ciertas condiciones. Los principales problemas de soldabilidad con los grados ferríticos es mantener la dureza y la ductilidad en las condiciones de post soldadura.

Los aceros inoxidable ferríticos de bajo cromo (10.5 – 12.5 % en peso) comúnmente utilizados en aplicaciones automovilísticas, tienen una resistencia general superior a la de los aceros al carbono. Los aceros inoxidable de medio y alto contenido de cromo son usados en ambientes que requieren mayor resistencia a la corrosión. Los aceros inoxidable superferríticos son usados en procesos químicos y en la industria del papel donde la resistencia a la corrosión debe ser elevada. Los aceros inoxidable de alto cromo son usados con excelentes resultados en la fabricación de hornos ⁽¹⁾.

Históricamente los aceros inoxidable ferríticos han sido usados en grandes toneladas en aplicaciones que no requieren soldadura, como los aceros inoxidable de medio cromo que son usados ampliamente en la industria automotriz y en aplicaciones arquitectónicas. Desde el inicio de los años 1980 se usaron aceros de bajo y medio cromo en la industria automotriz, a la fecha el consumo se ha incrementado drásticamente. A partir de que tubos y conexiones se fabrican con soldadura, el problema de la soldabilidad de los aceros inoxidable ferríticos ha recibido considerable atención.

Los aceros inoxidable ferríticos de medio cromo tienen un costo aproximado del sesenta por ciento del acero inoxidable austenítico AISI 304 y por tanto mayores posibilidades de aplicación. Por su disponibilidad y economía, los procesos de arco eléctrico son los procesos convencionales para soldar el acero inoxidable ferrítico AISI 430 ⁽¹⁾.

1.2 Justificación

El acero inoxidable ferrítico AISI 430 presenta problemas de soldabilidad, lo que limita su aplicación industrial.

Los aceros inoxidables ferríticos tienen un costo aproximado de 40% menos del acero inoxidable austenítico AISI 304 y, por tanto, mayores posibilidades de aplicación.

Por su disponibilidad y economía, los procesos de arco eléctrico son los procesos candidatos a soldar el acero inoxidable ferrítico AISI 430.

Los aceros inoxidables ferríticos presentan menor distorsión y esfuerzos residuales al momento de ser soldados en comparación con los aceros inoxidables austeníticos.

1.3. Objetivos

El objetivo general del presente trabajo es:

1. Optimizar el procedimiento de soldadura para el acero inoxidable ferrítico AISI 430 reduciendo los efectos metalúrgicos provocados por el proceso.

Los objetivos particulares son:

1. Evaluar y optimizar las variables operativas de soldadura para la unión del acero inoxidable ferrítico AISI 430.
2. Evaluar la unión soldada por el ensayo CPT (Circular Patch Testing, *Ensayo de Parche Circular*) y encontrar los parámetros óptimos de soldadura.
3. Proponer una alternativa de solución al problema de soldabilidad del acero inoxidable ferrítico AISI 430.

2. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

2. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

2.1 Historia de los Aceros Inoxidables

La adición del cromo a los aceros trae efectos benéficos como incrementar la resistencia a la corrosión. En 1821, el metalurgista francés Berthier, desarrollo una aleación con un contenido de 1.5% en peso de cromo, la cual él recomendó para su uso de en cuchillería. Pronto los experimentos con esos aceros fueron dados a conocer, sin embargo, con los incrementos de cromo utilizados, la formabilidad de los aceros se redujo drásticamente debido al contenido de carbono que se manejaba en las aleaciones de la época ⁽¹⁾.

En los años de 1897 el alemán Goldschmidt desarrolló técnicas para producir aleaciones de cromo con bajo contenido de carbono. De 1904 a 1909 se produjeron los primeros aceros con contenidos de 13 al 17 % de cromo, de 1910 a 1915 algunos laboratorios realizaron estudios para su comercialización y aplicación industrial ⁽⁴⁾.

En el año de 1912, Harry Brearly visitó una fabrica de armas para solucionar un problema en los barriles de rifles, los cuales fallaron debido a la corrosión interna, estos barriles eran de un acero de 5% de contenido de cromo, Brearly concluyó que aumentando el contenido de cromo podría solucionar el problema de la corrosión interna, así comenzó a fabricar materiales con contenidos de 10 y 15 % de cromo, pero debido a su alto contenido de carbono ambos resultaron fallidos. En agosto de 1913, fabricó un lingote aceptable con un contenido de 24% Cr y 0.20 % C, este fue probado en experimentos de barriles de pistola pero estos nuevos barriles no mostraron mejora alguna. Algunos de estos materiales fueron usados en cuchillería, y así la era de los aceros inoxidables daba inicio ⁽³⁾.

El primer lingote de acero inoxidable de los Estados Unidos, fue fabricado por la Firth Sterling Ltd, en Pittsburg, PA, en marzo de 1915, esto eventualmente llevó a la patente de los aceros inoxidables asignada a Brearly para aceros de grado de cuchillería, el cual cubre el rango de composición de 9 al 16% de cromo en peso y contenidos menores al 0.7% de carbono en peso. Los aceros hechos bajo esta patente también fueron llamados aceros Firth.

Aunque Brearly es ampliamente conocido como el inventor de los aceros inoxidable basado en su patente de 1915, es claramente visto que su invención no pudo haber sido posible sin el respaldo de los estudios realizados en Francia y Alemania en las décadas precedentes ⁽⁵⁾.

Posterior a su patente se iniciaron las aplicaciones de los aceros inoxidable como se muestra en la siguiente cronología en el siglo pasado:

1915.- Durante la primera Guerra mundial, se inicio la aplicación de los aceros inoxidable en válvulas para motores de aviones.

1919-1923.- Sheffield inicia la producción de cuchillería, productos quirúrgicos y herramientas fabricados de acero inoxidable.

1924.- El primer acero inoxidable hace su aparición en una azotea en los Estados Unidos.

1928.- La industria Brewery instala por primera vez un tanque de fermentación fabricado con acero inoxidable.

1929.- Es usado el primer tanque de acero inoxidable para transportar 11,500 litros de leche.

1929-1930.- Se construyen los siete arcos superiores del edificio Chrysler y son revestidos en acero inoxidable. Siendo este edificio uno de los rascacielos mas importantes en la ciudad de Nueva York y el mundo.

1931.- Se fabrica el primer vagón ferroviario de acero inoxidable, también, Rolls Royce produce el primer radiador, parrilla y su emblema en acero inoxidable.

1933.- Se introducen a la cocina (lavaderos y muebles) los aceros inoxidable.

1950.- Se incrementa el uso de accesorios para autos fabricados en acero inoxidable.

1954.- Se construye la primera cámara subacuática en acero inoxidable.

1963.- Se produce la primera navaja para afeitar de acero inoxidable.

1969.- El primer hombre en la luna (Apollo 11) es transportado por el cohete saturno V fabricado con partes de acero inoxidable.

2000.- Se introducen los primero juguetes de pájaros construidos exclusivamente con acero inoxidable.

2.2 Particularidad de los Aceros Inoxidables

Los aceros inoxidables son una clase importante de materiales de ingeniería ampliamente usados en una gran variedad de industrias y ambientes. La soldabilidad es una importante técnica de fabricación para los aceros inoxidables. Los aceros inoxidables en general son considerados como soldables pero existen varias reglas que se deben seguir para obtener una fabricación libre de defectos, y asegurar el comportamiento en servicio; cuando estas reglas no son seguidas los problemas son muy frecuentes en la fabricación o servicio. Frecuentemente, los problemas son asociados con el inapropiado control de la microestructura de la soldadura y las propiedades asociadas a esta, o también el uso inapropiado de procedimientos de soldadura ⁽²⁾.

Los aceros inoxidables constituyen un grupo de aleaciones basadas en sistemas Fe-Cr, Fe-Cr-C, y Fe-Cr-Ni. Siendo los inoxidables, aquellos aceros con un contenido mínimo de 10.5% Cr. Con esos niveles de cromo estas aleaciones forman una superficie pasivante de óxido de cromo, la cual previene la oxidación y corrosión del metal que se encuentra bajo esta capa pasivante. Algunos aceros con contenidos menores al 11% Cr, por ejemplo, los que contienen 9% Cr y son usados en aplicaciones de generación de energía, no son tomados en cuenta como aceros inoxidables en el presente trabajo. También debe tomarse en cuenta aquellas aleaciones con más del 12% de Cromo, o mucho más, las cuales al ser expuestas a condiciones ambientales presentan oxidación. Esto es porque en algunos se llegan a formar carburos u otros compuestos lo que reduce el cromo en la matriz por debajo del nivel que proporciona protección ⁽²⁾.

Algunos aceros inoxidables también tienen buena resistencia a la corrosión a altas temperaturas y son conocidos como *Aleaciones Resistentes al Calor*. La resistencia a la oxidación a elevadas temperaturas se debe primariamente al contenido de cromo, algunas aleaciones con altos contenidos del 25% al 30% Cr, pueden ser usadas a altas temperaturas como 1000° C.

Los aceros inoxidables son usados ampliamente en la generación de energía, las industrias química y de procesamiento de papel, así como muchos productos comerciales como artículos de cocina y equipo para automóviles. Los aceros inoxidables también son encontrados en aplicaciones en las industrias farmacéuticas y de procesamiento de alimentos que requieren gran limpieza y condiciones sanitarias exigentes ⁽²⁾.

2.3 Influencia de los Elementos de Aleación

Los aceros inoxidable son aleaciones con un contenido de hierro base del 50 al 88%, los principales elementos de aleación son el cromo y el carbono para los aceros ferríticos y martensíticos, con la adición de níquel en los aceros austeníticos y duplex. Esencialmente, todos los aceros inoxidable contienen silicio y manganeso agregados intencionalmente. Algunos aceros inoxidable incluyen elementos de aleación como el molibdeno, titanio, niobio, aluminio, cobre, nitrógeno y otros que mejoran algunas propiedades especiales, mejoran la resistencia a la corrosión o influyen en la microestructura. Algunos elementos caracterizados como impurezas frecuentemente encontradas en los aceros inoxidable son el nitrógeno, oxígeno, azufre, y fósforo. Todos los elementos de aleación y las impurezas tienen algún efecto sobre la soldabilidad o las características del material. ^(2,5)

Cromo:

El cromo es el agregado primario que provee protección ante la corrosión. El cromo es un fuerte formador de carburos, nitruros o carbonitruros, uno de los más complejos es el $[M_{23} (C, N)_6]$, el cual es posible por la combinación del cromo con el nitrógeno para formar los nitruros, el más común de todos es el $(Cr_2 N)$ que ha sido observado en aceros inoxidable ferríticos y en aceros inoxidable duplex ⁽⁵⁾.

El cromo es importante formador de compuestos intermetálicos, el más común es la fase sigma, la cual en un sistema Fe – Cr se forma por debajo de 815 °C. La fase sigma puede formarse virtualmente en muchos aceros inoxidable pero tiende a ser común en aceros de alto cromo. El cromo puede participar en la formación de otras fases intermetálicas como la fase Chi y la fase de Laves.

Desde el punto de vista de las propiedades mecánicas, el cromo proporciona algún endurecimiento por solución sólida a la ferrita o a la austenita. Los niveles de alto cromo en aleaciones ferríticas pueden deteriorar la tenacidad y la ductilidad, particularmente cuando el carbono y nitrógeno están presentes. Los aceros inoxidable ferríticos de alto cromo deben tratarse muy cuidadosamente, o reducir el carbono y nitrógeno a niveles bajos para obtener propiedades mecánicas aceptables de post soldadura ⁽⁵⁾.

En la Figura 2.1 se muestra el diagrama hierro-cromo y se nota el carácter alfégeno del cromo, es decir, su propiedad de estabilizar la fase de ferrita (α) y reducir el campo de la fase austenita (γ), la cual se extiende entre 910 y 1,400 °C.

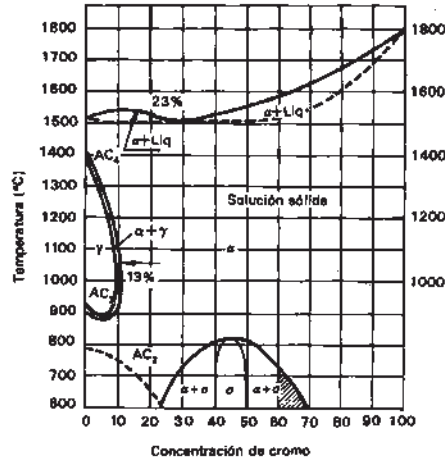


Figura 2.1 Diagrama de equilibrio hierro-cromo ⁽³⁾.

En el diagrama, la temperatura Ac_3 disminuye primero desde 910 hasta 880 °C, cuando el contenido de cromo varía desde 0 a 8% y, posteriormente crece hasta los 1000 °C, para concentraciones del 12 a 13% Cr. La temperatura de transformación Ac_4 que se encuentra en los 1400 °C, para un hierro puro, disminuye hasta los 1000 °C para reunirse con la Ac_3 , cuando la concentración es del 12% Cr ⁽⁵⁾.

En el diagrama hierro-cromo después de concentraciones de cromo superiores al 13%, se obtiene solamente una fase de ferrita sin puntos de transformación y, por lo tanto, estos aceros no pueden templarse, cuando estos aceros se calientan a determinadas temperaturas, los granos aumentan de tamaño y luego al ser enfriados no pueden regenerarse, debido a la ausencia de puntos de transformación. El grano de ferrita permanece basto y el acero es frágil. En concentraciones de 0-12% Cr, la aleación tiene una estructura austenítica entre las temperaturas de 900 a 1400 °C y en esta zona estos aceros pueden templarse a temperaturas situadas entre los 950 y 1200 °C. En concentraciones entre 12-13 % Cr se obtienen las fases de ferrita y austenita ($\alpha+\gamma$) y pueden sufrir transformaciones lográndose, en algunos casos una estructura de martensita muy fina, para contenidos superiores al 13 % Cr, se obtiene como única fase a la ferrita con los inconvenientes anteriormente citados. En contenidos de cromo del 42 al 48%, aparece una nueva fase muy frágil, la fase sigma.

Se destaca que los análisis realizados anteriormente se han hecho para aleaciones de hierro-cromo, la adición de elementos gammágenos que favorecen y estabilizan la austenita, como son el carbono, el níquel, el manganeso, etc., aumentan el dominio de dicha fase.

En la Figura 2.2 se muestra la influencia que ejerce el aumento del contenido de cromo en las modificaciones de las líneas de transformación del diagrama de equilibrio hierro - carbono.

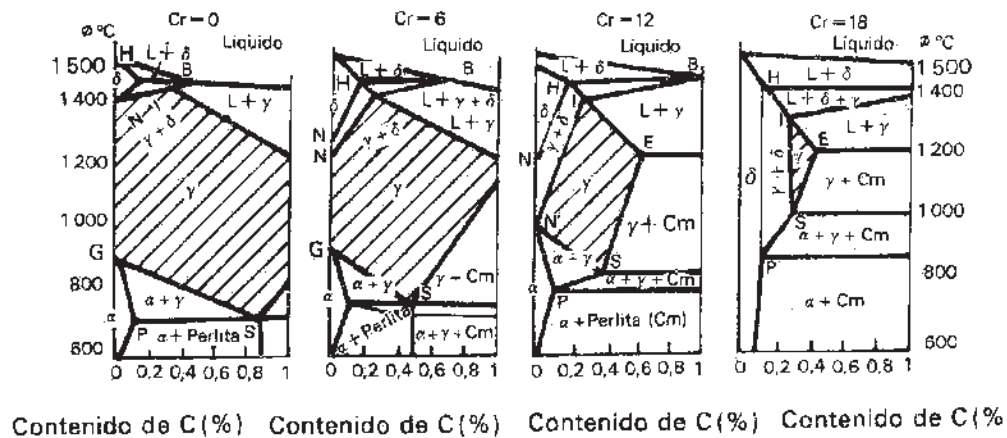


Figura 2.2. Influencia del cromo en las modificaciones de las líneas de transformación del diagrama de equilibrio hierro-cromo ⁽⁵⁾.

Estas modificaciones son las siguientes:

1. Los puntos G y N se acercan cerrando el área que ocupa en el diagrama (dominio) la fase austenítica y se amplían los dominios de ferrita (α) y de ferrita - austenita ($\alpha + \gamma$).
2. Para contenidos de cromo iguales o superiores al 6% aparece el dominio trifásico de ferrita + austenita + carburos ($\alpha + \gamma + \text{carburos}$).
3. Al aumentar el contenido de cromo, el punto eutectoide se desplaza hacia la izquierda y hacia arriba, y el límite de solubilidad del carbono en la austenita (γ) se desplaza también hacia arriba, o sea, a temperaturas superiores.
4. Cuando el contenido de cromo es de 12 %, el punto eutectoide tiene 0.48% de carbono, a diferencia de 0.81% para el caso de los aceros al carbono sin ningún contenido de cromo.
5. Para concentraciones de 18 % de cromo, el dominio de la austenita desaparece cuando el contenido de carbono es igual o menor al 0.3% y para valores inferiores al 0.15 % C se

obtiene únicamente la fase δ , en concentraciones entre 0.15 – 0.3% C, la aleación es bifásica. El punto eutectoide se sitúa en 1030°C y su concentración en carbono es de 0.3%. El dominio de ferrita + austenita + carburos es ampliado. El carbono es un elemento que favorece la formación de la austenita, es decir, amplía el dominio de esta fase en las aleaciones hierro-cromo, por esta razón se dice que es gammágeno.

En la Figura 2.3 se muestra la influencia del contenido de carbono en el diagrama hierro-cromo y se observa que cuando aumenta la concentración de carbono de 0 a 0.4 % se obtiene austenita, inclusive para contenidos de cromo de hasta 27%. Por otro lado, el carbono ocasiona la formación de carburos complejos, obteniéndose la cementita y carburos de cromo $(Fe, Cr)_3C$ para concentraciones de cromo menores o iguales al 10% y carburos ricos en cromo $(Cr, Fe)_7C_3$, $(Cr, Fe)_{23}C_6$ para contenidos superiores.

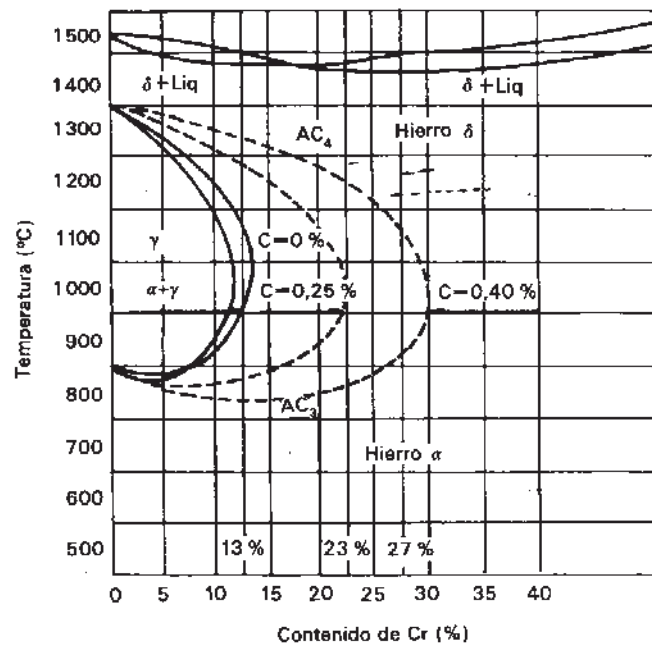


Figura 2.3. Influencia del carbono en el diagrama hierro-cromo ⁽⁵⁾.

Níquel

Es un elemento gammágeno que promueve la fase austenita, la cual predomina en los aceros inoxidable austeníticos y aceros inoxidable duplex. Agregando el suficiente níquel, el campo de la fase austenítica puede ser ampliamente expandido y la austenita es estable en un amplio rango de temperaturas y composición química. El níquel no es formador de carburos y generalmente, no promueve la formación de intermetálicos, pero puede influenciar la cinética de precipitación de otros elementos de aleación. Hay evidencia de que la presencia de níquel en aleaciones ferríticas aumenta la resistencia a la corrosión, generalmente en ambientes bajos de ácido sulfúrico. Sin embargo, el níquel está asociado con la reducción de la resistencia a la corrosión bajo tensión. El níquel es un endurecedor por solución sólida en aceros inoxidable ferríticos y aceros inoxidable martensíticos. La adición de más del 2% de Ni en aceros inoxidable ferríticos de alto cromo puede reducir dramáticamente la ductilidad a una fractura frágil con el cambio de temperatura.

La influencia del níquel en el diagrama hierro-cromo con un contenido de cromo de 18 % se muestra en la Figura 2.4, notándose que con el aumento del contenido de níquel, aumenta el dominio de la austenita y desaparecen progresivamente los dominios de ferrita (α) y ferrita + carburos (α + carburos), al mismo tiempo que el punto eutectoide se desplaza hacia abajo.

Los aceros con 18% de cromo y 2 % de níquel, son martensíticos al igual que los aceros con 13 % de cromo. Estos aceros son templeables por la presencia del níquel e inoxidable por la presencia del cromo. Aceros con contenidos de 18 % de Cr y 4 % de Ni, son martensíticos por temple a los 900°C y austeníticos por temple a los 1100°C, aunque esta austenita es inestable y desaparece con un tratamiento térmico de revenido. A partir del 5% de Ni, en estos aceros inoxidable los dominios de ferrita (α) y ferrita + carburos (α + carburos) desaparecen, y con el 8 % de este elemento solamente aparecen los dominios austeníticos (γ) y austenita + carburos (γ + carburos).

Los aceros inoxidable clásicos con 18 % de Cr y 8% de Ni con contenidos pequeños de carbono, están formados por una sola fase estable de austenita, la presencia del carbono tiende a precipitar carburos complejos conjuntamente con la fase de austenita (γ). En los diagramas presentados en la Figura 2.4 se observa que el dominio de la austenita aumenta con la concentración de níquel, especialmente a partir de los 1000°C, lo cual indica que la solubilidad de los carburos aumenta con la concentración de níquel. Por ejemplo, a 1200 °C, este límite de solubilidad es de 0.4 % en

el acero inoxidable con 18 % de cromo y 8 % de níquel, mientras que en el acero inoxidable con 18 % de cromo y 12 % de níquel aumenta hasta el 0.6 %.

En resumen, el níquel estabiliza la fase austenítica dando lugar al acero inoxidable austenítico 18 Cr - 8 Ni. Estos tipos de aceros austeníticos no presentan puntos de transformación y, por lo tanto, son sensibles al crecimiento del grano por sobre-calentamiento, sin embargo, la acción afinadora del níquel disminuye notablemente esta tendencia al aumento del tamaño del grano, la cual se podría manifestar durante los procesos de soldadura ⁽²⁾.

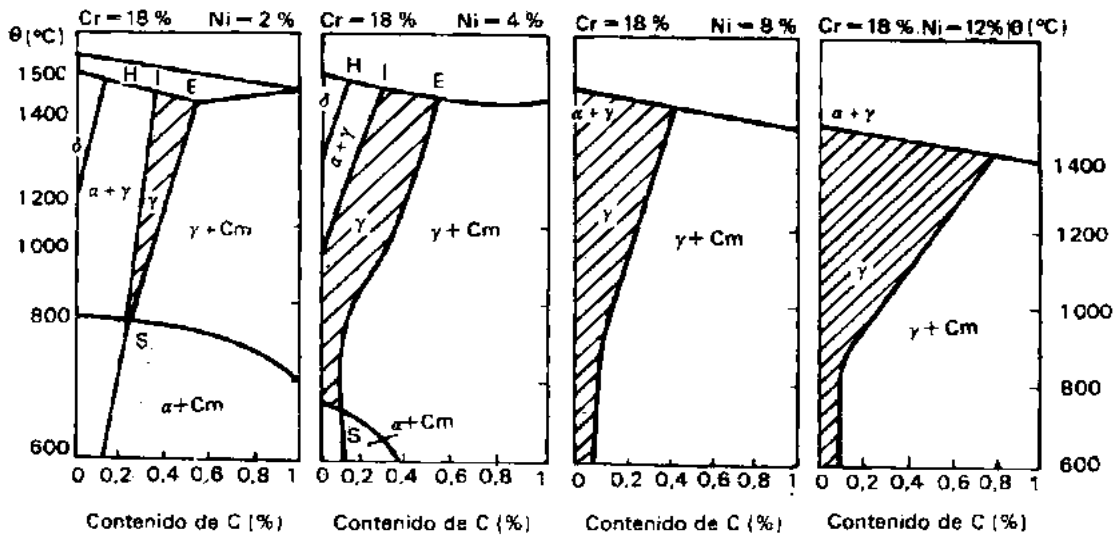


Figura 2.4. Influencia del níquel en el desarrollo del dominio γ de un acero con 18 % de cromo ⁽²⁾.

Manganeso

El manganeso es agregado virtualmente a todos los aceros inoxidables. Normalmente se encuentra presente de 1 a 2% en peso, en aceros inoxidables ferríticos y martensíticos. En cantidades del 1% es agregado para prevenir la fisuración en caliente, el manganeso es promotor de austenita, aunque también depende del porcentaje de níquel, así mismo ayuda a estabilizar la austenita a bajas temperaturas para prevenir la formación de martensita.

Existen aceros inoxidables al cromo-manganeso y, al cromo-níquel-manganeso que generalmente son bifásicos. La soldabilidad de estos aceros es similar a la de los aceros inoxidables austeníticos al cromo-níquel ⁽²⁾.

Silicio

Se usa para desoxidar el acero durante la fundición, puede estar presente en el rango de 0.3 al 0.6 % en peso, y puede ser sustituido por aluminio.

El silicio en los aceros austeníticos no tiene efecto en rangos menores del 1%, pero, en rangos mayores promueve la ferrita y en los aceros inoxidable ferríticos y aceros inoxidable martensíticos promueve la formación de la fase austenítica.

El silicio promueve la formación de numerosos intermetálicos los cuales tienden a fragilizar la estructura. Asimismo, expande el rango de formación de la fase sigma, el silicio es conocido por segregar durante la solidificación, produciendo compuestos eutécticos de bajo punto de fusión en particular con la combinación del níquel. Por esta razón, el níquel siempre se encuentra en porcentajes menores al 1%. El silicio ayuda a incrementar la fluidez del metal fundido, y es por eso que siempre se encuentra presente en los materiales de aporte de la soldadura ⁽²⁾.

Molibdeno

Puede encontrarse en aceros inoxidable ferríticos, martensíticos y duplex. En cantidades mayores al 6% mejora la resistencia a la corrosión, promueve la resistencia a elevadas temperaturas, aunque, también puede causar algunos efectos negativos que pueden dificultar su trabajo en caliente. En aceros inoxidable martensíticos es formador de carburos. En pequeñas cantidades puede mejorar las características secundarias de los aceros a elevadas temperaturas. El molibdeno es formador de ferrita, lo que puede ser un gran problema en aceros austeníticos, ya que reduce su ductilidad y tenacidad ⁽²⁾.

Aluminio

Mejora la resistencia a la oxidación a altas temperaturas, en los aceros inoxidable actúa como elemento alfégeno, y su contenido también se debe limitar debido a que aumenta la tendencia al agrietamiento durante el desarrollo de los procesos de soldadura ⁽²⁾.

Titanio

En los aceros inoxidable es alfégeno, y sus contenidos oscilan de 0.4 a 0.5 %, adicionándose para evitar la corrosión intercrystalina, debido a que tiene mayor afinidad por el carbono que el cromo, al formar carburos de titanio (TiC). Se considera elemento de aleación a partir del 0.1 % (microaleante). No dificulta el proceso de soldadura, ni empeora la soldabilidad del acero. Por lo anterior, se emplea primordialmente para aceros inoxidable con contenidos considerables de carbono. La temperatura de solubilidad del carburo de titanio en la austenita es de alrededor de los 900°C ⁽²⁾.

Niobio

El niobio, comúnmente aparece junto con el tantalio y es de difícil separación. En la obtención de los aceros inoxidable, se emplea para evitar la corrosión intergranular, actuando como estabilizador, formando carburos de niobio (NbC). En los aceros de alta aleación, el Ta y Nb se comportan como elementos fuertemente alfégenos. La temperatura de solubilidad del carburo de niobio en la austenita es alrededor de 900°C ⁽²⁾.

2.4 Clasificación de los Aceros Inoxidables

Los aceros inoxidable son de los materiales más ampliamente usados después del acero al carbono y los aceros de baja aleación. Debido a que existen muchas variedades de aceros inoxidable disponibles, en un amplio rango de propiedades, pueden ser usados en un sin fin de aplicaciones ⁽²⁾.

Aunque el sistema de clasificación de otras aleaciones se basa en la composición química, los aceros inoxidable se clasifican en base a su microestructura o fases predominantes. Las tres fases posibles en los aceros inoxidable son: martensita, ferrita y austenita. Los aceros inoxidable duplex contienen aproximadamente 50% austenita y 50% ferrita, tomando las propiedades deseadas de cada fase. Los aceros inoxidable endurecibles por precipitación (PH) son llamados así porque son formados por endurecimiento por precipitación y son tratados por medio de tratamiento térmico de envejecimiento. Los aceros inoxidable endurecidos por precipitación son agrupados por la fase de la matriz en la cual los precipitados son formados: martensita, semi-austeníticos o austeníticos ⁽²⁾.

El American Iron Steel Institute (AISI) usa un sistema de clasificación para los aceros inoxidable, el cual es conformado por tres números y algunas veces seguido por una letra. Las propiedades magnéticas pueden ser usadas para identificar algunos aceros inoxidable. Los aceros inoxidable austeníticos son esencialmente no magnéticos. Una pequeña cantidad de ferrita residual o trabajado en frío puede introducir ligeramente la condición de ferromagnético. Los aceros inoxidable ferríticos y martensíticos son ferromagnéticos. Los aceros inoxidable duplex son relativamente magnéticos debido a su alto contenido de ferrita.

Las propiedades físicas, tal como la conductividad térmica, expansión térmica y propiedades mecánicas, varían en los diferentes tipos de aceros inoxidable, esto influencia sus propiedades de soldabilidad por ejemplo los aceros inoxidable austeníticos poseen bajo coeficiente de conductividad térmica y alto coeficiente de expansión térmica, lo cual resulta una gran distorsión debido a la soldadura lo que sucede igualmente en los aceros inoxidable ferríticos ⁽²⁾.

CLASE	CLASIFICACIÓN AISI	EJEMPLO DE ESPECIFICACIONES	COMPOSICIÓN		
			Cr%	C%	Ni%
MARTENSÍTICO	SERIE 400	410, 420, 431	12 -19	0.08-1.2	-
FERRÍTICO		409, 430, 434	10.5-30	0.015-0.08	-
AUSTENÍTICO	SERIES 200 Y 300	304, 304L, 321	16-28	0.02 – 0.1	6-32
DUPLEX	NOMBRE COMERCIAL	329, 2205	18-30		4-12
ENDURECIBLES POR PRECIPITACIÓN		17-4 PH, 15-5 PH	15-20		4-8

2.5 Características de los Aceros Inoxidable Ferríticos

Los aceros inoxidable ferríticos son clasificados así debido a que su fase metalúrgica predominante es la ferrita. Estas aleaciones presentan buena resistencia a la corrosión bajo esfuerzos, corrosión por picadura. Los aceros inoxidable ferríticos son usados en una variedad de aplicaciones donde la resistencia a la corrosión es preferida a las propiedades mecánicas de resistencia al esfuerzo, ductilidad y tenacidad. Los aceros inoxidable ferríticos de bajo cromo (10.5 a 12.5% Cr) son usados ampliamente en aplicaciones automotrices donde la resistencia a la corrosión debe ser superior a la de los aceros al carbono. Los aceros inoxidable ferríticos de medio y alto cromo son usados en ambientes de corrosión más agresivos.

Los aceros inoxidable superferríticos, son usados en procesos químicos y en la industria del papel, donde la resistencia a la corrosión en medios severos de oxidación es requerida. Los aceros inoxidable ferríticos con altos contenidos de cromo son también usados con una alta eficiencia en la fabricación de hornos.

Históricamente, los aceros inoxidable ferríticos han sido usados en grandes tonelajes en aplicaciones donde no requieren soldadura. Por ejemplo, los aceros inoxidable ferríticos de medio cromo son usados ampliamente en la industria automotriz, decorativa y arquitectónica. Desde el inicio de 1980 el uso de aceros inoxidable ferríticos de bajo y medio cromo para sistemas automotrices ha incrementado drásticamente el consumo de este tipo de aleaciones. A partir de que sistemas tubulares y conexiones son soldadas, la soldabilidad de los aceros inoxidable ferríticos ha recibido una mayor atención.

Los aceros inoxidable ferríticos de alto cromo, han sido desarrollados de acuerdo con la demanda de los ambientes industriales de: plantas químicas, industria del papel y refinerías. Estas aleaciones poseen alta resistencia a la corrosión comparados con los austeníticos y los martensíticos. Sin embargo, son relativamente caros de fabricar. La soldabilidad de los aceros inoxidable ferríticos de medio cromo (16 a 18% Cr) y de alto cromo (>25 % Cr) ha sido objeto de considerables estudios e investigaciones ⁽²⁾.

Los aceros ferríticos están limitados a temperaturas menores a 400 °C debido a la formación de fases de fragilización. Los aceros inoxidable ferríticos de alto cromo son particularmente susceptibles a la fragilización a 475 °C.

Metalúrgicamente, la soldadura de aleaciones que inicialmente son completamente ferríticas, y que al solidificar la martensita también puede presentarse bajo ciertas condiciones, la precipitación de carburos y nitruros es común. La principal característica de soldabilidad con los aceros inoxidable ferríticos es mantener una adecuada tenacidad y ductilidad posterior de la soldadura ⁽²⁾.

2.6 Metalurgia Física y Mecánica de los Aceros Inoxidables Ferríticos

La metalurgia física de los aceros inoxidables ferríticos ha sido estudiada ampliamente desde el inicio de 1940. El sistema ternario Fe – Cr – C puede ser usado para describir las transformaciones de fases que ocurren en los aceros inoxidables ferríticos. El diagrama pseudo binario con 17 % Cr es usado para describir la metalurgia física de estas aleaciones (ver la Figura 2.5) ⁽⁶⁾.

