



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN
NICOLAS DE HIDALGO

INSTITUTO DE INVESTIGACIONES METALÚRGICAS

***“INFLUENCIA DEL NITROGENO EN LA UNION
SOLDADA DE UN ACERO INOXIDABLE
DUPLEX AISI 2205 CON EL PROCESO GMAW”***

TESIS

PARA OBTENER EL GRADO DE:

Maestro en Ciencias en Metalurgia y Ciencias de los Materiales

QUE PRESENTA:

ING. HECTOR SALOMON BUCIO

ASESOR:

DR. CUAUHEMOC MALDONADO ZEPEDA

MORELIA, MICHOACAN. DICIEMBRE DEL 2008



ÍNDICE GENERAL

1 RESUMEN	1
2 REVISION BIBLIOGRAFICA	5
2.1. Introducción.....	6
2.2. Principales ventajas del acero inoxidable.....	7
2.3. Clasificación de los aceros inoxidables.....	7
2.4. Influencia de los elementos de aleación.....	11
2.5. Aceros inoxidables dúplex.....	23
2.5.1. Introducción.....	23
2.5.2. Historia de los aceros inoxidables dúplex.....	25
2.5.3. Resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables dúplex.....	26
2.5.4. Propiedades mecánicas de los aceros inoxidables dúplex.....	29
2.5.5. Aplicaciones de los aceros inoxidables dúplex.....	30
2.6. Metalurgia de los aceros dúplex.....	31
2.6.1 Zona afectada térmicamente.....	34
2.7. Microestructura y fases presentes después de un tratamiento térmico.....	36
2.7.1. Ferrita y austenita.....	36
2.7.2. Fases intermetálicas.....	37
2.8. Procesos de soldadura empleados en los aceros inoxidables.....	40
2.8.3. Soldadura por arco con electrodo tubular (Flux Cored Arc Welding).....	44
2.8.4. Soldadura por arco sumergido (Submerged Arc Welding).....	45
2.8.5. Soldadura láser (LW).....	47
2.8.6. Soldadura por haz de electrones.....	48
2.8.7. Soldadura de arco eléctrico con electrodo consumible con protección gaseosa (GMAW).....	48
2.8.7.1. Principios de operación.....	48
2.9. Ventajas del proceso GMAW.....	51
2.10. Tipos de transferencia en el proceso GMAW.....	52
2.10.1. Transferencia por rocío.....	53
2.10.2. Transferencia globular.....	54
2.10.3. Transferencia por corto circuito.....	55
2.10.4. Transferencia por arco pulsado.....	57



3 DESARROLLO EXPERIMENTAL	8
3.1. Material base.....	59
3.2. Material de aporte	60
3.3. Gases de protección.....	61
3.4. Procedimiento de soldadura.....	61
3.4.1. Selección de la intensidad de corriente.....	62
3.5. Tipo de junta y preparación de borde.	63
3.6. Fuente de poder.....	64
3.7. Medición de temperatura.....	66
3.8. Proceso de soldadura GMAW	67
3.9. Ensayos a realizar y dimensiones de probetas	68
3.9.1. Ensayo de tensión.....	68
3.9.2 Ensayo de dobléz	69
3.9.3 Ensayo de impacto tipo Charpy	70
3.9.4 Ensayos de microdureza Vickers	71
3.10 Tratamiento térmico	72
3.11 Análisis metalográfico.....	75
3.12 Medición del porcentaje de fase sigma	76
4 RESULTADOS Y DISCUSION	78
4.1. Influencia de intensidad de corriente y gas de protección sobre las características del cordón..	79
4.3. Ciclo térmico	85
4.4. Historial térmico	86
4.6. Ensayos de tensión	98
4.7 Ensayos de dobléz.....	102
4.8. Ensayos de impacto tipo Charpy con muesca en V.....	104
4.9. Ensayo de microdureza HV100.	109
4.10. Fase sigma en la unión soldada del acero inoxidable dúplex.	110
4.11. Calculo de porcentajes de fase sigma	113
5 CONCLUSIONES	118



LISTA DE FIGURAS Y TABLAS

Figura 2. 1 Diferentes familias de aceros inoxidables	21
Figura 2. 2 Diagrama de Schaeffler.....	21
Figura 2. 3 Diagrama simplificado de Schaeffler	22
Figura 2. 4 Tipos de corrosión en los aceros inoxidables	24
Figura 2. 5 Diferencia entre un acero al carbón y un acero inoxidable.....	27
Figura 2. 6 Sección a través del diagrama ternario de fases Fe-Cr-Ni con 68% de hierro, mostrando el efecto de la adición del N dentro del diagrama.	31
Figura 2. 7 Diagrama pseudobinario Fe-Cr-Ni mostrando las fases presentes en estado sólido para diferentes aceros inoxidables dúplex.....	32
Figura 2. 8 Diagrama isotérmico de precipitación para el dúplex 2205 recocido a 1050 °C. Los aceros inoxidables dúplex 2304 y 2507 se muestran para comparación.....	33
Figura 2. 9 Zona afectada térmicamente de un acero inoxidable dúplex 2205.....	34
Figura 2. 10 Proceso de soldadura por arco con electrodo revestido.....	41
Figura 2. 11 Esquema del proceso de la soldadura por arco de tungsteno y gas inerte.	43
Figura 2. 12 Esquema del proceso soldadura por arco con electrodo tubular.....	45
Figura 2. 13 Esquema del proceso de soldadura por arco sumergido.	46
Figura 2. 14 Esquema del proceso GMAW.....	49
Figura 2. 15 Montaje del proceso de soldadura GMAW con sistema de avance de antorcha mecanizado.	50
Figura 2. 16 Transferencia metálica en el proceso GMAW.....	52
Figura 2. 17 Transferencia por espray.....	54
Figura 2. 18 Transferencia globular.	55
Figura 2. 19 Transferencia por corto circuito.	56
Figura 2. 20 Trazo oscilográfico de la transferencia por corto circuito.	56
Figura 3. 1 Micrografía del acero inoxidable dúplex 2205, a 100X, la ferrita es la fase oscura, la austenita es la fase más clara, presentan ambas fases un tamaño alargado en dirección del rolado del material. 60	
Figura 3. 2 Forma de medición de altura y penetración del cordón de soldadura	63
Figura 3. 3 Preparación de borde.....	63
Figura 3. 4 Fresadora de tipo universal.	64
Figura 3. 5 (A) Fuente de poder “Eutectic + Castolin” modelo “Pow Con” 400 SM. (B) mesa de trabajo. . 65	
Figura 3. 6 (A) Antorcha del proceso GMAW. (B) Sistema de avance mecanizado de la antorcha, con la finalidad de obtener la altura y avance de la antorcha constantes.	65
Figura 3. 7 Esquema de distribución de termopares tipo K.....	66
Figura 3. 8 (A) Montaje de placas y puesta a punto de la maquina. (B) Soldadura de las placas de acero dúplex 2205.	67
Figura 3. 9 (A) Primer cordón de soldadura (B) Limpieza de raíz del primer cordón de soldadura.....	67
Figura 3. 10 Dimensiones de probetas de tensión para placas de 12.7 mm.	68
Figura 3. 11 Probetas para el ensayo de tensión.	69
Figura 3. 12 Probetas para el ensayo de dobléz.	69
Figura 3. 13 Dimensiones de la probeta tipo Charpy con muesca en V.	70
Figura 3. 14 (A) Ubicación de la muesca en ‘V’ de las probetas de impacto. (B) Zona afectada térmicamente por los dos cordones a 10 X. (C) Micrografía del material base afectado térmicamente a 20 X.....	70



Figura 3. 15 (A) Medición de las probetas de impacto tipo Charpy. (B) Juego de probetas de impacto.	71
Figura 3. 16 La medición de dureza se realizado en el primer cordón de soldadura.....	71
Figura 3. 17 Diagrama de precipitación del acero inoxidable dúplex.	72
Figura 3. 18 Tratamiento térmico para probetas de la unión soldada de acero inoxidable dúplex AISI 2205, realizado a 800 °C por 5 min, 30 min y 10 hrs de tiempo de permanencia seguido de un enfriamiento en agua a temperatura ambiente.	73
Figura 3. 19 (A) Horno eléctrico (B) Sistema de sujeción de piezas.	74
Figura 3. 20 (A) Registrador de temperatura marca Omega. (B) Termopar tipo K.....	74
Figura 3. 21 Microscopio óptico Nikon Epiphot 300.	75
Figura 3. 22 (A) Micrografía del metal base AISI 2205 (B) Micrografía de la ZAT (C) Micrografía al centro del cordón de soldadura. Con un tratamiento térmico a 800° C por 5 min seguido de un enfriamiento en agua a temperatura ambiente.	76
Figura 3. 23 (A) Micrografía del MB a 500 X. (B) Micrografía en la ZAT a 500 X. (C) Micrografía del cordón de soldadura a 200 X. Micrografías con tratamiento térmico a 800° C por 30 min, seguido de enfriamiento en agua a temperatura ambiente.	77
Figura 4. 1 Efecto de la intensidad de corriente sobre el refuerzo (sobremonta) del cordón de soldadura. ...	79
Figura 4. 2 Efecto de la intensidad de corriente sobre la penetración del cordón de soldadura.	80
Figura 4. 3 Porcentaje de ferrita con gas de protección 100 % Ar.....	81
Figura 4. 4 Porcentaje de ferrita con gas de protección 97 % Ar – 3 % N ₂	82
Figura 4. 5 Porcentaje de ferrita con gas de protección 94 % Ar – 6 % N ₂	83
Figura 4. 6 Influencia de la intensidad de corriente y del gas de protección sobre el porcentaje de ferrita. ..	84
Figura 4.7 Historial térmico de la soldadura con 100 % Ar, tiempo de permanencia de T1240°C-T800°C (6.4 seg). Con una velocidad de enfriamiento de 58 °C/seg.	86
Figura 4. 8 Historial térmico de la unión soldada con 97 % Ar–3 % N ₂ , con tiempo de permanencia T1138°C-T800°C (8.36 seg). Con velocidad de enfriamiento de 45°C/seg.	87
Figura 4. 9 Historial térmico del proceso con 94% Ar- 6 % N ₂ , con tiempo de permanencia T1040°C-T800°C (6 seg). Con velocidad de enfriamiento de 40 °C/seg.....	88
Figura 4. 10 Temperaturas máximas alcanzadas durante los procesos de soldadura.	89
Figura 4. 11 Fotografías de los cordones de soldadura en las diferentes uniones.....	90
Figura 4. 12 Gráfica de % fase ferrita - log de velocidad de enfriamiento en el cordón de soldadura, realizado con 280 amperes.	91
Figura 4. 13 Ancho de la ZAT en cada uno de los cordones de soldadura.	94
Figura 4. 14 Medición de la ZAT del acero inoxidable dúplex AISI 2205 en las uniones soldadas con protección gaseosa de 100 % Ar, 3 % N ₂ y 6% N ₂	95
Figura 4. 15 Porcentaje de fase ferrita en la ZAT del acero inoxidable dúplex AISI 2205 con protección gaseosa de 100 % de Ar, 3 % N ₂ y 6 % N ₂	96
Figura 4. 16 Medición del tamaño de grano en la ZAT de la unión soldada con 100 % Ar, 3 % N ₂ y 6 % N ₂ .97	
Figura 4. 17 Influencia del gas de protección sobre la resistencia a la cedencia de la unión soldada.	99
Figura 4. 18 Influencia del gas de protección sobre la resistencia a la tensión de la unión soldada.	100
Figura 4. 19 Influencia del gas de protección sobre la elongación de la unión soldada.....	101
Figura 4. 20 Ensayo de dobléz de la unión soldada del acero inoxidable dúplex AISI 2205 con gas de protección de 100 % Ar.....	102
Figura 4. 21 Fractura de ensayo de impacto sin tratamiento térmico con gas 100 % Ar. (A) Macrografía. (B) Micrografía en SEM de la fractura a 200 X (C) Micrografía en SEM de la fractura a 500 X.	105



Figura 4. 22 Fractura de ensayo de impacto con 30 min de T. T. con gas 100 % Ar (A) Macrografía de la fractura. (B) Micrografía en SEM de la fractura a 200 X (C) Micrografía en SEM de la fractura a 500 X.....	105
Figura 4. 23 Fractura de ensayo de impacto con 10 Hrs de T. T. con gas 100 % Ar (A) Macrografía de la fractura. (B) Micrografía en SEM de la fractura a 200 X (C) Micrografía en SEM de la fractura a 500 X.....	105
Figura 4. 24 Fractura de ensayo de impacto sin tratamiento térmico con 6 % de N ₂ (A) Macrografía de la fractura de tensión. (B) Micrografía en SEM de la fractura a 200 X (C) Micrografía en SEM de la fractura a 500 X.....	106
Figura 4. 25 Fractura de ensayo de impacto con 30 min de T. T. con 6 % de N ₂ (A) Macrografía de la fractura de tensión. (B) Micrografía en SEM de la fractura a 200 X (C) Micrografía en SEM de la fractura a 500 X.....	106
Figura 4. 26 Fractura de ensayo de impacto con 10 Hrs de T. T. con 6 % de N ₂ (A) Macrografía de la fractura de tensión. (B) Micrografía en SEM de la fractura de tensión a 200 X (C) Micrografía en SEM de la fractura a 500 X.....	107
Figura 4. 27 Resultados de pruebas de impacto tipo Charpy con muesca en V a 800 °C con diferentes tiempos de permanencia.....	108
Figura 4. 28 Microdureza HV ₁₀₀ de los cordones de soldadura con 100 % Ar, 3 % N ₂ , 6 % de N ₂ , de forma lineal desde el centro del cordón hasta el material base en, mm.	109
Figura 4. 29 (A) Micrografía en SEM a 2000 x al centro del cordón de soldadura (B) concentración del Cr y Mo en la misma zona (C) Distribución del Cr en la micrografía en color rojo (D) Distribución del Mo en la misma micrografía en color verde.....	111
Figura 4. 30 Micrografía en MEB de la unión soldada con 6 % N ₂ con tratamiento térmico a 800 °C por 30 min, seguido de un enfriamiento en agua.	112
Figura 4. 31 Porcentaje de fase sigma–tiempo de permanencia a 800 °C, en la zona del cordón de soldadura con un electrodo ER308L.....	113
Figura 4. 32 Porcentaje de fase sigma – tiempo de permanencia (seg) a 800 °C en la zona de fusión del material base y el material de aporte.....	114
Figura 4. 33 Gráfica de porcentaje de fase sigma–tiempo de permanencia (seg) a 800 °C, en acero inoxidable dúplex AISI 2205.....	115



TABLAS

<i>Tabla 2. 1 Clasificación de los aceros inoxidables (2).....</i>	<i>8</i>
<i>Tabla 2. 2 Elementos de aleación en los aceros inoxidables (6).....</i>	<i>11</i>
<i>Tabla 2. 3 Composición química de los aceros inoxidables dúplex (5)</i>	<i>23</i>
<i>Tabla 3. 1 Composición química del acero inoxidable dúplex AISI 2205, % en peso.</i>	<i>59</i>
<i>Tabla.3. 2 Composición química del electrodo ER308L, % peso.</i>	<i>60</i>
<i>Tabla 3.3 Parámetros de soldadura constantes</i>	<i>61</i>
<i>Tabla 3. 4 Intensidades de corriente y gas de protección utilizadas al depositar un cordón de acero inoxidable 308L sobre el acero inoxidable dúplex AISI 2205.</i>	<i>62</i>
<i>Tabla.3. 5 Las características de trabajo de la fuente de poder.</i>	<i>64</i>
<i>Tabla 3. 6 Número de probetas a realizar para cada mezcla de gases.</i>	<i>68</i>
<i>Tabla 4. 1 Propiedades de los gases Ar y N₂.</i>	<i>89</i>
<i>Tabla 4. 2 Aporte térmico de los diferentes gases de protección y eficiencia del proceso. 93</i>	
<i>Tabla 4. 3 Resultados del ensayo de tensión.</i>	<i>98</i>
<i>Tabla 4. 4 Fotografías de los ensayos de dobléz de cada uno de los procesos.</i>	<i>103</i>
<i>Tabla 4. 5 Resultados de impacto Charpy</i>	<i>104</i>
<i>Tabla 4. 6 Composición de la fase σ, γ, y α, al centro del cordón de la unión soldada con 6 % de N₂.....</i>	<i>112</i>



CAPITULO 1



RESUMEN

Los aceros inoxidable dúplex tienen aplicaciones en la industria alimenticia, papelera y petrolera. Estos aceros tienen una matriz bifásica de austenita y ferrita en una proporción aproximada del 50 % cada una.