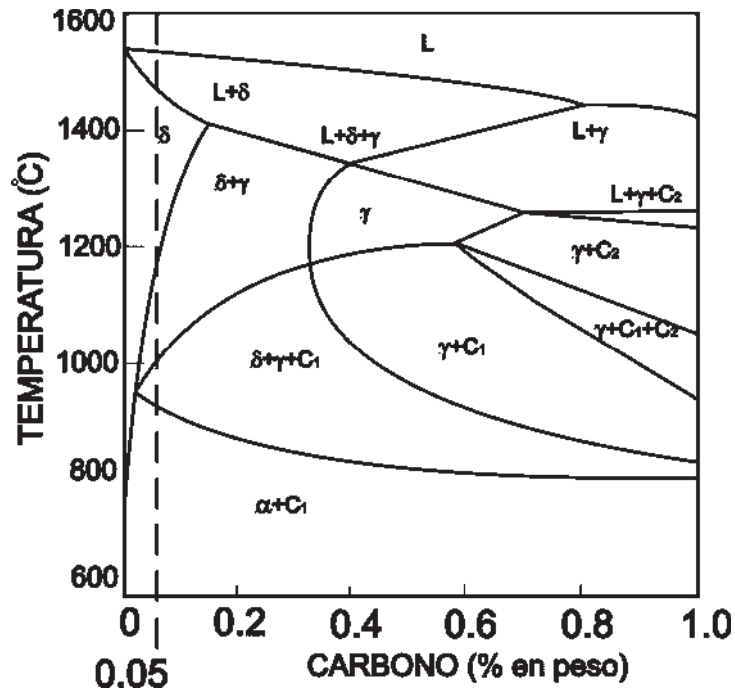


Figura 2.5 Diagrama pseudobinario con 17% de cromo ⁽²⁾.

Con una concentración nominal de 0.05% en peso de carbono, es la composición promedio aproximadamente de un acero inoxidable ferrítico de medio cromo AISI 430.

Note que la primera solidificación ocurre como ferrita y el diagrama predice que la estructura será completamente ferrítica al final de la solidificación, y permanecerá como ferrita en estado sólido hasta que el enfriamiento sea aproximadamente de 1100 °C, a esta temperatura alguna transformación a austenita ocurrirá. A temperaturas levemente menores se formaran algunos carburos de cromo (Cr₂₃C₆) bajo condiciones de equilibrio de enfriamiento. La austenita transformará a ferrita y carburos. Al final la estructura será una mezcla de ferrita y carburos ⁽⁷⁾.

2.6.1 Efecto de los Elementos de Aleación en la Microestructura

La presencia de otros elementos, aún agregados intencionalmente o como impurezas puede significar una alteración de la forma de la región austenítica o influenciar la microestructura de los aceros inoxidable ferríticos. El nitrógeno está normalmente presente como una impureza mucho más que como elemento agregado intencionalmente, este produce un efecto similar al carbono al promover la fase austenítica. Bearlecken⁽⁹⁾ ha demostrado los efectos de varios niveles de carbono más nitrógeno, en la expansión del campo de fase gamma, en aleaciones simples de Fe-Cr. Por ejemplo, la adición de 0.04% C y 0.03 % N resulta un cambio en los límites del campo de austenita más ferrita con porcentajes de 20% Cr. Para mantener la microestructura ferrítica es necesaria la reducción de niveles de carbono y nitrógeno a niveles extremadamente bajos (menos de 100 ppm) ó la adición de elementos de aleación que promueven la formación de ferrita en aceros inoxidable ferríticos de bajo y medio cromo ⁽⁹⁾.

Con la adición de cromo, se pueden agregar elementos promotores de ferrita en los aceros inoxidable como el silicio, titanio, niobio, molibdeno y aluminio. El aluminio y el niobio son usados en pequeñas concentraciones debido a que ambos tienen una alta afinidad con el carbono y el nitrógeno. El aluminio también es agregado para promover la resistencia a la oxidación, particularmente a elevadas temperaturas, el silicio es muy común usarlo como desoxidante. El molibdeno es agregado en algunas aleaciones especialmente para promover la resistencia a la corrosión por picadura ⁽⁶⁾.

2.6.2 Efecto de la Martensita

En un proceso bajo condiciones normales, generalmente ningún porcentaje de la fase austenita que se forma a elevadas temperaturas transformará en martensita a temperatura ambiente. Solo bajo un enfriamiento lento, ó manteniendo temperaturas isotérmicas por debajo de la línea solvus de la austenita, alrededor de 900 °C, para aceros inoxidable ferríticos con el contenido de 0.05 % de C – 17% de Cr la austenita transformará a ferrita y carburos, como lo muestra el diagrama de equilibrio de la Figura 2.5. La martensita en los aceros inoxidable ferríticos tiene efectos benéficos como dañinos. La presencia de la martensita en cantidades apreciables es un evidente promotor de la fractura inducida por hidrógeno, al igual que en los aceros estructurales, la martensita también es una fuente de fragilidad debido a sus características de fractura y deformación.

Dependiendo del contenido de carbono o su fracción volumétrica, la martensita que se forma en los aceros inoxidable ferríticos es típica de aceros de bajo carbono, con durezas por debajo de 300 HV. A elevadas temperaturas en las que la austenita es estable, el carbono será rechazado de la ferrita siendo disuelto en la austenita que puede disolver más carbono. Por ejemplo, entre 1000 °C y 1200 °C el contenido de carbono en la austenita aumenta de 0.05 a 0.3% en una aleación con 17% Cr. Si la austenita con esos contenidos de carbono y una temperatura de equilibrio de 1200 °C es enfriada rápidamente a temperatura ambiente, la dureza de la martensita puede alcanzar la dureza de 500 HV, esto podría requerir la completa disolución de los carburos y un amplio tiempo para que ocurra la difusión completa ⁽⁷⁾.

En general, la microestructura a elevadas temperaturas no alcanza la composición de equilibrio, la martensita que se forma no alcanza esos altos niveles, entonces, la pérdida de ductilidad y tenacidad usualmente está asociada con la martensita retenida en aceros estructurales con contenidos de carbono que exceden el 0.15 % en peso, es usual que no sean esas características de acero y algunas martensitas pueden ser acomodadas sin una importancia significativa con respecto a las propiedades. La formación de martensita en el metal de soldadura y en la ZAT en aceros inoxidable ferríticos de bajo y medio cromo es frecuente.

La presencia de la martensita en los aceros inoxidable ferríticos de bajo cromo ha sido relacionada con la pérdida de resistencia a la corrosión ^(8,9).

2.6.3 Fenómeno de Fragilización

Existen tres fenómenos de fragilización que influyen las propiedades mecánicas de los aceros inoxidable ferríticos:

1. Fragilización a 475 °C.
2. Precipitación de la fase sigma.
3. Fragilización a altas temperaturas.

Aunque la fase sigma y la fragilización a 475 °C, no son problemas cuando se soldan los aceros inoxidable ferríticos, debido a que estos fenómenos de fragilización están asociados con largos tiempos de exposición a temperaturas intermedias. Consecuentemente, se tiene *Fragilización a temperaturas intermedias*, (ITE, *Intermediate Temperature Embrittlement*).

La soldadura de los aceros inoxidable ferríticos es esencialmente insensible a los procesos de soldadura y selección del procedimiento. En la práctica, se limita su aplicación a la exposición de temperaturas menores de 400 °C para evitar el problema de ITE, ambos fenómenos de fragilización son acelerados por el contenido de cromo de la aleación y es incrementado por el metal de aporte. Deben tenerse consideraciones especiales cuando se considere un tratamiento térmico de postsoldadura para aleaciones de alto cromo ⁽⁶⁾.

La reducción de las propiedades mecánicas y de corrosión ocasiona fallas catastróficas de los aceros inoxidable ferríticos, sin embargo, asociado casi exclusivamente a la fragilización a altas temperaturas (HTE), sensibilización al impacto, o combinación de esos dos. Debido a la importancia del HTE en la soldadura de los aceros inoxidable ferríticos y la influencia del ITE en el desempeño en servicio de estas aleaciones, se estudia la metalurgia básica de estos fenómenos de fragilización y la influencia a la sensibilización al impacto ⁽¹⁰⁾.

2.6.3.1. Sensibilización a 475 °C

Las aleaciones Fe – Cr conteniendo del 15 al 70% de cromo pueden ser severamente sensibilizadas cuando el calor agregado está dentro del rango de temperaturas de 425 a 550 °C . La metalurgia básica de la fragilización en este rango de temperaturas aun sigue siendo controversial. La teoría predominante asocia el inicio de la fragilización debido a la formación coherente de precipitados a temperaturas menores de 550 °C debido a la miscibilidad del campo de la fase alfa prima en el diagrama de equilibrio Fe – Cr.

A las aleaciones envejecidas por debajo de 550 °C se les han encontrado fases ricas en cromo “ferrita (alfa prima)” y ricas en hierro “ferrita (alfa)”. Los precipitados de alfa prima encontrados, no son magnéticos, tienen una estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo y un contenido del 61 al 83% Cr.

El porcentaje y grado de fragilización está en función del contenido de cromo. Con altos contenidos de cromo, las aleaciones fragilizan en mucho menor tiempo y temperaturas ligeramente superiores. Los aceros inoxidable ferríticos con bajo contenido de cromo, como lo son los tipos 409 y 405, parecen ser inmunes a la fragilización a los 475 °C. En general, las aleaciones de bajo y medio cromo necesitan mantenerse en tiempos de envejecido menores a las 100 horas, a causa de la fragilización.

Las aleaciones a las cuales se les adiciona molibdeno, niobio y titanio tienden a acelerar el inicio de la fragilización a los 475 °C. Las influencias de los elementos de aleación e impurezas sobre la fragilización se puede observar en la Tabla 2.1 ⁽¹²⁾.

Tabla 2.1 Efecto de los elementos de aleación en la fragilización a 475 °C en aleaciones hierro – cromo.

ELEMENTO	EFECTO/ FRAGILIZACIÓN
Aluminio	Se Intensifica
Carbono	No Produce / se intensifica
Cromo	Se Intensifica
Cobalto	Se Intensifica
Molibdeno	Se Intensifica
Níquel	Variable
Niobio	Se Intensifica
Nitrógeno	Pequeños Efectos /Se Intensifica
Fósforo	Se Intensifica
Silicio	Se Intensifica
Titanio	Se Intensifica

El trabajado en frío promueve la precipitación de la fase alfa prima y acelera el inicio de la fragilización a 475 °C, la fragilización también trae como resultado una severa reducción en la resistencia a la corrosión, probablemente, debido al ataque selectivo del hierro rico en ferrita. La fragilización puede ser eliminada y las propiedades mecánicas, así como la resistencia a la corrosión se restablecerán por envejecido sobre el rango de temperaturas de 500 °C a 600 °C durante un corto tiempo. Un excesivo tiempo a este rango de temperaturas producirá fragilización por fase sigma ⁽¹¹⁾.

2.6.3.2. Fragilización por Fase Sigma y Chi

La fase sigma se forma en aleaciones Fe – Cr con contenidos del 20 al 70% Cr en un rango de temperaturas de 500 a 800 °C. Al igual que en la fragilización a 475 °C, las aleaciones con mayor concentración de cromo, son más susceptibles a la formación de la fase sigma y con una velocidad de formación más rápida. En aleaciones con contenidos menores del 20% Cr, la fase sigma no se forma rápidamente, frecuentemente requiere de cientos de horas en el rango crítico de temperaturas. En aleaciones de alto cromo, la formación de la fase sigma es más rápida, requiriendo solo pocas horas de exposición en el rango de temperatura de formación de la fase sigma. Como está ilustrado en la Figura 2.6. Las aleaciones con adiciones de molibdeno, níquel, silicio y manganeso cambian el rango de formación de la fase sigma a mayores temperaturas, para concentraciones de bajo cromo y tiempos de permanencia cortos.

El trabajo en frío acelera la formación de la fase sigma. Los efectos nocivos de la fase sigma pueden ser eliminados con un breve calentamiento a temperaturas superiores a 800 °C, en aleaciones de alto cromo y molibdeno, Kiesehyer y Brandis⁽²⁾ reportaron la fase Chi, descrita como $(Fe_{36} Cr_{12} Mo_{10})$ ó $(Fe_3 Cr Mo)$ que pueden formarse con la fase sigma, estas fases intermetálicas fragilizantes pueden ser estables a temperaturas de 900 °C o mayores⁽¹³⁾.

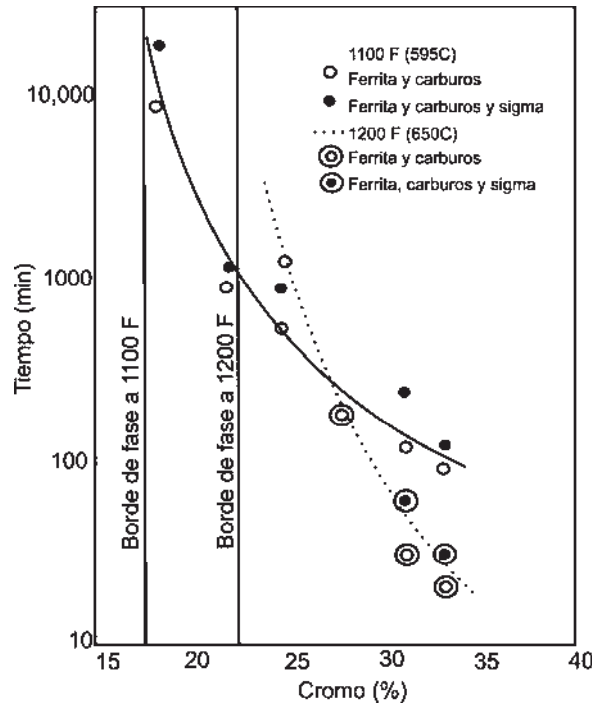


Figura 2.6 Efecto de las concentraciones de cromo en el tiempo umbral para la formación de la fase sigma a 593 y 649 °C⁽¹³⁾.

2.6.3.3. Fragilización a Altas Temperaturas

La fragilización a altas temperaturas (HTE) resulta de cambios metalúrgicos que ocurren durante la exposición a temperaturas de aproximadamente $0.7 T_m$ (T_m , temperatura de fusión), se debe tener en cuenta esta temperatura, para recomendarla como temperatura de servicio de los aceros inoxidables ferríticos. La HTE ocurre normalmente durante procesos termomecánicos o durante la soldadura, la exposición a elevadas temperaturas puede también traer severos resultados como la pérdida de la resistencia a la corrosión y concentración intersticial, y crecimiento de tamaño de grano. Las aleaciones de bajo cromo y grados estables son relativamente insensibles a la HTE⁽¹⁰⁾.

- Efectos de Composición

El nivel de elementos intersticiales, particularmente carbono, nitrógeno y oxígeno tienen una fuerte influencia en la HTE de aceros inoxidables ferríticos. A elevadas temperaturas los elementos están presentes en solución sólida en la matriz de ferrita o en la ferrita + austenita. El sobreenfriamiento de esos elementos intersticiales, forma precipitados, normalmente carburos ($Cr_{23}C_6$), nitruros (Cr_2N) y carbonitruros de cromo [$M_{23}(C, N)_6$]. La precipitación puede ocurrir intergranular o intragranularmente, para posteriormente ocasionar la corrosión intergranular y la pérdida de ductilidad y tenacidad. El efecto de las altas temperaturas en la tenacidad de aleaciones de medio cromo con varios niveles de carbono y nitrógeno se muestra en la Figura 2.7, debe notarse que con niveles de nitrógeno superior al 0.02 % en peso se tiene una importante reducción de la tenacidad. Incrementando el nivel de nitrógeno y manteniendo el carbono constante se encontró un efecto similar, se puede afirmar que el contenido intersticial de (C+N) es crítico, de manera parecida al comportamiento observado en aleaciones de alto cromo. Plumtree y Gullberg⁽¹⁴⁾ reportaron temperaturas de transición al impacto con el ensayo Charpy sobre 200 °C en aleaciones 18 Cr-2 Mo y 25 Cr, con contenidos de C+N de 0.02 a 0.06 % en peso⁽¹⁰⁾.

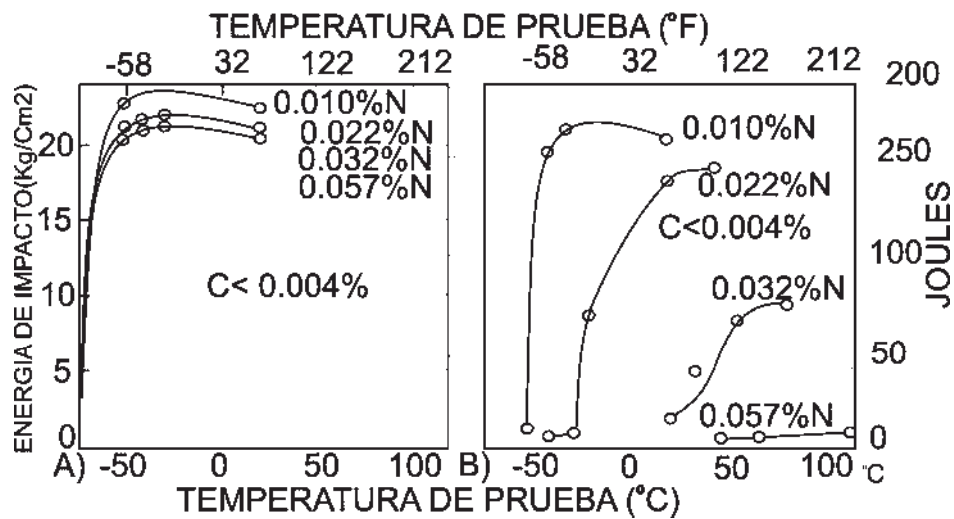


Figura 2.7 Efecto de la exposición a elevadas temperaturas sobre la tenacidad en aleaciones con 17% Cr variando los niveles de nitrógeno. a) 815 °C y b) 1150 °C⁽¹⁴⁾.

Los precipitados de carburo de cromo y nitruros durante el enfriamiento desde altas temperaturas ($>0.7 T_m$) contribuyen significativamente al HTE. Como resultado el HTE es muy pronunciado con contenidos elevados de cromo, carbono y nitrógeno. Las aleaciones de bajo cromo parecen ser relativamente insensibles al HTE, pero estos efectos son dependientes de la composición. En aleaciones con bajo contenido de C+N, el enfriamiento rápido desde temperaturas superiores a 1000 °C tienden a reducir la fragilidad y por tanto, la temperatura de transición dúctil-frágil (Ductile Brittle Transition Temperatura, DBTT) debido a la retención de carbono y nitrógeno en solución sólida o la tendencia a formar precipitados intergranulares. Con velocidades bajas de enfriamiento, la precipitación de los carburos o los nitruros es predominante y acompañada de pérdida en la ductilidad y tenacidad.

En aleaciones de alto cromo con altos niveles de C+N en el orden de 1000 ppm o más, el enfriamiento rápido ocurre como promotor de la fragilización e incrementa la DBTT, con estos niveles de C+N no es posible eliminar la precipitación vía un enfriamiento rápido, y se promueve la fragilización y el incremento de la DBTT.

Particularmente en aleaciones de alto cromo, donde el carbono y el nitrógeno pierden solubilidad con el incremento de cromo. Los elementos de adición tales como el molibdeno, titanio, aluminio y niobio también influyen el HTE, aunque su importancia es secundaria en relación con el contenido de cromo. El titanio y el niobio tienen gran afinidad con el carbono, formando carburos relativamente estables y reduciendo los efectos negativos de los precipitados de carburo de cromo y de los carbonitruros. La formación de nitruros y óxidos ricos en aluminio, también reducen la susceptibilidad al HTE. La presencia de esos precipitados en la microestructura también retarda el crecimiento de granos durante la exposición a altas temperaturas⁽¹⁰⁾.

- Efectos del Tamaño de Grano

Como el HTE ocurre por exposición a elevadas temperaturas, el crecimiento de grano, también es un factor que influye las propiedades mecánicas subsecuentes, aunque el tamaño de grano sólo no puede ser tomado en cuenta como efecto de fragilización. En aleaciones que son completamente ferríticas (por ejemplo en contenidos no austeníticos) a temperaturas superiores aproximadamente a 1100 °C, el crecimiento de grano puede ser dramático, particularmente en aleaciones que han sido trabajadas en frío. Por ejemplo, tamaños de grano del orden de (180µm) a (127µm), grano número 2 y 3 ASTM respectivamente, pueden presentarse en la zona afectada térmicamente de la soldadura.

El trabajo de Plumtree y Gullberg⁽¹⁴⁾ en aleaciones con 25% Cr y 18% Cr-2% Mo han demostrado el efecto combinado del tamaño de grano y el contenido intersticial en el HTE. La tenacidad al impacto está en función del tamaño de grano y los contenidos de C+N como se muestra en la Figura 2.8. Nótese que a bajos contenidos intersticiales (350 ppm), pequeños incrementos en el tamaño de grano promueven un cambio en el DBTT, de orden de 26 °C por número de tamaño ASTM. A medida que el contenido intersticial aumenta, entonces el tamaño de grano es menos importante (aproximadamente 6 °C por tamaño de grano ASTM), siendo dominante la fragilidad producida por una precipitación extensiva⁽¹⁴⁾.

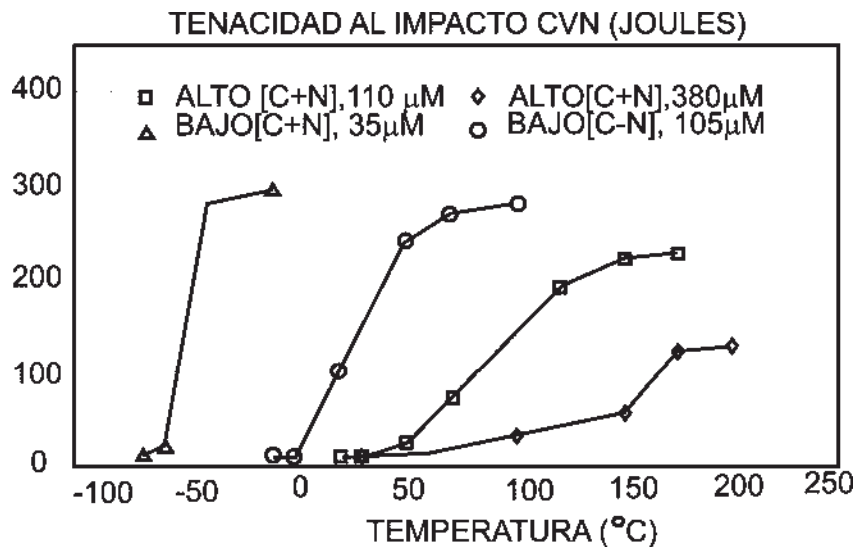


Figura 2.8 Efecto del tamaño de grano y la concentración intersticial en pruebas de impacto en aleaciones Fe-25 Cr⁽¹⁴⁾.

2.6.3.4 Sensibilidad al Impacto

Incluso en ausencia de la ITE o la HTE, los aceros inoxidable ferríticos son altamente sensibles al impacto. Esto es influenciado por las concentraciones de cromo. Para aleaciones de bajo cromo en condiciones de recocido, la tenacidad al impacto no parece ser influenciada por el contenido de elementos intersticiales. Para aleaciones de medio y alto cromo los contenidos intersticiales juegan un papel importante. El efecto combinado de los elementos intersticiales y el cromo fueron demostrados por Binder y Spendelow⁽²⁾ para un amplio rango de contenidos de cromo, (ver Figura 2.9). Nótese que en aleaciones de medio cromo (17 a 19 % Cr) tienen buena resistencia al impacto, la cual se obtiene cuando el contenido total de C + N es menor al 0.05 % en peso (500 ppm). En aleaciones de alto cromo, el efecto del C+N es mucho más pronunciado, y niveles menores de 250 ppm pueden ser mantenidos para asegurar una adecuada tenacidad. Este trabajo también muestra que el contenido de carbono y nitrógeno contribuyen igualmente a la sensibilidad de los aceros inoxidable ferríticos en las pruebas de impacto.

En ausencia de variables metalúrgicas como el tamaño de grano y los precipitados, la influencia de la composición es significativa. En aleaciones de medio y alto cromo, la sensibilización al impacto puede reducirse, manteniendo niveles extremadamente bajos de elementos intersticiales, las aleaciones mas comerciales son formuladas con contenidos extremadamente bajos de C+N o contienen elementos “control” como el titanio, niobio y aluminio para neutralizar esos elementos intersticiales. Se debe tomar un extremo cuidado en la fabricación de esas aleaciones para evitar los efectos de fragilización debido a la HTE⁽²⁾.

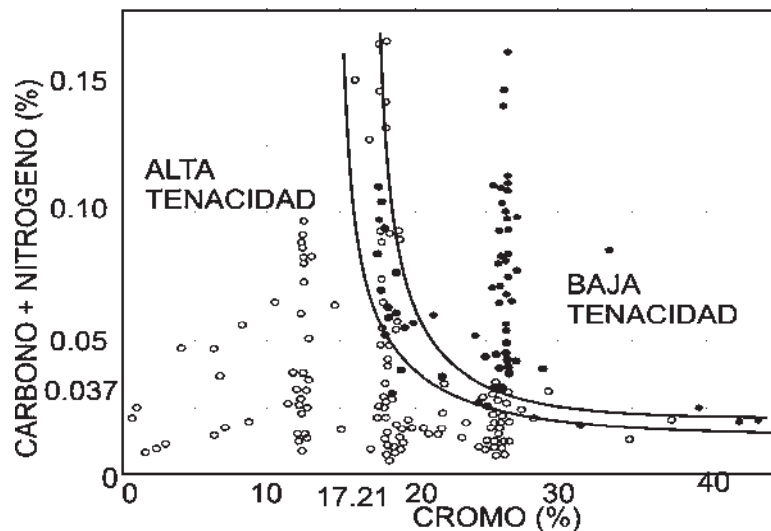


Figura 2.9 Efecto del cromo y contenidos de elementos intersticiales en pruebas de impacto de aleaciones Fe – Cr. Los círculos abiertos son de alta resistencia al impacto; los círculos sólidos son de baja resistencia al impacto⁽²⁾.

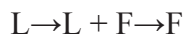
2.7 Metalurgia de la Soldadura

2.7.1 Zona de Fusión

2.7.1.1 Solidificación y Secuencia de Transformación

La solidificación inicial de la soldadura de los aceros inoxidable ferríticos siempre ocurre como ferrita primaria. La microestructura de la zona de fusión puede ser también completamente ferrítica o puede consistir de una mezcla de ferrita y martensita, con la martensita localizada a los bordes de grano. Tres tipos de solidificación y secuencias de transformación pueden ser posibles en los aceros inoxidable ferríticos. La primera y más simple forma de solidificación es descrita a continuación ⁽²⁾.

Patrón de transformación 1: microestructura completamente ferrítica:



Donde:

L: Líquido F: Ferrita

Este patrón domina cuando la relación de elementos promotores de ferrita es mayor que los promotores de austenita, y la formación de austenita a elevadas temperaturas es suprimida completamente. Este patrón de transformación es común en las siguientes aleaciones.

1. Aleaciones bajo cromo, como los tipos 405 y 409 donde los contenidos de carbono son bajos.
2. Aleaciones medio cromo, como los tipos 439, 444 y 468 a los que se agrega Ti y Nb como estabilizadores de carburos.
3. Aleaciones alto cromo, cuales como el tipo 25-4-4 y 29-4-2, todas con un elevado contenido de cromo.

Debido a la ausencia de la fase austenita a alta temperatura, el crecimiento del tamaño de grano con el sobreenfriamiento desde el rango de temperaturas de solidificación puede ser dramático, particularmente con las altas temperaturas impuestas en las soldaduras. Ejemplos de microestructuras completamente ferríticas de grano alargado en la zona de fusión en soldaduras GTAW en aceros de los tipos 409 y 439 se muestran en la Figura 2.10. Nótese que el tamaño de grano es muy grande y eso es una evidencia de que no hay crecimiento de solidificación de subgranos (células o dendritas).

La aparente ausencia de segregación en la solidificación es consecuencia de factores severos: 1) un rango de temperatura de solidificación relativamente estrecho; 2) no hay particiones del cromo durante la solidificación o éstas son muy pequeñas, y 3) rápida difusión dentro de la fase ferrita sin eliminar todos los gradientes de composición que se pueden formar debido a la solidificación. En particular, la difusión del carbono en la ferrita a elevadas temperaturas es extremadamente rápida ⁽²⁾.

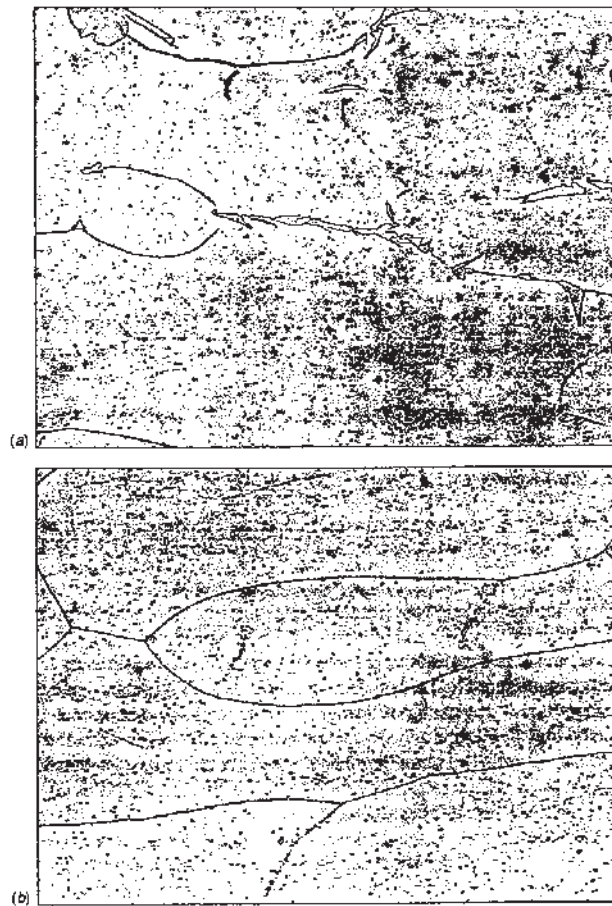
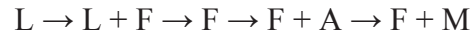


Figura 2.10. Microestructura completamente ferrítica en la zona de fusión de un acero inoxidable a) tipo 409 (nótese algunas martensitas a lo largo del borde del grano); b) tipo 439 ⁽²⁾.

Si la fase martensita está presente en la zona de fusión, un segundo patrón de transformación puede ocurrir, en la secuencia descrita a continuación, la solidificación ocurre completamente a ferrita y esa fase ferrita es estable en estado sólido sobre un rango de temperaturas.

Patrón de transformación 2: fase ferrita y fase martensita.



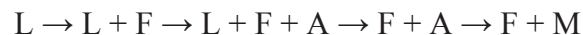
Donde:

L: Líquido F: Ferrita A: Austenita M: Martensita

En el sobreenfriamiento, un porcentaje de la fase austenita se forma a elevadas temperaturas a lo largo de los bordes de grano. Esta fase austenita se transforma a martensita en la zona de fusión, a un enfriamiento rápido hasta temperatura ambiente. Esta secuencia se describe en la Figura 2.5 cuando se consideran contenidos de carbono en el rango de 0.05 a 0.15 % en peso. Nótese que los contenidos de carbono (o elementos promotores de austenita) son mayores, se incrementa la temperatura de *solvus*, y el rango de temperatura sobre el cual la fase ferrita sola es estable en estado sólido disminuye. Esto puede tener una importante implicación respecto al crecimiento de tamaño de grano, el crecimiento del grano ferrítico se detendrá hasta que la fase austenita comience a formarse a lo largo del borde de grano. Este patrón es común en aleaciones tipo 430, 434. En aleaciones de bajo carbono como las aleaciones 446 y 442, y aleaciones con alto carbono 405.

La fase austenita puede también formarse al final de la solidificación, descrita en el siguiente patrón de transformación.

Patrón de transformación 3: fase ferrita y fase martensita



Donde:

L: Líquido F: Ferrita A: Austenita M: Martensita

Nótese que la solidificación inicia con la fase ferrita primaria pero algún porcentaje de la fase austenita se forma al final de la solidificación por medio de una complicada reacción peritética – eutéctica. Esta secuencia de transformación también puede ser descrita usando la Figura 2.5 si un nivel de carbono superior al 0.15 % en peso, es considerado. Nótese que la región de tres fases (ferrita, austenita y líquido) se encuentra por debajo del campo de fase de la ferrita primaria más la fase líquida. Las aleaciones que son enfriadas pasan a estado sólido a través de una región de dos fases ferrita + austenita. Con un enfriamiento rápido a temperatura ambiente, la fase austenita se transforma a fase martensita. Este patrón de transformación es común en aleaciones de alto carbono de las versiones de los aceros inoxidables ferríticos 442 y 446.

El patrón de transformación 3, generalmente resulta en la formación de una gran fracción de volumen de martensita en la microestructura de la zona de fusión aún más que el patrón de transformación 2. Sin embargo, la formación de la fase austenita al final de la solidificación y su presencia en estado sólido a elevadas temperaturas restringirá el crecimiento de tamaño de grano del patrón 2, donde existe una estructura completamente ferrítica sobre algún rango de temperaturas. Esto es una estructura completamente ferrítica con un rango amplio de temperaturas donde el crecimiento de grano ocurre rápidamente.

Las dos fases microestructurales, fase ferrita más fase martensita en la zona de fusión es mostrada en la Figura 2.11. La fase martensita se encuentra presente en los bordes de grano de ferrita y es generalmente presentada como una fase de límite de grano continua. Si el contenido de martensita se incrementa, también estará presente la fase Widmanstätten de placas laterales que nucleará en los bordes de grano y de forma irregular. Recuérdese que la martensita simplemente refleja la morfología de la austenita formada a elevadas temperaturas ⁽²⁾.

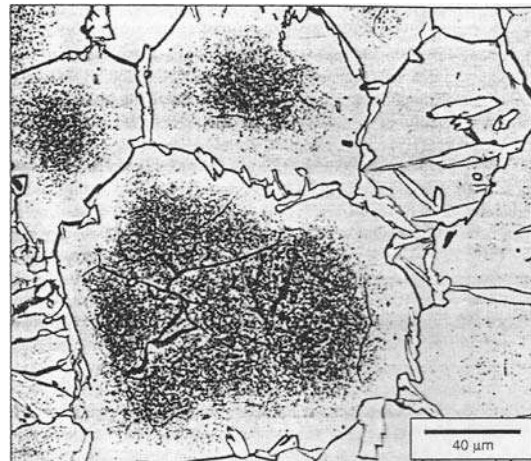


Figura 2.11 Microestructura en el depósito de soldadura de un acero inoxidable ferrítico 430 donde se presentan dos fases, ferrita y martensita intergranular. (nótese la zona libre de precipitados y la martensita alrededor del borde de grano) ⁽²⁾.

2.7.1.2 Comportamiento de Precipitación

La soldadura de los aceros inoxidables ferríticos frecuentemente exhiben una fina dispersión de precipitados dentro de la fase ferrita o la ferrita –martensita de borde. Esos precipitados son inicialmente carburos ricos en cromo $M_{23}C_6(C,N)_6$, ó nitruros ricos en cromo. En grados estabilizados (tipo 444, 439 y 468), carburos del tipo MC son posibles. Un ejemplo de este tipo de precipitados en la zona de fusión es el tipo 430 y puede verse en la Figura 2.11, se observa el mismo comportamiento de precipitación en la zona afectada térmicamente.

Los precipitados son formados por la supersaturación de carbono y nitrógeno en la fase ferrítica a elevadas temperaturas. El sobreenfriamiento puede formar precipitados intergranulares como intragranulares, el sitio depende del rango de enfriamiento. Con altos rangos de enfriamiento, pueden obtenerse precipitados intragranulares. Mientras que con bajos rangos de enfriamiento, los bordes del grano son preferidos. Se ha encontrado que la naturaleza y el grado de precipitación influyen tanto a las propiedades mecánicas como la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables ferríticos soldados ⁽²⁾.

En aleaciones comerciales de aceros inoxidables ferríticos de bajo y medio cromo con contenidos arriba del 0.05 %C, la precipitación en la zona de fusión es inevitable en ausencia de elementos estabilizadores (Ti y Nb) y/o austenita a elevadas temperaturas. Muchos de los aceros inoxidables ferríticos modernos contienen del 0.02 al 0.03 % en peso de carbono para evitar una precipitación excesiva de carburos. Pero en todos esos aceros (en ausencia de estabilizadores) la precipitación de algunos carburos es esperada.

El nitrógeno se comporta de la misma manera y se muestra en el diagrama de fases pseudobinario Fe-Cr-N con 18 % de cromo. De acuerdo a la Figura 2.12, la solubilidad del nitrógeno en la ferrita, baja alrededor del 0.08 % en peso a 1300 °C y 0.02 % en peso a 900 °C . En aceros inoxidables ferríticos con contenidos de 0.05 % N, los precipitados ricos en nitrógeno dentro de la ferrita son esperados. Al igual que con el carbono, la precipitación de los carburos o nitruros pueden evitarse con la adición de elementos estabilizadores como el Ti y el Al los cuales son fuertes formadores de nitruros ⁽²⁾.

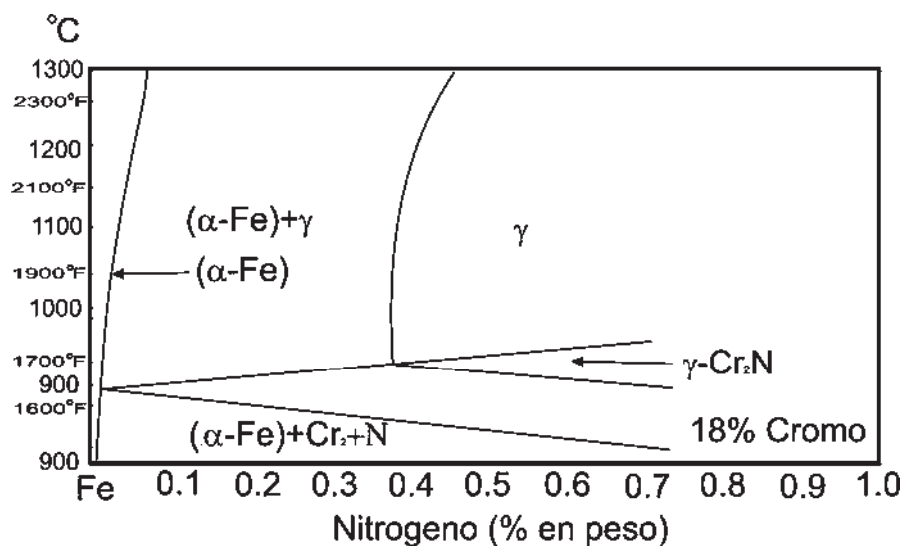


Figura 2.12 Diagrama pseudobinario Fe-Cr-N con el 18% Cr constante ⁽²⁾.

Si la fase austenita está presente a elevadas temperaturas, por ejemplo a lo largo del borde de grano de la fase ferrita, la precipitación no ocurrirá en la fase austenita debido a su alta solubilidad de carbono y nitrógeno como se muestra en la Figura 2.5 y 2.12, la solubilidad del carbono y nitrógeno en aleaciones de 17 a 18% de cromo a 1200 °C será aproximadamente de 0.32 y 0.41 % en peso respectivamente. Entonces la austenita actúa como debilitador de esos elementos intersticiales a elevadas temperaturas. Cuando la austenita está presente a elevadas temperaturas, la fase austenita se transforma a fase martensita a temperatura ambiente, se producen zonas libres de precipitados en la fase ferrita adyacente a la fase martensita. Esto es resultado de la gran afinidad de la fase austenita original con el carbono y nitrógeno a elevadas temperaturas. La difusión del carbono y el nitrógeno de la fase ferrita en la fase austenita reducen la concentración local en la ferrita y al enfriarse el rango de precipitación es menor o no produce precipitación. Un ejemplo de estas zonas libres de precipitación se muestra en la Figura 2.11 para un depósito de soldadura en un acero ferrítico AISI 430.

La precipitación puede ocurrir a lo largo del borde ferrita – ferrita o ferrita – martensita. Esos precipitados son normalmente ricos en cromo. Estos precipitados pueden reducir el cromo en el área local adyacente a los bordes de grano, haciendo los bordes potencialmente sensibles a los ataques de corrosión. Este fenómeno es conocido como *Sensibilización*. La precipitación de carburos, carbonitruros y nitruros pueden ser efectivamente suprimidos por la reducción de carbono y nitrógeno a extremadamente bajos niveles (menores del 0.01 % en peso), por la adición de elementos estabilizadores o ambos. Muchos de los aceros inoxidable ferríticos de alto cromo como (26% de Cr) están restringidos a contenidos de carbono menores del 0.01 % en peso, nitrógeno menor del 0.02% y contienen adiciones de Ti y Nb. Es crítico evitar la precipitación en estas aleaciones para mantener sus propiedades mecánicas y propiedades de resistencia a la corrosión ⁽²⁾.

2.7.1.3 Predicción de la Microestructura

Existen relaciones equivalentes y los diagramas que son relacionados para predecir la microestructura de la soldadura de los aceros inoxidable ferríticos. El diagrama de Schaffler cubre el rango de composición de los aceros inoxidable ferríticos pero no está provisto para la predicción exacta de la fase martensita si está presente, en los aceros inoxidable ferríticos. El factor ferrítico Kaltenhauser ⁽¹⁵⁾ puede usarse para predecir la microestructura si es completamente ferrítica pero no provee la información si alguna cantidad de martensita está presente.

El factor K se muestra a continuación, y no puede ser aplicado a todas las aleaciones, y las aleaciones de bajo y medio cromo deben ser consideradas separadamente ⁽¹⁵⁾.

$$\text{Factor } K = \text{Cr} + 6 \text{ Si} + 8 \text{ Ti} + 4 \text{ Mo} + 2 \text{ Al} - 40 (\text{C} + \text{N}) - 2 \text{ Mn} - 4 \text{ Ni} \quad (\text{Ec.2.1})$$

Para aleaciones del tipo 405 y 409, Kaltenhauser determinó que este factor debe exceder de 13.5 para prevenir la formación de martensita en las soldaduras. En aleaciones de medio cromo, del tipo 430 y 439 este factor debe exceder a 17.0, en la práctica muchas aleaciones comerciales de bajo cromo son formuladas con el factor K aproximado en exceso a 13.5, y entonces las soldaduras en esas aleaciones son completamente ferríticas o contienen pequeñas cantidades de martensita.

El diagrama Balmforth ⁽²⁾, (ver Figura 2.13), fue desarrollado para predecir la microestructura martensítica y ferrítica en la soldadura de los aceros inoxidable, aquí se reproduce para mostrar su uso con los aceros inoxidable ferríticos. Sobre este diagrama los rangos de composición de los tipos 409, 430 y 439 han sido sobrepuestos. Nótese que el 409 y 430 se encuentran sobre la región de ferrita más martensita en el diagrama mientras que el 439 estabilizado con titanio se encuentra completamente dentro de la región ferrítica. La composición del tipo 409 con mayor restricción del contenido de carbono 0.03 % en peso máximo, tiende predominantemente a la región ferrítica del diagrama. En la versión con mayor contenido de carbono de esta aleación (0.08 %C) que ha sido dibujado sobre el diagrama Balmforth, el espacio de composición puede cambiar de lugar mucho más adentro de la zona de dos fases (ferrita + martensita) en la región del diagrama ⁽¹⁵⁾.

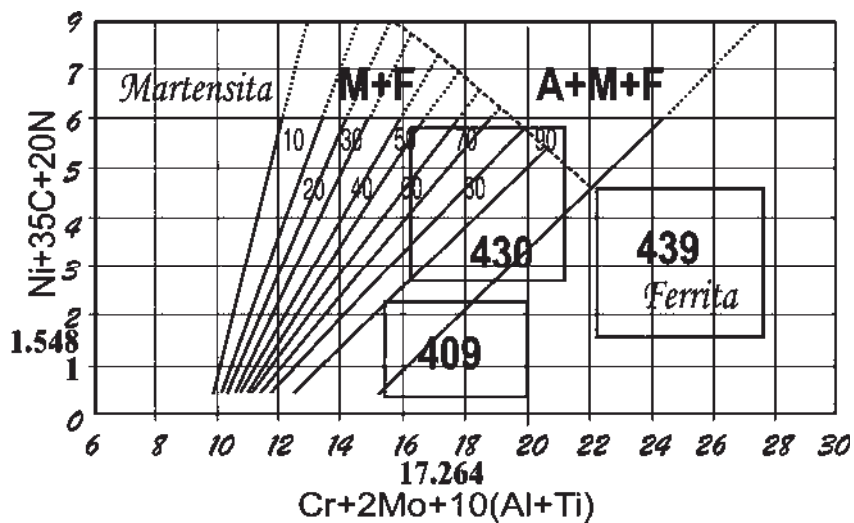


Figura 2.13 Diagrama de constitución de Balmforth con las aleaciones 409, 430 y 439 sobrepuestas ⁽²⁾.

2.7.2 Zona Afectada Térmicamente

La microestructura de algunos aceros inoxidable ferríticos en la zona afectada térmicamente consiste en la mezcla de la fase ferrita y carburos (o carbonitruros). Cuando esta estructura es calentada a elevadas temperaturas en la zona afectada térmicamente (ZAT) alrededor de la zona de fusión, pueden ocurrir numerosas reacciones metalúrgicas. Durante el ciclo de calentamiento, carburos u otros precipitados tenderán a disolverse. Si algún porcentaje de la fase martensita está presente, también tenderá a disolverse, se transformará a fase ferrita (acompañada de la formación de carburos) o regresará a transformarse en la fase austenita durante el recalentamiento debido a la deposición de pasos subsecuentes ⁽²⁾.

Dependiendo de la composición de esas aleaciones y las elevadas temperaturas de la ZAT puede obtenerse solo la fase ferrita o una mezcla de fases ferrita y austenita. En ausencia de precipitados y bordes de grano de austenita, los granos de ferrita crecerán rápidamente en la zona afectada térmicamente y los aceros inoxidable ferríticos pueden exhibir granos relativamente grandes de ferrita. Si la fase austenita es estable en la microestructura a elevadas temperaturas, eso puede inhibir el crecimiento del grano de ferrita. Durante el sobrefriamiento, algunos precipitados de carburos y nitruros pueden formarse, debido a que el carbono y el nitrógeno tienen baja solubilidad en la ferrita a bajas temperaturas, esto puede ser una causa de la formación de precipitados.

La Figura 2.14 muestra la ZAT en el acero inoxidable 430. Los granos de ferrita son grandes y los límites de grano tienen líneas continuas de martensita, que son formadas de la austenita a elevadas temperaturas. El manchado, la estructura interior del grano presenta carburos, carbonitruros o nitruros. Esos se forman durante el enfriamiento. La zona libre de precipitados similar a la que se forma en la zona de fusión es también evidente en la ZAT ⁽²⁾.



Figura 2.14 Microestructura de la ZAT en un acero inoxidable tipo 430. (Nótese la presencia de martensita en los límites de grano y gran precipitación intragranular) ⁽²⁾.

2.8 Propiedades Mecánicas de las Soldaduras

Las propiedades mecánicas de las soldaduras de los aceros inoxidable ferríticos son muy dependientes del tipo de aleación y las concentraciones de cromo.

2.8.1 Aleaciones de Medio Cromo

Los aceros inoxidable ferríticos de bajo cromo, considerados trabajables han sido base para determinar el efecto de la soldabilidad en las propiedades mecánicas de las aleaciones de medio cromo, incluidos los tipos 430, 434, 436, 439 y 444. Así como las aleaciones de bajo cromo, el comportamiento mecánico es dependiente de la microestructura y la diferencia puede ser hecha entre las estructuras completamente ferríticas y las ferrítico / martensíticas. En el caso anterior, el crecimiento de grano y la precipitación influyen significativamente las propiedades, mientras que en el último caso, la cantidad y la naturaleza de la martensita también contribuyen en la respuesta de las propiedades mecánicas. Desafortunadamente, muchos investigadores no describen adecuadamente la microestructura de la soldadura o no comentan sobre la relativa contribución de los factores metalúrgicos.

Existen suficientes datos que demuestran los efectos negativos del tamaño de grano sobre la tenacidad y la ductilidad. Los resultados de las pruebas de impacto Charpy en la zona afectada térmicamente de los especímenes de dos aleaciones estabilizadas se muestran en la Tabla 2.2. Un incremento en el tamaño de grano puede correlacionarse con el incremento dramático en el DBTT y una caída superior de energía en ambas aleaciones ⁽¹⁶⁾.

Tabla 2.2 Efecto del tamaño de grano en la tenacidad para aleaciones con 17% Cr en la ZAT.

Aleación	Tamaño de grano		Tenacidad (J) a temperatura (°C)			
	tamaño de grano Promedio Diámetro (µm)	ASTM No.	0	20	60	100
430 Nb ^a	65	5	-	15	28	56
	350	0	-	3	8	18
	470	00	-	-	4	9
436 ^b	22	8	5	11	13	13
	45	6	2	3	8	11
	75	4.5	2	4	9	9
	105	3.5	2	2	2	4

La simulación en el acero inoxidable ferrítico tipo 436 de la zona afectada térmicamente, muestra un incremento del DBTT de 14 °C por número de grano ASTM en el rango ASTM 6 (45µm) a 3.5 (108µm) mostrado en la Figura 2.15. La curva de ductilidad en la ZAT simulada del tipo 436 muestra que esta propiedad decrece según se incrementa el tamaño de grano, la Figura 2.16 es relacionada con los datos presentados en la Figura 2.15, la microestructura fue completamente ferrítica y las fallas fueron caracterizadas como fractura transgranular⁽¹⁶⁾.

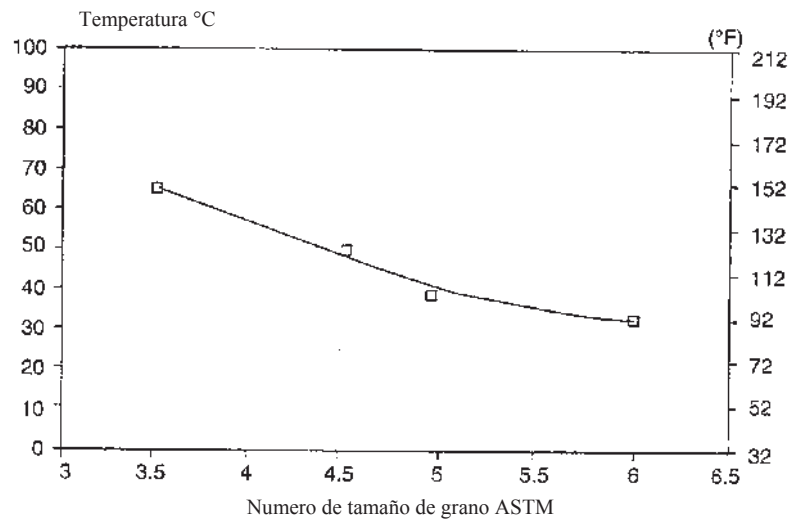


Figura 2.15 DBTT simulado para la ZAT en un acero inoxidable tipo 436⁽¹⁶⁾.

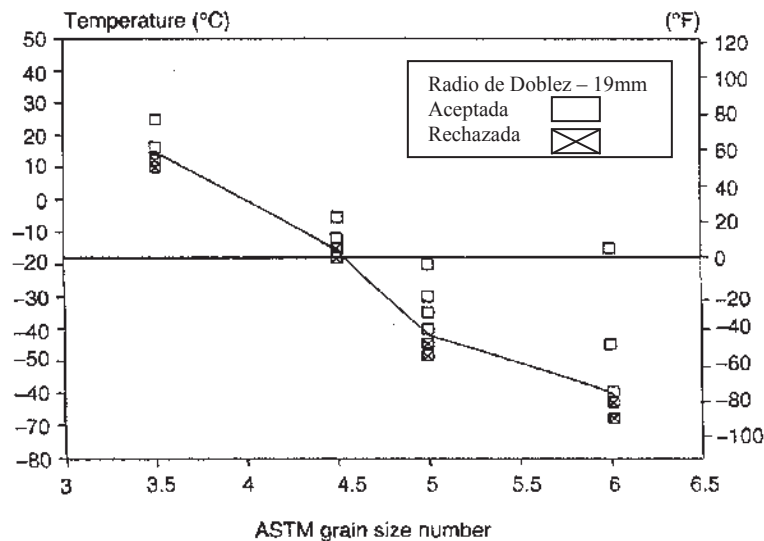


Figura 2.16 Efecto del tamaño de grano en la ductilidad al doblar en la ZAT en un acero inoxidable tipo 436⁽¹⁶⁾.

Nishio⁽¹⁶⁾ también mostró los efectos de la exposición a altas temperaturas y subsecuentemente del crecimiento de grano sobre las propiedades mecánicas de la ZAT simulada en un acero inoxidable tipo 430 Nb. Como se muestra en la Figura 2.17 una significativa reducción en la ductilidad a la tensión fue observada en especímenes calentados a 1350 °C estos efectos fueron complicados por la presencia de martensita en los límites de grano y la austenita retenida⁽¹⁶⁾.

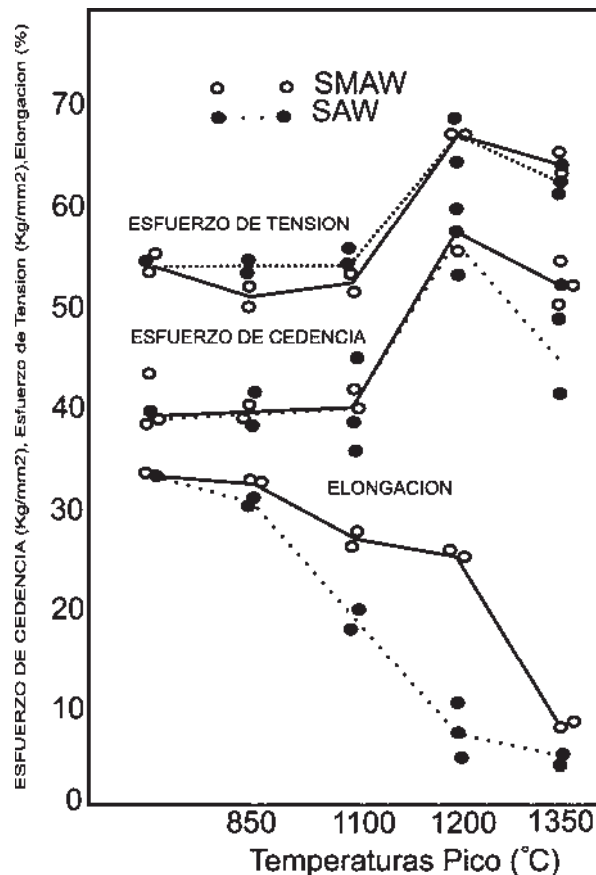


Figura 2.17 Efecto de la temperatura pico en las propiedades mecánicas en la ZAT simulada para un acero inoxidable tipo 430 Nb⁽¹⁶⁾.

Es aparente que la degradación de la tenacidad y ductilidad en aceros inoxidables ferríticos de medio cromo soldados no está relacionado estrictamente con el tamaño de grano. Thomas y Robinson⁽²⁾ sugirieron que la precipitación intragranular también es debido al rápido enfriamiento. Muestras con enfriamiento rápido exhibieron tenacidades relativamente inferiores a muestras equivalentes con el tamaño de grano que fueron enfriadas lentamente. Hunter y Eagar⁽²⁾ relacionaron la pérdida de ductilidad en aceros tipo 444 debido al crecimiento de grano y la precipitación de partículas extremadamente finas en el metal de soldadura y la ZAT.

Esos precipitados fueron probablemente nitruros o carbonitruros ricos en titanio o ricos en cromo, con nitruros ricos en cromo (Cr_2N) que se cree son más favorecidos durante un enfriamiento rápido.

La influencia combinada del tamaño de grano y el comportamiento de los precipitados sobre la soldadura del metal, la zona afectada térmicamente, la tenacidad y ductilidad es análogo al fenómeno de fragilización a elevadas temperaturas que es característico de aleaciones de medio y alto cromo calentadas por arriba de $0.7 T_m$. El control del HTE durante la soldadura es más difícil debido a que a elevadas temperaturas se promueve el crecimiento de grano y la disolución de precipitados en el calentamiento y más uniformemente la precipitación intragranular durante el enfriamiento. La adición de elementos estabilizadores como Ti y Nb son menos efectivos durante la soldadura ya que los rápidos ciclos de enfriamiento tienden a favorecer a los precipitados ricos en cromo. Entonces, en microestructuras completamente ferríticas, la naturaleza de los precipitados parece tener una fuerte influencia en la tenacidad y ductilidad, particularmente cuando se tiene un tamaño de grano grueso.

Un tratamiento térmico postsoldadura puede actuar como atenuador de estos efectos de tal modo que se reducen las influencias negativas. En las aleaciones donde la austenita se forma a elevadas temperaturas, el efecto de precipitación puede ser reducido cuando el nitrógeno y el carbono se difunden en la austenita. Entonces se reduce considerablemente la cantidad de precipitados en la ferrita. Esto debe ser balanceado respecto al potencial dañino de la martensita que se forma en el enfriamiento ⁽¹⁶⁾.

2.9 Proceso de Soldadura de Arco con Electrodo de Tungsteno y Protección Gaseosa (GTAW)

El proceso de soldadura por arco con electrodo de tungsteno y protección gaseosa (GTAW) por sus siglas en inglés *Gas Tungsten Arc Welding*, utiliza como fuente de energía el arco eléctrico que se establece entre un electrodo de tungsteno que no se consume y la pieza a soldar en el que se funden los metales a unir. La antorcha sujeta al electrodo de tungsteno, la cual está conectada al gas de protección y a la terminal de la fuente de poder. El electrodo de tungsteno usualmente se encuentra en contacto con un tubo de cobre enfriado por agua, llamado tubo de contacto conectado al cable de soldadura desde la terminal. Esto permite que tanto la corriente de soldadura desde la fuente de poder entre al electrodo.

El gas de protección es enviado a través del cuerpo de la antorcha y dirigido por medio de la boquilla a la piqueta de soldadura para protegerla del aire, evitando la oxidación del electrodo, del baño de fusión y de la zona afectada por el calor en el metal base. El material de aporte, cuando se utiliza, se aplica por medio de varillas ⁽²⁴⁾.

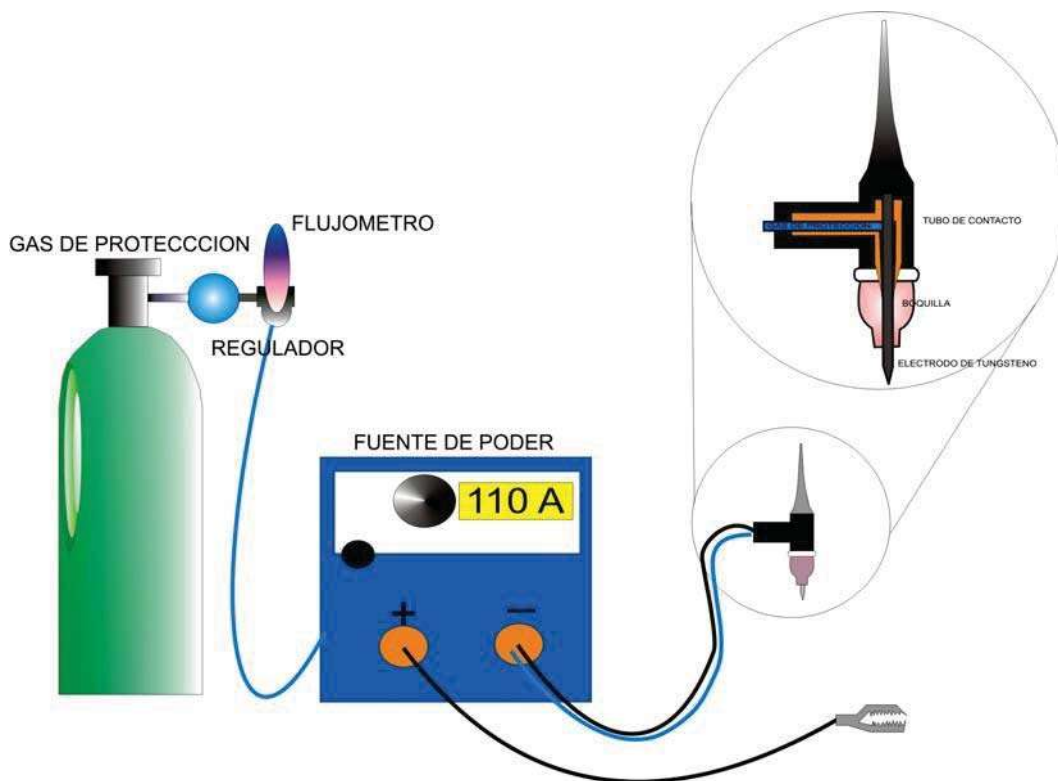


Figura 2.18 Proceso GTAW

2.9.1 Aplicaciones

El proceso GTAW se puede utilizar en la soldadura de muchos materiales incluidos el aluminio, magnesio y los materiales muy sensibles a la oxidación como el titanio, zirconio y sus aleaciones.

Puesto que el proceso posee las características necesarias para conseguir soldaduras de alta calidad y una elevada pureza metalúrgica, sin defectos y buen acabado superficial, es ideal para la soldadura de responsabilidad en la industria del petróleo, química, alimenticia, de generación de electricidad, nuclear y espacial.

Como su tasa de depósito es baja, no resulta económica para la soldadura de materiales con espesores mayores de 6-8 mm. En estos casos el GTAW se utiliza para efectuar la pasada de raíz, empleándose otros procesos de mayor productividad para las pasadas de relleno ⁽²⁵⁾.

2.9.2 Ventajas del Proceso

Entre las principales ventajas del proceso GTAW podemos citar las siguientes:

1. Es un proceso adecuado para unir la mayoría de los metales.
2. Permite un arco estable y concentrado.
3. Aunque se trata de un proceso esencialmente manual, se ha automatizado para algunas aplicaciones en serie como es el caso de tuberías de pequeño espesor y fijaciones de placas en intercambiadores de calor.
4. No se producen salpicaduras.
5. No se produce escoria.
6. Produce depósitos lisos y regulares.
7. Se puede utilizar con metal de aporte o sin él.
8. Puede emplearse en todo tipo de uniones y posiciones.
9. Alta productividad en espesores por debajo de 3-4 mm.
10. Se pueden lograr uniones de gran calidad con ausencia de defectos.
11. Permite el control excelente de la penetración en las pasadas de raíz.
12. No requiere el empleo de fuentes de energía excesivamente caras.
13. Permite el control independiente de la fuente de energía y del metal de aporte.

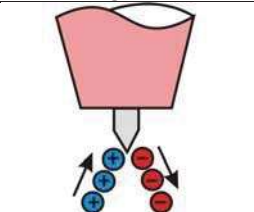
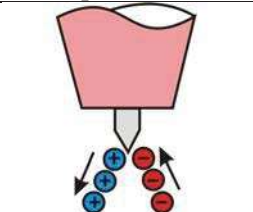
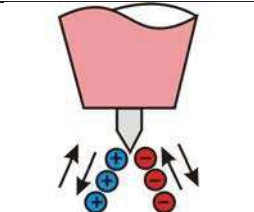
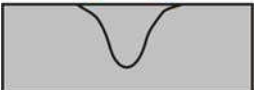


2.9.3 Limitaciones

1. La tasa de depósito es menor que la que se puede conseguir con otros procesos de soldadura por arco.
2. Su aplicación manual exige, en general, una alta habilidad por parte del soldador.
3. No resulta económico para espesores mayores de 6-8 mm.
4. En presencia de corrientes de aire puede resultar difícil conseguir una protección adecuada de la zona de soldadura.

2.9.4 Corriente de Soldadura

El proceso de soldadura GTAW puede realizarse empleando CDEP (corriente directa electrodo al positivo), CDEN (corriente directa electrodo al negativo) ó CA.(corriente alterna) La CDEP provoca mayor calentamiento del electrodo, por lo que rara vez es empleada excepto en casos especiales en la soldadura de laminas delgadas de aluminio y magnesio, en cambio, la CDEN tiende a concentrar gran parte del calor en las piezas a soldar y se emplea con mayor frecuencia en la soldadura de aceros; la CA distribuye alternadamente el calor del electrodo y las piezas de trabajo y es empleada en la soldadura de materiales reactivos como el aluminio y magnesio debido a que combina la acción de limpieza proporcionada por el medio ciclo positivo y la buena penetración del medio ciclo negativo del electrodo. Estas características de penetración y limpieza se muestran en la Tabla siguiente ⁽²⁴⁾.

Tabla 2.3 Características de los tipos de corriente.

Tipo de corriente	DCEN	DCEP	CA
Polaridad	Negativa	positiva	
Flujo de electrones			
Características de penetración			
Acción de limpieza	No	Si	Si (cada ciclo)
Balance de calor en el arco (aproximado)	70% en la pieza 30% en electrodo	30% en la pieza 70% en electrodo	50% en la pieza 50% en electrodo
Penetración	Profunda, estrecha	Superficial, amplia	mediana
Capacidad del electrodo	Excelente	Pobre	Buena

2.9.5. Electroodos

La característica más significativa del proceso GTAW, es que el electrodo empleado no se consume durante la operación de soldadura, su misión es únicamente la de mantener el arco sin aportar material al baño de fusión. Por este motivo y para evitar su desgaste es muy importante que posea una alta temperatura de fusión.

Al principio los electrodos se fabricaban solamente de tungsteno puro, pero posteriormente se pudo comprobar que al añadirles óxidos de ciertos materiales aumentaba la emisividad de electrones, mejoraba el encendido, el reencendido del arco y, como consecuencia su estabilidad. Además, estos elementos permiten utilizar mayores intensidades de corriente, pues elevan el punto de fusión del electrodo, evitando de esa forma el desgaste del mismo que contamina el baño de fusión.

La identificación de los electrodos de tungsteno se basa en su composición química y está regida por la norma ANSI-AWS A 5.12, la que se puede ver en la Tabla 2.4. Esta establece un sistema donde la primera letra (E) indica que es un electrodo, la segunda caracteriza el componente principal, el tungsteno. La tercera letra representa las adiciones de óxidos, la letra elegida es el símbolo químico del elemento que forma el óxido adicionado. El número corresponde al contenido medio del óxido multiplicado por diez.

Los electrodos deben marcarse de acuerdo con la Tabla, según su composición, con un anillo en el caso de electrodos normales y con dos anillos en el caso de electrodos compuestos, el color del anillo será el indicado en la Tabla 2.4 y se situará en uno de los extremos del electrodo. El ancho de cada anillo será igual o superior a 3 mm ⁽²⁴⁾.

Tabla 2.4 Identificación de los electrodos de tungsteno.

Identificación AWS	Composición		Contenido de tungsteno mínimo (%)	Color de Identificación
	Oxido adicionado			
	Naturaleza del óxido	%		
EWP	-	-	99.8	Verde
EWTh-1	ThO ₂	0.8-1.2	resto	Amarillo
EWTh-2	ThO ₂	1.7-2.2	resto	Rojo
EWTh-3	ThO ₂	0.35-0.55	resto	Azul
EWZr-1	ZrO ₂	0.15-0.5	resto	Marrón
EWLa-1	La ₂ O ₂	0.9-1.2	resto	Negro
EWCe-2	CeO ₂	1.8-2.2	resto	Gris

La contaminación del electrodo de tungsteno es un fenómeno que ocurre comúnmente cuando el soldador toca con la punta del electrodo el metal fundido. El electrodo también se puede oxidar por disturbios en la protección del gas, un insuficiente flujo de protección durante la soldadura o después que el arco se haya extinguido. Otras causas de la contaminación incluyen: vapores de metal del arco de soldadura, evaporaciones, impurezas superficiales, etc.