Comparados con los aceros inoxidable ferríticos o austeníticos, los aceros inoxidable dúplex tienen mayor resistencia mecánica y similar resistencia a la corrosión. Esta combinación de propiedades los hace muy competitivos, especialmente en instalaciones donde una combinación de elevada resistencia mecánica y excelente resistencia a la corrosión es importante. La exposición de los aceros inoxidable dúplex a temperaturas en el rango de 400 a 950°C provoca la precipitación de fases secundarias sigma (σ), chi (χ), R y austenita secundaria, degradando sus propiedades. Este problema ha generado la búsqueda de elementos de aleación que disminuyan o retarden la formación de fases secundarias. El empleo del nitrógeno en los aceros inoxidable dúplex fortalece la resistencia mecánica al ser uno de los mejores elementos endurecedores por solución sólida intersticial, además de retardar la formación de fases secundarias. Sin embargo, el uso de nitrógeno puede generar la presencia de nitruros.

En el presente trabajo de investigación, el nitrógeno fue agregado durante el proceso de soldadura con la finalidad de aumentar la resistencia mecánica y retardar la formación de fases secundarias que degradan las propiedades mecánicas del acero inoxidable dúplex. El nitrógeno fue incorporado al gas de protección al aplicar el proceso de soldadura con electrodo consumible y protección gaseosa (GMAW, Gas Metal Arc Welding). Los gases de protección utilizados fueron tres: argón puro y las mezclas 97 % Ar - 3 % N₂ y 94 % Ar - 6 % N₂. Para evaluar las propiedades mecánicas de la unión soldada se emplearon ensayos de dureza, de impacto, y de tensión. La microestructura de la unión soldada fue caracterizada usando microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido (MEB).



Objetivo general

Estudiar la influencia del nitrógeno sobre la microestructura y propiedades mecánicas de un acero inoxidable dúplex 2205 unido con un material de aporte ER308L mediante el proceso GMAW.

Objetivos particulares

1. Cuantificar mediante micrografías y ensayos mecánicos, el efecto del nitrógeno sobre la microestructura y propiedades mecánicas de la unión soldada con un material de aporte AISI ER308L.
2. Estudiar la influencia del nitrógeno en la formación de fases secundarias en la condición de soldadura.
3. Examinar la influencia del nitrógeno sobre la formación de la fase secundaria sigma en la unión soldada después de un tratamiento isotérmico.
4. Examinar la problemática de aplicar nitrógeno en un proceso de soldadura con arco eléctrico como el proceso GMAW.



Hipótesis

Para el objetivo general se considera la siguiente hipótesis:

El nitrógeno, elemento altamente gammágeno estabilizara la fase austenítica, logrando con esto mantener la estructura bifásica en la unión soldada del acero inoxidable dúplex 2205.

Para el objetivo 1 se considera la siguiente hipótesis:

1. Las propiedades mecánicas del cordón de soldadura se mantendrán similares o superiores al material base al adicionar N_2 en el gas de protección, durante el proceso GMAW. Ya que el N_2 es un eficaz elemento endurecedor por solución sólida intersticial, aumentando las propiedades mecánicas del material de aporte AISI ER308L.

Para el objetivo 2.

2. La adición de nitrógeno ayuda a mejorar la distribución de los elementos de aleación durante el proceso de soldadura, reduciendo al mínimo el grado de microsegregación de los elementos, dando como resultado una unión soldada libre de precipitados.

Para el objetivo 3.

3. Al lograr un mejor control de la estructura bifásica y una mejor distribución de los elementos de aleación tales como el Cr y Mo. Se retarda y reduce la formación de la fase sigma. Al ser la fase sigma dependiente de la inestabilidad de la fase ferrita y precipitación de los elementos de aleación.

Para el objetivo 4.

4. La adición de N_2 vía gas de protección en el cordón de soldadura con el proceso GMAW es posible, sin embargo, con la adición de 6 % de N_2 genera exceso de inestabilidad en el arco electro, por lo tanto, no se recomienda un porcentaje mayo.



CAPITULO 2



REVISION BIBLIOGRAFICA

Los aceros inoxidable dúplex son un complejo sistema de aleación y su soldadura requiere un detallado conocimiento de su metalurgia física. En las siguientes páginas se describe la influencia de los elementos de aleación y el procesamiento sobre la microestructura y propiedades mecánicas de los aceros inoxidable en general y de los aceros inoxidable dúplex en particular. Asimismo, se describen los procesos más utilizados en la soldadura con arco eléctrico de los aceros inoxidable.

2.1. Introducción

Los aceros inoxidable son más resistentes a la corrosión que los aceros al carbono y los aceros de baja aleación. La mayor resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable se debe a la adición de cromo en cantidades promedio superiores al 11% en peso. La presencia de cromo genera en la superficie del acero una película delgada protectora compuesta de varios óxidos entre los que se encuentra el óxido de cromo, Cr_2O_3 . A pesar de ser muy delgada, con un espesor de varias capas de átomos, la película se encuentra fuertemente adherida al metal, protegiéndolo contra distintos tipos de corrosión, renovándose inmediatamente cuando es dañada por abrasión, corte, maquinado, etc. Si la película pasiva es dañada en un ambiente reductor que no permite su restauración, el acero inoxidable se corroe igual que los aceros al carbono o los aceros de baja aleación. La cantidad mínima de cromo necesaria para conferir la resistencia a la corrosión no está perfectamente definida. Por ejemplo, el *American Iron and Steel Institute* (AISI) ha establecido el 10% en peso de cromo como la línea divisoria entre aceros aleados y aceros inoxidable, mientras que para otros, el límite está entre 10.5% y 11% de cromo.



2.2. Principales ventajas del acero inoxidable

- Alta resistencia a la corrosión en medios oxidantes
- Buena resistencia mecánica a altas y bajas temperaturas en aceros inoxidables austeníticos
- Buenas propiedades de soldabilidad, doblado y plegado en todos los aceros
- Buenas propiedades de mecanizado y corte en los aceros inoxidables austeníticos
- Apariencia e higiene
- Bajo costo de mantenimiento
- Son 100% reciclables

2.3. Clasificación de los aceros inoxidables

Al lado de los aceros al carbono, los aceros inoxidables son los aceros más ampliamente usados. Porque están disponibles en muchas variedades, hay un amplio rango de propiedades deseables siendo usados en diferentes aplicaciones. No es de sorprender que muchas investigaciones hayan sido realizadas para definir su microestructura y propiedades.

Diferente a otros sistemas de materiales, donde la clasificación es usualmente por la composición, los aceros inoxidables son clasificados en base a la fase metalúrgica predominante (1). Las tres fases posibles en los aceros inoxidables son martensita, ferrita y austenita. Los aceros inoxidables dúplex contienen aproximadamente 50% austenita y 50% ferrita, tomando ventajas de las propiedades de cada fase (2). Los grados endurecibles por precipitación son llamados así porque se forman precipitados reforzados y son endurecidos con un tratamiento térmico de envejecido.



La AISI (American Iron and Steel Institute) usa un sistema con tres números, algunas veces acompañado por una letra, para designar a los aceros inoxidable: por ejemplo, 304, 304L, 410 y 430. Las propiedades magnéticas pueden ser usadas para identificar a algunos aceros inoxidable. Los grados austeníticos esencialmente son no magnéticos. Los tipos martensíticos y ferríticos son ferromagnéticos. Los aceros inoxidable dúplex son relativamente magnéticos, debido a su alto contenido de ferrita.

Las propiedades físicas, tales como la conductividad térmica y la expansión térmica, y las propiedades mecánicas varían ampliamente en los diferentes tipos de aceros que influyen en la soldadura. Por ejemplo, los aceros inoxidable austeníticos poseen baja conductividad térmica y alta expansión térmica, resultando en una distorsión más alta al ser soldados que los grado martensíticos o ferríticos. Los aceros inoxidable se clasifican como se muestra en la **tabla 2.1**.

Tabla 2. 1 Clasificación de los aceros inoxidable (2)

CLASE	CLASIFICACION AISI	EJEMPLOS
Martensíticos	4XX	410, 420, 431
Ferríticos	4XX	409, 430, 434
Austeníticos	2XX y 3XX	304, 304L, 321, 316
Dúplex		329, 2205
Endurecibles por precipitación (PH)	Se usa el nombre comercial	17-4 PH, 15-5 PH, 17-7 PH, 15-7 MO

Las diferentes familias de acero inoxidable se detallan a continuación.

Aceros inoxidable ferríticos



Su nombre lo deben a que tiene una estructura conformada por ferrita, estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC), que es la misma que tiene el hierro a temperatura ambiente. Son aleaciones magnéticas y no pueden ser endurecidas por tratamiento térmico. En general, los aceros ferríticos no tienen alta resistencia mecánica, su límite de fluencia en la condición de recocido se encuentra en el rango de 210 a 350 MPa. Su pobre tenacidad y susceptibilidad a la sensibilización constituye una limitación para su fabricación y el tamaño de sección que se puede usar. Su principal ventaja es la resistencia a la corrosión bajo tensión (SCC) en presencia de cloruros, resistencia a la corrosión atmosférica, y resistencia a la oxidación relativa, los aceros inoxidables ferríticos tiene a un bajo costo.

Los aceros ferríticos que contienen una baja cantidad de carbono y cromo entre 11 y 13% son los más utilizados al ser de fácil manejo y económicos (3). En esta familia el tipo de acero que contiene un 18% de cromo, por ejemplo el AISI 430 es ampliamente utilizado en partes de automóviles, cubertería, electrodomésticos, etc.

Aceros inoxidables austeníticos

Los aceros inoxidables de la serie 300, según la designación AISI/ASTM, (American Iron and Steel Institute/American Society for Testing and Materials) son los más extendidos en la industria que maneja ambientes y fluidos corrosivos. Estos tipos de aceros retiene la fase austenita a temperatura ambiente.

Los inoxidables austeníticos más comúnmente usados son el 304 y el 316. La serie 300 corresponde a los aceros hierro-cromo-níquel que por el alto contenido de estos elementos son los más resistentes a la corrosión, y además teniendo buenas propiedades mecánicas. No son magnéticos, no pueden ser endurecidos por tratamiento térmico pero sí se endurecen por trabajado mecánico en frío.

Las aleaciones austeníticas de níquel-cromo-hierro se desarrollaron en Alemania durante los años 1909-1912 por Benno Strauss y Edward Maurer. Los trabajos posteriores



realizados por Strauss y otros más recientes condujeron a los aceros de 18% de cromo–8% de níquel, popularmente llamados 18-8 (AISI 304), que son ampliamente utilizados en la fabricación de fregaderos, calderería, tubería, etc.

Aceros inoxidables martensíticos

Son aceros con poco cromo y relativamente mucho carbono. Esta serie tiene como tipo básico al acero AISI 420 que posee 13% de cromo. Todos los aceros inoxidables martensíticos contienen entre 12 y 17% de cromo, y de 0.1 a 1% de carbono. Su principal ventaja es el endurecimiento por temple: la fase austenita se obtiene en caliente y con un enfriamiento rápido se transforma en martensita.

Los aceros inoxidables martensíticos son generalmente revenidos para obtener durezas en el rango de 20 a 40 HRC. En las aleaciones AISI 420, 440A, 440B y 440C se incrementan los contenidos de carbono y cromo (4). Con 0.3 % de C y 14 % de Cr, se pueden alcanzar durezas de 50 HRC. En el rango de 0.6 a 1.1 % de C con 16 % Cr se alcanzan durezas de 60 HRC y resistencia a la cedencia de 1900 MPa. La cantidad de carburos primarios se incrementa con el contenido de carbono en las aleaciones de alto carbono (0.6 - 1.1 % C).

El agregado de níquel y molibdeno incrementa la resistencia a la corrosión y tenacidad. El níquel también sirve para mantener la deseada estructura martensítica y prevenir la presencia de ferrita libre cuando se incrementa el contenido de cromo, para mejorar la resistencia a la corrosión. Sin embargo, la adición de elementos es restringida porque en altas cantidades pueden producir en una estructura no completamente martensítica.

Aceros inoxidables dúplex



Como su nombre lo indica, estos aceros tienen una estructura dúplex constituida de ferrita y austenita (5), en una proporción ideal del 50%, cambiando las propiedades mecánicas de las fases presentes. Sin embargo, su exposición a temperaturas entre 400° y 950°C puede provocar la precipitación de fases secundarias como la fase σ , fase χ , fase R, la descomposición espinoidal de la ferrita, nitruros y austenita secundaria (5).