La contaminación del extremo del electrodo de tungsteno puede afectar la característica del arco y puede causar contaminaciones de tungsteno en forma de inclusiones en el metal soldado. Si esto ocurre, la operación de soldadura debe ser detenida y la porción del electrodo contaminada eliminada.

Para obtener buenos resultados las puntas de los electrodos deben estar correctamente afiladas, pues si no es así existe el riesgo de que el arco eléctrico sea inestable. De manera general el afilado depende del tipo de corriente que manipule el electrodo. Para la soldadura con corriente continua se debe afilar en forma de punta. Esta punta debe poseer una longitud de una y media a dos veces el diámetro del mismo. Cuando la soldadura se realiza con corriente alterna la punta debe estar ligeramente redondeada ⁽²⁶⁾.

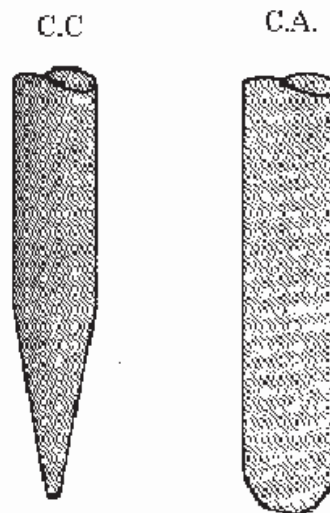


Figura 2.19 Tipos de afilados de electrodos de tungsteno.

2.9.6. Porta Electrodo

El porta electrodo tiene la misión de conducir la corriente y el gas de protección hasta la zona de soldadura. Los porta electrodos pueden ser de refrigeración natural (por aire) o de refrigeración forzada (por agua), como se observa en la Figura 2.20. Los primeros se emplean en la soldadura de materiales finos que no requieren grandes intensidades de corriente, y los de refrigeración forzada se recomiendan para trabajos que exijan intensidades de corrientes superiores a los 150-200 A. En estos casos la circulación de agua por el interior de los mismos evita el sobrecalentamiento y deterioro. A partir de 300 A en régimen discontinuo es necesario que la boquilla este también refrigerada por agua ⁽²⁴⁾.

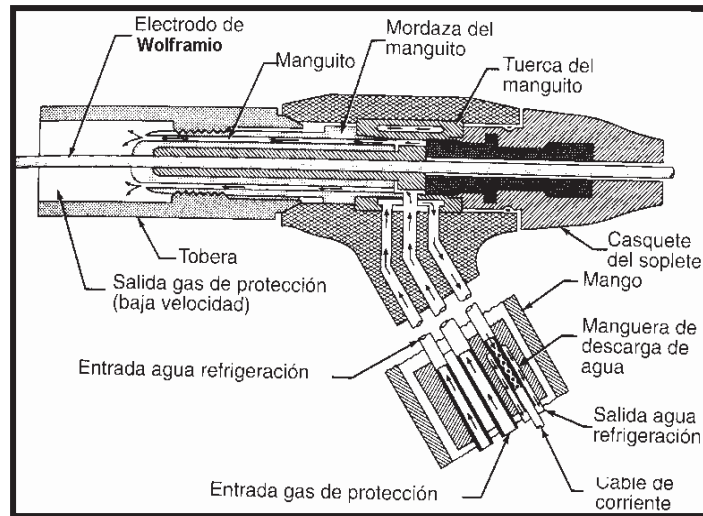


Figura 2.20 Seccionado de porta electrodo del proceso GTAW.

Los porta electrodos de forma general se dividen en tres grupos de acuerdo a varios aspectos, entre los que se encuentran: máxima corriente de trabajo, medio de enfriamiento, etc. En la Tabla 2.5 se pueden apreciar estos aspectos.

Tabla 2.5 Características de porta electrodos.

Características del porta electrodo	Tamaño del porta electrodo		
	Pequeño	Mediano	Grande
Corriente máxima (A)	200	200-300	500
Método de enfriamiento	Aire	Agua	Agua
Diámetros de electrodos a acoplar (mm)	0.5-2.2	1- 4	1 - 6.25
Diámetro de tobera a utilizar (mm)	6.25 -15.8	6.25-19	9.5-19

El electrodo de tungsteno que transporta la corriente hasta la zona de soldadura se sujeta rígidamente mediante una pinza alojada en el cuerpo del porta electrodo. Cada porta electrodo dispone de un juego de pinzas de distintos tamaños que permiten la sujeción de electrodos de diferentes diámetros.

El gas de protección llega hasta la zona de soldadura a través de una tobera de material cerámico, sujeta a la cabeza del porta electrodo. La tobera tiene la misión de dirigir y distribuir el gas sobre la zona de soldadura. A fin de acomodarse a las distintas exigencias de consumo, cada porta electrodo va equipado con un juego de toberas de diferentes diámetros. La Tabla 2.6 puede servir de orientación, aunque, en general es conveniente seguir las recomendaciones del fabricante ⁽²⁴⁾.

Tabla 2.6 Diámetro de tobera en función del diámetro del electrodo de tungsteno.

Diámetro del electrodo de Tungsteno (mm)	Diámetro de la tobera (mm)
1.5	6-10
2.5	10-12
3	12-14
5	14-16

Con vista a eliminar las turbulencias en el chorro de gas, que podrían absorber aire y contaminar la soldadura, algunos porta electrodos van provistos de mallas de acero inoxidable que se introducen en la tobera, rodeando el electrodo con vista a mantener el flujo lo más laminar posibles.

Generalmente, en los porta electrodos se encuentra situado el interruptor, que controla la circulación de gas y corriente, sin embargo en algunos equipos la activación de dichos circuitos se realiza mediante un pedal, con lo cual se logra un control más preciso de la corriente de soldadura cuando se aproxima al final del cordón, decreciendo gradualmente la intensidad de corriente, lo que provoca la disminución del cráter de solidificación y el peligro de que la parte final de la soldadura quede sin la protección gaseosa adecuada. Hay que tener en cuenta que el electrodo debe estar perfectamente centrado dentro de la tobera para que el chorro de gas inerte proteja bien el baño fusión.

2.9.7. Gases de Protección

El principal requerimiento de los gases de protección, es excluir el aire de la piqueta de soldadura, el electrodo, y la parte final del metal de aporte, para evitar la contaminación de la soldadura depositada. La protección del gas no afecta el calor agregado. Los gases usados comúnmente en el proceso GTAW son el argón y el helio y mezcla de ellos así como la mezcla de argón-hidrógeno.

La elección del gas de protección puede tener efectos significativos en la calidad de la soldadura, así como la velocidad de soldadura. El argón, helio o la mezcla de ellos no reaccionan con el tungsteno o las aleaciones del tungsteno, y no tienen efectos adversos en la calidad del metal de soldadura ⁽²⁴⁾.

2.9.7.1 Argón contra Helio

Hay opiniones diferentes acerca de los meritos del argón y el helio para los propósitos de soldadura. Cada gas posee características que lo hacen más adecuado que el otro para ciertas aplicaciones.

El argón es ampliamente preferido, porque, es más barato, y provee un arco más estable. El helio produce una piqueta de soldadura muy caliente. El argón es mejor para soldadura de aleaciones de aluminio, magnesio y berilio con cobre; el helio es menos eficiente en superficies con óxido. La penetración es mayor cuando se usa argón, el helio da buenos resultados cuando se sueldan a altas velocidades los aceros inoxidable ⁽²⁵⁾.

El argón es usado ampliamente en la industria, más que el helio, el argón es 1.4 veces más pesado que el aire, también, este es aproximadamente 10 veces mas pesado que el helio, por lo tanto es más adecuado en ciertas posiciones de soldadura que el helio.

El helio tiene alrededor de 1/7 parte del peso del aire y se mezclara con aire lentamente, para la soldadura de una junta dada se requiere una gran cantidad de helio, más que de argón y su uso debe ser evitado para la protección debido a que no es factible confinar el helio en el área de la soldadura, y debe ser aplicado solo cuando se sueldan metales especiales, la única excepción es cuando la soldadura está siendo hecha en una posición sobrecabeza, por tanto pueden usarse equipos para confinar el helio dentro del área de soldadura y además para otorgar un efecto de protección benéfico, así como la conservación del gas ⁽²⁴⁾.

El helio es ideal para soldar en posición sobre cabeza, y para proteger el fondo de las uniones soldadas en una posición plana. En un recipiente el helio se ira a la parte superior. Esto constituye un peligro en la salud del soldador si este trabaja dentro del recipiente. En contraste, el argón se ira hasta el fondo del recipiente y ésto debe ser considerado si el personal va a estar entrando y trabajando cerca del fondo.

Se ha demostrado que el peso del gas (argón o helio) tiene poco efecto sobre la protección inmediata del arco de soldadura y la pileta de soldadura. Es menor el efecto de arrastre de las corrientes de aire sobre el argón a diferencia del helio ⁽²⁴⁾.

Trabajos experimentales sobre secciones delgadas de aleaciones resistentes al calor han mostrado que el argón es muy superior al helio, para la mayoría de las aplicaciones de soldadura manual. El uso del argón permite una mayor holgura en la junta, mientras que la atmósfera del helio requiere una junta muy precisa, es muy común usar el argón para soldaduras de secciones muy delgadas debido a la facilidad de controlar el arco de argón y también por las variaciones menores en la fabricación de la junta, los procesos de ajuste asumen una mayor importancia en metales con un espesor menor a 0.062 pulgadas cuando el helio es usado.

Los soldadores manuales pueden tener dificultades en la manipulación del arco de helio que protege al tungsteno debido que el calor liberado por este arco es mucho mayor que el de un arco protegido por argón. El uso de helio requiere considerablemente más habilidades que las que se necesitan para usar el argón, debido a que el argón permite una variación estrecha en la longitud del arco con una diferencia pequeña relativamente en el aporte térmico.

Un arco protegido con helio emite cerca de 1/3 más de calor que un arco protegido por argón con la misma cantidad de corriente, debido al voltaje alto del arco de helio, algunas autoridades afirman que cerca del 10 o el 20% más de helio que de argón es requerido para una protección efectiva de la pileta de soldadura, así mismo del 30 al 40 % en la velocidad de la soldadura será obtenida con el helio debido al gran calor e intensidad que provee el arco ⁽²⁵⁾.

Los potenciales de ionización del argón y helio son de 15.7 y 24.5 (electrón-volts) respectivamente. Se puede observar que es más fácil de ionizar el argón que el helio, el inicio del arco es más fácil con argón que con helio pero el voltaje a través de la soldadura es débil comparado con el helio ⁽²⁵⁾.

Tabla 2.7 Propiedades de los gases de protección usados en soldadura.

GAS	SÍMBOLO QUÍMICO	PESO MOLECULAR (g/mol)	GRAVEDAD ESPECIFICA CON RESPECTO AL AIRE A 1 ATM Y 0°C	DENSIDAD (g/L)	POTENCIAL DE IONIZACIÓN (eV)
Argón	Ar	39.95	1.38	1.784	15.7
Dióxido de Carbono	CO ₂	44.01	1.53	1.978	14.4
Helio	He	4.00	0.1368	0.178	24.5
Hidrógeno	H ₂	2.016	0.0695	0.090	13.5
Nitrógeno	N ₂	28.01	0.967	1.25	14.5
Oxígeno	O ₂	32.00	1.105	1.43	13.2

2.9.7.2 Flujo de Gas

Una protección de gas suficiente para eliminar el aire del área de soldadura, así como de la ZAT, para metales reactivos debe ser usada. Un flujo excesivo de gas no solo innecesariamente incrementara el costo sino que también podrá causar socavaduras e inestabilidad del arco. El flujo mínimo de gas requerido para mantener una adecuada y efectiva protección del área de soldadura es influenciada por las siguientes variables:

1. Tipo de gas de protección.
2. Distancias del orificio de la boquilla desde la superficie de trabajo.
3. Diseño de la junta de soldadura.
4. Tamaño y forma de la boquilla.
5. Tamaño del charco de soldadura.
6. Cantidad de la corriente de soldadura.
7. Presencia de corrientes de aire.
8. Inclinación de la antorcha.
9. Longitud del arco.
10. Velocidad de soldadura.
11. Posición de la pieza de trabajo.
12. Metal o aleación a ser soldada.

Esta lista de variables está ordenada de acuerdo a su importancia. Sin embargo las aplicaciones específicas pueden alterar el orden de estos factores. En la mayoría de las atmósferas una protección efectiva ha sido obtenida con flujos de gas tan pequeños como 3 lt / min para el helio y 2 lt/ min para el argón, estos rangos de flujo son casi la mitad de los rangos normalmente usados en condiciones de soldadura promedio, pero indican la economía que es posible cuando todos los factores están bajo control ⁽²¹⁾.

La protección de gas desde la antorcha a bajas velocidades es cerca de 5 lt/min. Y por tanto la columna de gas es comparativamente fácil de disturbios, con corrientes de aire, el uso de un flujo excesivo de gas para prevenir los disturbios no solamente es una pérdida sino que también puede ser perjudicial para el metal de soldadura y la operación de soldadura ⁽²⁵⁾.

Flujos excesivos de gas pueden causar un arco inestable con valores bajos de corriente de soldadura y puede resultar en socavados en la superficie de trabajo adyacente al cordón ⁽²⁵⁾.

Algunos flujómetros son calibrados en ft³/hr; otros en lt/min. Para facilitar la correlación de los flujos de gas las equivalencias de conversión de la Tabla 10 deben ser usados ⁽²⁴⁾.

Tabla 2.8 Conversión de equivalencias de flujo de gas.

L/min.	L/H	Ft³/H	Vida del cilindro de 224 ft³, Horas
1	60	2.1	116.2
2	120	4.2	58.1
3	180	6.4	38.1
4	240	8.5	28.7
5	300	10.6	23
6	360	12.7	19.2
7	420	14.8	16.5
8	480	16.9	14.4
9	540	19.1	12.8
10	600	21.2	11.5
11	660	23.3	10.5
12	720	25.4	9.6
13	780	27.5	8.9
14	840	29.7	8.2
15	900	31.8	7.7

2.9.8. Metal de Aporte

El metal de aporte en el proceso GTAW no siempre es necesario, pues cuando se sueldan piezas delgadas (de menos de 3 mm) se utilizan preparaciones de bordes rectas o de bordes levantados, las que al fundirse garantizan la formación del metal de la costura a costa del propio metal base. Sin embargo, al aumentar el espesor es necesario aportar materiales para llenar la junta. En algunos casos, cuando se quiere reforzar la junta, también se aporta material en la soldadura de espesores finos.

El metal de aporte debe ser de la misma composición que el metal base. Así, para el soldeo de aceros al carbono se pueden utilizar varillas de acero al carbono; para el soldeo del aluminio, varillas de aluminio, etc. En algunos casos, pueden utilizarse satisfactoriamente como material de aportación una tira obtenida de las propias placas a soldar ^(24,25).

2.9.9. Efectos de los Parámetros de Soldadura

2.9.9.1 Corriente de Soldadura

Los cambios en los parámetros operativos influyen en el tamaño y forma del charco de soldadura. Al incrementar la corriente aumenta el aporte térmico impuesto y, por lo tanto se modifica el tamaño del cordón de soldadura ⁽²⁴⁾.

2.9.9.2 Voltaje

En base a la ecuación 2.2 se espera que el incremento de voltaje pueda aumentar el tamaño de la soldadura, al igual que lo hace la corriente. Sin embargo, con un flujo de gas y corriente constantes, el voltaje aumente solo si es mayor la distancia entre el electrodo y la pieza de trabajo conocido como “longitud de arco”. La pérdida de calor por radiación es proporcional con el incremento de la longitud de arco, disminuyendo la eficiencia del arco.

$$Q = nIV = \frac{IV}{v} \quad (\text{Ec. 2.2})$$

Donde:

Q: Calor aportado (KJ/ cm)

n :eficiencia del arco (%)

I: intensidad de corriente (A)

V: voltaje (V)

v: velocidad de avance en (cm/seg)

2.9.10 Técnicas del Proceso de Soldadura GTAW

Una de las ventajas del proceso GTAW es que produce una pequeña zona afectada térmicamente alrededor del cordón. Los procesos OAW y SMAW tienen una amplia área de calentamiento cuando el metal es elevado a la temperatura de fusión, ésto causa una gran zona afectada térmicamente y debilitan el área alrededor de la soldadura ⁽²¹⁾.

Otras de las ventajas del GTAW es que el metal no es transferido a través del arco, no existen salpicaduras de glóbulos del metal del arco o del cráter. La acción del arco es tranquila y la soldadura es de alta calidad. Las soldaduras con GTAW deben ser hechas con la menor cantidad de corrientes necesaria para fundir el material. La anchura del charco cuando se están alargando los granos, debe ser alrededor de 2 o 3 veces el diámetro del electrodo usado. El electrodo debe mantenerse a un ángulo alrededor de 60° a 75° grados de la pieza de trabajo. Y la varilla de 15° a 20° grados en caso de que se utilice, ver Figura 2.21 ⁽²¹⁾.

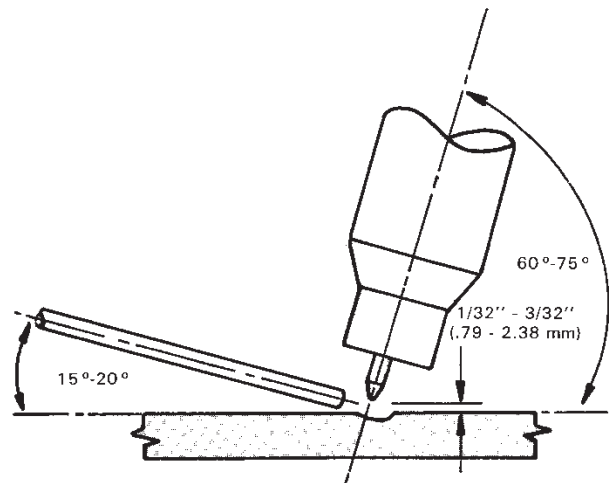


Figura 2.21 Posición relativa del electrodo y el metal de aporte en soldaduras GTAW.

2.10 Ensayo CPT (Circular Patch Testing)

El ensayo CPT es utilizado para estudiar el agrietamiento en caliente en el metal de soldadura o en la zona parcialmente fundida, debido a que impone una restricción o embridamiento relativamente alto en la zona transversal al cordón de soldadura. Aunque no se conocen los esfuerzos que se producen en el ensayo, el material tiene que ser altamente soldable para que no exista agrietamiento. La falta de conocimiento acerca de los esfuerzos no reviste mucha consecuencia debido a que en aplicaciones prácticas no se emplea para ver si un cordón es mejor que otro sino que esté libre de agrietamientos. Este ensayo se aplica a soldaduras con penetración completa en espesores delgados. El arreglo del diseño es mostrado en la Figura 2.22 ^(17,27).

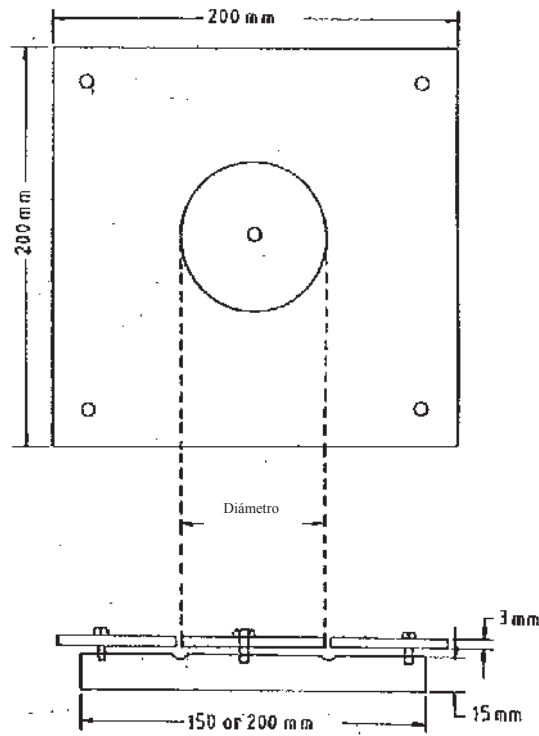


Figura 2.22 Ensayo CPT.

3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.1 Caracterización del Metal Base utilizado en la Investigación

3.1.1. Caracterización Metalográfica

Como se ha planteado en los objetivos del presente trabajo, la investigación está relacionada con los aceros inoxidable ferríticos, en particular con el acero inoxidable ferrítico AISI 430.

Como aspecto inicial del trabajo, fue caracterizar el metal base disponible desde el punto de vista metalográfico, por lo cual las probetas fueron preparadas para su observación en microscopía óptica así como en microscopía electrónica de barrido.

3.1.1.1 Preparación de Probetas

La preparación de las probetas fue de la siguiente manera ^(36,37):

- a) Corte y seccionamiento: para el material base se seleccionaron varios puntos de la placa obteniendo probetas de 1.5 x 1.5 cm, las cuales fueron cortadas manualmente.
- b) Se lijaron las probetas utilizando papel lija húmedo, las cuales tienen el tamaño de grano promedio de 116 μ , 53.6 μ , 36 μ . El objetivo del esmerilado es obtener una superficie plana, libre de marcas de herramientas, y en la que todas las marcas del esmerilado sigan la misma dirección ^(36,37).
- c) El desbaste fino se realizó en lijas con tamaño de grano promedio 23.6 μ , 16 μ , 9.2 μ y 6.5 μ , con giros en la pieza de 90° para evitar marcas ocultas y homogeneizar la superficie de la probeta ^(36,37).
- d) El pulido fino se realizó en la pulidora en un disco de 8 plg. de diámetro en el cual se utilizaron los paños con nombres comerciales Ultrasilk y Lecloth con pasta de diamante de 6 y 3 micras respectivamente, utilizando como lubricante Ultra Lap Diamond sugerido por el fabricante ⁽³⁷⁾.

3.1.1.2 Ataque Químico

Posteriormente, al preparado de la pieza se realizó el ataque químico para revelar la microestructura del acero, se empleó un reactivo conocido en la bibliografía⁽²⁾ como “*Mezcla de Ácidos*” conformado por las siguientes sustancias: ácido acético, ácido clorhídrico (HCl), y ácido nítrico (HNO₃), todos ellos en iguales proporciones, en el uso de esta mezcla de ácidos es recomendada la utilización de una esponja para sumergirla en la mezcla y posteriormente frotar en el material durante 20 segundos, todo el proceso se debe realizar a temperatura ambiente. Cabe mencionar que el ataque se realizó en menos de 3 minutos ya que la mezcla de los ácidos inicia una reacción en la cual se pierden sus características para revelar la ferrita, observándose esta reacción en un cambio de color de amarillo a rojo. Esta mezcla sirve para revelar ferrita, austenita, patrones de segregación, precipitados y bordes de grano⁽²⁾. Debido a que el objetivo del trabajo consiste en analizar tamaño de grano y precipitados, este ataque sin lugar a duda cumple con lo propuesto.

3.1.2 Análisis Químico

Con el objetivo de verificar la composición química del acero, se realizó un análisis de elementos en porcentaje en peso. Los cuales fueron realizados en los laboratorios METAL TEST, INC., en la ciudad de Kent, WA (USA).

3.1.3 Análisis de Tamaño de Grano

Posterior a la preparación de muestras y obtener las metalografías, estas fueron analizadas para caracterizar su tamaño de grano promedio para lo cual se utilizaron dos métodos, el método planimétrico o de Jeffries según la norma ASTM obtenidas por microscopía óptica utilizando el microscopio (NIKON epiphot) y el análisis de imágenes utilizando microscopía electrónica de barrido (JEOL JSM 6400).

3.1.3.1. Métodos Planimétricos (procedimiento de Jeffries)

En el procedimiento planimétrico se inscribe un círculo o un rectángulo de área conocida (usualmente 500 mm²) en la micrografía o en la pantalla de cristal. La selección de la magnificación la cual dará al menos 50 granos en el campo a ser contados. Cuando la imagen es enfocada apropiadamente, se cuenta el número de granos encontrados en el área. Posterior a esto

se suman todos los granos completos que se encuentran en el área y se le adiciona la mitad de la suma de los granos interceptados por el área determinada. Para después la suma de ambos es multiplicada por el factor Jeffries', f , el cual se encuentra en la segunda columna de la Tabla 3.1 dada a continuación, opuesto a la magnificación apropiada usada. El producto será el número de granos por milímetros cuadrados. La cantidad mínima es de tres campos asegurando un promedio razonable. El número por grano por milímetro cuadrado a IX , N_A , es calculado como sigue:

$$N_A = f \left(N_{\text{internos}} + \frac{N_{\text{interceptados}}}{2} \right) \quad (\text{Ec. 3.1})$$

Tabla 3.1 Relación entre las magnificaciones usadas y el factor multiplicador de Jeffries', f , para una área 5000 mm² (diámetro del círculo de 79.8 mm) ($f=0.0002 \text{ m}^2$)⁽⁴⁰⁾.

Magnificación usada, M	Multiplicador Jeffries' para obtener granos / mm ²
1	0.0002
10	0.02
25	0.125
50	0.5
75 ^A	1.125
100	2
150	4.5
200	8
250	12.5
300	18
500	50
750	112.5
1000	200

Donde f es el multiplicador Jeffries' (ver la Tabla 3.1), $I_{internos}$ es el número de granos completos dentro del círculo ó rectángulo, $I_{interceptados}$ son el número de granos que son interceptados por el círculo ó rectángulo. \bar{A} es el promedio de granos por área.

La precisión del método Jeffries' esta en función del número de granos contados, el número de granos dentro del círculo de prueba, sin embargo estos no deben exceder alrededor de 100 granos, ya que puede llegar a ser tedioso e inexacto. La experiencia sugiere que la magnificación que produce alrededor de 50 granos aproximadamente dentro del círculo de prueba es la óptima para contar en el campo exactamente. Debido a la necesidad de marcar el grano para obtener la cantidad exacta, el método planimétrico es menos exacto que el método de la intercepción.

Por definición original, la determinación de tamaño de grano del número 1 ASTM tiene 1000 granos/in² a 100X entonces se tienen 15,500 granos/mm² a 1X .

El número de tamaño de grano ASTM G puede ser calculado a partir de N_A (número de grano por mm² a 1X) usando la ecuación 1 de la Tabla 3.2. ⁽⁴⁰⁾

Tabla 3.2 Ecuaciones de tamaño de grano relacionado con los parámetro del microscopio determinados para el tamaño grano ASTM.

Nota 1 – Determinar el tamaño de grano ASTM, G, usando las siguientes ecuaciones:

Nota 2 – La segunda y tercera ecuación es para estructuras de grano de fase simple.

Nota 3 – Para convertir de micrómetros a milímetros, dividir por 100.

Nota 4 – Para cálculos de G con valores de -1 corresponde a G=00.

ECUACIÓN	UNIDADES
$G = (3.321928 \log_{10} N_A) - 2.954$	N_A en mm ⁻²
$G = (6.643856 \log_{10} N_L) - 3.288$	N_L en mm ⁻¹
$G = (6.643856 \log_{10} P_L) - 3.288$	P_L en mm ⁻¹
$G = (-6.643856 \log_{10} L) - 3.288$	L en mm

A continuación se aplica al acero inoxidable ferrítico, con el siguiente procedimiento que se cita de manera resumida y practica a continuación ⁽⁴⁰⁾.

1. Selección de un círculo o un cuadrado de área equivalente a 5000 mm².
2. Conteo de granos internos.
3. Conteo de granos interceptados.

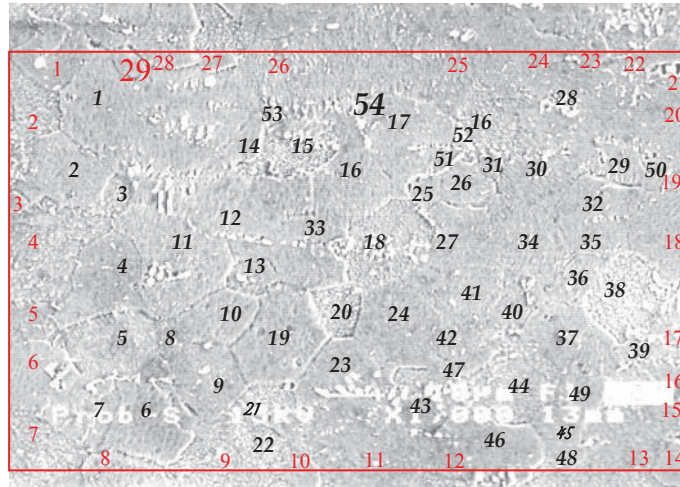


Figura 3.1 Aplicación del método de Jeffries.

El número de granos completos dentro del área son 54

El número de los granos interceptados es de 29

Aplicando la ecuación 3.1:

$$N_A = f \left(N_{\text{internos}} + \frac{N_{\text{inter}}}{2} \right)$$

Aplicando la formula teniendo para 1000 aumentos el factor de 200 según lo indica la Tabla 3.1

$$N_A = 200 \left(54 + \frac{29}{2} \right)$$

$$N_A = 13700$$

Aplicando la formula para obtener el tamaño de grano ASTM, G:

$$G = (3.321928 \text{ Log}_{10} 13700) - 2.954$$

$$G = (3.321928 \times 4.13672) - 2.954$$

$$G = 10.78$$

3.1.3.2 Análisis de Imágenes

Mediante el programa de análisis de imágenes “Sigma Scan” el cual es una herramienta para facilitar el análisis de micrografías, en este caso para realizar la medición del tamaño de grano es necesario abrir la micrografía así como una escala la cual funciona para ayudarnos a obtener las dimensiones reales ⁽³⁵⁾.

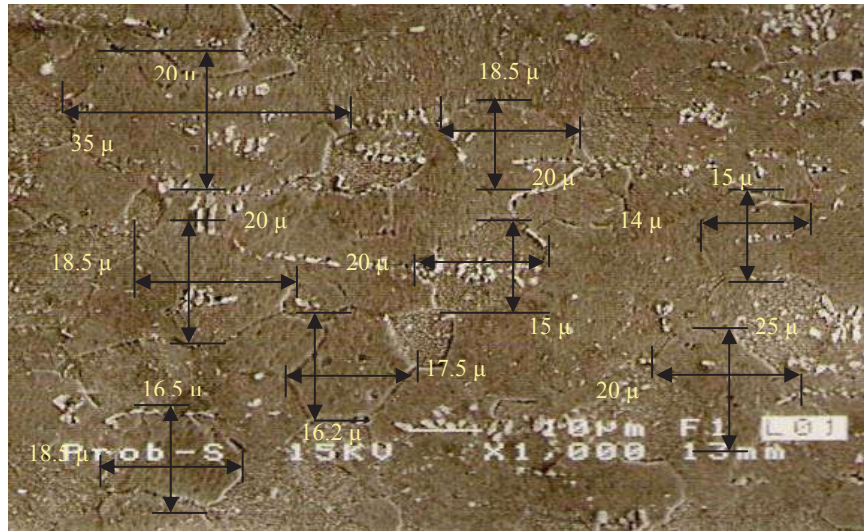


Figura 3.2 Medición de tamaño de grano.

3.1.4 Cálculo del Porcentaje de Precipitados y Martensita

Se utilizó el programa de análisis de imágenes “Sigma Scan pro 5”, para el cual se emplearon micrografías de MEB a las cuales el procedimiento fue sumar todas las áreas correspondientes a los precipitados y el área total de la micrografía y por medio de relaciones matemáticas se encuentra el porcentaje ⁽³⁵⁾.

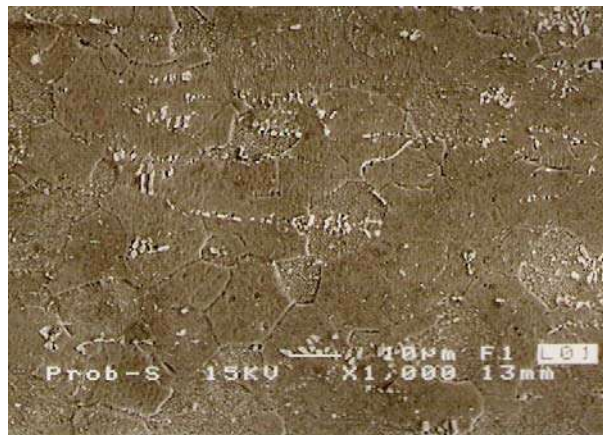


Figura 3.3 Micrografía con zonas de precipitados.

Paso 1 encontrar el número de píxeles ocupados por la imagen.

El número de píxeles correspondiente a la Figura 3.8 es 359,198

Paso 2 encontrar el número de píxeles ocupados por los precipitados

El número de píxeles correspondiente a los precipitados localizados en la Figura 3.8 es 32,119

Paso 3 Calcular mediante una regla de tres simple el porcentaje

Como 359,198 es el 100% de píxeles ocupados por la imagen, por lo tanto 32,119 píxeles corresponden a un porcentaje de 8.94% concierne a los precipitados.

El mismo procedimiento se utiliza para calcular el porcentaje de martensita en las Figuras.

3.2 Procedimiento para realizar los Depósitos de Soldadura

A continuación se detalla todo lo concerniente al procedimiento de soldadura (anexo 1). Debido a que es esencial una adecuada selección de la preparación de borde así como las variables del proceso de soldadura, también se señala la manera en que se midieron las variables y su control durante el proceso.

3.2.1 Geometría y Dimensión de Preparación de Borde

En la Figura 3.4 se presenta la preparación de borde utilizada, la cual fue cuadrada sin bisel para la realización de la soldadura, en una placa de 2.75 mm de espesor.



Figura 3.4 Perfil de las preparaciones de borde.

Los cortes para obtener las dimensiones de las probetas según los requerimientos del ensayo CPT (Circular Patch Testing) (29-30 y 32) fueron realizados con corte láser, en la empresa “Inoxidables de San Luís S.A. de C.V.”, la cual tiene sus instalaciones en la ciudad de San Luís Potosí. Las probetas presentan una preparación en la cual se realizó el corte del círculo central y se barrenó en las esquinas y centro del disco para sujetar la placa como se muestra en la Figura 3.5.