2.4. Influencia de los elementos de aleación

En la **tabla 2.2** se puede ver la mayoría de los elementos que entran en la composición de los aceros inoxidable (6). Los elementos nocivos, en cantidades apreciables, pueden disminuir la resistencia a la corrosión o la resistencia mecánica (7).

Tabla 2. 2 Elementos de aleación en los aceros inoxidable (6)

Elementos básicos	Fe, Cr, Ni, Mo, N ₂
Elementos importantes (> 0,5%)	Mn, Si, Cu, Ti, Nb, Al, W, V, Co
Elementos menores (<0,5%)	B, Ce, S, Se, Te
Elementos nocivos	C, S, P, Si, Co, O, H, metales de bajo punto de fusión (Sn, Zn, Pb)

Las interacciones entre los elementos de aleación principales (cromo, molibdeno, nitrógeno y níquel) son muy complejas y, para alcanzar una estructura dúplex estable, se debe tener cuidado en la adición de estos elementos (8).

Cromo



El cromo es un poderoso elemento de aleación en el acero y las aleaciones de hierro. Se usa principalmente por las siguientes razones (4):

- Mejora significativamente la templabilidad del acero.
- Ayuda a mantener la resistencia al esfuerzo y la dureza del acero a temperaturas elevadas durante el revenido o el servicio.
- Mejora marcadamente la resistencia a la corrosión del acero y las aleaciones de hierro en ambientes oxidantes, haciéndolo un elemento base de los aceros inoxidable.

La temperatura de fusión del cromo es 1875 °C y tiene una estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC). Su solubilidad en el hierro líquido y sólido es ilimitada. Tres aspectos importantes al considerar al cromo como elemento de aleación son:

- El cromo tiene una gran afinidad por el carbón, formando carburos complejos de hierro y cromo.
- El cromo se combina rápidamente con el oxígeno en la mayoría de las circunstancias. Cuando el cromo se encuentra en una cantidad superior al 11% en peso puede formar una capa superficial de óxido protector dando al acero el carácter de inoxidable. Aunque el cromo es uno de los elementos que dan al acero su carácter inoxidable, no es el único. Elementos como el molibdeno, nitrógeno, silicio, níquel, manganeso y cobre también afectan la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable.
- El cromo es un fuerte formador de ferrita, limitando el rango de temperatura sobre el que se puede tener hierro gamma. La cantidad que se ocupa en el acero para prevenir la formación de austenita en un acero con bajo contenido de carbón es aproximadamente del 18% en peso.

La cantidad de cromo como elemento de aleación puede variar de 0.2% en un acero microaleado hasta 27% en un acero inoxidable ferríticos (4). Generalmente, un acero inoxidable austenítico tiene por lo menos 17% de Cr y los aceros inoxidable dúplex de



segunda generación contienen un mínimo de 22% de Cr. El cromo es tan positivo en sus efectos que se debe hacer una cuidadosa valoración de lo que se desea obtener. Por ejemplo, cuando se agrega como elemento de aleación para mejorar la templabilidad se debe tener en cuenta que al ser soldada la aleación deben evitarse la aparición de fases duras en la microestructura de la unión soldada.

En relación a la absorción de nitrógeno por el acero líquido se ha encontrado que al aumentar el contenido de cromo disminuye la cantidad de nitrógeno en solución (9). Este aspecto, debe tenerse en cuenta al seleccionar el metal de aporte para el cordón de soldadura.

Níquel

El níquel es un elemento ampliamente utilizado en la aleación del acero y en muchas ocasiones se agrega junto con el cromo. El níquel tiene una temperatura de fusión de 1453°C y una estructura cúbica centrada en las caras (FCC). El níquel es completamente soluble en hierro en estado líquido o en estado sólido. El níquel es un elemento fuertemente estabilizador del hierro gamma y un contenido mínimo de 25% vuelve estable a esta fase a cualquier temperatura (4). Cuando el níquel se encuentra disuelto en la austenita no forma carburos ni óxidos debido a que el hierro tiene una mayor afinidad por el carbón y el oxígeno.

El níquel es un elemento que incrementa la templabilidad de los aceros. En contenidos de 0.25% a 5% mejora la resistencia al esfuerzo y la tenacidad. El níquel se utiliza frecuentemente para mejorar la tenacidad a bajas temperaturas, con este propósito se agrega al acero en contenidos de hasta 9% (6). El níquel cuando se añade al hierro en contenidos de 30 a 40% forma una aleación conocida como Invar que se distingue por su bajo coeficiente de expansión térmica (7).

En aceros inoxidable austeníticos el níquel se usa en contenidos de 8 % hasta 35 %. Las adiciones de níquel se usan para balancear el efecto producido por los elementos estabilizadores de la ferrita como el cromo y molibdeno. Los aceros inoxidable ferríticos contienen poco o nada de níquel, mientras que los aceros inoxidable dúplex contienen una



cantidad intermedia de níquel del 4 a 7 % (4). La adición de níquel retrasa la formación de fases intermetálicas perjudiciales en los aceros inoxidable austeníticos. El níquel es menos eficaz que el nitrógeno en promover la estabilización de la austenita (10). El níquel como elemento de aleación no causa dificultades en la soldadura.

Molibdeno

El molibdeno tiene una temperatura de fusión de 2610°C. Tiene una estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (BCC), cuando se añade al hierro es un elemento fuertemente estabilizador de la ferrita. Añadiendo al hierro una cantidad de 3% de molibdeno es posible mantener la estructura BCC a cualquier temperatura. Como elemento de aleación el molibdeno tiene una fuerte tendencia a la formación de carburos, y aumenta marcadamente la templeabilidad del acero. Se usa frecuentemente en combinación con el cromo y el níquel en contenido de 0.25 a 0.50 %.

En aceros microaleados y en aceros de alta resistencia y baja aleación, el molibdeno se usa en contenidos que van de 0.05 a 0.25%, para aumentar la resistencia al esfuerzo y la tenacidad del acero. El molibdeno modifica la microestructura del acero y su efecto se suplementa con el de un elevado contenido de manganeso y pequeñas adiciones de níquel que favorecen la supresión de perlita (4). Con un mayor contenido de molibdeno y una composición química más rica es posible producir un acero con una microestructura de ferrita acicular la cual presenta una alta resistencia al esfuerzo con excelente tenacidad.

El molibdeno se añade al acero en contenidos de 0.50 a 1.50% para mejorar su resistencia al esfuerzo y su resistencia al creep a temperaturas elevadas.

En aceros inoxidable se puede añadir molibdeno por diferentes razones, contenidos de molibdeno de 0.5 a 4% en aceros inoxidable austeníticos pueden mejorar la resistencia a la corrosión por picado (4). Cuando el contenido de cromo en el acero es de 18% o más, las adiciones del molibdeno son cerca de tres veces más eficaces que las adiciones de cromo contra la corrosión por picaduras y corrosión en rendijas, en un ambiente contaminado por



cloruros. En los aceros inoxidables, el molibdeno aumenta la resistencia a la corrosión por ataque de cloruros.

El molibdeno aumenta la tendencia del acero inoxidable a formar fases intermetálicas perjudiciales. Por eso, el contenido de molibdeno se restringe a porcentajes cercanos al 7.5% en aceros inoxidables austeníticos y del 4% en aceros inoxidables dúplex.

Nitrógeno

Normalmente se considera al nitrógeno como un elemento indeseable en el acero, pero bajo ciertas circunstancias el nitrógeno es un elemento de aleación. El nitrógeno es un gas presente en la atmósfera que nos rodea, el aire está compuesto de aproximadamente 72% de nitrógeno. La solubilidad máxima del nitrógeno en el acero líquido no ha sido establecida con precisión, pero es mucho mayor su solubilidad en estado sólido (11). La solubilidad del nitrógeno cae abruptamente después de solidificar el acero, sufriendo cambios agudos al experimentar la estructura cristalina transformaciones alotrópicas al enfriar hasta temperatura ambiente. En soldadura, la caída abrupta de la solubilidad del nitrógeno al pasar del estado líquido al estado sólido puede originar la presencia de porosidades en el cordón de soldadura (9).

En el estado sólido, la solubilidad del nitrógeno baja al pasar, el acero de una estructura austenítica a una ferrítica la solubilidad del nitrógeno disminuye notablemente. En los aceros inoxidables duplex el contenido de nitrógeno varía entre 0.08 y 0.35%, lo cual se encuentra por arriba de la solubilidad del nitrógeno en la ferrita, que a una temperatura ligeramente por debajo de A_{r1} (aproximadamente 727°C) puede tener en solución sólida intersticial hasta 0.10% de nitrógeno (8). Además el exceso de nitrógeno es rechazado durante la transformación de austenita a ferrita, formando nitruros de hierro y dependiendo de la composición química de la aleación algún otro nitruro complejo (9).

Los nitruros de hierro se forman durante la transformación austenita-ferrita, al disminuir la temperatura, los nitruros de hierros se aglomeran y crecen de tamaño. Sin embargo, su



influencia sobre las propiedades mecánicas es mínima (4). Al enfriar la ferrita, la solubilidad del nitrógeno a temperatura ambiente en esta fase es cuando mucho igual o menor a 0.001%. La cantidad de nitrógeno retenido en la ferrita depende de la velocidad de enfriamiento (4). Hay otros que difieren sobre la influencia de la precipitación de nitruros sobre las propiedades de la unión soldada, ya que con un alto contenido de ferrita, tal como el que se presenta en el cordón de soldadura y la zona afectada por el calor (ZAT) con las condiciones rápidas de enfriamiento impuestas por la soldadura, se tiene una intensa precipitación de nitruros ricos en cromo, lo cual conduce a la pérdida de ductilidad, tenacidad y resistencia a la corrosión (8). Esto quiere decir que al aplicar un proceso de soldadura, la cantidad de nitrógeno retenido depende del ciclo térmico. Es de esperar que la cantidad de nitrógeno retenido dependa del valor del aporte térmico empleado. Así que es posible esperar una mayor retención de nitrógeno con un proceso como el de soldadura de arco con electrodo revestido que con el de soldadura de arco metálico con protección gaseosa.

Al ocurrir la transformación ferrita - austenita en el acero, el nitrógeno en solución sólida en la austenita (FCC) queda atrapado en la ferrita (BCC). Es muy difícil que el nitrógeno se mueva a nuevas posiciones intersticiales debido a que los intersticios de la estructura BCC son más pequeños que en la estructura FCC. La ferrita, a una temperatura casi por debajo de la temperatura crítica A_{r1} es capaz de aceptar un átomo de nitrógeno entre dos átomos de hierro, pero esto conduce a una distorsión de la estructura BCC, la cual se transforma en una estructura tetragonal centrada en el cuerpo (BCT), a esta fase se le denomina α' . La presencia de la fase α' distorsiona la red cristalina. Al disminuir la temperatura, el nitrógeno puede quedar retenido en una solución sólida sobresaturada.

Teniendo la tendencia a precipitar durante un enfriamiento lento, cuando el acero se mantiene a una temperatura ambiente o a una temperatura ligeramente elevada, y mediante una deformación en frío del acero (4).

La solubilidad del nitrógeno en solución sólida intersticial en la ferrita depende de la presencia de otros elementos de aleación. El carbón, silicio y oxígeno disminuyen la



solubilidad del nitrógeno. En tanto, que elementos como el cromo, manganeso, molibdeno, titanio y zirconio aumentan la solubilidad del nitrógeno.

En los aceros de bajo carbón, utilizados como lámina para la fabricación de estampados, el nitrógeno dificulta los procesos de formado. Un acero sobresaturado con nitrógeno, sin elementos que compensen el efecto pernicioso del nitrógeno, presentan un envejecido que se manifiesta con un aumento en la dureza, pérdida de ductilidad y baja tenacidad. El acero envejecido puede fallar durante el proceso de formado. El proceso de envejecido del acero puede iniciar a temperatura ambiente, pudiendo acelerarse con calentamientos pequeños de hasta 250°C, o bien mediante pequeñas deformaciones como las que ocurren en las etapas preparatorias al formado. Una de las maneras de evitar el problema de envejecido por nitrógeno es desoxidar al acero con aluminio, o bien fabricar al acero con un proceso de desgasificación adecuado (4).

El uso del nitrógeno como elemento de aleación debe examinarse en el contexto de la presencia de otros elementos en el acero. Se recomienda, que la adición de nitrógeno vaya acompañada con elementos que tengan una fuerte afinidad por el nitrógeno, por ejemplo, boro, niobio, vanadio, titanio y zirconio. Lo anterior, porque los nitruros o carbonitruros que forman estos elementos pueden manipularse bastante bien ya sea con un tratamiento termomecánico o mediante un tratamiento térmico. Lo anterior puede ayudar a mejorar las propiedades mecánicas del acero. El nitrógeno como elemento de aleación, se puede agregar al acero mediante un ferromanganeso con alto nitrógeno o mediante manganeso electrolítico nitrogenado. En aceros microaleados y aceros de baja aleación, el contenido de nitrógeno se mantiene en un nivel aproximado de 0.015% (4).

En soldadura, el nitrógeno se puede usar en el gas de respaldo y en ocasiones en el gas de protección, sin embargo debe tenerse en cuenta que en el arco eléctrico, el nitrógeno molecular se descompone en nitrógeno atómico, facilitando su solución en la piletta de soldadura (9).



El nitrógeno aumenta la resistencia a la corrosión por picaduras en los aceros inoxidable austeníticos y dúplex. Además, aumenta substancialmente su resistencia mecánica, de hecho, el nitrógeno es un eficaz endurecedor por solución sólida. La tenacidad del acero inoxidable aumenta con la adición de nitrógeno (4).

El nitrógeno retrasa la formación de fases intermetálicas lo suficiente para permitir el proceso y fabricación de los aceros inoxidable dúplex (12). Se utiliza en los aceros inoxidable que tienen un alto contenido de cromo y molibdeno, para compensar su tendencia a formar la fase sigma. El nitrógeno es un elemento fuertemente gammágeno y puede sustituir en parte al níquel en los aceros inoxidable austeníticos. En aceros inoxidable dúplex, el nitrógeno se agrega casi hasta su límite de solubilidad, y la cantidad de níquel se ajusta para alcanzar el equilibrio deseado de fases. La tercera generación de aceros inoxidable dúplex nació principalmente con la adición de nitrógeno.

Manganeso

El manganeso es un elemento de aleación común en los aceros con una temperatura de fusión de 1245°C. El manganeso al igual que el hierro es un elemento alotrópico con estructuras cúbica centrada en la cara (FCC) y estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC).

El manganeso cumple con funciones muy útiles en la fabricación del acero. Comparado con el hierro, el manganeso tiene una mayor afinidad con el oxígeno, azufre y carbono. En el acero líquido el manganeso es un potente desoxidante aunque no alcanza los niveles del silicio y del aluminio.

El manganeso tiene una gran afinidad con el azufre con el cual se combina para formar MnS el cual no es soluble en el metal líquido y puede ser eliminado en la escoria durante la fabricación del acero. Después de combinarse con el azufre, el manganeso remanente se combina con el carbón formando carburo de manganeso Mn_3C el cual tiene propiedades similares al Fe_3C , lo cual los vuelve prácticamente indistinguibles.



En soldadura la adición de manganeso a los aceros y electrodos que se usan para soldar aceros tiene como finalidad (4):

- Combinarse con el oxígeno y ayudar a la desoxidación de la pileta de soldadura.
- Combinarse con el azufre y formar MnS y evitar la posibilidad de agrietamiento en caliente en el cordón de soldadura.
- Promover la templabilidad del acero, mejorando la resistencia al esfuerzo al tiempo que mejora la tenacidad.

El manganeso es un elemento gammágeno que promueve la estabilidad de la austenita en el acero. Al aumentar el contenido de manganeso en el acero disminuye la temperatura de transformación austenita-ferrita, un contenido de manganeso del 25% evita la transformación. En la mayoría de los aceros al carbón el contenido de manganeso no es superior al 1.5 %, contenidos mayores de manganeso se encuentran en los aceros de baja aleación. Aunque en los aceros Hadfield se puede obtener una estructura austenítica con un contenido de manganeso de 10 a 14%, agregando un contenido de carbono de 1.0% a 1.5% de carbón como elemento estabilizador de la austenita suplementario (4).

Otros elementos

Existen otros elementos de aleación que modifican las propiedades de los aceros dúplex. El silicio por ejemplo es un elemento alfégeno que actúa de manera similar al cromo.

El niobio y el titanio mejoran la resistencia a todas las formas de corrosión, incluso a la corrosión intergranular. Son elementos estabilizadores de los carburos. Tienen una afinidad por el carbono, y al formar carburos, permiten al cromo quedarse en solución sólida. También, cabe destacar el efecto estabilizador del manganeso que es un elemento altamente gammágeno.



Cuando el acero contiene muchos elementos, el efecto global es una suma de los diferentes efectos individuales (13). Ahora bien, los elementos más característicos de los aceros inoxidables son el cromo, el molibdeno, el nitrógeno y el níquel, elementos alfégenos y gammágenos. Estos últimos elementos permiten la coexistencia de ferrita y austenita en el seno del acero. El siguiente gráfico resume el efecto de los dos principales elementos, Cr y Ni, sobre la familia de aceros inoxidables.

Diagrama de Schaeffler

En la **figura 2.1**, el diagrama de Schaeffler muestra el efecto combinado del cromo y del níquel considerando que cualquier otro elemento de aleación produce un efecto similar según sea alfégeno o gammágeno. El diagrama muestra la estabilidad de las diferentes fases presentes en los aceros inoxidables, así como la coexistencia de las mismas en diferentes proporciones. A partir de la composición química de la aleación y de la microestructura obtenida, Schaeffler midió las proporciones de fase final y calculó el coeficiente del efecto individual de los elementos. Sin embargo, aunque se ha demostrado experimentalmente que se acercan bastante a la realidad, hay que tener precaución con los coeficientes de Schaeffler (13).

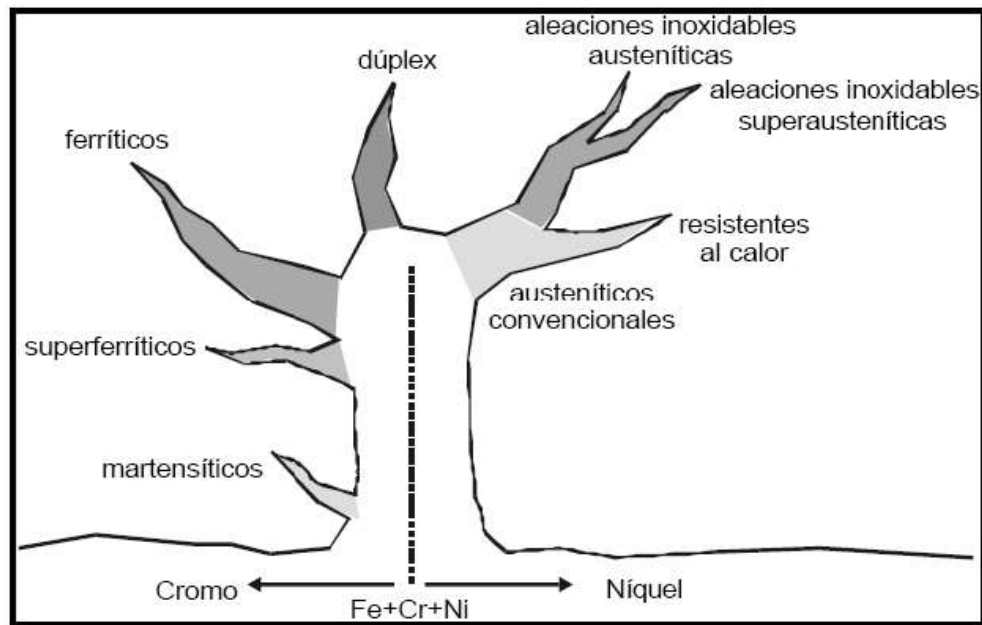


Figura 2. 1 Diferentes familias de aceros inoxidables

En la **figura 2.2** no se toman en cuenta elementos como nitrógeno (gammágeno), titanio, y niobio (alfágenos).

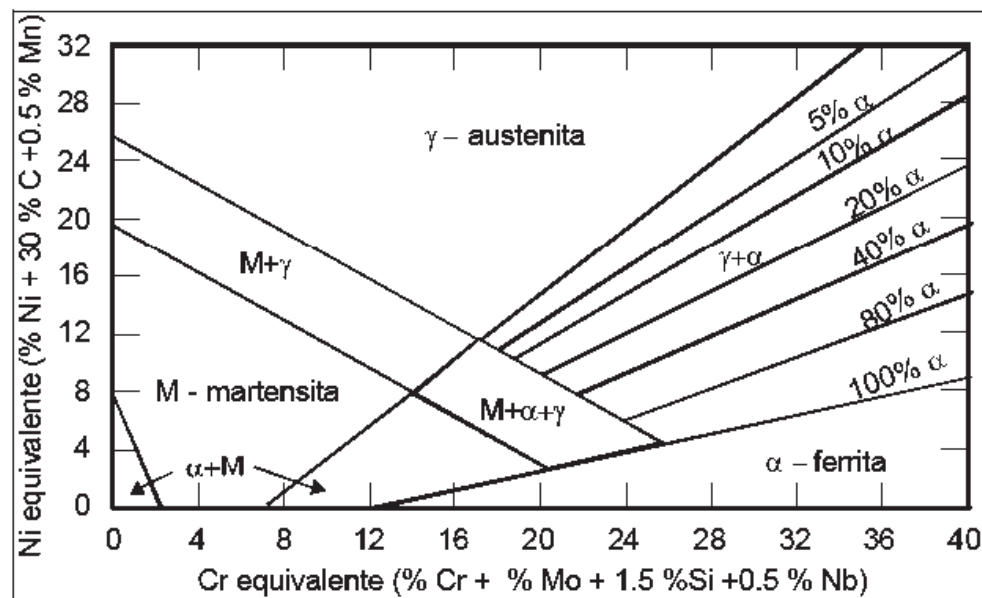


Figura 2. 2 Diagrama de Schaeffler



En el acero inoxidable dúplex de la presente investigación, el nitrógeno es un elemento importante, despreciar su efecto puede dar lugar a errores de interpretación, esto proporciona una razón para desconfiar de los resultados que puede dar este diagrama.

Otra versión del diagrama mostrado en **figura 2.3** es una versión simplificada del diagrama de Schaeffler de tal forma que el resultado final resume todo en sólo una curva cuyos puntos determinan el porcentaje de ferrita presente en una aleación dúplex en función de la relación del Cromo Equivalente y Níquel Equivalente (Eq_{Cr}/Eq_{Ni}) (7). Es una aproximación muy aceptable dado que se consideran casi todos los elementos de aleación en la determinación del Cromo Equivalente y Níquel Equivalente.

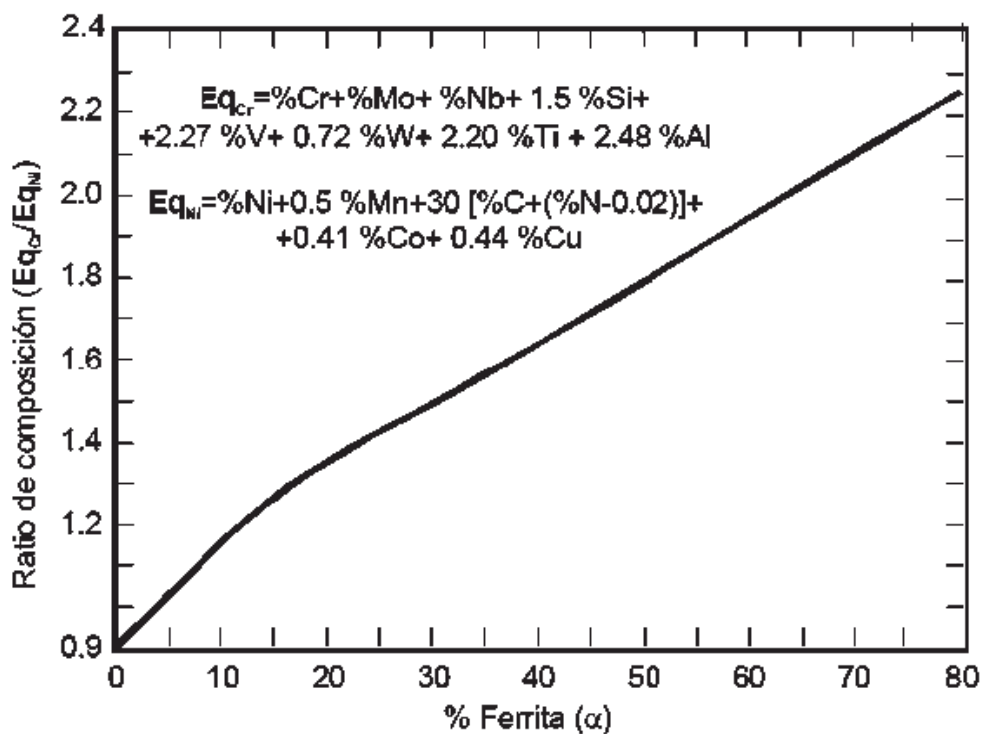


Figura 2. 3 Diagrama simplificado de Schaeffler



2.5. Aceros inoxidables dúplex

2.5.1. Introducción

Los aceros inoxidables dúplex, en comparación con los aceros inoxidables austeníticos o los grados ferríticos, tienen una microestructura de dos fases con un contenido aproximadamente igual de ferrita y austenita. Comparados con los aceros inoxidables austeníticos, los aceros inoxidables dúplex tienen un contenido de Cr y Mo más elevado y un contenido de Ni más bajo. Su composición química esta generalmente en el rango de 18-26% Cr, 4-8% Ni y 0-4% Mo, y en ocasiones con adiciones de cobre y nitrógeno. La composición química de algunos de los aceros inoxidables dúplex se muestra en la **tabla 2.3 (9)**. Estos aceros han sido conocidos desde los años 30's.

Tabla 2. 3 Composición química de los aceros inoxidables dúplex (5)

UNS No.	Nombre	C	Cr	Ni	Mo	N	Otros
S32900	329	0.20	23-28	2.5-5	1-2	-	
J93370	CD-4Mcu	0.04	24.5-26.5	4.75-6	1.75-2.25	-	Cu 2.75-3.25
S31500	3RE60	0.03	18-19	4.25-5.25	2.5-3	-	
S31803	2205	0.03	21-23	4.5-6.5	2.5-3.5	0.08-0.2	-
S32550	Ferr.255	0.04	24-27	6-8	2-4	0.1-0.25	Cu 1.5-2.5
S32750	SAF2507	0.03	24-26	6-8	3-5	0.24-0.32	-
S32760	Zeron100	0.03	24-26	6-8	3-4	0.2-0.3	Cu 0.5-1, W 0.5-1

El interés en los aceros inoxidables dúplex surge de su elevada resistencia a la cedencia y excelente resistencia a la corrosión bajo esfuerzo y su resistencia a la corrosión por picado. En estos aspectos los aceros inoxidables dúplex son superiores a los grados austeníticos. Además, tienen una temperatura de transición al impacto inferior a las de los aceros inoxidables ferríticos.

Los aceros inoxidable dúplex tienen un gran potencial para ser usados en equipo de procesamiento químico, dispositivos para el control de la polución, aplicaciones marinas y particularmente tubería para pozos de petróleo y gas. La aplicación de los aceros inoxidable dúplex esta generalmente limitada al rango de temperatura de -20 a +300°C.

Los aceros austeníticos 18-9 son ampliamente utilizados y son fáciles de formar y soldar, pero tienen una debilidad importante, son sensibles a la corrosión bajo esfuerzo, un defecto que impone severas restricciones a su aplicación en algunos procesos industriales (3). La **figura 2.4** siguiente muestra los diferentes problemas de corrosión del acero 18-9 en la industria Japonesa.