También se muestra la colocación de tres termopares ubicados equidistantemente respecto a otro con mayor separación para medir la temperatura durante la soldadura ⁽¹⁷⁾ teniendo las siguientes dimensiones y acotaciones (ver Figura 3.5):

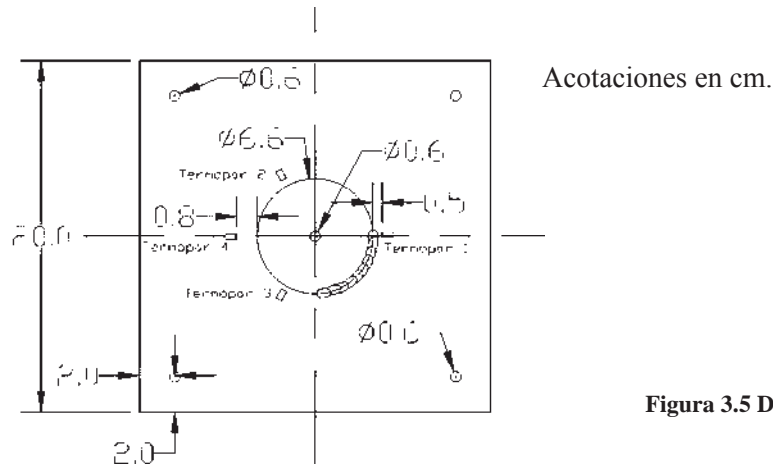


Figura 3.5 Dimensiones de probetas CPT.

3.2.2 Tipo de Avance

Una vez que el arco es iniciado en el área a ser soldada, la fusión que forma la pileta de soldadura se genera bajo el arco. El ancho del cordón debe ser alrededor de dos a tres veces el diámetro del electrodo usado.

El electrodo se mantuvo en un ángulo alrededor de 60° a 75° grados de la pieza de trabajo, como se muestra en la Figura 3.6.

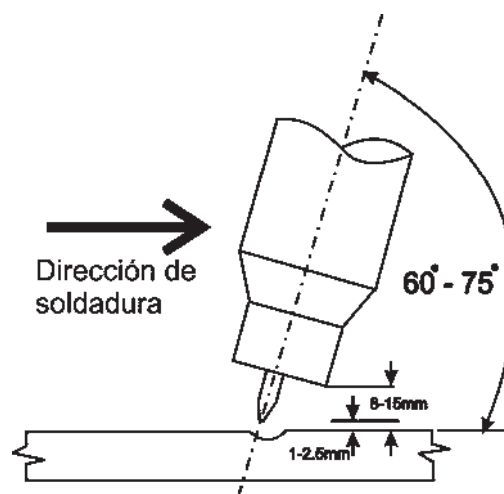


Figura 3.6 Características de avance de la antorcha.

3.2.3 Cálculo Promedio de Velocidad

Este cálculo se realizó en base a la velocidad que tiene un soldador promedio para realizar una soldadura de buena calidad en el rango de estos espesores. Para obtener la velocidad promedio se realizaron soldaduras lineales, calculando las velocidades de avance para posteriormente convertirlas en velocidades radiales, para el uso y conveniencia de la automatización y realización de las probetas en el ensayo CPT.

Tomando en cuenta las consideraciones anteriores con una corriente de 110 A y una velocidad de avance de 21 cm/min, se realizan los siguientes cálculos ⁽⁴¹⁾.

Mediante la siguiente ecuación se calcula la velocidad angular:

$$V = W \times r \quad (\text{Ec. 3.2})$$

Donde:

V: es la velocidad lineal en cm/min

W: velocidad angular en revoluciones

r: radio de la circunferencia.

Dado que 1 revolución es igual a 2π radianes

Con los datos previamente calculados:

$$V = 21 \text{ cm. / min.}$$

$$r = 3.3 \text{ cm.}$$

Sustituyendo en la ecuación 3.2

$$21 \frac{\text{cm}}{\text{min}} = W \times 3.3 \text{ cm}$$

Despejando W y realizando la simplificación se obtiene que:

$$W = 6.36 \frac{\text{rad}}{\text{min}}$$

Empleando la equivalencia se encuentra que

$$W = 6.36 \frac{\text{rad}}{\text{min}} * \frac{1 \text{ rev}}{2\pi \text{ rad}} \approx 1 \frac{\text{rev}}{\text{min}}$$

Así, se concluye que W= 1 RPM la cual corresponde a la velocidad promedio a utilizar en el proceso.

3.2.4 Equipo de Soldadura Utilizado

En la presente investigación se utilizó una fuente de poder para el proceso GTAW cuyas características de indican en la tabla 3.3.



Figura 3.7 Fuente de potencia empleada en la realización de soldaduras.

Tabla 3.3 Características de la fuente de potencia.

INFRA :ALPHA TIG 352	
Tensión máxima con circuito abierto	80 V
Corriente Nominal	350 A
Tensión Nominal	34 V
Ciclo de Trabajo	50%
Rango de Corriente	3 – 400 A
Ciclo de trabajo al máximo	35 %

3.2.5 Mecanismo de Avance

Diseño del mecanismo

Con el objetivo de garantizar el control del avance de la soldadura y lograr uniformidad en la fabricación del cordón, se diseñó un equipo para mecanizar el proceso por medio de un motor y un reductor de velocidad, el motor fue controlado por un variador de velocidad, lo que garantizó el rango constante de giro del motor, y por lo tanto las velocidades de avance.

El sistema motriz del mecanismo consta de: motor eléctrico, reductor de velocidad, flecha de transmisión y mecanismo de sujeción de probetas. El mecanismo fue ensamblado de la manera como se muestra en la Figura 3.8, manteniendo fija la antorcha de soldadura y girando la probeta CPT a ser soldada.



Figura 3.8 Equipo mecanizado para realizar soldaduras circulares.

MOTOR ELÉCTRICO: Este es un motor de corriente continua con las características mostradas en la tabla 3.4:

Tabla 3.4 Características del motor eléctrico.

Modelo	45223351120-CA
HP	1.4
Duty	Cont.
Amb	40 °C Máx.
Ins	F
RPM	1725
ARM V	90
FLD V	P.M.
FLA	2.6
FF	1.4



CONTROL DE VELOCIDAD: Se instaló un controlador de velocidad que al mismo tiempo sirvió para realizar la conexión eléctrica del motor de corriente directa a corriente alterna. Este se muestra en la Figura 3.9.



Figura 3.9 Variador de velocidad.

TERMOPARES: Se utilizaron termopares tipo K los cuales fueron escogidos por el rango de temperaturas, en la Tabla 3.5 se muestran algunas características de estos termopares.

Tabla 3.5 Características de los termopares.

CÓDIGO ANSI	CÓDIGO DE COLORES ANSI MC 96.1		COMBINACIÓN DE ALEACIONES	
	GRADO TERMOPAR	GRADO EXTENSIÓN	LEAD +	LEAD -
K			NÍQUEL –CROMO Ni-Cr	NÍQUEL – ALUMINIO Ni -Al

TARJETA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Se utilizó una tarjeta de adquisición de datos de marca Nacional Instrument Hi Speed USB Carrier. Modelo NI USB-9162.

Todo el equipo en conjunto sirve para obtener las temperaturas en tiempo real de la soldadura de las probetas para su posterior análisis e interpretación.

3.2.6 Consumibles Utilizados

3.2.6.1 Gas de Protección

El gas de protección utilizado fue argón con las características que se muestran en la Tabla 3.6.

Tabla 3.6 Característica del argón ⁽²⁴⁾.

GAS	SÍMBOLO	PESO MOLECULAR (g/mol)	GRAVEDAD ESPECIFICA CON RESPECTO AL AIRE A 1 ATM Y 0 C	DENSIDAD (g/ L)	POTENCIAL DE IONIZACIÓN (eV)
Argón	Ar	39.95	1.38	1.789	15.7

Solo un flujo de gas suficiente para excluir el aire del medio ambiente desde la localización de la soldadura; para el argón se recomienda un flujo de 8 a 12 ft³/hr (ver Tabla 3.7). Todo esto es controlado por medio de un flujómetro estandarizado para argón. Según la recomendación anterior el flujo de gas empleado fue de 10 ft³/hr, y un tiempo de post flujo de 20 segundos ^(25,26).

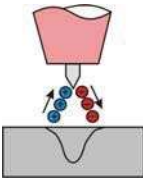
Tabla 3.7 Equivalencias de flujo de gas y vida aproximada.

L/min.	L/H	Ft ³ /h	Vida del cilindro de 224 ft ³ ,Horas
5	300	10.6	23

3.2.7 Tipo de Corriente Utilizada

La corriente seleccionada fue la corriente con polaridad directa que tiene las siguientes características mostradas en la Tabla 3.8.

Tabla 3.8 Características de la corriente directa electrodo al negativo.

TIPO DE CORRIENTE	DCEN
POLARIDAD	NEGATIVA
FLUJO DE ELECTRONES	
CARACTERÍSTICAS DE PENETRACIÓN	
ACCIÓN DE LIMPIEZA	NO
BALANCE DE CALOR EN EL ARCO	70% EN LA PIEZA 30% EN ELECTRODO
PENETRACIÓN	PROFUNDA, ESTRECHA
CAPACIDAD DEL ELECTRODO	EXCELENTE

La corriente fue monitoreada por medio de un amperímetro de gancho para corroborar la medición entregada por la maquina, teniendo mayor confiabilidad en los resultados.

3.2.8 Electrodo

El electrodo usado es el EWTh-1, dopado con 1% de ThO_2 y con diámetro de $1/8''$ (3.2 mm) para el cual se recomienda una tobera de 12-14 mm de diámetro. La punta tiene una longitud de una y media a dos veces el diámetro del mismo. Siempre fue afilado antes de la soldadura con un esmeril de banco y papel lija con tamaño promedio de grano de 23.6 micras en sentido del longitudinal del electrodo.

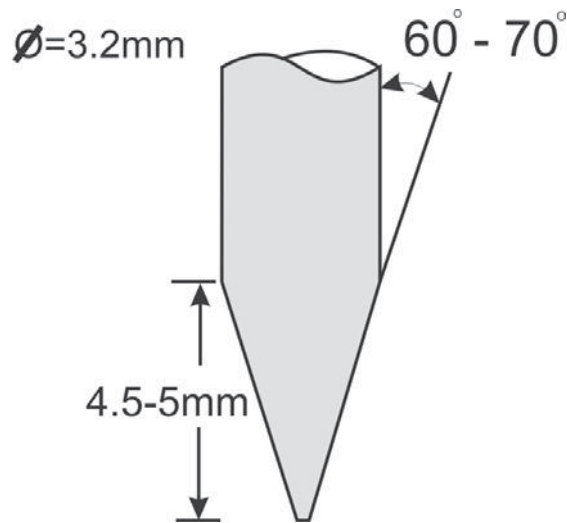


Figura 3.10 Afilado del electrodo de tungsteno.

3.3 Probetas para el Ensayo CPT Prueba Circular de Parche

Este ensayo es usualmente utilizado para soldaduras de espesores delgados con penetración completa, por lo tanto las probetas son preparadas sin bisel alguno como se especifico anteriormente y fueron fabricadas con la máxima precisión posible para evitar problemas de concordancia entre la pieza principal y el círculo central. Para controlar la distancia de separación entre bordes, los cortes fueron realizados por medio de láser. En la Figura 3.11 se muestra el tipo de probeta a utilizar y sus arreglos para tener una sujeción en el porta muestras de la máquina rotativa ^(28,30).

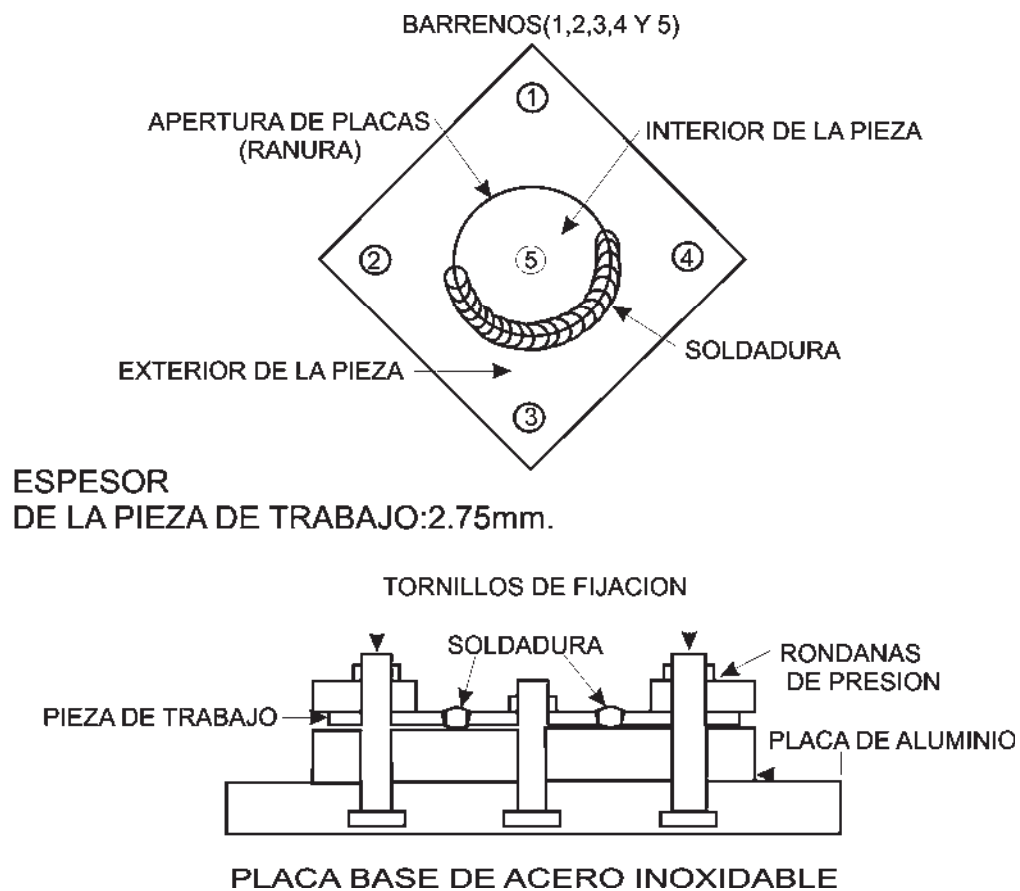


Figura 3.11 Montaje de probeta estándar del ensayo CPT.

3.4 Selección del Tipo de Diseño de Experimentos

La experimentación forma parte natural de la mayoría de las investigaciones científicas e industriales, en muchas de las cuales, los resultados del proceso de interés se ven afectados por la presencia de distintos factores, cuya influencia puede estar oculta por la variabilidad de los resultados. Es fundamental conocer los factores que influyen realmente y estimar esta influencia. Para conseguir esto, es necesario experimentar variando las condiciones que afectan a las unidades experimentales y observar la variable de respuesta. Del análisis y estudio de la información recogida se obtienen las respectivas conclusiones ⁽³²⁾.

La forma tradicional que se utilizaba en la experimentación, para el estudio de estos problemas, se basaba en estudiar los factores uno a uno, esto es, variar los niveles de un factor permaneciendo fijos los demás. Esta metodología presenta grandes inconvenientes tales como:

- Es necesario un gran número de pruebas.
- Las conclusiones obtenidas en el estudio de cada factor tiene un campo de validez muy restringido.
- No es posible estudiar la existencia de interacción entre los factores.
- Es inviable, en muchos casos, por problemas de tiempo o costo.

Las técnicas de diseño de experimentos se basan en estudiar simultáneamente los efectos de todos los factores de interés, son más eficaces y proporcionan mejores resultados a un menor costo. El diseño estadístico de experimentos contempla una amplia variedad de estrategias experimentales que son óptimas para generar la información que se busca. Los diseños de experimentos son ampliamente utilizados en numerosas investigaciones en el campo de la soldadura, lográndose resultados satisfactorios con un número reducido de pruebas experimentales y gastos mínimos en recursos. Para evaluar el efecto del aporte térmico impuesto por el proceso de soldadura sobre las propiedades del comportamiento metalúrgico de la unión soldada, se ha seleccionado un diseño factorial con tres niveles (3^k). Éste tipo de diseños plantea los experimentos más adecuados para conocer simultáneamente qué efecto tienen “ k ” factores sobre una respuesta “ y ”, y valorar si hay interacción entre ellos ⁽³²⁾.

3.4.1 Diseño de Experimentos

En el presente trabajo, en correspondencia a los objetivos planteados se pretende comprobar el efecto del aporte térmico en una unión soldada de un acero inoxidable ferrítico AISI 430 mediante el proceso de soldadura GTAW, por lo que resulta necesario relacionar las variables a estudiar.

Variables dependientes e independientes del diseño de experimentos

En el presente trabajo los experimentos y su secuencia se realizan sobre la base de un diseño factorial a tres niveles (3^k), cuyas variables de entrada se muestran en la Tabla 3.9.

Tabla 3.9 Variables de entrada.

$X_1=$	$I=$	Intensidad de corriente
$X_2=$	$V_s=$	Velocidad de avance de la soldadura

Las variables seleccionadas de respuesta o variables de interés que dependen del aporte térmico, se muestran en la Tabla 3.10.

Tabla 3.10 Variables de respuesta.

$Y_1=$	$P=$	% Precipitación de carburos
$Y_2=$	$G=$	% Crecimiento de grano
$Y_3=$	$M=$	% Martensita

La importancia de cada una de las variables se detalla a continuación:

1. El porcentaje de precipitados tiene gran importancia ya que afecta las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión del acero.
2. El tamaño de grano está relacionado con las propiedades mecánicas de la unión soldada.
3. El porcentaje de martensita garantiza el desempeño de diseño de la unión y la susceptibilidad a fisuración.

Factores y dominio experimental

Basado en la experiencia previa, la revisión bibliográfica, y las necesidades y limitaciones de experimentación, se determinaron los factores que interesa estudiar así como los valores que pueden tomar (el dominio experimental) o en otras palabras, las variables de entrada.

En la Tabla 3.11 se muestran los dos factores seleccionados en la presente experimentación con los niveles correspondientes. Se determinaron tres niveles de intensidad de corriente, la selección de estos niveles fueron tomados en base a lo recomendado en la literatura ^(4,21), de acuerdo al espesor de placa a soldar y preparación de borde.

FACTORES		Niveles		
		-1	0	+1
X ₁	INTENSIDAD DE CORRIENTE(A)	110	120	130
X ₂	VELOCIDAD DE AVANCE (RPM)	1	1.25	1.5

Tabla 3.11 Factores y niveles utilizados.

Como se puede observar en la Tabla 3.11, el avance de la soldadura se evalúa en tres niveles. Como ambos factores son continuos, su dominio experimental se expresa con los valores mínimos, medio y máximo. Esto se hace con la finalidad de asegurar, que en el caso, de que dicho modelo no siga un comportamiento lineal, esté se ajuste considerando tres niveles.

La notación codificada más habitual para factores continuos asigna el valor (-1) al extremo inferior del dominio experimental, (0) al intermedio, (+1) al extremo superior. En la Tabla 3.12 se presentan de igual manera los valores codificados para el diseño experimental empleado ⁽³³⁾.

Matriz de experimentos: diseño factorial 3²

En la Figura 3.12 se indica el dominio experimental combinado para los dos factores del diseño, es decir, intensidad de corriente y velocidad de avance de la soldadura, donde cada punto es un posible experimento a analizar.

Sin embargo, es importante seleccionar aquellos puntos experimentales que permitan evaluar la manera en que influyen los factores y su interacción sobre las variables de respuesta consideradas. Se presenta el dominio experimental para dos factores continuos expresados en variables codificadas (izquierda) y variables reales (derecha). Los experimentos de los vértices corresponden al diseño factorial 3².

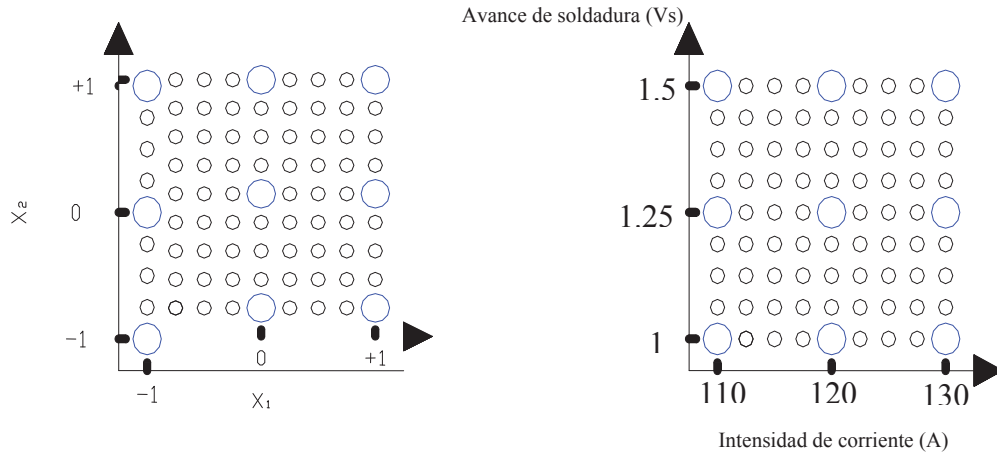


Figura 3.12. Dominio experimental del diseño factorial 3^2 !

La experimentación más económica y que se ajusta no solo a tendencias lineales, es aquella en que cada factor toma tres valores (niveles), dichos valores son los extremos y el valor intermedio del dominio experimental que serían -1, 0, y +1.

La Tabla 3.12 muestra la matriz experimental que se obtiene combinando de manera aleatoria los tres niveles de los dos factores. El mínimo de experimentos totales depende de las réplicas analizadas para cada prueba experimental. Se consideró hacer tres repeticiones con el objetivo de reducir en lo posible los errores derivados de factores no controlados en la experimentación.

Tabla 3.12 Diseño factorial 3², plan de experimentación.

No. de Experimentos	Replicas	variable independientes		Variables dependientes		
		X1	X2	Y1	Y2	Y3
		Intensidad de Corriente A	Velocidad de Avance RPM	Precipitados %	Tamaño de Grano "micras"	Martensita %
1	1	110	1			
2		120	1			
3		130	1			
4		120	1.25			
5		130	1.25			
6		110	1.25			
7		110	1.5			
8		120	1.5			
9		130	1.5			
10	2	110	1			
11		120	1			
12		130	1			
13		120	1.25			
14		130	1.25			
15		110	1.25			
16		110	1.5			
17		120	1.5			
18		130	1.5			
19	3	110	1			
20		120	1			
21		130	1			
22		110	1.25			
23		120	1.25			
24		130	1.25			
25		110	1.5			
26		120	1.5			
27		130	1.5			

Las combinaciones de los factores se realizaron de manera aleatoria de acuerdo al programa STATGRAPHICS plus⁽³⁴⁾.

3.5 Obtención de los Resultados (Variables Dependientes)

A continuación se da una breve explicación de los diversos procedimientos para la obtención de resultados, los cuales corresponden a las variables dependientes, involucradas en el diseño de experimentos.

Se extrajeron probetas, de la zona de soldadura, de 1.5 x 1.5 x 0.275 cm para evaluar los efectos de las variables en la zona de fusión y la zona afectada térmicamente, a las cuales se les aplicó el procedimiento de preparación descrito en la sección 3.1.1.1 así como el ataque químico descrito en la sección 3.1.1.2.

Obtención del tamaño de grano: como se ha mencionado anteriormente en este capítulo, este análisis corresponde a uno de los principales objetivos de este trabajo, siendo de vital importancia realizarlo con la mayor exactitud posible para poder obtener resultados confiables. Los cálculos se realizaron conforme al procedimiento indicado en los estándares E 112 de ASTM. Se corroboraron los resultados con la medición del grano por medio del procedimiento 3.1.3.2, con lo que se obtuvo el promedio de tamaño de grano tanto del material base como de cada una de las 27 probetas realizadas.

Obtención del calculo de porcentaje de precipitados: Al igual que el tamaño de grano, el porcentaje de precipitados es vital para los resultados generales de este proyecto debido a que este tiene mucha influencia en las propiedades metalúrgicas y mecánicas del material. Este se realizó por medio del programa de análisis de imágenes “Sigma Scan” descrito en 3.1.4 que sirve para separar las áreas deseadas y por medio de cálculos determinar el porcentaje de precipitados por área.

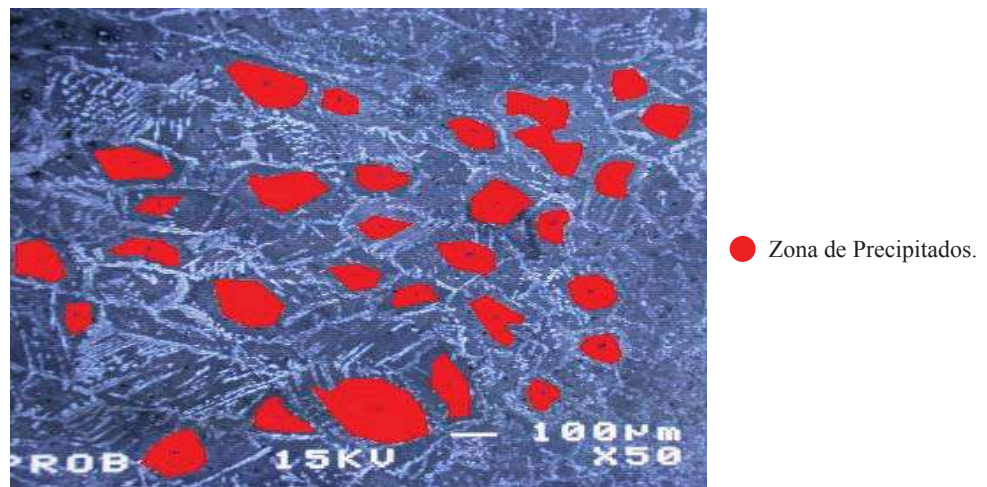


Figura 3.13 Metalografía característica de una probeta soldada analizada para el cálculo de porcentaje de precipitados.

La obtención del porcentaje de martensita también se realizó por el procedimiento 3.1.4, del cual se seleccionaron las áreas de martensita para posteriormente encontrar el porcentaje que se encuentra en el material.

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1. Caracterización del Metal Base

A continuación se muestra en la Figura 4.1 la micrografía obtenida por microscopía electrónica de barrido de la cual podemos ver claramente definidos los granos ferríticos y algunos precipitados de carburo de cromo.

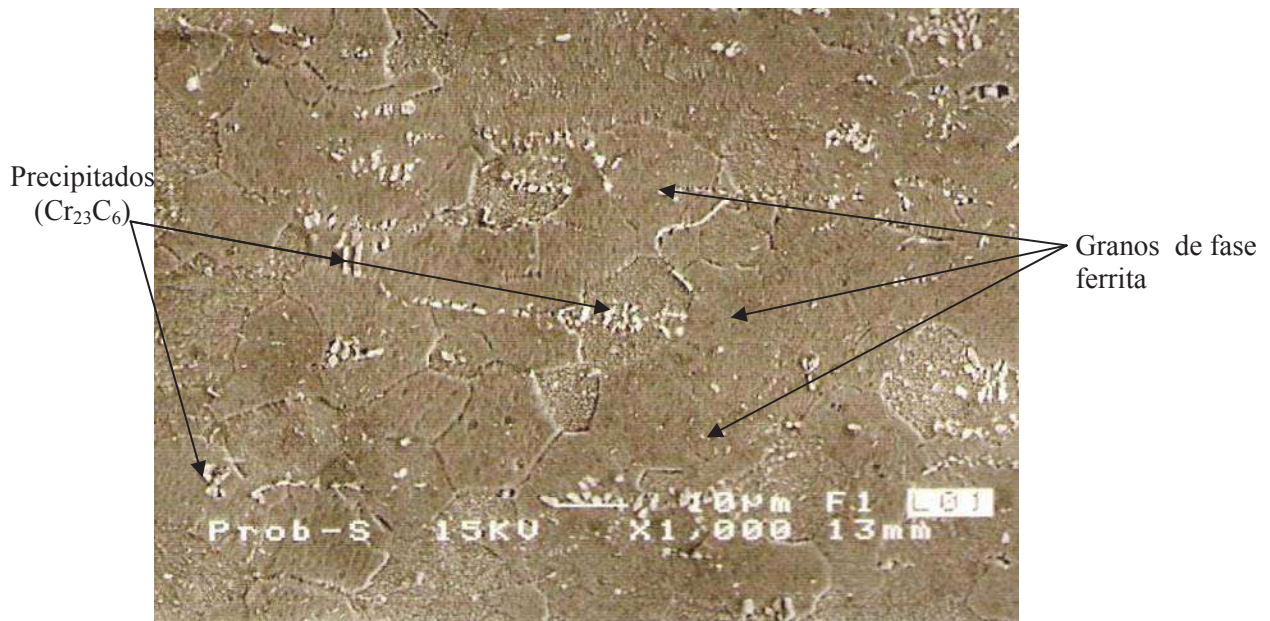


Figura 4.1 Micrografía de MEB del Acero Inoxidable Ferrítico AISI 430.

Comparando la Figura 4.1 y las figuras de la bibliografía para los aceros inoxidable ferríticos AISI 430 ⁽⁴⁾. Se puede decir que en ambas figuras se tienen las mismas fases concluyendo que nuestra materia es un acero inoxidable ferrítico AISI 430, De tal manera, se calculo el tamaño de grano obteniendo un promedio de grano correspondiente a 17.8 micras lo que corresponde al tamaño de grano No. 10 ASTM.

Se caracterizaron los precipitados (Cr_2C_6) que se encuentran presentes, mediante MEB como se muestra en la Figura 4.3. Así también se calculo el tamaño promedio de los precipitados obteniendo un tamaño promedio de 1.8 micras.

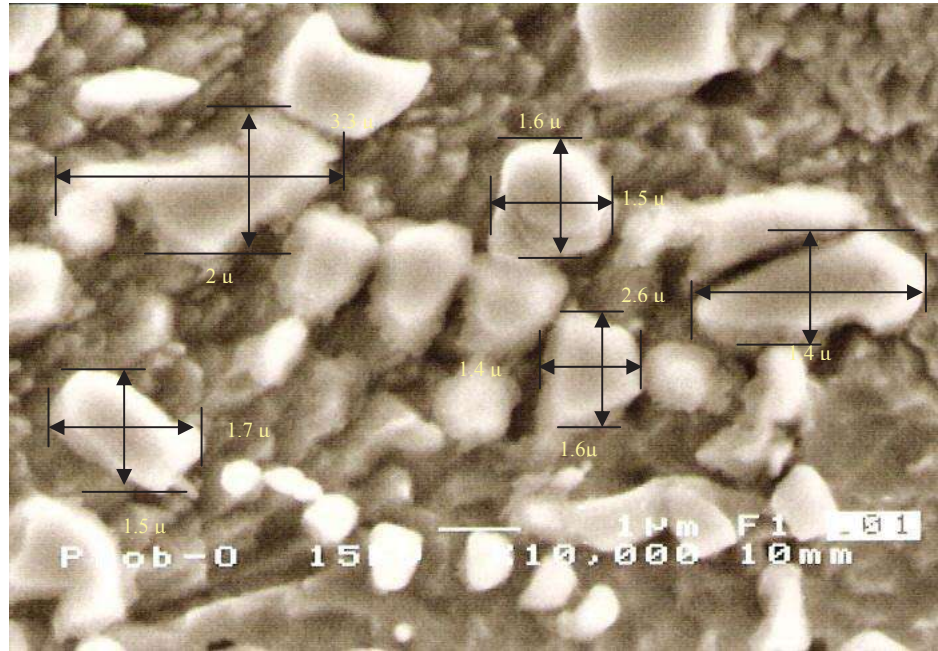


Figura 4.2 Microscopia electrónica de barrido de los precipitados de carburo de cromo.

Finalizando la caracterización del metal base se realizo un análisis de la composición química al acero inoxidable AISI 430 donde los el resultado se presenta en la Tabla 4.1. De la cual podemos observar que los dos elemento principales (Cr y C) se encuentran en el rango del contenido recomendado por los estándares y normas ^(4,18).

Tabla 4.1 Composición Química del acero inoxidable ferrítico AISI 430.

Elemento	Cr	Ni	C	Mn	P	Si	Mo	Cu	V	Co	Sn	Fe
% En peso	17.21	0.253	0.037	0.370	0.023	0.242	0.027	0.075	0.129	0.035	0.047	81.51

Concluyendo, ahora si podemos asegurar en base a los resultados obtenidos del acero inoxidable ferrítico AISI 430 que este material tiene una concordancia establecida en los estándares y normas ^(4,18).

4.2. Microestructura de la Unión Soldada

El acero inoxidable utilizado en la presente tesis tiene un contenido de 0.037% de carbono y 17% de cromo, por lo que se puede utilizar el diagrama de la Figura 4.3 para predecir las fases esperadas en las probetas después de ser soldadas.

En el diagrama, se puede observar que la aleación, al solidificar y enfriar, tiene una fase de ferrita delta. A una temperatura aproximada de 1100 °C se ingresa en una zona de ferrita delta + austenita. A 950 °C aproximadamente, se pasa por una zona de ferrita delta+austenita+carburos. Debido a que se pasa por zonas de fase austenítica y carburos, si se tiene una velocidad de enfriamiento rápida, se pueden tener martensita en la matriz ferrítica, así como precipitación de carburos.