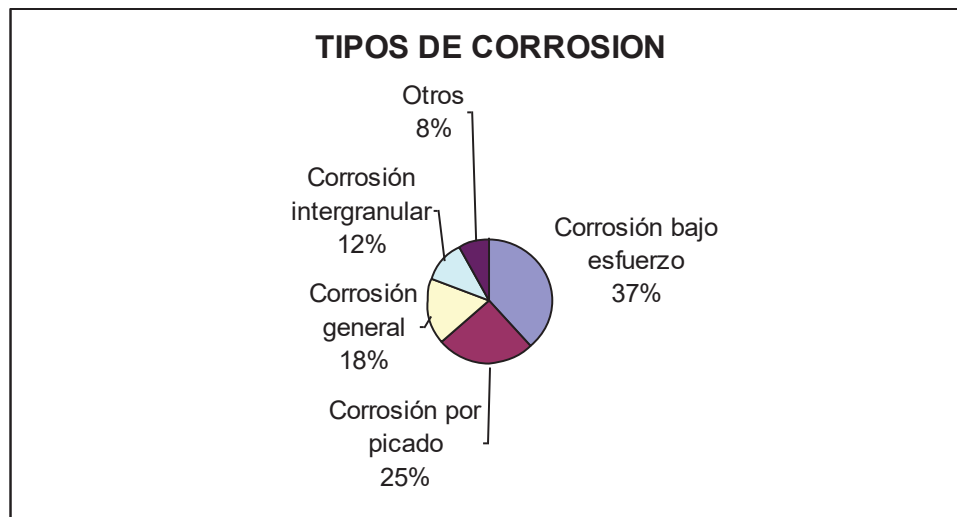


Figura 2. 4 Tipos de corrosión en los aceros inoxidable

De la **figura 2.4** se puede observar que la corrosión bajo esfuerzo es el problema más frecuente en los aceros inoxidable. Por otro lado, los aceros ferríticos tienen una buena resistencia al esfuerzo de cedencia y excelente resistencia a la corrosión bajo esfuerzo pero son difíciles de formar y de soldar. Además su temperatura de transición al impacto es más alta y por lo tanto corren el riesgo de fallar por fractura frágil durante el servicio. En los años 50s se observó que la introducción de ferrita en el acero inoxidable austenítico, tiene un efecto benéfico sobre la corrosión bajo esfuerzo

2.5.2. Historia de los aceros inoxidable dúplex



Los aceros dúplex presentan una estructura de ferrita y austenita con contenidos de ferrita entre 30 y 70%. La mejor combinación de propiedades se encuentra con un balance de porcentajes de fase próximo al 50-50. Algunos autores proponen que la máxima desviación del equilibrio de estas dos fases debe ser $50\pm 15\%$, mientras que otros autores proponen $50\pm 10\%$. Los aceros inoxidables dúplex existen hace más de 70 años.

Los primeros tipos de acero inoxidable dúplex eran aleaciones de cromo, níquel y molibdeno producidas en Suecia en 1930 y fueron utilizadas para la industria del papel vegetal (14). Estos aceros estaban desarrollados para reducir los problemas de corrosión intergranular en los aceros austeníticos de alto carbono.

Los dúplex colados fueron producidos en Finlandia en 1930 y una patente fue presentada en Francia en 1936 para un precursor llamado Uranus 50. Fue desarrollado específicamente para mejorar la resistencia a la corrosión en medios más agresivos.

En 1940, otra nueva patente presenta otros aceros con cobre y molibdeno que, mediante un tratamiento térmico en el rango de los $400\text{--}500^\circ\text{C}$ logran aumentar la dureza sin reducir la tenacidad y la resistencia a la corrosión. Sin embargo, esta primera generación presentó problemas al ser soldada, tanto en el cordón de soldadura como en la zona afectada térmicamente, generando cambios microestructurales provocando una reducción en la tenacidad y la resistencia a la corrosión (5). Estas limitaciones confinaron el uso de los aceros inoxidables dúplex de primera generación, a la condición sin soldar.

En 1968, la invención del nuevo proceso para el afino de los aceros dúplex, el AOD (Argón Oxygen Decarburization), abrió la posibilidad a un ancho espectro de nuevos aceros inoxidables.

La segunda generación de aceros dúplex



En los años 70 se incrementó la necesidad de tener aceros inoxidable con excelente resistencia al ataque por cloruros y con alta resistencia a la cedencia. El acero 2205 se convirtió en el dúplex más utilizado de segunda generación. Se utiliza mucho para tuberías de gas y aplicaciones en plataformas marinas. La alta resistencia de estos aceros permite reducir los espesores de las paredes, y de esta forma los pesos involucrados en la construcción de estas plataformas. Como los aceros inoxidable austeníticos, los aceros inoxidable dúplex son una categoría cuya resistencia a la corrosión depende muchísimo de su contenido en elementos de aleación (5).

La tercera generación de los aceros dúplex.

Los súper dúplex nacieron en la década 1980 y están diseñados especialmente para medios marinos, químicos y aplicaciones petrolíferas, en los que se requiere elevadas características mecánicas y resistencia a la corrosión en medios extremadamente agresivos. Estos son los aceros dúplex de tercera generación. Uno de los avances principales en la fabricación de estos materiales fue la adición del nitrógeno como elemento de aleación.

El nitrógeno genera estabilidad en la fase austenita, manteniendo así la estructura dúplex en un rango de temperatura de trabajo más amplio que en un acero dúplex de segunda generación, generando con esto un retardo en la formación de fases secundarias no deseadas, manteniendo su tenacidad y resistencia a la corrosión en medios extremadamente agresivos (5).

2.5.3. Resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable dúplex

Los aceros inoxidable dúplex tienen una buena resistencia a la corrosión en muchos medios donde los aceros austeníticos convencionales son útiles. Sin embargo, hay algunas importantes excepciones donde son decididamente superiores (15).

Esto se debe a su contenido en cromo, el cual es beneficioso en los ácidos oxidantes, junto con bastante molibdeno y níquel para suministrar una resistencia en los medios ácidos suavemente reductores.

La adición de sólo 12% de cromo proporciona únicamente resistencia a la corrosión en medios poco agresivos (ambiente húmedo, agua dulce). Para aumentar esta resistencia se aumenta la cantidad de cromo y se añaden otros elementos que permiten mejorar las propiedades mecánicas del material al mismo tiempo.

Un acero al carbono en un medio relativamente oxidante, forma óxido de hierro en su superficie. Si esta capa se queda en la superficie, el fenómeno de oxidación continua hasta que el acero sea totalmente corroído.

Los aceros inoxidable también se oxidan, pero la capa que se forma es particular en el sentido que es una fina película de óxidos (principalmente de cromo) muy densa que protege el material contra la oxidación continua. Si se elimina esta capa protectora del acero inoxidable, se forma otra inmediatamente por combinación del cromo y de los otros elementos con el oxígeno de la atmósfera como se muestra en la **figura 2.5** (16).

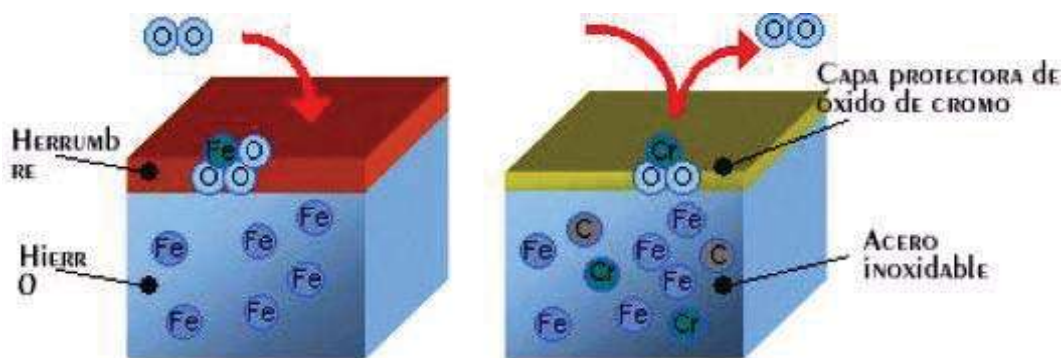


Figura 2.5 Diferencia entre un acero al carbón y un acero inoxidable



El contenido relativamente importante de cromo, de molibdeno y de nitrógeno también da a los aceros inoxidable dúplex una muy buena resistencia a la corrosión por picadura en ambientes contaminados por cloruros. Si la microestructura contiene por lo menos 25% o 30% de ferrita, los aceros dúplex son mucho más resistentes a la corrosión en medios contaminados por cloruros. La ferrita es en cambio susceptible a la fragilización por hidrógeno. Debido a esto, los dúplex no tienen una buena resistencia en ambientes o aplicaciones donde el hidrógeno puede incorporarse al metal.

La serie de aceros dúplex 312, 315, 318 325 y 329 son aleaciones base hierro con Cr y Mo, con suficiente cantidad de estabilizadores de austenita, Ni y N₂ para lograr el balance entre ferrita y austenita. El resultado es una adecuada combinación de estas dos fases, la austenita confiere ductilidad y la ferrita resistencia a la corrosión bajo esfuerzos. El Mo hace más resistente a la capa pasivante y mejora la resistencia a la corrosión por picaduras.

Los carburos de cromo tienden a precipitar en la interfase ferrita-austenita pero obteniendo el Cr de la ferrita en donde la difusión es más rápida y la homogeneización del Cr en la misma es mayor que si fuese austenita y por lo tanto, la disminución de la concentración de Cr en el borde de grano no es tan pronunciada impidiendo la corrosión intergranular. Consecuentemente, los aceros dúplex son usados en las más severas condiciones de temperatura y contenido de cloruros donde los aceros inoxidable austeníticos sufren fisuramiento por corrosión bajo esfuerzo (SCC, Stress Corrosión Cracking), picaduras y corrosión por grietas.

Recordemos que los aceros inoxidable totalmente ferríticos generalmente resisten al agrietamiento por corrosión bajo esfuerzo (SCC) mejor que los austeníticos. Pequeñas adiciones de Ni aumentan la susceptibilidad al SCC.

Los aceros inoxidable dúplex son aceros con más contenido de Cr para mantener la resistencia a la corrosión de los aceros austeníticos y menos Ni para aumentar el contenido de ferrita con el objetivo de incrementar la resistencia a SCC en medios con cloruros a temperatura elevada. Por lo tanto los aceros dúplex son más resistentes al SCC que los austeníticos, pero no son totalmente inmunes.



Los aceros inoxidable dúplex son aceros con una resistencia intermedia al SCC en comparación con los austeníticos y los ferríticos, la que disminuye con el trabajado en frío. Estos aceros tienen más tenacidad que los ferríticos, debido a ello se los consigue en forma de chapa que se suele usar para fabricar la placa-tubo de los intercambiadores de calor. Como desventaja se observa que para contenidos similares de Cr y Mo su resistencia a la corrosión por grietas es algo menor que en los aceros ferríticos o austeníticos.

2.5.4. Propiedades mecánicas de los aceros inoxidable dúplex

Resistencia a la tracción

La resistencia a la tensión de los aceros inoxidable dúplex se sitúa entre dos y tres veces la de un acero inoxidable austenítico. La ferrita generalmente es más resistente que la austenita pero menos dúctil, esto es verdad para el mismo contenido intersticial. No es necesariamente el caso en todos los aceros dúplex, por ejemplo en los dúplex con nitrógeno, este último se dispersa en la austenita de manera tal que, al final la austenita resulta más resistente que la ferrita (17). Ya que el acero dúplex contiene ferrita y austenita se podría esperar que las propiedades sigan una ley lineal de mezcla. Es aproximadamente el caso para la elongación pero cuando se trata de resistencia a la tensión, la ley es mucho más complicada ya que depende fuertemente del tamaño del grano, el cual es más pequeño en los dúplex. Una serie de aleaciones de 100% ferrita a 100% austenita han sido producidos e investigados detalladamente. Cuando el efecto del tamaño del grano fue compensado, se podía concluir que la resistencia de la aleación 60% ferrita/40% austenita era controlada esencialmente por la ferrita, el componente generalmente más fuerte (17).

Tenacidad

Se debe destacar que la transición dúctil-frágil para los dúplex ocurre a -60°C o menos, lo que es satisfactorio para la mayor parte de las aplicaciones. Cuando han sufrido deformación en frío, los aceros dúplex suelen presentar anisotropía en las propiedades mecánicas (18).



Resistencia a la fatiga

Los aceros dúplex tienen mayor resistencia a la fatiga que los aceros austeníticos. Por otra parte, sin tener en consideración los mecanismos de corrosión, los dúplex muestran un límite de fatiga bien definido cuando son sometidos a ensayos de corrosión bajo tensión. Hay que destacar que el valor de resistencia a la fatiga depende directamente del límite elástico. Eso se explica de la siguiente manera: en muchos casos la tensión máxima en cada ciclo de fatiga será aproximadamente igual al límite elástico (17). A este nivel de tensión, la deformación plástica es suficiente para causar la iniciación de pequeñas fisuras por fatiga en inclusiones, bandas de deslizamiento persistentes, o bordes de granos. Las propiedades de fatiga también suelen ser fuertemente dependientes de la orientación del eje de tensión de los aceros inoxidables dúplex (15).

2.5.5. Aplicaciones de los aceros inoxidables dúplex

Los aceros inoxidables dúplex son utilizados en la industria química y petroquímica porque tienen muy buenas propiedades de resistencia a la corrosión y propiedades mecánicas. En los últimos años, el uso de los aceros inoxidables dúplex ha crecido de manera significativa, como se muestran a continuación (5):

- Uso marino especialmente cuando las temperaturas son algo elevadas
- Plantas de desalinización
- Intercambiadores de calor en la industria de generación de energía
- Plantas petroquímicas
- Reactores
- Construcción de puentes y pasarelas (armado de hormigón)
- Depósitos de almacenamiento
- Tanques para cargueros químicos

2.6. Metalurgia de los aceros dúplex

El diagrama ternario de fase hierro-cromo-níquel es el guía más adecuado para entender la metalurgia de los aceros inoxidable dúplex (14). La **figura 2.6**, muestra una sección del diagrama ternario con 68% de hierro correspondientes a los aceros dúplex, se puede observar que aceros con más de 20% de cromo, solidifican parcialmente en ferrita y austenita. Cuando la temperatura cae por debajo de 1300°C, una parte de la ferrita se transforma en austenita. La **figura 2.6** también muestra el efecto del nitrógeno el cual al ser un elemento gammágeno expande el campo mixto de ferrita y austenita, la expansión del campo se muestra en gris. Termodinámicamente, porque la austenita se forma a partir de la ferrita, no es posible para la aleación obtener un porcentaje de austenita mayor que el de equilibrio. Sin embargo, debido a que la formación de la austenita ocurre a temperaturas más bajas, esta viene acompañada con la precipitación en diferentes proporciones de carburos, nitruros, fase sigma y otros compuestos intermetálicos (19).

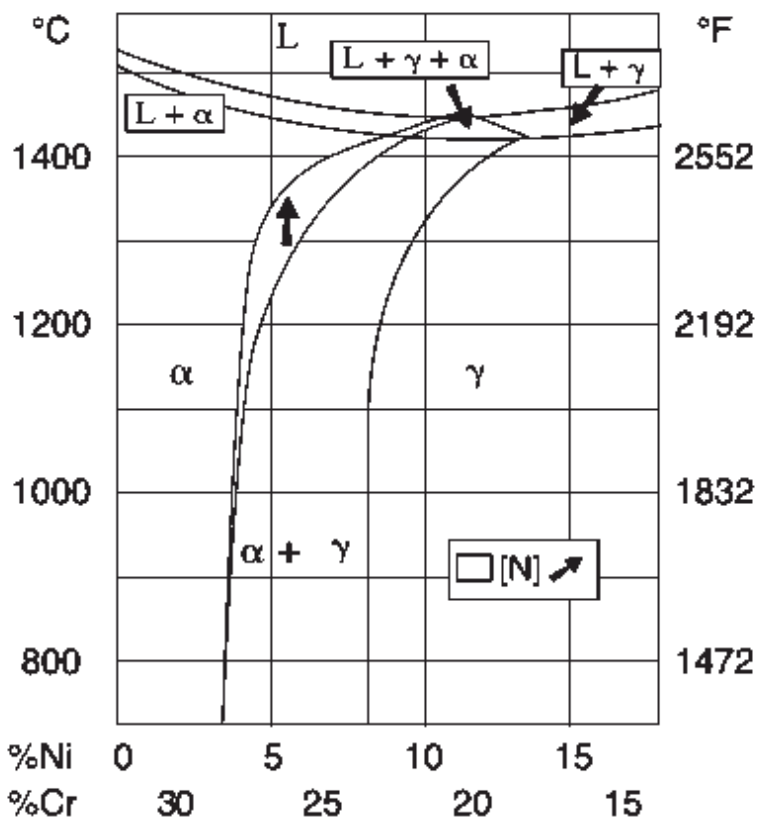


Figura 2. 6 Sección a través del diagrama ternario de fases Fe-Cr-Ni con 68% de hierro, mostrando el efecto de la adición del N dentro del diagrama.

Las cantidades de austenita y de ferrita presentes después de la fabricación dependen de la composición química y de la historia térmica del acero (20). Pequeños cambios en la composición pueden dar lugar a modificaciones significativas en la fracción volumétrica de estas dos fases, como se muestra en la **figura 2.6**, lo cual genera diferentes propiedades mecánicas. En la **figura 2.7** se indican tres de las aleaciones más comerciales, tal es el caso del acero dúplex 2205 y el súper dúplex UR52N+ donde el porcentaje de cromo y níquel aumenta así como el agregado de nitrógeno (5), lo cual genera mayor estabilidad de la fase austenita, así como el endurecimiento de la misma.

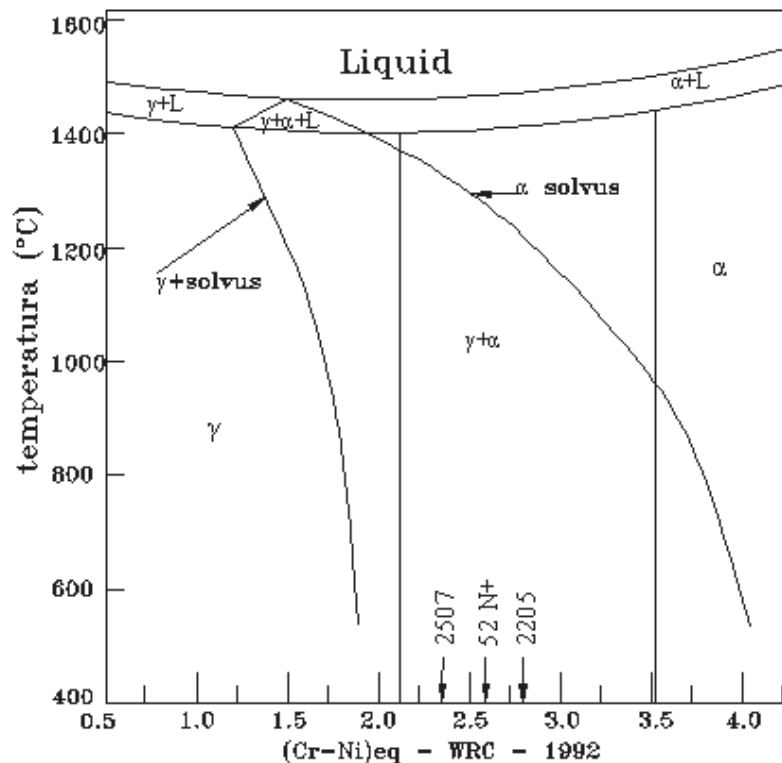


Figura 2. 7 Diagrama pseudobinario Fe-Cr-Ni mostrando las fases presentes en estado sólido para diferentes aceros inoxidables dúplex.

El uso de nitrógeno (21) en los aceros inoxidables dúplex significa que pueden aparecer nitruros de cromo en los bordes de granos ferrita-ferrita y austenita-ferrita principalmente en la ZAT de la unión soldada. Si se forman grandes cantidades de nitruros, las zonas que han perdido mucho cromo reducen su resistencia a la corrosión y las propiedades mecánicas se degeneran de manera significativa.



Fases perjudiciales como lo es la sigma, carburos y nitruros pueden formarse en pocos minutos a temperaturas relativamente altas. Entonces para obtener las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión deseadas, hay que tomar en cuenta la cinética de formación de estas fases durante los tratamientos térmicos (20).

El diagrama de la **figura 2.8** muestra las curvas de precipitación para los aceros inoxidable 2304, 2205 y 2507, se puede observar que los nitruros, carburos y demás fases dañinas se forman en tiempos relativamente cortos a temperaturas altas. Este efecto puede explicarse por la alta solubilidad del carbono y nitrógeno en la fase austenita con poco níquel y posiblemente por el efecto de retardo del nitrógeno sobre la precipitación de los carburos (5).

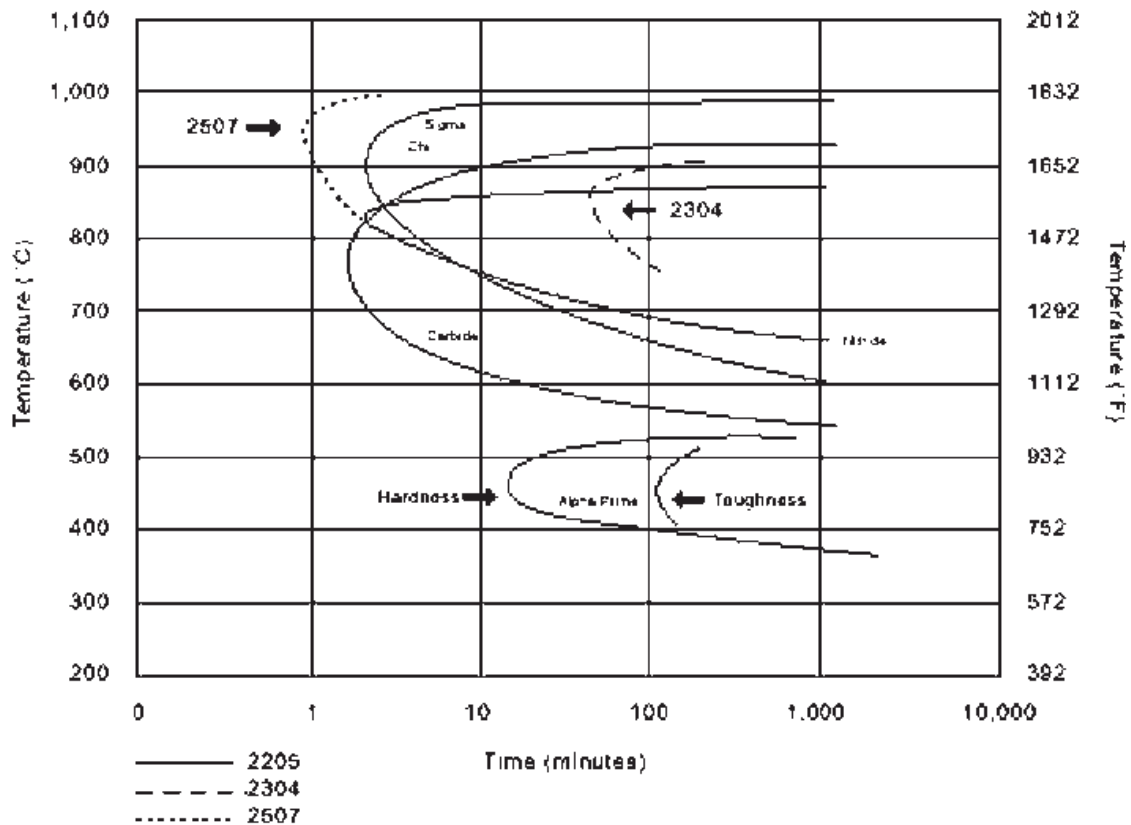


Figura 2. 8 Diagrama isotérmico de precipitación para acero dúplex 2205 recocido a 1050 °C. Los aceros inoxidable dúplex 2304 y 2507 se muestran como comparación.

Los aceros inoxidable dúplex con más cromo, molibdeno y níquel que el 2205 verán aparecer fases chi y sigma más rápidamente. Los dúplex con menos elementos de aleación las verán aparecer de manera más lenta (5).

2.6.1 Zona afectada térmicamente.

El ciclo térmico de la ZAT inmediatamente adyacente a la línea de fusión puede dividirse en tres regiones, de acuerdo al ciclo de temperatura, ver **figura 2.9**, que representa un acero inoxidable dúplex del tipo 2205 con 0.1% N₂ el cual es completamente ferrítico. En la región I, el metal base se calienta a temperatura que se aproximan a la temperatura de *solvus* de la ferrita.

En este rango de temperatura la austenita comienza a transformarse en ferrita mediante un proceso de crecimiento controlado por difusión, hasta que eventualmente toda la ferrita se transforma en austenita. Sobre el mismo rango de temperatura la mayoría de los precipitados presente en el acero debido a tratamientos termo-mecánicos previos comienzan a disolverse. Estos precipitados son principalmente carburos y especialmente, nitruros (8).

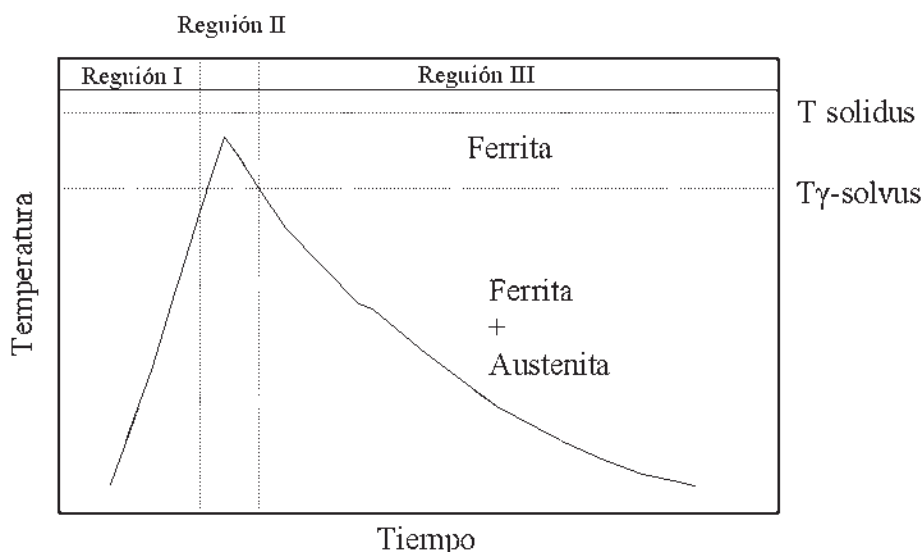


Figura 2. 9 Zona afectada térmicamente de un acero inoxidable dúplex 2205



En la región 2, por arriba de la temperatura de *solvus*, el grano de ferrita crece debido a que no hay austenita o precipitados que inhiban su crecimiento. Este comportamiento es similar al crecimiento de grano observado en los aceros inoxidables ferríticos. Entre más pequeña sea la temperatura de *solvus* más grande es el grano de ferrita. El tiempo de permanencia por arriba de la temperatura de *solvus* es proporcional al crecimiento de grano (8).

En la región 3, al enfriarse por debajo de la línea de *solvus* la austenita nuclea y crece nuevamente, al tiempo que los precipitados se vuelven a formar. La transformación ferrita-austenita está controlada por la velocidad de enfriamiento, con velocidades de enfriamiento rápidas se retarda la transformación, obteniéndose en la ZAT una mayor cantidad de ferrita. La velocidad de enfriamiento entre 1200 y 800°C (ΔT_{12-8}) se usa generalmente para cuantificar el efecto del enfriamiento sobre la cantidad de ferrita. El grado de precipitación también está en función de la velocidad de enfriamiento. Altas velocidades de enfriamiento están relacionadas con un mayor grado de retención de ferrita producen una mayor precipitación (8).

Un aspecto a tomar en cuenta, es el crecimiento de grano de la ferrita. Un tamaño de grano grande produce una reducción en la tenacidad y la ductilidad, por lo cual es recomendable reducir el tiempo en la región completamente ferrítica (8). Lo anterior puede realizarse mediante el control del aporte térmico y de la velocidad de enfriamiento.

La temperatura de *solvus* de la ferrita va de 1250 a 1350°C para un acero inoxidable dúplex dependiendo de la composición química. Así que el ancho de la zona completamente ferrítica puede variar significativamente (4). Las aleaciones 2205 (con bajo nitrógeno) y 2304 tienden a tener una temperatura de *solvus* baja, los aceros 2205 con alto nitrógeno y los aceros inoxidables súper dúplex tienen una temperatura de *solvus* por arriba de 1350°C.



2.7. Microestructura y fases presentes después de un tratamiento térmico

2.7.1. Ferrita y austenita

Para una misma composición química, las fracciones de ferrita y austenita dependen de la temperatura y del enfriamiento (5). Al enfriar, una creciente cantidad de ferrita se transforma en austenita. En el caso de enfriamiento lento, este fenómeno ocurre por desplazamiento de los límites de grano, precipitando pequeños granos de austenita acicular. A más bajas temperaturas, es decir por debajo de 650°C, la austenita precipita isotérmicamente, dando lugar a una estructura Widmanstätten. Finalmente, los carburos, nitruros y otras fases intermetálicas que precipitan ayudan a la formación de austenita debido a la variación local de cromo y molibdeno.

- Generalmente es aceptado que se debe tener entre 30% y 70% de ferrita para obtener las características más favorables de los aceros inoxidable dúplex. Sin embargo, los aceros inoxidable dúplex más comúnmente utilizados tienen cantidades iguales de ferrita y de austenita, o favoreciendo levemente la austenita para obtener mayor tenacidad y maquinabilidad porque la austenita es más dúctil que la ferrita.
- La ferrita es una estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC). Es magnética, tiene un buen límite elástico pero es relativamente frágil. Esta fase es rica en cromo y molibdeno pero tiene una solubilidad muy baja para los elementos intersticiales de aleación tal como el carbono y el nitrógeno.
- La austenita es una fase de estructura cúbica centrada en las caras (FCC). Debe su estabilidad a elementos como el nitrógeno, el níquel y el manganeso. Es una fase diamagnética, muy dúctil, endurece fácilmente por deformación en frío y tiene un bajo límite elástico. En resumen la austenita exhibe buenas propiedades mecánicas con facilidad de fabricación. Aparte de las fases de ferrita y austenita, después de los tratamientos térmicos, una gran variedad de fases secundarias no deseadas



suelen formarse en el rango de temperatura 300°C-1000°C. Eso es esencialmente una consecuencia de la inestabilidad de la ferrita.