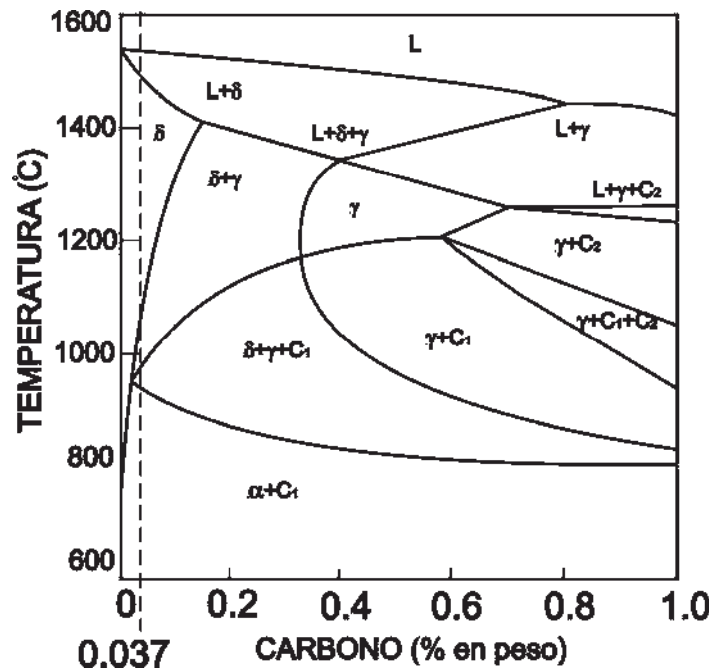


Figura 4.3 Diagrama pseudobinario con 0.037 % de C en peso ⁽²⁾.

En el diagrama TTT para un acero inoxidable AISI 430 de la Figura 4.4, se representa el ciclo de enfriamiento del proceso de soldadura que se obtuvo de las gráficas tiempo-temperatura-transformación (Anexo 3) en donde se puede observar que en estas condiciones se obtiene una microestructura de fase ferrita + fase martensita + carburos y que de acuerdo al diagrama, se debe tener solo un 40% de austenita, ya que parte de la fase austenita se puede transformar en fase martensita y el resto en fase ferrita o quedar retenida.

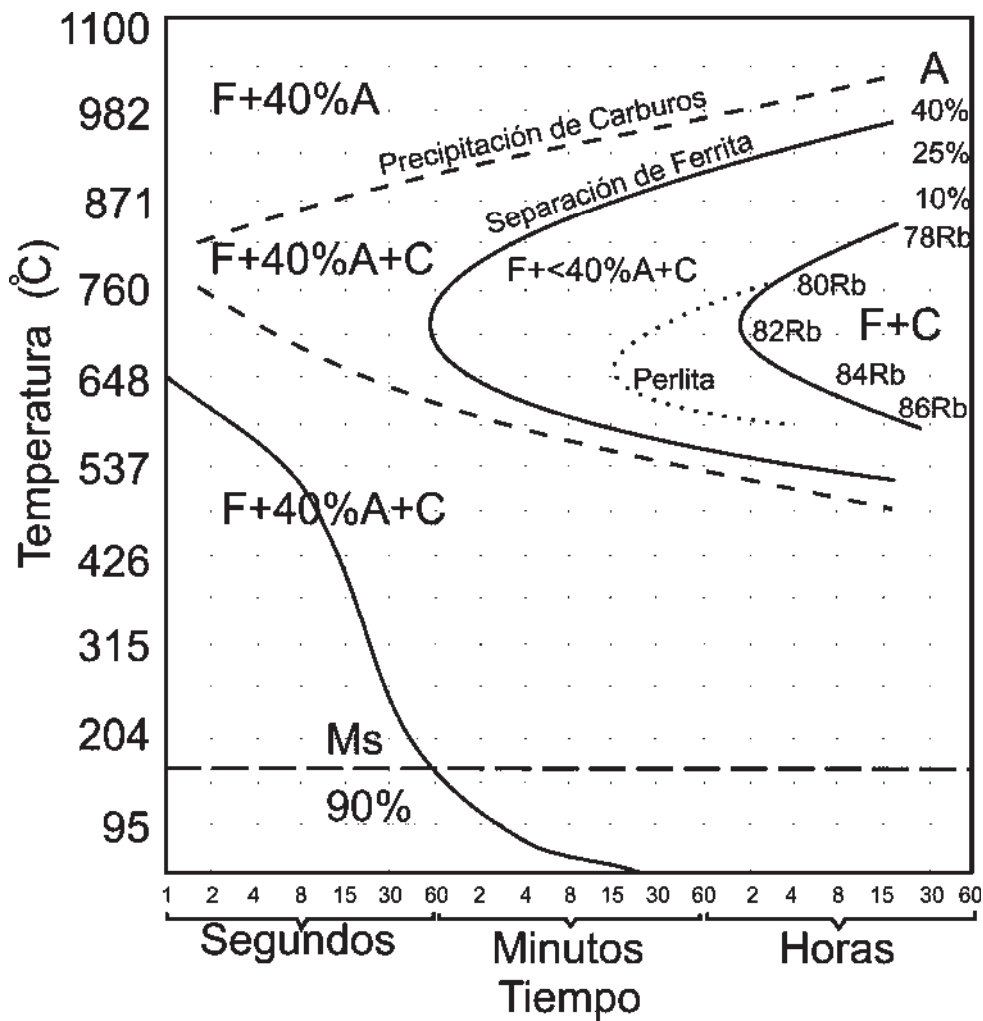


Figura 4.4 Diagrama de transformación correspondiente a las aleaciones tipo 430 ⁽²³⁾.

Los resultados de los diagramas anteriores pueden ser corroborados usando el diagrama de Balmforth ⁽²⁾ de la Figura 4.5. Sustituyendo los valores de la composición química se tiene:

$$\text{Ni} + 35 \text{C} + 20 \text{N} = 0.253 + 35(0.037) + 20(0) = 1.548$$

$$\text{Cr} + 2 \text{Mo} + 10 (\text{Al} + \text{Ti}) = 17.21 + 2(0.027) + 10(0) = 17.264$$

Ubicando en el diagrama las coordenadas anteriores, se observa que el acero inoxidable ferrítico 430 debe tener una mezcla de fase ferrita, fase austenita o fase martensita y carburos.

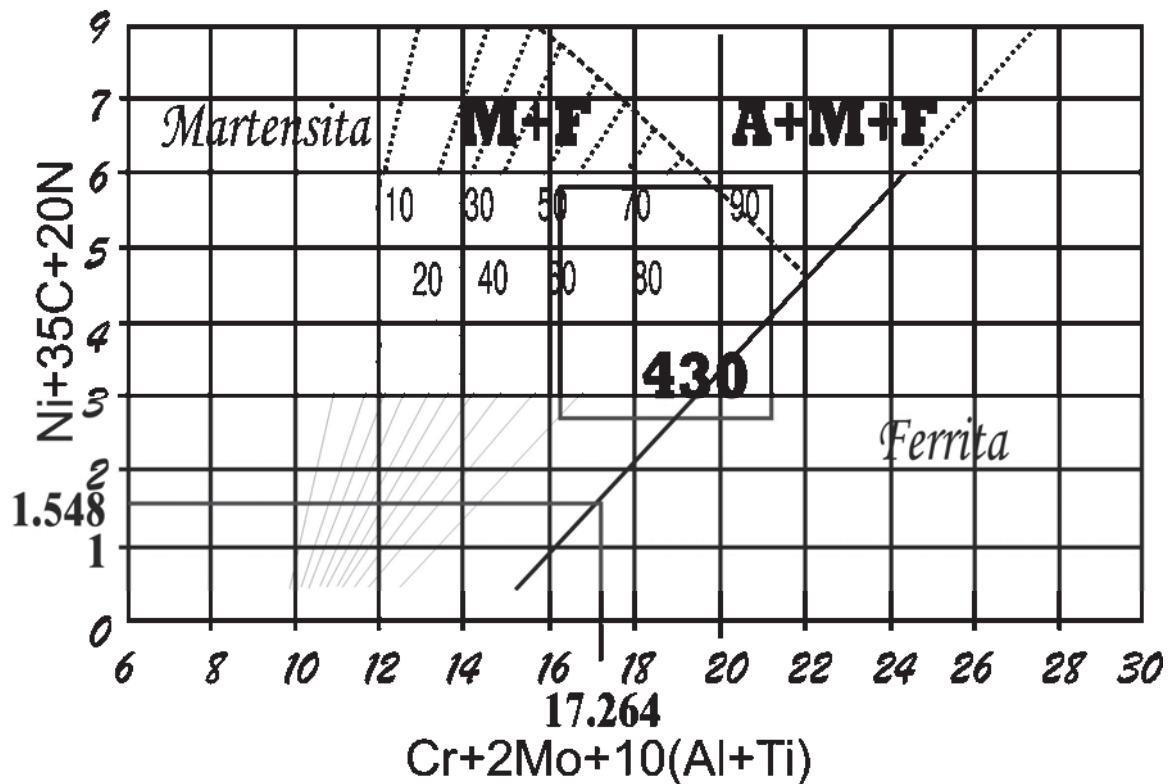


Figura 4.5 Diagrama de Balmforth ⁽²⁾

Al realizar el reconocimiento de las fases presentes en la unión soldada, se obtuvieron las micrográficas mostradas en la Figura 4.6 que corroboran los estudios y cálculos previos de las fases existentes en la soldadura como lo fue presentado anteriormente.

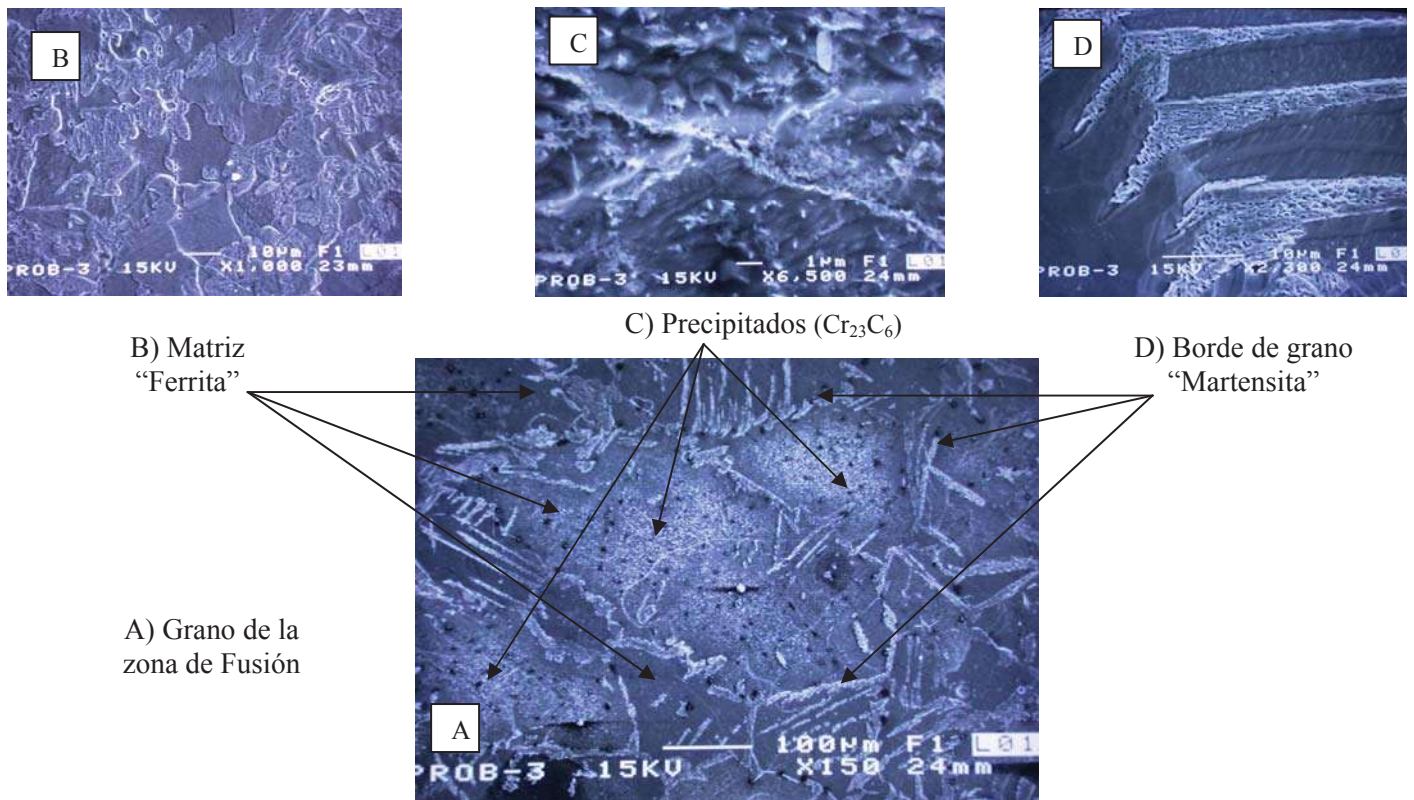


Figura 4.6 Caracterización de la unión soldada mediante MEB.

En la Figura 4.6 se puede observar claramente las fases presentes donde se tiene la matriz ferrítica y la martensita resultado de la transformación austenítica, la cual se concentra en los bordes de grano. Los precipitados de carburo de cromo se agrupan en el centro del grano.

Con el objetivo de caracterizar las fases presentes en función de la dureza se realizaron ensayos de microdureza, de tal manera, se puede distinguir cada fase por su dureza característica. Obteniéndose así la Figura 4.7

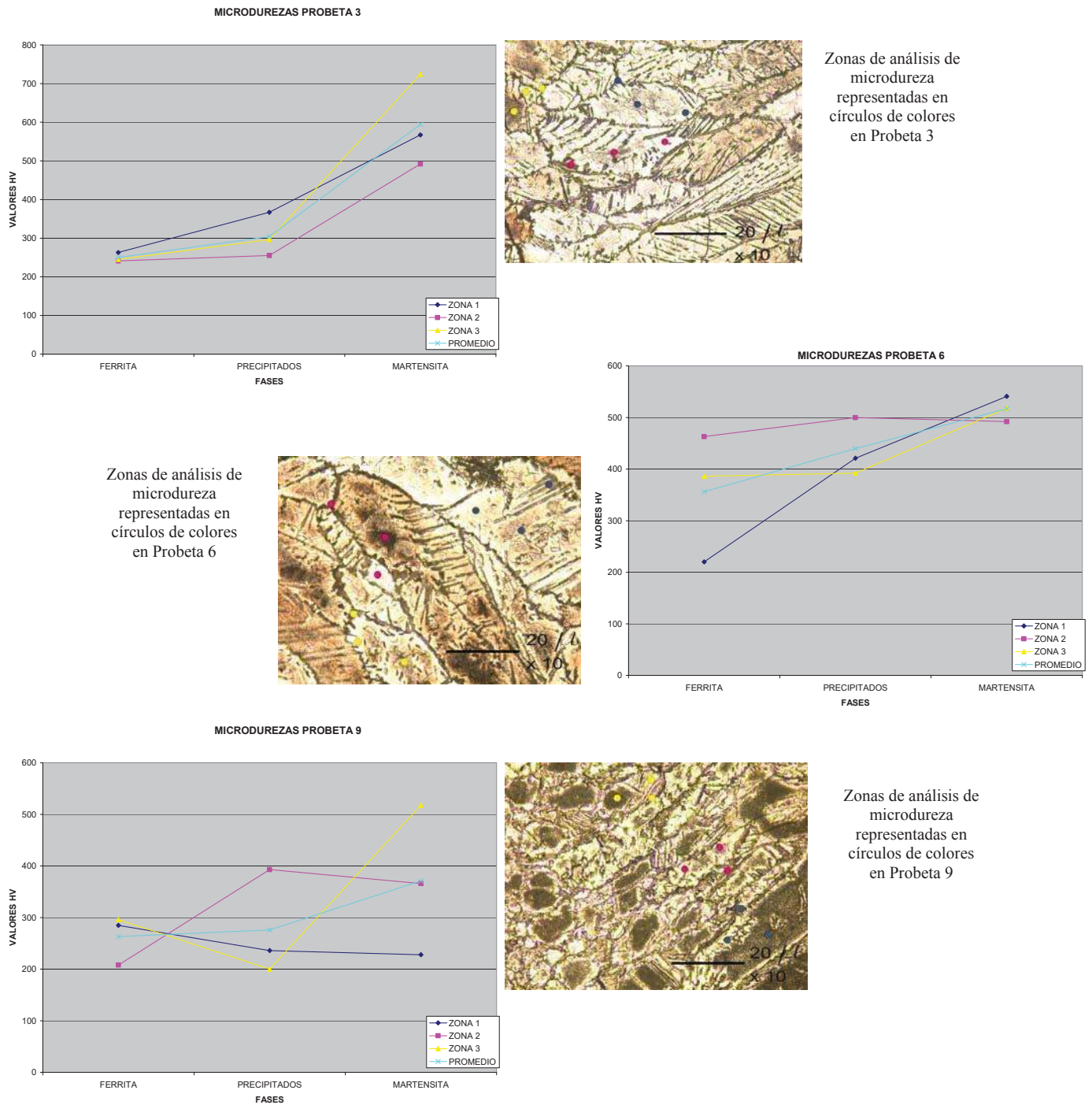


Figura 4.7 microdurezas en las diferentes fases presentes.

En las graficas 4.7 de las probetas 3, 6 y 9 se observa las diferencias de durezas en el material y se comprueba que la fase en los bordes de grano es martensita ya que tiene alta dureza comparada con las zonas correspondientes a los precipitados y a la matriz ferrítica.

4.3. Resultados de Variables Dependientes

La Tabla 4.2 muestra los resultados del plan de experimentación realizado para la presente tesis.

Tabla 4.2 Diseño factorial 3². Plan de experimentación con sus valores resultantes.

No. de Experimentos	Replicas	Variables independientes		Variables dependientes		
		X1	X2	Y1	Y2	Y3
		A Intensidad de Corriente	RPM Velocidad de Avance	% Precipitados	Tamaño de Grano, μm	% Martensita
1	1	110	1	34.5	174.9	3.4
2		120	1	30.8	258.7	3.6
3		130	1	17.4	213.3	10
4		120	1.25	37.1	146.1	1.5
5		130	1.25	29.3	283.4	7.5
6		110	1.25	22.2	204.5	4
7		110	1.5	39.2	277.4	3.1
8		120	1.5	17.8	245.4	5.0
9		130	1.5	23.8	169.7	6.4
10	2	110	1	22.8	246.1	3
11		120	1	22.3	169.7	3.6
12		130	1	19.4	270.6	5.5
13		120	1.25	24.2	243.5	5.4
14		130	1.25	9.6	278.1	6.5
15		110	1.25	20.6	259.2	5
16		110	1.5	27.8	157.3	2.4
17		120	1.5	35.3	159.3	2.9
18		130	1.5	23.9	192.2	3
19	3	110	1	22	289.4	5.6
20		120	1	24.4	266.5	6.7
21		130	1	35.7	215.5	6
22		110	1.25	20.4	194.8	4.2
23		120	1.25	16.7	228.5	5.1
24		130	1.25	26.4	267.5	5.5
25		110	1.5	46.3	154.4	2.5
26		120	1.5	34.9	263.5	2.8
27		130	1.5	26.4	237.9	3

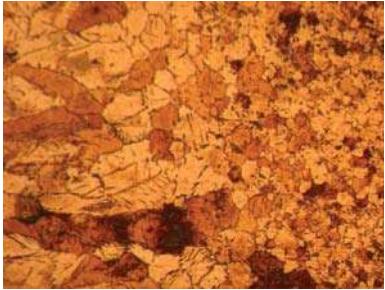
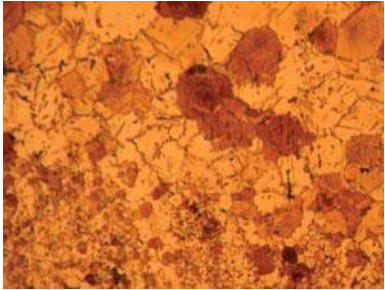

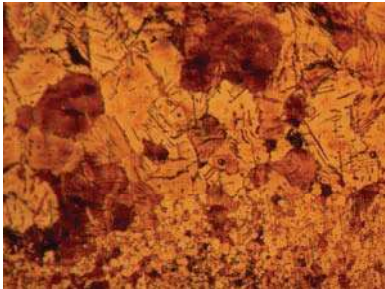
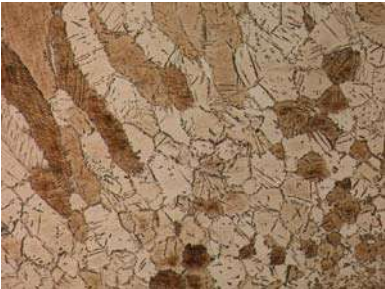
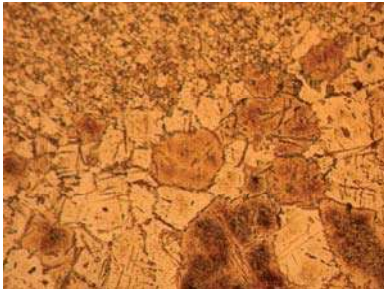
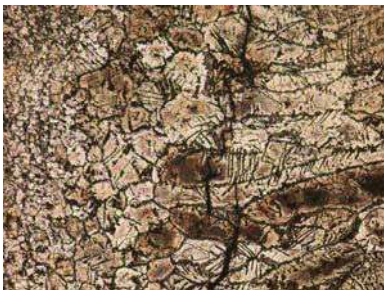

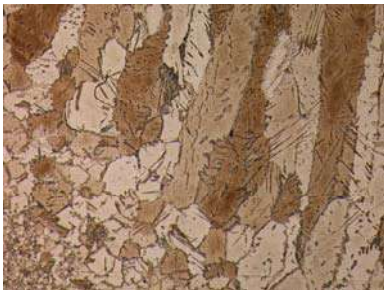
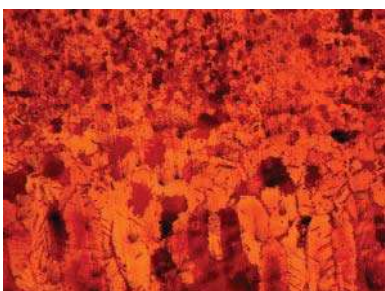

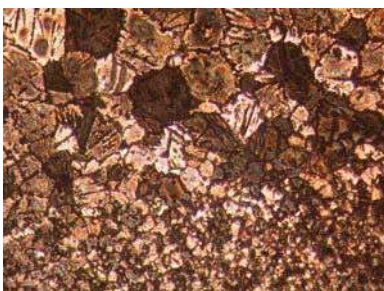
Calculando una desviación estándar (+/-)

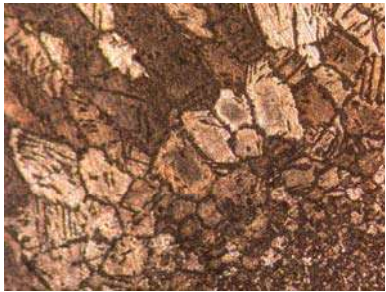

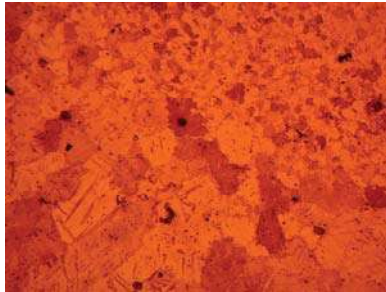

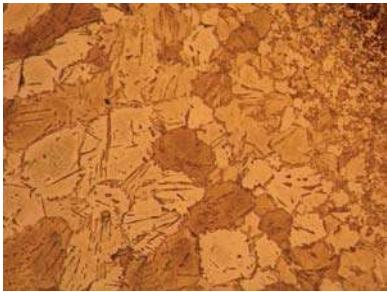
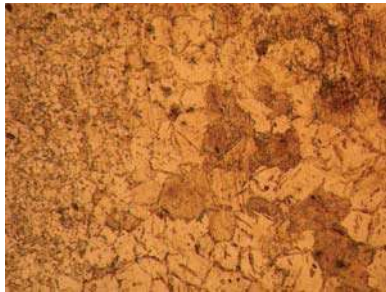
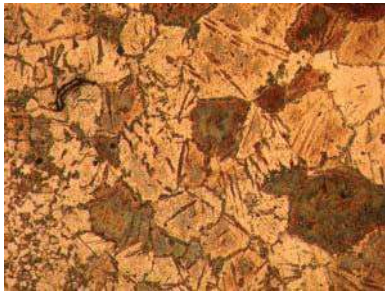
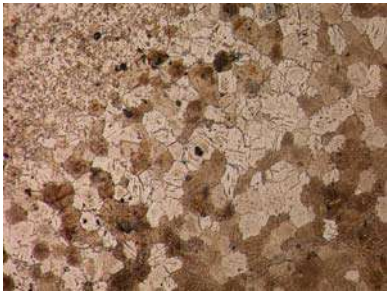
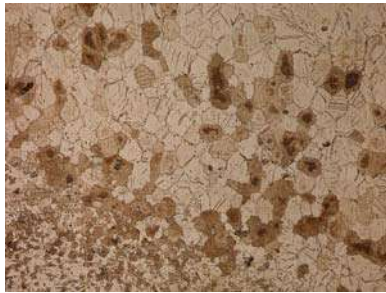
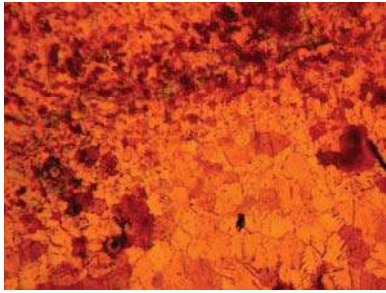
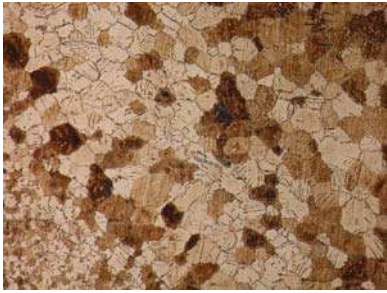

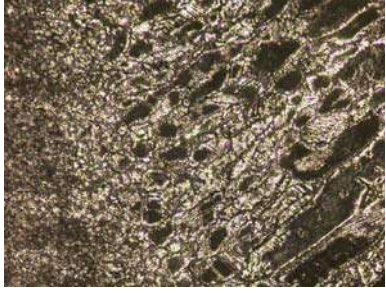
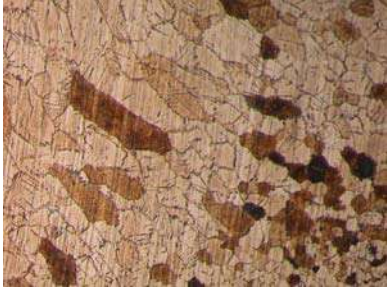

8.2

46.1

1.9

Tabla 4.3 Comparación metalográfica de los 9 experimentos y sus 2 replicas.

		REPLICAS		
		1	2	3
NÚMERO DE EXPERIMENTOS	1			
	2			
	3			
	4			

5			
6			
7			
8			
9			

El experimento número 1 (110 A y 1rpm) y sus dos réplicas correspondientes muestran un crecimiento de grano en la zona de fusión de soldadura, siendo los granos delimitados por la fase martensítica. Así mismo, en el centro de algunos de ellos se observa una zona de precipitados de carburo de cromo y se distingue la transición en la zona afectada térmicamente de la línea de fusión, denotada por el cambio significativo en el tamaño de grano.

En el experimento número 2 (120 A y 1 rpm) se observa un tamaño de grano mas basto en las réplicas 1 y 3, mientras que en la réplica número 2, se observa un crecimiento columnar hasta llegar al grano equiaxial de tamaño basto. En las tres micrografías correspondientes al experimento 2 también se observa la zona martensítica presente en los bordes de grano y algunos granos con precipitados de carburo de cromo en el centro.

El experimento numero 3 (130 A y 1 rpm) muestra un crecimiento columnar mayor al que se observa en todos los experimentos realizados debido a que estas micrografías fueron obtenidas de las probetas que fueron soldadas con el mayor aporte térmico, lo que permitió que los granos tuvieran mayor crecimiento y un mayor gradiente térmico ocasionado por el diferencial de temperatura. También se puede observar en los granos columnares una mayor cantidad de martensita en el borde del grano, pero menor cantidad de precipitados, los cuales se explican en la Figura 4.18.

En las tres micrografías del experimento número 4 (120 A y 1.25 rpm) se observa un tamaño de grano mas fino que en los demás experimentos realizados debido a que el calor aportado en esta probeta (2.7 KJ/cm) es menor que en los experimentos anteriores, sin embargo, se denota el mismo patrón de solidificación (presencia de martensita en el borde de grano y precipitados en el centro de grano) típico de un acero inoxidable ferrítico de medio cromo.

Las tres micrografías del experimento 5 (130 A y 1.25 rpm) presentan un grano de tamaño basto en la zona de fusión y es aun mas notoria la presencia de martensita y de los precipitados en el centro de grano, donde también se observa una gran diferencia en el tamaño de grano entre la zona de fusión y la zona afectada térmicamente.

En el experimento 6 (110 A y 1.25 rpm) se observa el mismo patrón de solidificación donde el tamaño de grano en la zona de fusión es grande, sin embargo, se va produciendo un refinamiento hacia la zona afectada térmicamente, diferenciándose de los demás experimentos, donde se tiene un cambio abrupto.

En el experimento 7 (110 A y 1.5 rpm) se denota el patrón de solidificación típico de esta aleación con la martensita presente en el borde de grano y los precipitados en el centro de grano donde el cambio de tamaño de grano entre la zona de fusión y la zona afectada térmicamente es gradual.

En el experimento 8 (120 A y 1.5 rpm) se presenta un crecimiento de grano “ligeramente” basto y se observa una zona de transición entre la línea de fusión y la zona afectada térmicamente, la cual presenta un cambio gradual en el tamaño de grano y donde se observa la solidificación típica de esta aleación.

En el experimento 9 (130 A y 1.5 rpm) se presenta un crecimiento de grano donde se denotan ampliamente los granos con crecimiento columnar en dirección de los gradientes térmicos aportados y donde se presenta el enfriamiento clásico de esta aleación, ya que se denota la fase martensítica en el borde de grano y los precipitados en el centro de grano.

En general todas las micrografías de las probetas soldadas presentan el patrón de solidificación tipo 2 el cual es típico de aceros inoxidable ferríticos de medio cromo descrito en el capítulo 2, en las micrografías presentadas la diferencia es mínima las cuales son respecto al calor aportado térmicamente debido a la velocidad de avance y amperaje, los datos mas precisos de las diferencias entre las micrografías son presentadas en la tabla 4.3 donde se observa la diferencia en función de las variables de respuesta (porcentaje de precipitados, tamaño de grano y porcentaje de martensita).

4.3.1 Resultados de Tamaño de Grano

Como se mencionó en el capítulo 3, el tamaño de grano es considerado como variable dependiente en el diseño de experimentos, y que es esencial para la predicción del comportamiento de la unión soldada. Además, se analizó y discutió como las aleaciones con tendencia al crecimiento de grano son susceptibles a la pérdida de propiedades mecánicas, considerado este fenómeno como uno de los principales problemas en la soldadura de los aceros inoxidables ferríticos ⁽²⁾.

La ecuación de regresión obtenida que relaciona el crecimiento de grano en función de la intensidad de corriente y avance de la soldadura es la siguiente:

$$\text{Tamaño de Grano} = 940.58 - 16.52 (I) + 412.37 (Vs) + 0.069 (I)^2 + 0.72(I)(Vs) - 221.69 (Vs)^2$$

Donde:

I: Intensidad de Corriente (A)

Vs: Velocidad de Soldadura (rpm)

La representación de los efectos independientes de intensidad de corriente y velocidad de avance se muestra en la Figura 4.8.

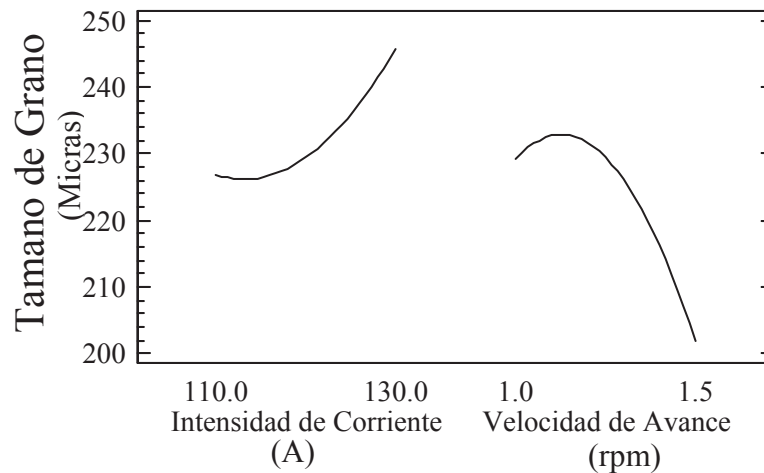


Figura 4.8 Efecto independiente de las variables respecto al tamaño de grano .

El cual demuestra que con una intensidad de corriente de 110 A, el tamaño de grano disminuye, mientras que a 130 A, el tamaño de grano aumenta. Con una velocidad de avance de 1.5 rpm se tiene un crecimiento de grano menor y a 1 rpm hay mayor crecimiento del tamaño de grano.

La representación gráfica de los resultados en correspondencia a la ecuación de regresión se muestra en la Figura 4.9, donde se aprecia una amplia gama de valores para el tamaño de grano según la combinación de los efectos de intensidad de corriente y velocidad de avance de la soldadura.

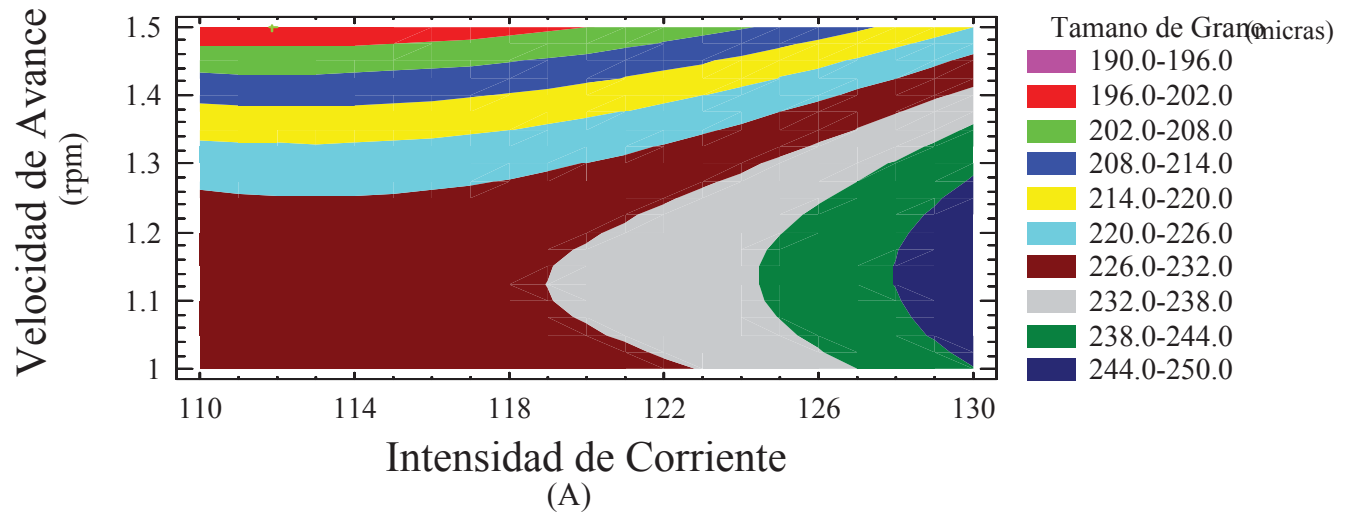


Figura 4.9 Relación de intensidad de corriente y velocidad de avance con respecto al tamaño de grano.

De la ecuación de regresión y la Figura 4.9 se puede diseñar el tamaño de grano para este sistema en particular. De la ecuación se aprecia que la velocidad de avance tiene mayor influencia en el tamaño de grano con respecto a la intensidad de corriente.

Correspondiendo al análisis anterior, la Tabla 4.4 muestra los valores de estas variables para alcanzar el tamaño de grano mínimo.

Tabla 4.4 Valores óptimos para minimizar el tamaño de grano

Valores Óptimos para Minimizar el Tamaño de Grano.			
Valor Optimo: 197.19 micras			
Variable independiente	Valor Bajo	Valor Alto	Valor Óptimo
Intensidad (A)	110	130	111.8
Velocidad de avance (rpm)	1	1.5	1.5

Investigaciones ^(14,18,3) sobre el acero inoxidable ferrítico AISI 430 han demostrado que el crecimiento de grano a altas temperaturas se convierte en un factor que determina las propiedades mecánicas del material. El acero inoxidable ferrítico inicia un crecimiento de grano a partir de 950°C aproximadamente; a mayores temperaturas la ferrita experimenta transformaciones parciales a austenita con una disolución parcial de los carburos iniciales como se puede observar en el diagrama TTT de la Figura 4.4 y en el diagrama pseudobinario de la Figura 4.3.

¿Por qué crece el grano?

Elementos como el Vanadio en pequeñas cantidades de 0.03% al 0.10% es un factor importante que inhiben el crecimiento de grano a la temperatura de austenitización, esto debido a que estos elementos presentan una alta dispersión de carburos, nitruros o carbonitruros los cuales requieren altas temperaturas para hacerlos entrar en solución. En la Figura 4.10 se muestra aceros con contenidos de 0.05 Nb o Ti y 0.20 de C, los carburos de niobio o titanio no se disuelven hasta alcanzar una temperatura superior a 1200°C. Para contenidos de V y N alrededor de 0.10 y 0.010% respectivamente, los nitruros de vanadio permanecen sin disolverse a altas temperaturas y algunos por encima de 1000°C, la temperatura debe ser tan alta que las fases que inhiben el crecimiento del grano pasan la solución por lo que habrá un crecimiento de grano muy pronunciado ^(43,44).

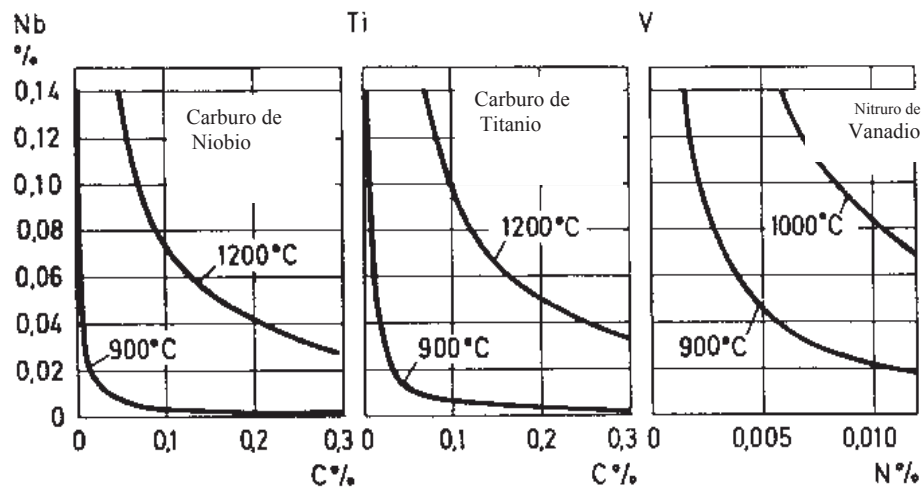


Figura 4.10 Solubilidad isotérmica del carburo de niobio, carburo de titanio y nitruro de titanio en los aceros a diferentes temperaturas ⁽⁴²⁾.

Debido a que la temperatura de disolución de los carburos es la misma a la cual inicia el crecimiento de grano, es necesario calcular la temperatura de disolución del carburo de vanadio, para lo cual se emplea la ecuación 4.1 ^(43,44).

$$T_d = \frac{D}{C - \text{Log}[\%A]^n [\%B]^m} \quad (\text{Ec. 4.1})$$

Donde:

A y B: Porcentaje en peso de los elementos formadores de carburos.

D y C: Constantes obtenidas de manera experimental ⁽⁴³⁾.

n y m: Cantidades estequiométricas de los elementos formadores de carburos.

Teniendo así los siguientes los valores:

A: 0.037 y B: 0.129, C: 6.72, D: 9500

Sustituyendo:

$$T_d = \frac{9500}{6.72 - \text{Log}[0.037][0.129]} = 1050^\circ K = 777^\circ C$$

Mediante la ecuación 4.1 se corroboró la temperatura de disolución del carburo de vanadio mediante la Figura 4.11, donde, se obtiene la temperatura, realizando la intersección en referencia al contenido de soluto.

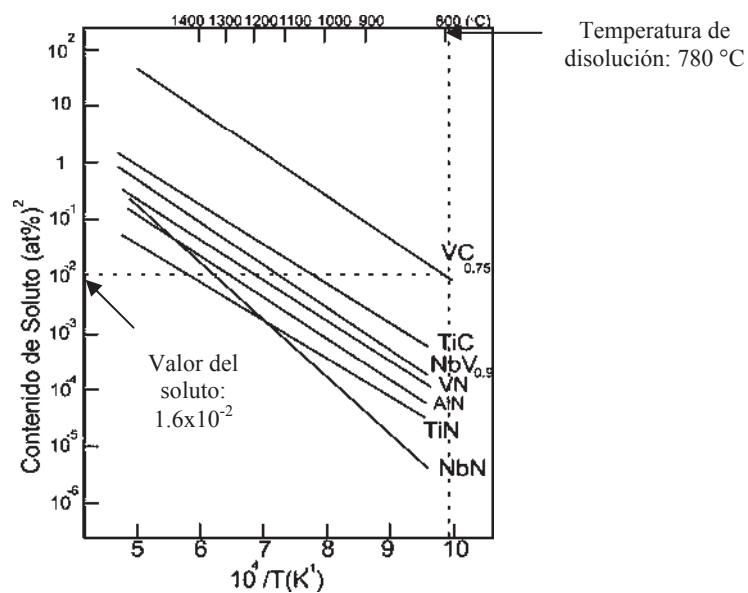


Figura 4.11 Solubilidad de carburos y nitruros en función de la temperatura ⁽⁴³⁾.

Por medio de las temperaturas de disolución de ambos precipitados se predice que el inicio de crecimiento de grano es una temperatura aproximadamente a los 800°C.

En las Figuras 4.12 y 4.131 se muestra la influencia del calor aportado térmicamente sobre el tamaño de grano. A elevadas temperaturas los carburos de cromo se disuelven en la matriz ferrita, formando una zona sobresaturada de carbono, y como la ferrita δ no admite mas átomos de carbono en su estructura se inicia la formación de la fase austenita [posteriormente martensita a temperatura ambiente], la cual ayuda a inhibir el crecimiento de grano.

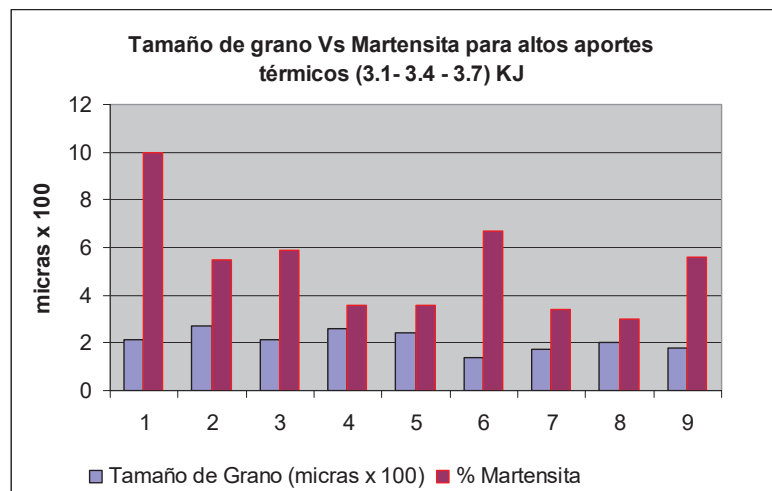


Figura 4.12 Efecto del tamaño de grano con altos aportes térmicos.

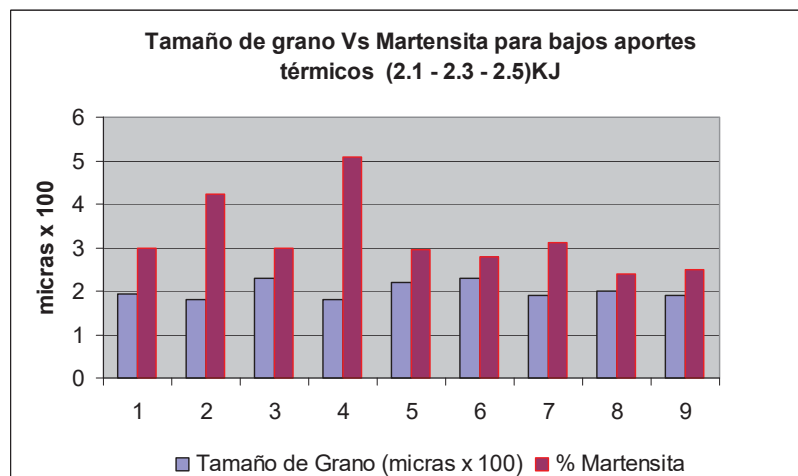


Figura 4.13 Efecto del tamaño de grano con bajos aportes térmicos.

4.3.2 Resultado de Porcentaje de Precipitados

Uno de los factores que afectan las propiedades de la unión por soldadura de los aceros inoxidables ferríticos es el fenómeno de pérdida de resistencia a la corrosión.

Sin embargo, la corrosión intragranular sólo ocurre cuando se presenta en la microestructura la precipitación de carburos, lo cual está en función de la composición química del metal base y de las condiciones de enfriamiento de la aleación.

Por medio de microscopía electrónica de barrido se caracterizaron los precipitados encontrados en la unión soldada. (Ver Figura 4.14). A diferencia de los precipitados encontrados en el material base estos se encuentran agrupados en el centro y el tamaño promedio de estos es de 1.2 micras.

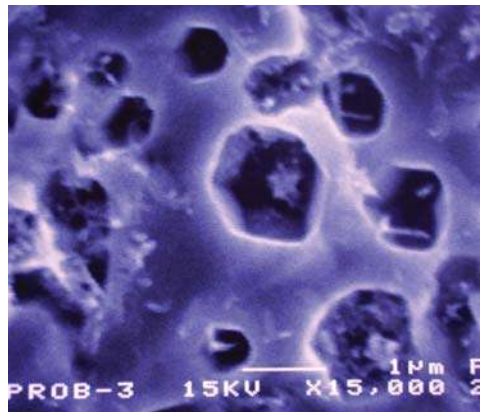


Figura 4.14 Caracterización de precipitados en zona de fusión.

La ecuación de regresión obtenida que relaciona el porcentaje de precipitados en función de la intensidad de corriente y avance de la soldadura es la siguiente:

$$\% \text{ Precipitados} = -150.6 + 3.7 (I) - 63.2 (Vs) - 0.01 (I)^2 - 1.1 (I)(Vs) + 81.3 (Vs)^2$$

Donde:

I: Intensidad de Corriente (A)

Vs: Velocidad de Soldadura (rpm)

De la ecuación anterior se deduce que la velocidad de soldadura afecta en mayor medida el porcentaje de precipitados (disminuyendo el valor), mientras que la intensidad de corriente aumenta el contenido de precipitados.

El porcentaje de precipitados es considerado una variable dependiente de la corriente de soldadura y la velocidad de avance. Como se observa en la Figura 4.15.

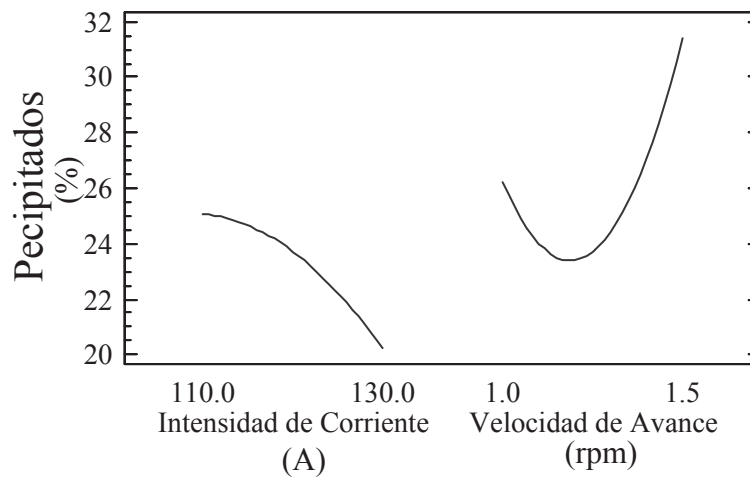


Figura 4.15 Efecto independiente de cada factor para el porcentaje de precipitados.

La representación gráfica de los resultados en correspondencia a la ecuación de regresión se muestra en la Figura 4.16, donde se aprecia una amplia gama de valores para porcentaje de precipitados según la combinación de los efectos de intensidad de corriente y velocidad de avance de la soldadura.

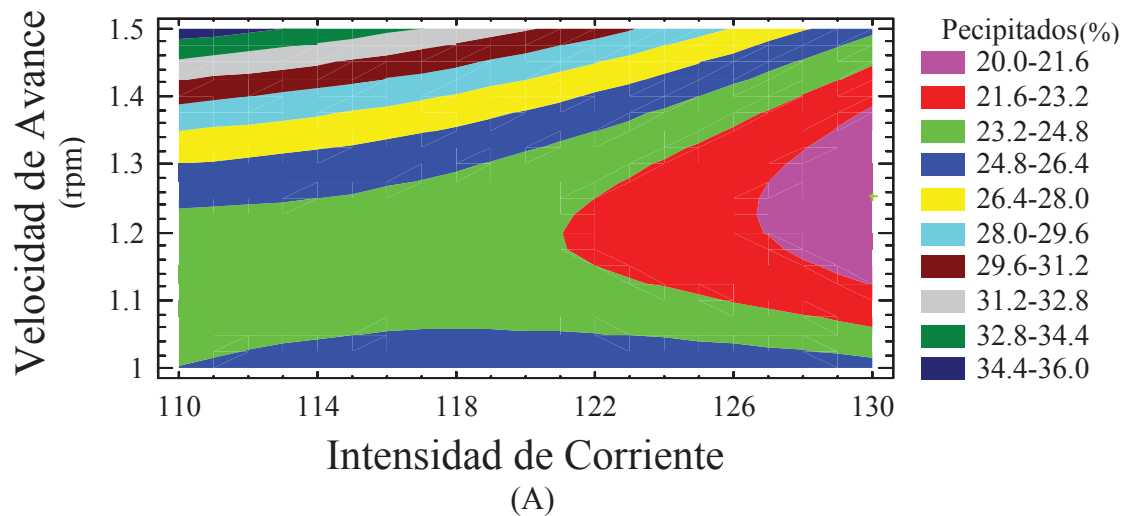


Figura 4.16 Relación de la intensidad de corriente y avance de la soldadura respecto al porcentaje de precipitados en dos dimensiones.

Analizando la ecuación de regresión y en correspondencia a la Figura 4.16, se puede observar que existe un menor porcentaje de precipitados cuando se emplean valores altos de intensidad de corriente (130 A) y un menor avance de la soldadura (1rpm). Usando una intensidad de corriente de 110 A y una velocidad de soldadura de 1.5 rpm, se presentan los porcentajes de precipitados más altos. Correspondiendo al análisis anterior la Tabla 4.5 muestra la combinación de los niveles de las variables independientes donde se obtiene el porcentaje de precipitados más bajo y el valor de cada variable.

Tabla 4.5 Valores óptimos para minimizar el porcentaje de precipitados.

Valores Óptimos para Minimizar el Porcentaje de Precipitados			
Valor óptimo: 20.2135 %			
Variable Independiente	Bajo	Alto	Óptimos
Intensidad de corriente (A)	110	130	130
Velocidad de avance (rpm)	1	1.5	1.2536

Los precipitados se encuentran presentes se debe a la naturaleza del material, como puede verse en la Figura 4.3 y 4.4, y su ubicación dependerá del tipo de enfriamiento, ya que a altos rangos de enfriamiento se obtienen precipitados intragranulares y a bajos rangos de enfriamiento se obtienen precipitados intergranulares ⁽²⁾.

Correspondiente a las investigaciones anteriores se observa en la Figura 4.17 que los precipitados se concentran en el centro de grano, lo cual conlleva a que este material fue enfriado lentamente como se puede comprobar en la Figura 4.4.

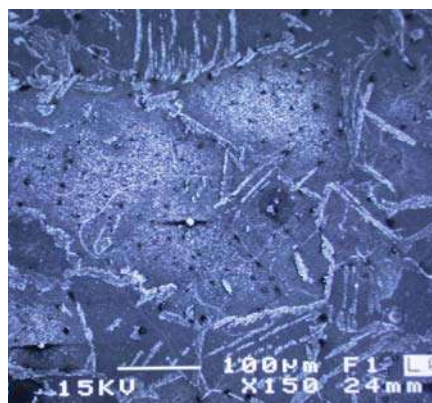


Figura 4.17 Ubicación de los precipitados en un grano de la zona de fusión.

La Figura 4.18 muestra el modelo de formación de los precipitados. Los precipitados a temperatura ambiente se encuentran en los bordes de grano, conforme se eleva la temperatura y alcanzan la temperatura de disolución, se forma en la zona de borde de grano una sobresaturación de carbono, con esos porcentajes altos de carbono se forma la fase austenita, la cual también inhibe el crecimiento de grano. La austenita ya formada a elevadas temperaturas se encuentra sobresaturada de carbono en los límites de grano, rechazando el excedente de carbono, el cual tiene difusión a la zona más empobrecida de carbono, “el centro del grano”, para, posteriormente reagruparse y formar una zona de precipitados ⁽⁴⁴⁾.

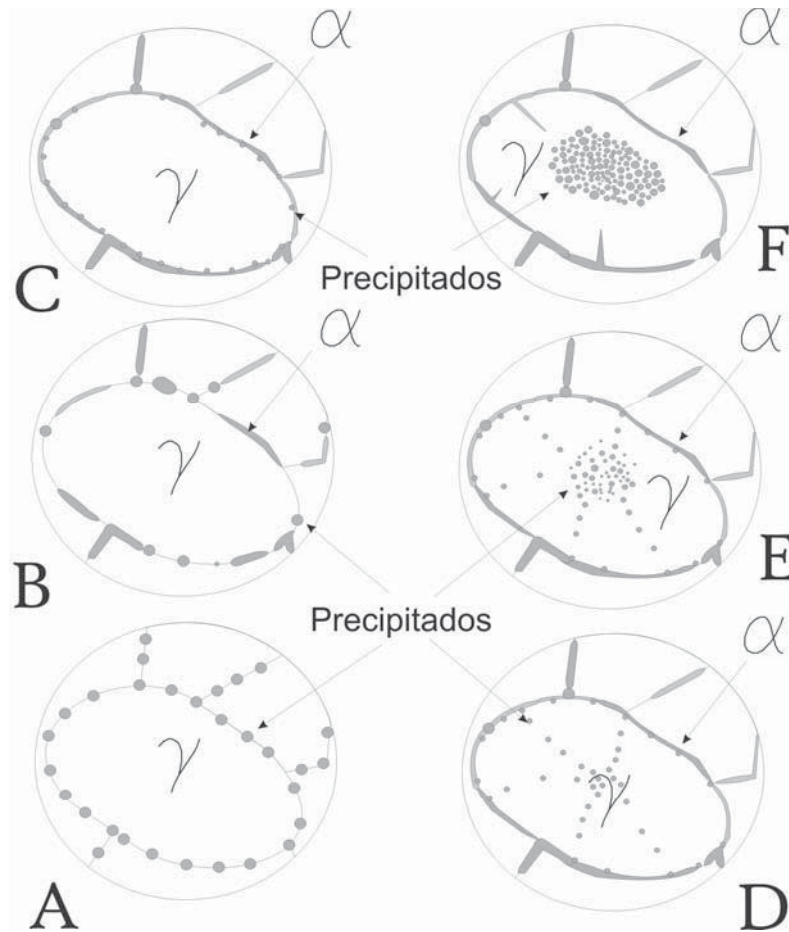


Figura 4.18 Cinética de formación y localización de precipitados.

La entalpía de formación (ΔH_f) para varios carburos nitruros y boruros, se muestra en la Tabla 4.6, lo cual está relacionado directamente con la solubilidad de las partículas. Por ejemplo, en soldadura se ha observado que el nitruro de titanio tienen una mayor estabilidad con la temperatura que el nitruro de aluminio o el nitruro de vanadio, lo cual se debe a que el nitruro de titanio tienen una menor *entalpía de formación* ΔH_f . En general, cuando ΔH_f es algebraicamente más baja, el carburo y/o nitruro es más difícil de disolver con la temperatura, lo que puede ser utilizado para formular una composición química que inhiba el crecimiento de grano en el acero durante el proceso de soldadura. En el presente acero inoxidable ferrítico, el único elemento refinador de grano es el vanadio, pero sus carburos y nitruros tienen una temperatura de disolución relativamente baja, en el rango de 750-800 °C. Considerando que el ciclo térmico de soldadura implica temperatura por arriba del rango mencionado, es de esperarse un crecimiento de grano notable. Se puede sugerir que para disminuir el crecimiento de grano y mejorar la soldabilidad de los aceros inoxidables ferríticos es recomendable agregar titanio ⁽⁴³⁾.

Tabla 4.6 Entalpías de formación de los diferentes carburos, nitruros y boruros ⁽⁴³⁾.

ΔH_f	BORUROS	CARBUROS	NITRUROS
0		Co ₃ C Fe ₃ C Mn ₃ C	Fe ₂ N Fe ₄ N Mo ₂ N
-100	NbB ₂	MoC WC Cr ₂₃ C ₆ Cr ₇ C ₃ W ₂ C Mo ₂ C Mo ₃ C ₂ VC NbC TaC TiC	Cr ₂ N CrN VN
-200	TaB ₂	Nb ₂ C ZrC Ta ₂ C Al ₄ C HfC	NbN Nb ₂ N AlN TaN Ta ₂ N
-300	ZrB ₂ HfB ₂		TiN ZrN HfN
-400			

El porcentaje de precipitados es inversamente proporcional al porcentaje de martensita ya que, ambos son resultados de las cantidades de carbono liberadas a altas temperaturas por la matriz ferrítica conllevando ésto a una competencia entre la martensita y precipitados como se muestra en la Figura 4.19, donde se observa que si es alto el porcentaje de precipitados el porcentaje de martensita es bajo.

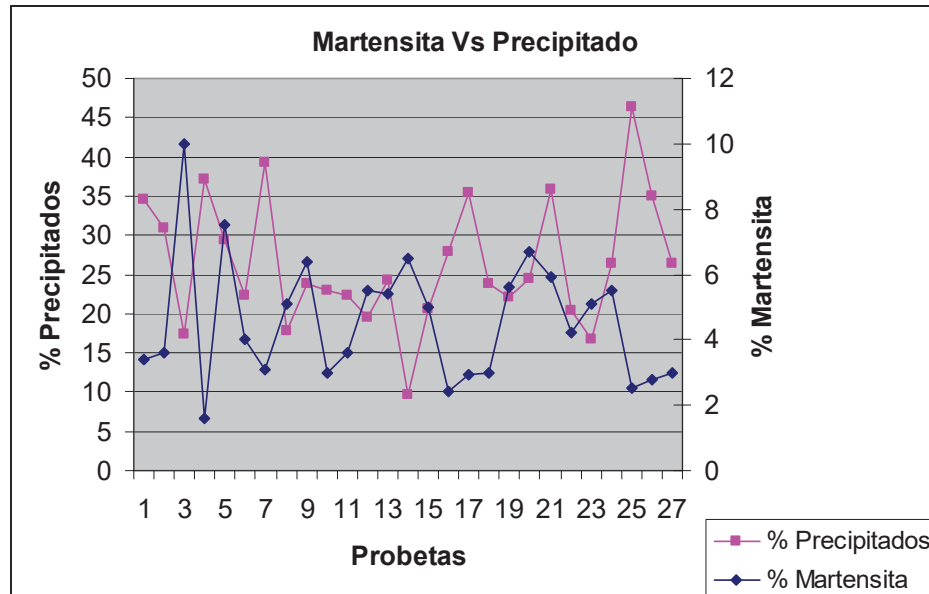


Figura 4.19 Efecto de la martensita sobre los precipitados.

Podemos concluir que el efecto negativo de algunos precipitados como el $(Cr_{23}C_6)$ puede reducirse formando precipitados de elementos con mayor afinidad al carbono que mejoren la microestructura y, por tanto las propiedades y no disminuyan la resistencia a la corrosión.

4.3.3 Porcentaje de Martensita

Como se mencionó anteriormente la martensita produce efectos nocivos siendo el principal de estos la fisuración. La martensita es considerada como variable dependiente en el diseño de experimentos, y que es esencial para la predicción del comportamiento de la unión soldada. Debido a que la austenita de la que se forma puede inhibir el crecimiento de grano y disminuir las propiedades mecánicas de la unión, considerado este fenómeno como uno de los principales problemas en la soldadura de los aceros inoxidables ferríticos ⁽⁴⁾.

La ecuación de regresión que relaciona el porcentaje de martensita con la intensidad de corriente y avance de la soldadura es la siguiente:

$$\% \text{ Martensita} = 58 - 1.3 (I) + 41 (Vs) + 0.007 (I)^2 - 0.16 (I)(Vs) - 9.8 (Vs)^2$$

Donde:

I : Intensidad de corriente (A)

Vs: Velocidad de soldadura (rpm)

La Figura 4.20, muestra los efectos independientes de las variables donde encontramos los mayores porcentajes de martensita aumentando la intensidad de corriente y disminuyendo las velocidades.

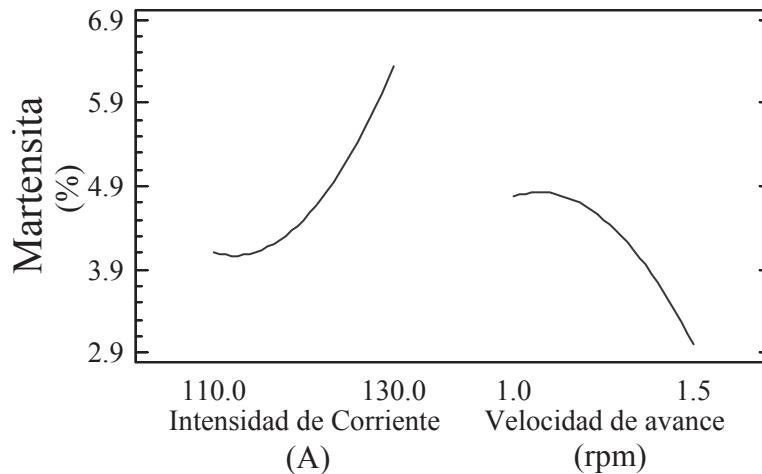


Figura 4.20 Efectos independientes de cada factor sobre el porcentaje de martensita.

La representación gráfica de los resultados en correspondencia a la ecuación de regresión se muestra en la Figura 4.21, donde se aprecia una amplia gama de valores para porcentaje de precipitados según la combinación de los efectos de intensidad de corriente y velocidad de avance de la soldadura.

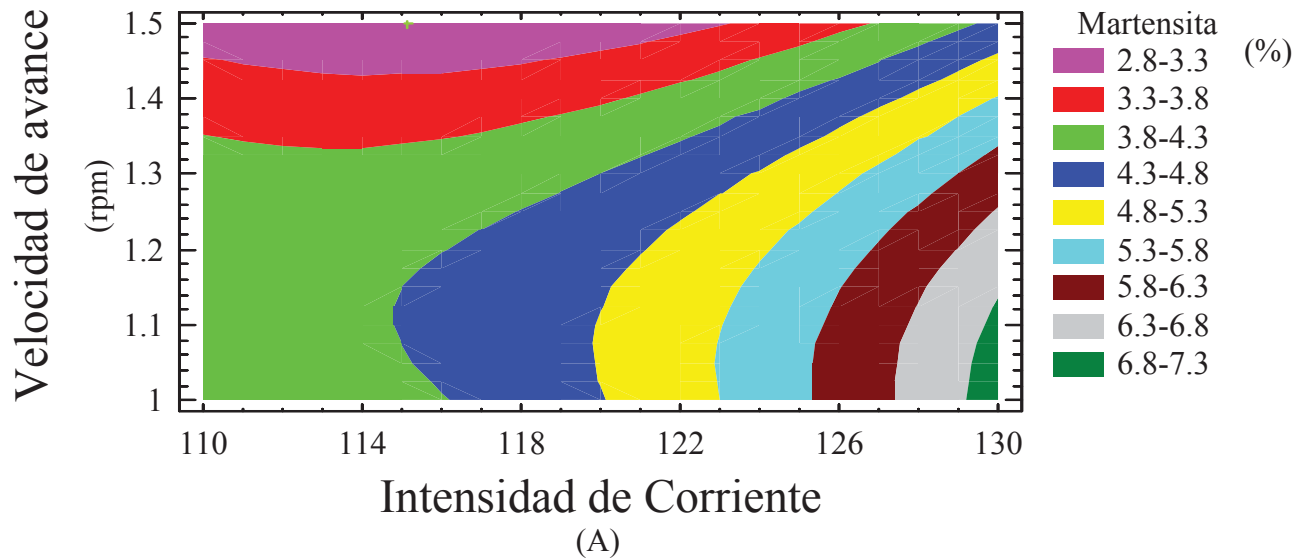


Figura 4.21 Relación de la intensidad de corriente y avance de la soldadura respecto al porcentaje de penetración en dos dimensiones.

Analizando la ecuación de regresión y en correspondencia a la Figura 4.21, se puede observar que existe un menor porcentaje de martensita cuando se emplean valores de intensidad de corriente bajos (110 - 120A) y un mayor avance de la soldadura (1.4-1.5 rpm). En caso contrario, se presentan porcentajes de martensita más altos. Correspondiendo al análisis anterior, la Tabla 4.7 muestra la combinación de los niveles de las variables independientes donde se obtiene el porcentaje de martensita más bajo y el valor de cada variable.

Tabla 4.7 Valores óptimos para minimizar los porcentajes de martensita.

Valores Óptimos minimizar el porcentaje de Martensita			
Valor optimo: 2.82%			
Variables independientes	Valor Bajo	Valor Alto	Valor Óptimo
Intensidad de corriente (A)	110	130	115
Velocidad de avance (rpm)	1	1.5	1.5

Debido a la descomposición de fases, Tieslsh ⁽⁶⁾ comprobó que la austenita que se forma a altas temperaturas a partir de la fase ferrita, y después de un enfriamiento lento transforma a martensita colocándose en los bordes de grano, debido a la disolución de los carburos como se explicó anteriormente. La fracción de martensita depende del porcentaje de carbono que tenga el material. La austenita de la que se forma la martensita inhibe el crecimiento de grano, sin embargo la martensita trae consigo otros efectos como pérdida de ductilidad y tenacidad.