- **Austenita secundaria.** El balance ferrita/austenita se modifica al soldar el acero inoxidable dúplex. El cordón y la ZAT presentan un porcentaje mayor de ferrita. Un calentamiento de la unión soldada puede dar como resultado el crecimiento de la austenita existente o la nucleación de nueva austenita. La nueva austenita se conoce como austenita secundaria (γ_2). La austenita secundaria se presenta principalmente en el cordón y la zona afectada por el calor durante la soldadura multipasadas y puede alterar significativamente el balance ferrita-austenita. La **figura 2.9** muestra la austenita secundaria en la ZAT simulada de un acero 2205 (8).

La austenita secundaria puede mejorar la tenacidad de cordones que de otra manera tendrían un elevado contenido de ferrita. En soldadura multipasadas, se puede controlar el aporte térmico y el ciclo térmico de manera tal que se promueva extensivamente la formación de austenita secundaria al optimizar el recalentamiento de los cordones previamente depositados. Sin embargo se ha observado que la formación de austenita secundaria reduce la resistencia a la corrosión por picado, lo cual se atribuye a un menor contenido de nitrógeno en la austenita secundaria. Sin embargo, en la práctica la disminución en la resistencia a la corrosión por picado ha sido poco observada debido a que las regiones en las que se forma la austenita secundaria no se encuentran directamente expuestas (8).

2.7.2. Fases intermetálicas

La presencia de fases intermetálicas provoca la disminución de las excelentes propiedades de los aceros inoxidables dúplex, especialmente durante la soldadura, debido a posibles transformaciones de la ferrita a alta temperatura, que dan lugar a la aparición de fases frágiles. Además, estas fases perjudican a la resistencia a la corrosión (22).

Las transformaciones ocurren en la ferrita porque la difusión (5) de los elementos de aleación es del orden de cien veces más rápida que lo que ocurre en la austenita. La ferrita



se enriquece en cromo y molibdeno, los cuales promueven la formación de fases intermetálicas. Las solubilidades en la ferrita de los elementos como el N_2 , C, W y Cu, caen rápidamente al disminuir la temperatura, lo que incrementa la posibilidad de precipitación durante el tratamiento térmico si éste no se hace correctamente. Las fases intermetálicas que se pueden formar en los aceros dúplex y súperduplex, de manera general, son (20):

- **Fase sigma (Fe-Cr-Mo).** Es una fase intermetálica muy dura y frágil que contiene 14 a 90 % de cromo, de hecho se forma en aceros inoxidable con altos porcentajes de cromo y molibdeno. Es la fase que aparece más habitualmente; puede formarse muy rápidamente y en gran cantidad según las temperaturas de recocido y enfriamiento. Por ejemplo, en un acero inoxidable superduplex la formación de fase sigma puede tomar dos minutos a $900^{\circ}C$. La fase sigma precipita preferentemente en la interfase ferrita/austenita y luego en la ferrita. Su formación depende del tiempo y de la temperatura (20).

En general, la fase sigma aparece a temperaturas entre 600 y $1000^{\circ}C$. Tiene una estructura tetragonal. Perjudica mucho la tenacidad de los aceros, la ductilidad y la resistencia a la corrosión. Aumenta la dureza y la resistencia a la tensión.

- **Fase chi ($Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$).** La fase chi tiene características similares a la fase sigma (20), se forma en los inoxidables con mucho molibdeno (más que en la fase sigma), y nuclea preferentemente en los bordes de grano ferrita/austenita y ferrita/ferrita, creciendo después en la ferrita. Se forma entre 700 y $900^{\circ}C$. Tiene una estructura BCC, cúbica centrada en el cuerpo, tal como la ferrita en la cual precipita. Aparece frecuentemente junto a la fase sigma. Esta fase perjudica a la resistencia a la corrosión por picaduras, la tenacidad y la dureza del acero (20).

- **Carburos.** Existen dos tipos de carburos, M_7C_3 y $M_{23}C_6$ formándose en el caso de aceros con bajos contenidos de N y relativamente altos contenidos de carbono. Pero solamente uno puede precipitar a las temperaturas de tratamiento térmico. El



carburo $M_{23}C_6$ tiene una estructura FCC, se forma entre 650 y 950°C y aparece en principio en los límites de las fases ferrita/austenita (20).

- **Nitruros de cromo (Cr_2N).** Su precipitación es debido a la cantidad creciente de nitrógeno como elemento de aleación en los aceros inoxidable dúplex (20). Tiene una estructura trigonal (se puede representar por una celda hexagonal) y precipita dentro de la ferrita. Hay dos maneras de formar los nitruros. La primera es con un enfriamiento desde una temperatura de recocido superior a 1040°C. En efecto, a una temperatura tan elevada se encuentra una gran cantidad de nitrógeno solubilizado en la ferrita. Pero durante el enfriamiento su solubilidad cae bruscamente. La ferrita queda saturada en nitrógeno, lo que provoca la precipitación de Cr_2N en los bordes de granos e intergranularmente en forma de agujas pequeñas siguiendo determinadas direcciones cristalográficas. La segunda manera es por un recocido isotérmico entre 600 y 1000°C; así los nitruros precipitan en los bordes de granos y sobre los defectos cristalinos.

Pero cuando los contenidos de N_2 y otros elementos de aleación aumentan, baja la temperatura de formación de los nitruros. Tal como la fase sigma, perjudican a la tenacidad de los aceros, la ductilidad y la resistencia a la corrosión (20).

- **Fase R** (aproximadamente 31% Fe, 25% Cr, 6% Ni, 34% Mo y 4% Si). Tiende a aparecer después de exposiciones de varias horas a temperaturas relativamente bajas (550-650°C). Tiene una estructura trigonal (que se puede representar por una celda hexagonal), es una fase rica en molibdeno y precipita en los límites ferrita/austenita y luego dentro de la ferrita. Aumenta la dureza, pero disminuye la resistencia a la corrosión por picaduras y su tenacidad.
- **Fase alfa prima.** Esta fase es responsable de una fragilización que suele ocurrir en aceros ferríticos y dúplex a temperaturas por debajo de 500°C. La ferrita puede endurecerse por tratamiento térmico, debido a la precipitación de fases intermetálicas y por el enriquecimiento en cromo de la ferrita. Esta fase se separa



espontáneamente en zonas alternadas enriquecidas o empobrecidas en Cr. La ferrita así formada es denominada fase alfa prima. Después la estructura es formada por la ferrita Z rica en hierro y la ferrita Z' rica en cromo.

- **Fase Z'.** Esta fase ferrita se forma en un acero con un contenido elevado de cromo y a temperaturas elevadas: por nucleación y crecimiento. También puede formarse en aceros con poco cromo y temperatura baja, a esta reacción se le conoce como descomposición espinodal. Causa una importante pérdida de tenacidad a temperatura ambiente en aceros inoxidable, después de largas exposiciones a temperaturas en el rango de 475°C; este comportamiento se conoce como “fragilización a 475°C”.

De las fases citadas, la fase σ tiene una gran influencia en la tenacidad y en la corrosión del material, es la más perjudicial y por eso la más importante (5). En el vocabulario de la industria, es muy común hacer referencia a todas las fases intermetálicas como “fase sigma” (sin importar cuál es la fase presente) porque la formación de todas las fases intermetálicas es perjudicial.

2.8. Procesos de soldadura empleados en los aceros inoxidables

La necesidad de unir materiales ha generado diversos procesos de soldadura que permiten alcanzar uniones soldadas con propiedades cercanas o superiores al material base. A continuación, se da una breve explicación de los diversos procesos de soldadura que pueden utilizarse en la soldadura de los aceros inoxidables (23).

2.8.1. Soldadura por arco con electrodo revestido

Al proceso de soldadura de arco eléctrico con electrodo revestido también se le conoce como proceso de soldadura eléctrica o soldadura manual. Es un proceso de soldadura por arco eléctrico que produce la unión por fusión de piezas metálicas.

En el proceso de soldadura por arco eléctrico con electrodo revestido para lograr la unión soldada, se concentra el calor de un arco eléctrico entre los bordes de las piezas y un electrodo en forma de varilla, generándose una zona de fusión, que al solidificar, produce la unión permanente. La varilla tiene un revestimiento que es utilizado para agregar elementos de aleación, elementos desoxidantes, material de aporte, elementos estabilizadores del arco eléctrico, así como generar una atmosfera de protección, como se muestra en la **figura 2.10**. Este es un proceso versátil, ampliamente utilizado para la soldadura del acero inoxidable, cuando los tamaños o cantidades no justifican la soldadura automática. Este tipo de soldadura se lleva a cabo manualmente, el soldador mantiene control sobre la longitud del arco, dirigiéndolo hacia la junta a soldar (24).

Este proceso no es apropiado para metales reactivos como el titanio, zirconio, tantalio y niobio, debido a que la protección es insuficiente para evitar que la soldadura se contamine con oxígeno.

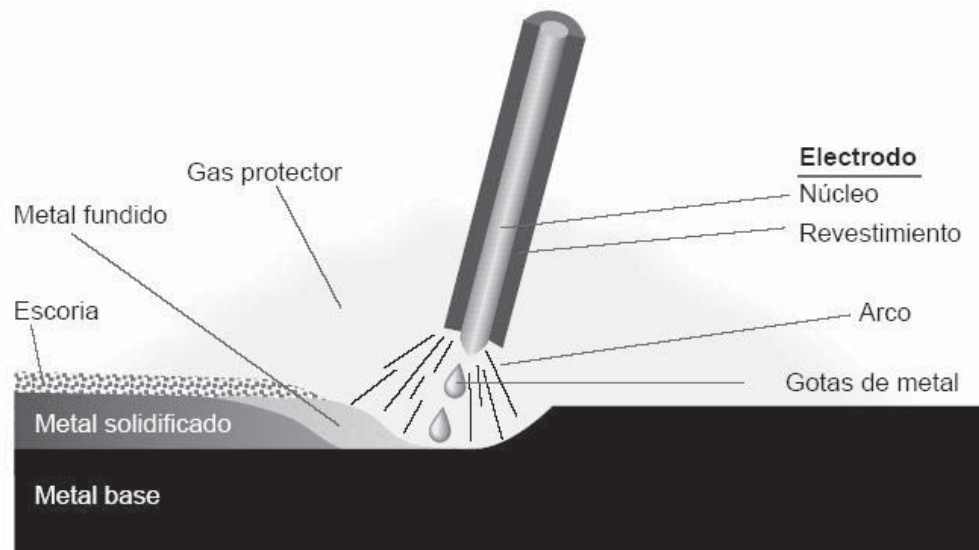


Figura 2. 10 Proceso de soldadura por arco con electrodo revestido

Las ventajas que presenta el proceso de soldadura por arco con electrodo revestido son las siguientes:

- El equipo es relativamente sencillo, económico y portátil.



- El electrodo genera una atmósfera protectora entre la zona de fusión y el medio ambiente durante la solidificación.
- El proceso es menos sensible al viento y las corrientes de aire que los procesos de soldadura por arco protegido con gas.
- Se puede utilizar en áreas de acceso limitado.
- Este proceso es muy utilizado debido a la gran diversidad de materiales a unir.

Los electrodos revestidos se producen en longitudes de 230 a 460 mm. Al formarse el arco, la corriente fluye a lo largo de todo el electrodo. Por lo tanto, la cantidad de corriente que puede aprovecharse está limitada por la resistencia eléctrica del alambre.

Un amperaje excesivo sobrecalienta el electrodo y descompone el revestimiento, esto a su vez, altera las características del arco y de la protección del área a soldar. Por esta limitación, las tasas de deposición suelen ser más bajas que con el proceso GMAW.

2.8.2. Soldadura por arco de tungsteno y gas inerte

La soldadura por arco de tungsteno y gas inerte, es un proceso donde la fusión se realiza gracias al calor que se genera por el arco eléctrico entre el electrodo de tungsteno no consumible y el material base. El gas de protección pasa por la antorcha con la finalidad de cubrir al electrodo, la piqueta de soldadura y el material base en proceso de solidificación, en este proceso se puede utilizar también material de aporte, éste se alimenta por el borde delantero de la piqueta de soldadura para llenar la unión como se muestra en la **figura 2.11** (24).

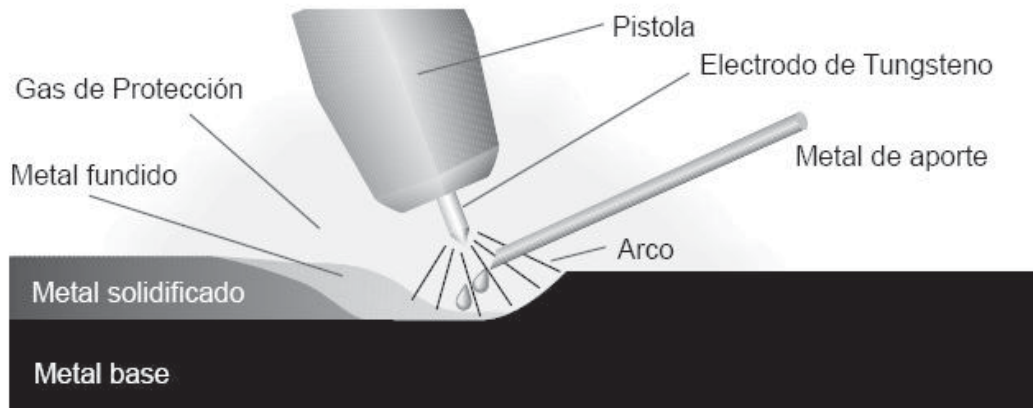


Figura 2. 11 Esquema del proceso de la soldadura por arco de tungsteno y gas inerte.

Ventajas que presenta el proceso de soldadura por arco de tungsteno y gas inerte:

- Produce soldaduras de muy buena calidad, generalmente libres de defectos.
- Libre de salpicaduras que comúnmente ocurren en otros procesos de soldadura.
- Puede usarse con metal de aporte o sin él.
- Ofrece un control excelente de la penetración en la pasada de raíz.
- Permite controlar las variables de soldadura de manera precisa.
- Puede soldar casi todos los metales, incluso uniones de metales disímiles.
- Permite controlar en forma independiente la fuente de calor y las adiciones de metal de aporte.