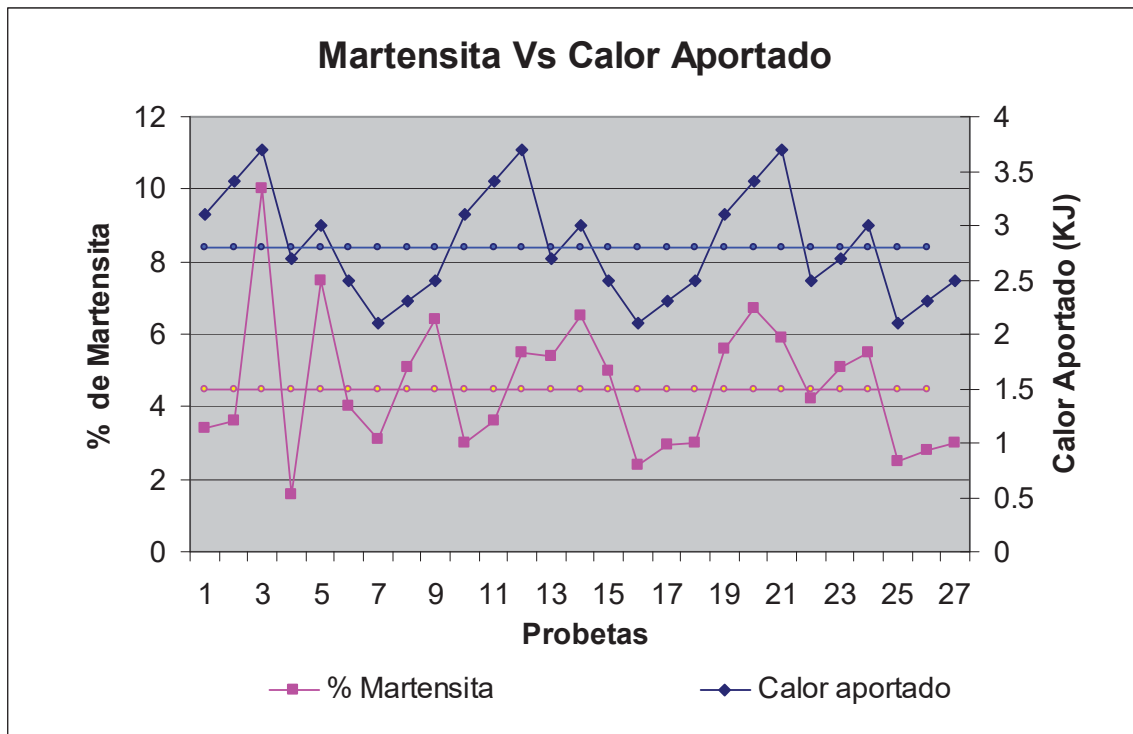


Figura 4.22 Formación de la martensita debido al calor aportado.

En la Figura 4.22 se muestra el efecto que tiene el calor aportado sobre el porcentaje de martensita, observándose un comportamiento lineal, lo que conlleva que a niveles más bajos de calor aportado térmicamente reduce la aparición de martensita.

Se puede concluir que la aparición de la fase martensita no se puede evitar ya que al igual que los precipitados esta en función del porcentaje de carbono en el material, pero si se puede limitar la aparición de la fase martensita con bajos niveles de aporte térmico, hay que recordar que en ciertos momentos su presencia es indicativo de un control del tamaño de grano. Debido a esto, no se debe eliminar la idea que lo mejor sería controlar su presencia por otros métodos para obtener el beneficio de un tamaño de grano más reducido.

4.3.3.1 Efecto de la Martensita

La martensita produce alta dureza y baja tenacidad, y puede ser la causante de la fisuración y fragilidad. En general, la microestructura austenítica formada a elevadas temperaturas no alcanza la composición de equilibrio, por lo tanto, se tiene una pérdida de ductilidad y tenacidad.

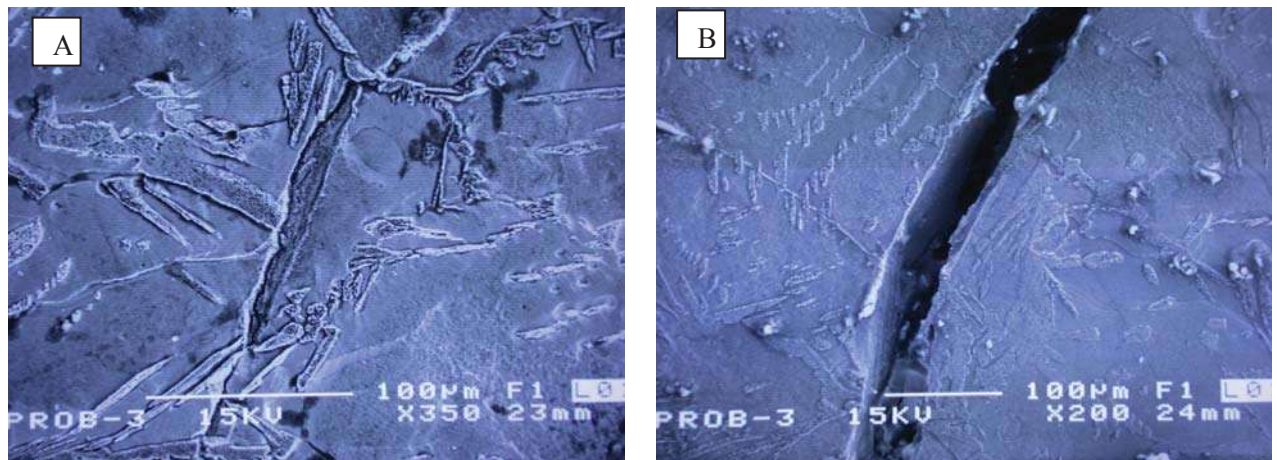


Figura 4.23 Fisuración de la unión soldada debido a la presencia de martensita

- A) Inicio de la grieta en la fase martensita.
- B) Propagación de la grieta a través del borde de grano martensítico.

Debido a la transformación de fase (austenita – martensita), la martensita induce esfuerzos internos debido a el cambio volumétrico que conlleva su formación, por lo que aumenta la susceptibilidad a la fisuración. La Figura 4.23 muestra que la fisuración es iniciada en los bordes de grano debido a que es en esa zona donde se forma la martensita. Posteriormente la fisuración se propaga en toda la martensita como se muestra en la Figura 4.23.

Es necesario tomar en cuenta las diferencias de durezas en las fases presentes dentro de un grano las cuales con el mínimo esfuerzo se iniciara la fisuración debido a que la martensita es una fase de alta dureza y baja ductilidad, se podría suponer en este caso la fisuración pudo ser resultado de un esfuerzo realizado por la probeta al momento de solidificar y sufrir distorsión en el cual mediante un mecanismo de búsqueda de liberación de esfuerzos encuentra la zona mas frágil y son liberados esos esfuerzos por estas zonas.

4.3.4 Sensibilidad al Impacto

La Figura 4.24 muestra el efecto del cromo y de los elementos intersticiales en las pruebas de impacto en aleaciones Fe – Cr. Los círculos abiertos son de alta resistencia al impacto; los círculos sólidos son de baja resistencia al impacto ⁽²⁾.

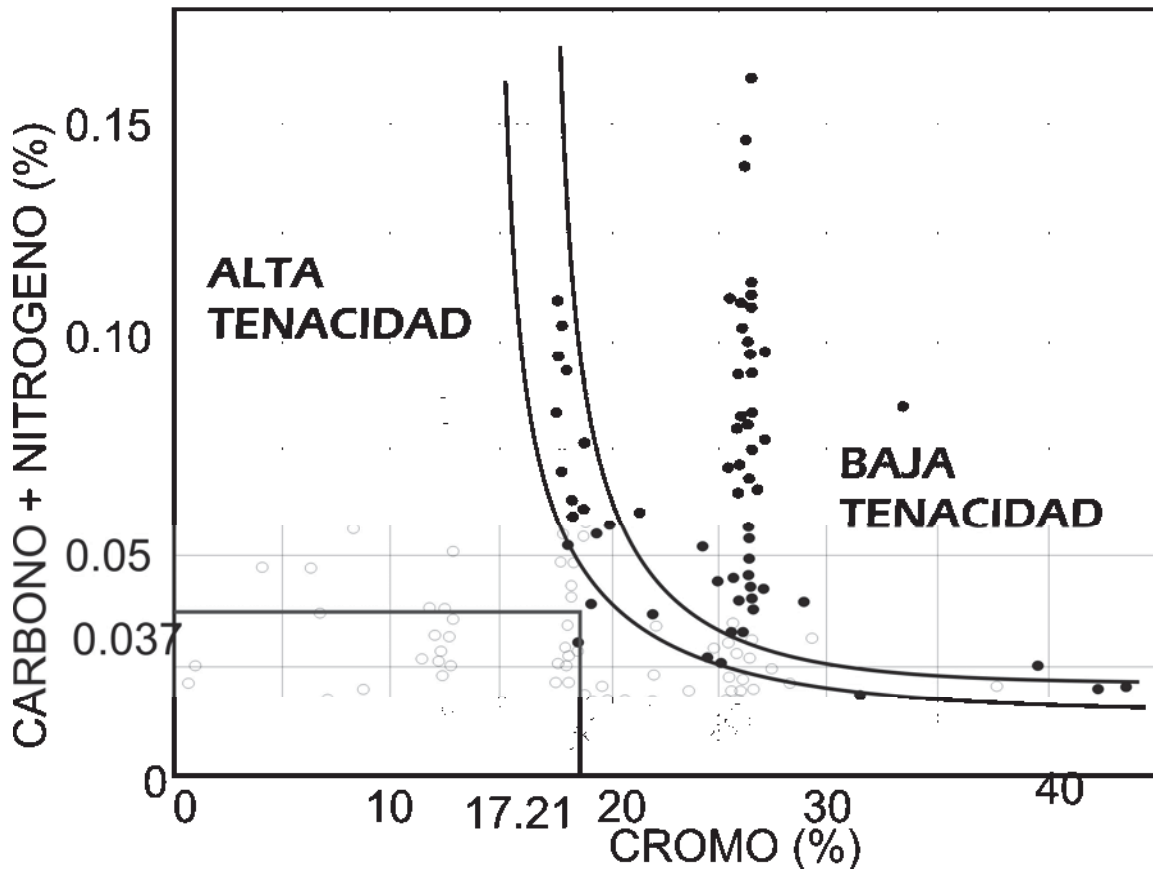


Figura 4.24 Efecto del cromo y contenidos intersticiales en la pruebas de impacto ⁽²⁾.

Debido a que no se realizaron pruebas de impacto, se calculó teóricamente la tenacidad de la unión soldada el resultado obtenido predice que se tendrá alta tenacidad pero debe tenerse cuidado ya que la intersección de las líneas llega a estar muy cerca de la zona de transición de dúctil a frágil (ver figura 4.24) por lo tanto no podemos llegar a una afirmación de que sea de alta tenacidad hasta que se realicen las pruebas que lo confirme.

4.4 Resumen de Resultados

A continuación en la Tabla 4.8 se analizan los resultados de los valores óptimos obtenidos.

Tabla 4.8 Rango de variables óptimas

Objetivo	Variables Óptimas de Soldadura		Resultados Óptimos
	Intensidad de Corriente (A)	Velocidad de Avance (rpm)	
Minimizar tamaño de grano	111.8	1.5	197.1 μm
Minimizar cantidad de precipitados	130	1.25	20.2 %
Minimizar el porcentaje de martensita	115	1.5	2.8 %

En base a las variables óptimas, a continuación se evalúan los resultados para llegar a los valores de intensidad de corriente y velocidad de avance óptimos que permitan cumplir todos los objetivos para realizar una propuesta de un procedimiento de soldadura.

Analizando las gráficas de contorno se observan los rangos a los cuales se pueden ajustar los parámetros para obtener las variables óptimas, de tal manera como se presenta en la Tabla 4.9

Tabla 4.9 Rangos óptimos permisibles

Objetivo	Rango de corriente (Amp)	Rango de velocidad de avance (RPM)	Rango de resultados óptimos
Minimizar tamaño de grano	110 – 120	1.45 – 1.5	190 – 196 micras
	110 – 125	1.4 – 1.5	196 – 202 micras
Minimizar porcentaje de precipitados	125 – 130	1.12 – 1.3	20 – 21.6 %
	121 – 126	1.1 – 1.4	21.6 – 23.2 %
Minimizar el porcentaje de martensita	110 – 122	1.4 – 1.5	2.8 – 3.7 %
	110 – 126	1.38 – 1.4	3.2 – 3.7 %
Rango óptimo para todos los objetivos	125	1.4	Optimizando dentro de los rangos recomendados

Si se mantienen la corriente y la velocidad de avance en los rangos óptimos como se muestra en la Tabla 4.9 se puede realizar la unión adecuada del acero inoxidable ferrítico AISI 430. Estos rangos permiten evitar el crecimiento de grano, controlar el porcentaje de precipitados y el porcentaje de martensita, manteniendo las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión.

5. CONCLUSIONES

5. CONCLUSIONES

Los resultados obtenidos en la presente investigación conducen a las siguientes conclusiones:

1. El calor aportado térmicamente (4.3 KJ) causa el crecimiento de grano en la zona de fusión debido a que se alcanzan temperaturas superiores a las de disolución de carburos de vanadio y carburos de cromo, temperaturas a las cuales se da la disolución de estos en la matriz ferrítica dando como resultado el inicio de crecimiento de grano.
2. La zona martensítica que se presenta a lo largo del borde de grano como resultado de la transformación austenítica, se debe a la disolución de precipitados aproximadamente a 770 - 800°C formando una zona saturada de carbono en la matriz ferrítica que favorece la formación de la fase austenita aproximadamente a 850°C, la cual puede inhibir el crecimiento de grano. A mayores contenidos de martensita se obtiene menor tamaño de grano.
3. El porcentaje de precipitados está en función de la martensita debido a que ambos son formados por el carbono, ya que a mayores cantidades de martensita es menor la cantidad de precipitados lo cual podríamos conocer como un mecanismo competitivo.
4. La fisuración se atribuye a la zona martensítica que se forma en los bordes de grano. La transformación austenita - martensita implica un cambio de volumen, creando esfuerzos residuales que hacen al borde de grano con martensita una zona de alta susceptibilidad a la fisuración aunado a esto, la martensita es una estructura de alta dureza y baja ductilidad.
5. Las condiciones de soldadura optimizadas (Tabla 4.9) reducen los efectos producidos por el proceso de soldadura, evitando la fisuración al solidificar el material y reducir la formación de fases no deseables como lo es la martensita y la formación de precipitados.

6 RECOMENDACIONES

1. Realizar estudios de deformación y esfuerzos residuales ya que el ensayo CPT induce en el material altos de esfuerzos, y por lo tanto, deformaciones. Esto se puede determinar por medio de diferentes técnicas, con lo cual se complementarían la información de los resultados obtenidos mediante el ensayo CPT.
2. Seleccionar o diseñar un metal de aporte adecuado para obtener mejores propiedades mecánicas y metalúrgicas, observando los efectos positivos y negativos de los elementos de aleación, como ejemplo, aumentar el porcentaje de aquellos que provean al material características refinadoras de grano tal como el Al, V, Nb y Ti, formadores de carbonitruros para diversas aplicaciones.
3. Automatizar completamente el mecanismo de avance y el proceso de soldadura, con lo cual se aseguraría una mayor repetibilidad en la fabricación de la unión soldada y por lo tanto se obtendría una mayor seguridad en los resultados. Esto permitiría realizar simulaciones de los diferentes efectos del proceso de soldadura y el tipo de ensayo.
4. Realizar modificaciones al portamuestras así como probetas modificadas en las cuales se controle la velocidad de enfriamiento, y se analicen los esfuerzos residuales y deformaciones para evaluar las propiedades mecánicas en función de los cambios realizados.
5. Instalar termopares en diferentes zonas del portamuestras para tener más información del historial térmico de la probeta con lo cual se estandarizarían las lecturas y por tanto, se evitarían errores debido a montaje de cada probeta. Esto, además reduciría el tiempo de montaje.

7. BIBLIOGRAFÍA

7. BIBLIOGRAFÍA

1. Folkhard, E., *Welding Metallurgy of Stainless Steel*, Springer – Verlag, Berlin (in German; 1988 English translation).
2. Lippold J.C. - Kotecki Damian J., *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel*, Wiley – Interscience, 2005, Capítulos 1,3 y 5.
3. Ing. Laufgang Sergio G., *Aceros Inoxidables Termo Soldex. S.A.*, Julio 2003, 1- 40
4. Peckner, D. and Bernstein, I.M., *Handbook of Stainless steel*, Mc Graw Hill, New York, Capítulos 1,2,3 y 6.
5. Castro, R.J. and Tricot R., *Etudes des transformation Isothermes dans les Aciers Inoxydables, semi-ferrifiques á 17% de chrome*, *Memoires Scientifiques de la Revue de Metallurgie* 1962, Parte 1 59:571-586; Part 2 59 :587-596.
6. Thielsch, H., *Physical and Welding Metallurgy of Chromium Stainless Steel*, *Welding Journal*, 1951, páginas 209s -205s.
7. Castro, R. J. and Cadente, J. J., *Welding Metallurgy of Stainless and Heat Resisting Steel*, Cambridge University Press, 1974, Cambridge.
8. Wright R.N. and Wood J.R., *Fe-Cr-Mn micro-duplex ferritic martensitic stainless steels*, *Metallurgy Transactions*, 1977, 8A:1977 – 2007.
9. Baerlecken, E., Fischer, W. and Lorenz, K., *Investigations concerning the transformation behavior, the notched impact toughness and the susceptibility to intergranular corrosion of iron-chromium alloys with chromium contents to 30%*, *Stahl und Eisen*, 1961, 81(12): 768.
10. Demo, J.J., *Structure and Constitution of Wrought Ferritic Stainless Steel*, in *Handbook of Stainless Steel*, D. Peckner and I.M. Bernstein, Mc Graw Hill, 1977, New York.
11. Williams, R.O., *Further Studies of the iron – chromium system*, *Trans AIME*, 1985, 212-497.
12. Marcincowski, M. J., Fisher, R.M., and Szirmae, A., *Effect of 500°C aging on the deformation behavior of an iron – chromium alloy*, *Trans. AIME*, 1964, 230:267-689.
13. Shortsleeve, F.J., and Nicholson, M.E.1951., *Transformation in ferritic chromium steels between 1100 and 1500°F (595 and 815°C)*, *Trans ASM* 43:142-156.
14. Plumtree, A., and Gullberg, R. 1980., *The influence of interstitial and some substitutional alloying elements, in toughness of ferritic stainless steels*, *ASTM STP 706*, R.A. Lula, ASTM, 34 -35.

15. Kaltenhauser, R.H. 1971., Improving the engineering properties of ferritic stainless steel, *Metals Engineering Quarterly*, 11(2): 41-49.
16. Nishio, Y., Ohmae, T., Yoshida, Y., and Miura, A., Weld Cracking and Mechanical Properties of 17 % chromium steel weldment, *Welding Journal*, 1971, 50(1):9s – 18s.
17. Kou S., *Welding Metallurgy*, Wiley Interscience, 2003, Partes 1,5 y 13.
18. American Society for Metals, *Metals Handbook Vol. 9, Metallographic and Microstructures*, ASM, 1998, 327.
19. CENDI, *El Acero Inoxidable en la Industria de Alimentos*, Centro Nacional para el Desarrollo del Acero Inoxidable (CENDI), Tecnología de Procesos Industriales A.C., Manual No. 1.
20. Giraldo, Jorge E., Chávez César A., *Agrietamiento Inducido por Hidrógeno en Soldaduras*. Universidad Nacional de Colombia.
21. Orduño, M., *Trabajado del acero inoxidable*, Editorial CEAC, Volumen 23.
22. Lula, R.A.: *Stainless Steel, Revision from an Introduction to Stainless Steel*, American Society for Metals, Mayo 1985, 243.
23. Vander Voort G.F., *Atlas of Time-Temperature diagrams for Irons and Steels*, ASM International, 1991, 449.
24. *Metal Handbook. Volumen 6: Welding, Brazing and Soldering*, ASM, 9ª edición, 1983, 182-200.
25. M. Rodríguez., *Fundamentos Tecnológicos y Metalúrgicos para la Soldadura de los Aceros Inoxidables*, CIS-IIM, Mayo 2003, 5-30.
26. Tello, M., *Manual para la Capacitación de Soldadores con el Proceso GTAW*, CIDESI. 1999, 10-50.
27. Huang, C. and Kou, S., *Liquation Cracking in full penetration Al-Mg-Si welds*, *Welding Journal*, Abril, 2004, AWS 2004, 111-122.
28. Kou, S., *Solidification and Liquation Cracking Issues in Welding*, *Welding Journal*, Junio 2003, 37-40.
29. Mousavi M.G., C.E. Cross, and O. Grong, *Effect of Scandium and Titanium-Boron on Grain Refinement and Hot Cracking of Aluminum Alloy 7108*, *Science and Technology of Welding and Joining*, 1999, Volumen 4, 381-389.
30. G. Cao and Kou S., *Liquation Cracking in full penetration Al-Si Welds*, *Welding Journal* Abril 2005, 63-71.

31. Hernández C., Robert, T., Salas, G., Ramirez, J. y Noguez, M.E., Optimización de la Soldadura de Tubería de Acero Inoxidable, Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Química, UNAM, Revista Ciencia e Ingeniería, Volumen 23 No. 2, 2002, 35-41.
32. Virgil L. Anderson and Robert A. Mclean, Design of Experiments, Vol 5, A. Mclean, 280-290.
33. Prat Bastés Albert, Llabrés, Grima y Pozueta., Métodos Estadísticos, Control y Mejora de la Calidad, Universitat Politècnica de Catalunya, Alfaomega, 1988, 112.
34. STATGRAPHICS Plus for Windows 4.1, Professional version, Copyright 1994-1999 by Statistical Graphics Corp. <http://www.statgraphics.com/>
35. SigmaScan Pro, Image Analysis, Versión 5.0.0. (Build number 3981) Copyright 1987-1999 SPSS Inc. <http://hallogram.com/science/sigmascanpro/>
36. Struers, Metallographic Preparation of Stainless Steel, Application Notes. www.struers.com.
37. LECO Corporation, Metallographic Principles and Procedures, 1997, 68.
38. Praxair Technology, Gas Metal Arc Welding for Stainless Steel, 1999, 12.
39. Omega, Selection guide of Thermocouples, <http://www.omega.com/techref/themointro.html>
40. Annual Book of ASTM Standards, Volumen 03.01, Sección E112: Test Method for Determining Average Grain, 240-251.
41. Beer, F.P., Jhonston, E. R., Mecánica Vectorial para Ingenieros, Estática y Dinámica, Mc Graw Hill, 1998, 586-592.
42. Thelning K.E., Steel and its Heat Treatment, 2ª edición, Butterworth, 95-98.
43. Easterling K., Introduction to The Physical Metallurgy of Welding, Butterworth – Heinemann ltd, Capítulo 3, 138 – 155.
44. Oystein Grong, Metallurgical Modelling of Welding, H.K.D.H. Bhadeshia Ed.,1994, Capítulo 4, 300-317.

§. ANEXOS

ANEXO 1.



ESPECIFICACIÓN DE PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA

Especificación (EPS/WPS)No: IMB-0601		Fecha de Emisión						
Revisión		Fecha de Revisión						
Soportado por el registro de Calificación de Procedimiento(RCP/PQR)No:								
Denominación: SOLDADURA DE ENSAYO CPT								
Proceso de Soldadura: GTAW		Tipo: Manual Semiautomática Mecanizada						
JUNTA (QW-402)								
Diseño de junta:								
A Tope En X								
En V En Filete								
Respaldo: Si No								
Material de Respaldo: Tipo								
Metálico No Metálico								
Metálico no Fusible Otro								
Método de Preparación de Bisel:								
Oxicorte Amolado Corte Laser								
METAL BASE		METAL DE APORTE						
Especificación (tipo y grado)		N/A						
Ferrítico AISI 430								
Composición Química								
17.21%Cr		0.253%Ni						
0.379%Mn		0.242%Si						
		1.29%V						
Rango de Espesores - Tope								
POSICIONES (QW-405)		GAS (QW-408)						
Posición (es) de la junto: 1G		Composición porcentual						
Progresión de la soldadura: Continua		Gas	Mezcla					
		100%						
PRECALENTAMIENTO		Protección:						
		Ar						
Temp. de Precaent. Mínimo: N/A		Respaldo						
Temp. Entre Pasadas Máxima: N/A		Arrastre						
Mantenimiento: N/A		Purgado Previo: No						
TRAT. TÉRMICO POS-SOLD		CARACTERÍSTICAS ELÉCTRICAS						
Rango de Temperatura:		Corriente: Continua o Alterna						
		Polaridad: Directa o Invertida						
Rango de Tiempo de Alivio		Amperaje:	Voltaje:					
Otro :		Electrodo de Tungsteno(Tipo y Diámetro						
TÉCNICA		1/8 de						
		pulg						
Cordón Recto u Oscilado: Recto								
Método de limpieza inicial: Cepillado								
Velocidad de Soldadura: 1-1.5 rpm								
CUADRO DE VARIABLES OPERATIVAS (QW 404/QW409/QW410)								
Pasada	Proceso	Aporte	Diam	Amp	Volt	cc/ca	Vel	Direcc
Única	GTAW	N/A	N/A	110 - 130	10	cc-	1-1.5 RPM	

Realizado por: Ivan Mendoza Bravo

ANEXO 2: MEDICIÓN DE DUREZAS.

PUNTO 1 ZONA DE PRECIPITADOS

	PRUEBA 1	PRUEBA 2	PRUEBA 3
MEDICIÓN 1	17	11	11.5
MEDICIÓN 2	12	9	10.4
PROMEDIO (D)	14.5	10	10.95
Ecuación 6.1 Formula de dureza	Hv = 46342.8/D2		
DUREZA	220.42	463.42	386.50
PROMEDIO DE DUREZA	356.78		

PUNTO 2 ZONA DE ZONA DE FUSION LIBRE DE PRECIPITADOS

	PRUEBA 1	PRUEBA 2	PRUEBA 3
MEDICIÓN 1	15	7	16
MEDICIÓN 2	13.9	7.3	15
PROMEDIO (D)	14.45	7.15	15.5
FORMULA DE DUREZA	Hv = 46342.8/D2		
DUREZA	221.94	906.50	192.89
PROMEDIO DE DUREZA	440.44		

PUNTO 3 LIMITE DE GRANO (ZONA MARTENSITICA)

	PRUEBA 1	PRUEBA 2	PRUEBA 3
MEDICIÓN 1	9	9.9	9
MEDICIÓN 2	9.5	9.5	9.9
PROMEDIO (D)	9.25	9.7	9.45
FORMULA DE DUREZA	Hv = 46342.8/D2		
DUREZA	541.62	492.53	518.94
PROMEDIO DE DUREZA	517.70		

PUNTO 4 Z.A.T (GRANO MEDIO)

	PRUEBA 1	PRUEBA 2	PRUEBA 3
MEDICIÓN 1	12.5	13.7	13
MEDICIÓN 2	11	12.4	11.5
PROMEDIO (D)	11.75	13.05	12.25
DUREZA	335.66	272.12	308.82
PROMEDIO DE DUREZA	305.53		

PUNTO 5 Z.A.T (GRANO FINO)

	PRUEBA 1	PRUEBA 2	PRUEBA 3
MEDICIÓN 1	11.5	14.4	14.5
MEDICIÓN 2	9.6	9.6	11.5
PROMEDIO (D)	10.55	12	13
FORMULA DE DUREZA	Hv = 46342.8/D2		
DUREZA	416.36	321.82	274.22
PROMEDIO DE DUREZA	337.47		

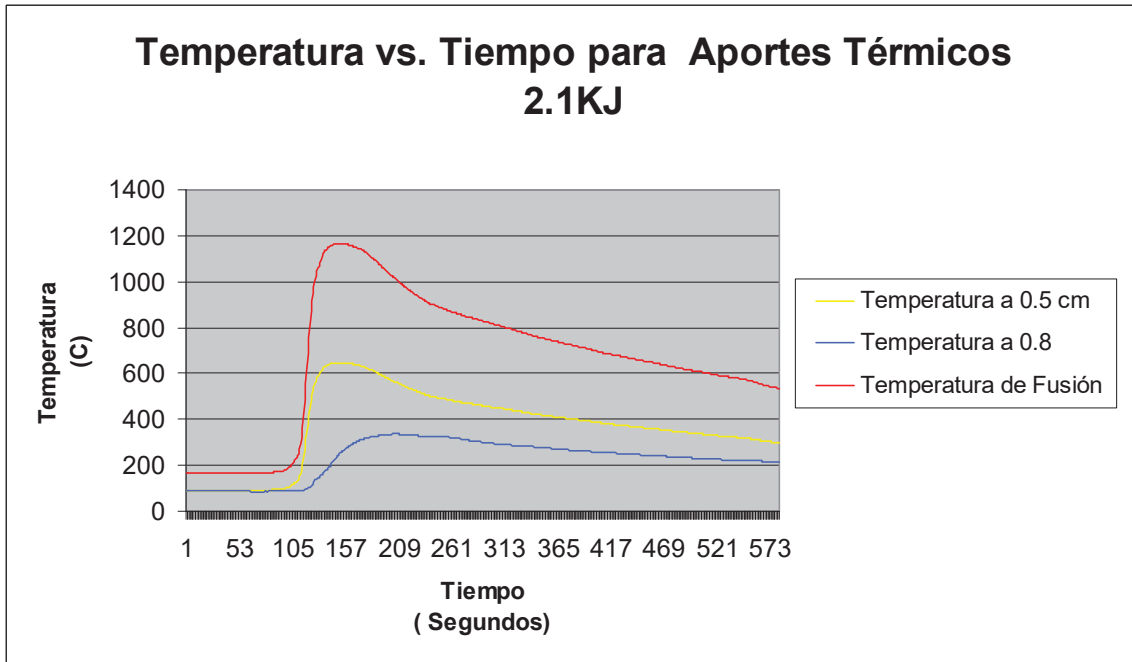
PUNTO 6 ZONA WINDMASTATTEN-MARTENSITA

	PRUEBA 1	PRUEBA 2	
MEDICIÓN 1	10.4	10	
MEDICIÓN 2	8.5	9	
PROMEDIO (D)	9.45	9.5	
FORMULA DE DUREZA	Hv = 46342.8/D2		PROMEDIO DE DUREZA
DUREZA	518.94	513.49	516.21

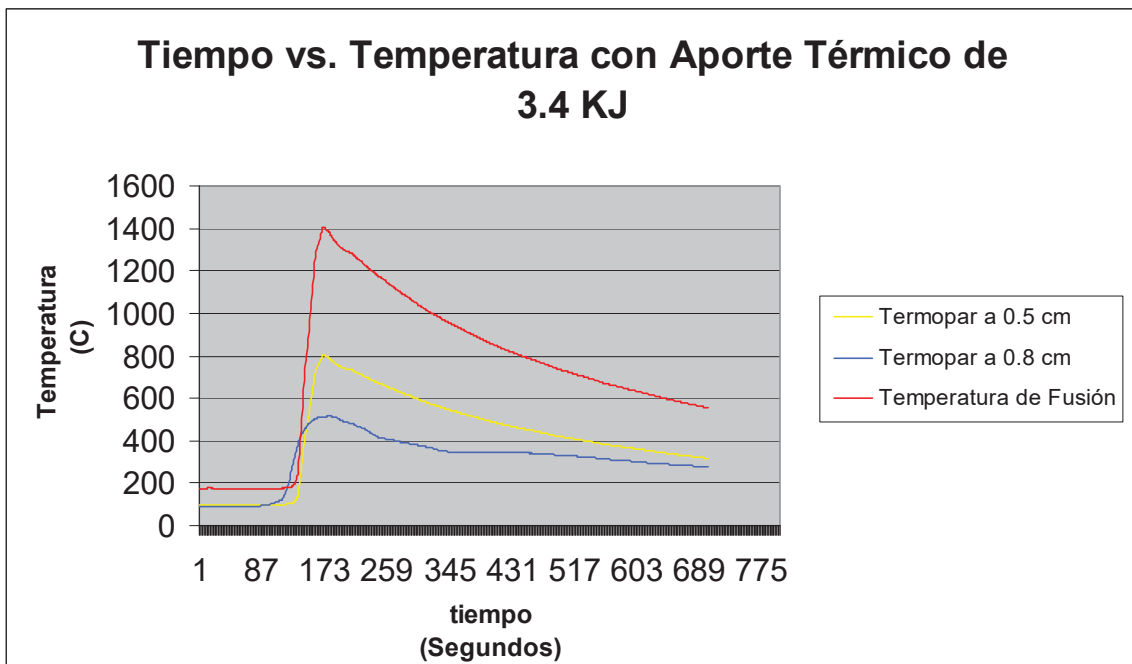
ANEXO 3: GRAFICA TIEMPO TEMPERATURA.

Las siguientes gráficas fueron obtenidas mediante los termopares que se instalaron a las probetas de soldadura, de la cual podemos obtener gráficas características como las de este anexo.

Probeta 7 con las siguientes variables 110A y 1.5rpm proporcionando un aporte térmico de 2.1 KJ/cm



Probeta 20 con las variables de 120A y 1 rpm con un aporte térmico de 3.4 KJ/cm



ANEXO 4: TABLA DE VALORES DE LAS VARIABLES DEPENDIENTES.

No. de Experimentos	Replicas	variable independientes		Variables dependientes			% Martensita	Q=VI/v (KJ/cm)
		X1	X2	Y1	Y2	Y3		
		A Intensidad de Corriente	RPM Velocidad de Avance	% Precipitados	Tamaño de Grano (micras)	% Penetración total		
1	1	110	1	34.508	174.93	20	3.4	3.1
2		120	1	30.88	258.73	0	3.6	3.4
3		130	1	17.434	213.33	27	10	3.7
4		120	1.25	37.13	146.1	15	1.59	2.7
5		130	1.25	29.37	283.48	100	7.5	3
6		110	1.25	22.28	204.58	0	4	2.5
7		110	1.5	39.258	277.4	80	3.1	2.1
8		120	1.5	17.89	245.41	5	5.09	2.3
9		130	1.5	23.87	169.78	5	6.4	2.5
10	2	110	1	22.88	246.18	5	3	3.1
11		120	1	22.31	169.78	60	3.6	3.4
12		130	1	19.49	270.64	70	5.5	3.7
13		120	1.25	24.29	243.57	5	5.4	2.7
14		130	1.25	9.67	278.13	100	6.5	3
15		110	1.25	20.62	259.29	5	5	2.5
16		110	1.5	27.83	157.38	10	2.4	2.1
17		120	1.5	35.31	159.36	0	2.95	2.3
18		130	1.5	23.9	192.26	5	3	2.5
19	3	110	1	22	289.45	20	5.6	3.1
20		120	1	24.49	266.54	70	6.7	3.4
21		130	1	35.76	215.59	0	5.9	3.7
22		110	1.25	20.46	194.85	10	4.22	2.5
23		120	1.25	16.73	228.51	0	5.1	2.7
24		130	1.25	26.48	267.55	75	5.5	3
25		110	1.5	46.32	154.49	0	2.5	2.1
26		120	1.5	34.98	263.52	15	2.8	2.3
27		130	1.5	26.46	237.94	5	3	2.5