Las principales limitaciones que presenta este proceso con respecto a los aceros inoxidable son las siguientes:

- El soldador requiere más destreza y coordinación, en comparación a otros procesos
- La tasa de deposición es menor en comparación a procesos con electrodo consumible.
- Para la unión de espesores mayores a 6 mm. El equipo suele ser más costoso que muchos otros procesos.



- El flujo de gas de protección es deficiente al soldar al aire libre en zonas donde el viento sople con gran fuerza.

Este proceso genera uniones soldadas de buena calidad, y cuenta con una velocidad de avance considerada como buena, no es tan comercial como el proceso SMAW o GMAW. Debido a que la exigencia en cuanto a destreza por parte del operador es mayor, y el costo del equipo se ve incrementado considerablemente en equipos aptos para espesores superiores a 6 mm.

2.8.3. Soldadura por arco con electrodo tubular

La soldadura por arco con electrodo tubular es un proceso similar a la soldadura por arco de tungsteno y gas inerte, sin embargo, aprovecha mejor el calor generado por el arco eléctrico entre el material base y el electrodo ya que el fundente se encuentra envuelto por el material de aporte cómo se muestra en la figura 2.12. Este proceso es de alimentación continua con tasas de deposición elevada.

Los notables beneficios de emplear soldadura por arco eléctrico con electrodo tubular son la combinación de las siguientes tres características (25):

- La productividad de la soldadura del alambre continuo.
- Las cualidades metalúrgicas que pueden derivarse por la incorporación de elementos de aleación en el núcleo de fundente.
- Una escoria que sustenta y moldea al cordón de soldadura.

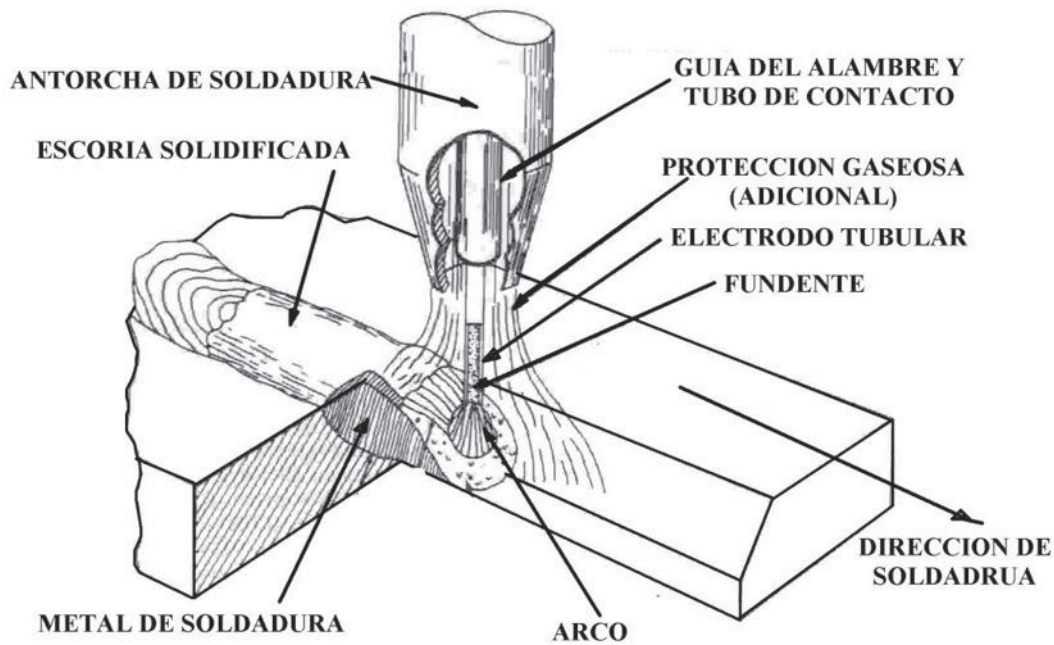


Figura 2. 12 Esquema del proceso soldadura por arco con electrodo tubular

Las desventajas más importantes, en comparación con el proceso por arco con electrodo revestido, son el mayor costo del equipo, la relativa complejidad de la configuración y control, y la restricción en cuanto a la distancia de operación respecto al alimentador del electrodo.

En el proceso FCAW, existe la necesidad de eliminar la escoria entre una pasada y la otra, lo cual representa un costo de mano de obra adicional, que de igual manera se traduce en bajas productividades, cosa que no sucede con el proceso GMAW, el cual no emplea fundentes.

2.8.4. Soldadura por arco sumergido

Este proceso se muestra en la **figura 2.13**, el electrodo es un alambre desnudo, sumergido en fundente el cual puede ser granulado o en polvo, este fundente al cubrir el arco eléctrico en su totalidad durante su desplazamiento, da como resultado la protección del operador de cualquier tipo de radiación.

Lo que constituye una ventaja, pues evita el empleo de elementos de protección contra la radiación, de rayos infrarrojos y ultravioleta, que son imprescindibles en otros procesos de arco, así como evitar cualquier tipo de salpicadura, generando con esto buen acabado superficial en el cordón de soldadura ya que la estabilización del arco eléctrico al estar sumergido en el fundente es de muy buena calidad.

El proceso se caracteriza por sus elevadas tasas de deposición y es normalmente empleado cuando se trata de soldar grandes espesores de acero al carbono o de baja aleación (24).

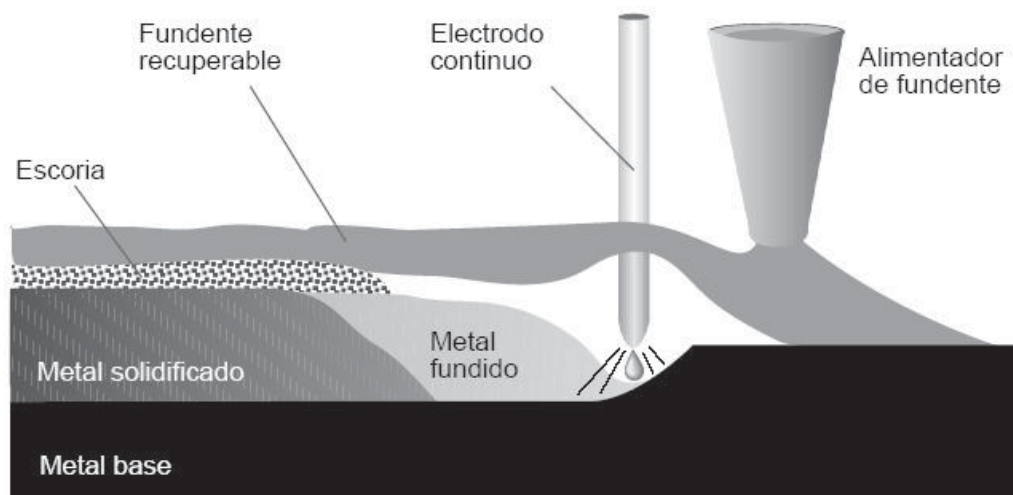


Figura 2. 13 Esquema del proceso de soldadura por arco sumergido.

Entre las principales ventajas que presenta el proceso soldadura por arco sumergido se pueden citar las siguientes:

- Alta velocidad y rendimiento.
- Las propiedades mecánicas del cordón de soldadura son semejantes al material base o incluso superiores.
- Al no generar salpicaduras se asegura el empleo del 100 % del material utilizado dentro del cordón de soldadura.
- Soldadura homogénea, de buen aspecto y uniforme.
- No se requiere protección especial para el operador.



La principal desventaja de este proceso con respecto a los aceros inoxidable es que incorpora un alto aporte térmico, lo cual puede generar corrosión intergranular en los aceros inoxidables austeníticos y solo es apto para la unión en posición plana.

2.8.5. Soldadura láser

El láser es un haz electromagnético coherente, monocromático y de alta direccionalidad, capaz de concentrar una gran cantidad de energía en un pequeño punto. Esto hace que sea útil para gran cantidad de aplicaciones (perforado, marcado, corte y soldadura).

Hasta la llegada del láser, la alta velocidad de producción y calidad de soldadura exigidos en los componentes de transmisión únicamente eran alcanzados mediante la técnica de haz de electrones, por su elevada precisión y alta densidad de energía. Sin embargo, ésta presentaba una serie de desventajas, como la necesidad de cámaras de vacío, sensibilidad al magnetismo y generación de rayos X. El uso del láser permite evitar todos estos inconvenientes sin disminuir la calidad de la soldadura y con un bajo costo de operación.

Cuando un rayo láser de CO₂ incide sobre una superficie metálica durante una soldadura la mayoría de la energía es reflejada por ésta, ya que los metales suelen reflejar la energía. Sin embargo, cuando la intensidad de energía supera los 10⁵ W/cm², la pequeña cantidad de energía absorbida es suficiente para calentar la superficie del metal y producir un vapor parcialmente ionizado, comúnmente llamado plasma, entre la fuente del láser y la pieza. La formación de este plasma favorece la transferencia de energía del láser sobre las piezas a soldar (26).

- Permite la soldadura de materiales de diferente naturaleza.
- Se reduce sensiblemente la afección de zonas colindantes.
- Produce soldadura cualitativamente superior a las soldaduras convencionales.
- El resultado es una soldadura de alta calidad estética
- Permite solapar materiales, con o sin material de aporte.



2.8.6. Soldadura por haz de electrones

La característica principal de la soldadura por haz de electrones que la distingue de otros procesos de soldadura, es la posibilidad de concentrar una gran cantidad de energía en zonas reducidas. Esta elevada densidad de energía se consigue mediante la concentración de un haz de electrones de alta velocidad, producido por un cañón de electrones. El impacto de los electrones de alta velocidad sobre la pieza incrementa la temperatura en la zona de impacto. Esta elevada temperatura puede ser utilizada como fuente de calor en distintas aplicaciones (soldadura, fusión, tratamientos térmicos, etc.). El proceso se realiza en una cámara de vacío para evitar la dispersión de los electrones en la atmósfera normal.

2.8.7. Soldadura de arco eléctrico con electrodo consumible con protección gaseosa (GMAW)

El proceso GMAW es utilizado ampliamente por las ventajas que ofrece, no forma escoria al no contar con fundente, el electrodo es un alambre sólido y continuo, logrando con esto altas velocidades de trabajo, su capacidad para soldar en todas las posiciones, y la fácil preparación de las uniones (27).

2.8.7.1. Principios de operación

En el proceso MIG (metal inert gas) o MAG (metal active gas), se genera un arco entre el electrodo consumible y la pieza de trabajo. El arco y la piqueta de soldadura se protegen de la atmósfera mediante la protección gaseosa, compuesta principalmente por gases inertes, argón y/o helio. Con el objeto de obtener una mejor acción del arco y una mejor mojabilidad en la soldadura, se utilizan opcionalmente pequeñas cantidades de gases activos, tales como dióxido de carbono, oxígeno e hidrógeno.

El proceso GMAW cuenta con un electrodo de forma continua suministrado con un sistema de rodillos de alimentación, el arco plasma se genera en la punta del electrodo y las placas a unir, generando diversos tipos de transferencia de material del electrodo hacia el material

base, dependiendo de las condiciones de trabajo (27). El arco y el metal de soldadura fundido se protegen mediante un gas de protección externo como puede ser apreciado en la **figura 2.14**.

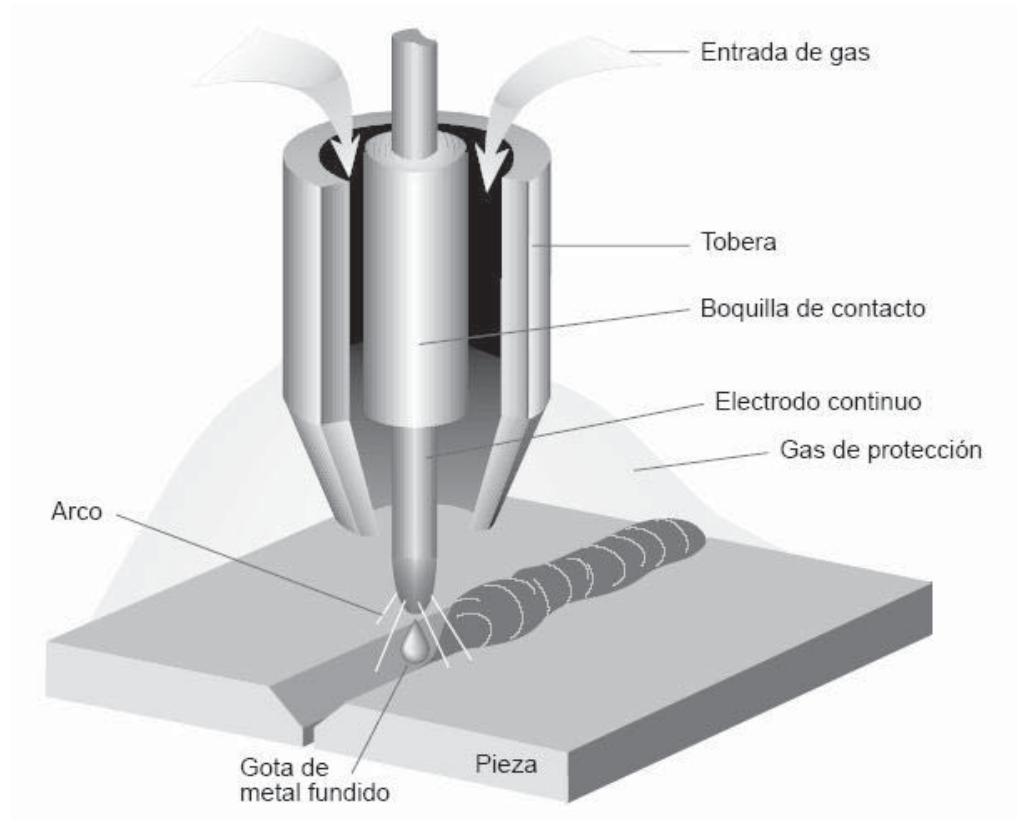


Figura 2. 14 Esquema del proceso GMAW.

Dependiendo del tipo de gas de protección que se use, el proceso se divide en:

- Metal inert gas (MIG), cuando se emplean gases inertes como el argón y el helio, o una mezcla de éstos.
- Metal active gas (MAG), cuando se usa CO_2 o una mezcla de gases que contengan CO_2 .
- Gas metal arc welding (GMAW), cuando existe una mezcla tanto de gases inertes y activos.

El sistema GMAW, ver **figura 2.15**, requiere del siguiente equipo (25):

- Fuente de potencia.
- Sistemas de control tanto de avance como de alimentación del electrodo.
- Sistema de alimentación del gas de protección.
- Soporte en el cual avanza la antorcha de soldadura.
- Carrete de alambre del tipo y diámetro específico.

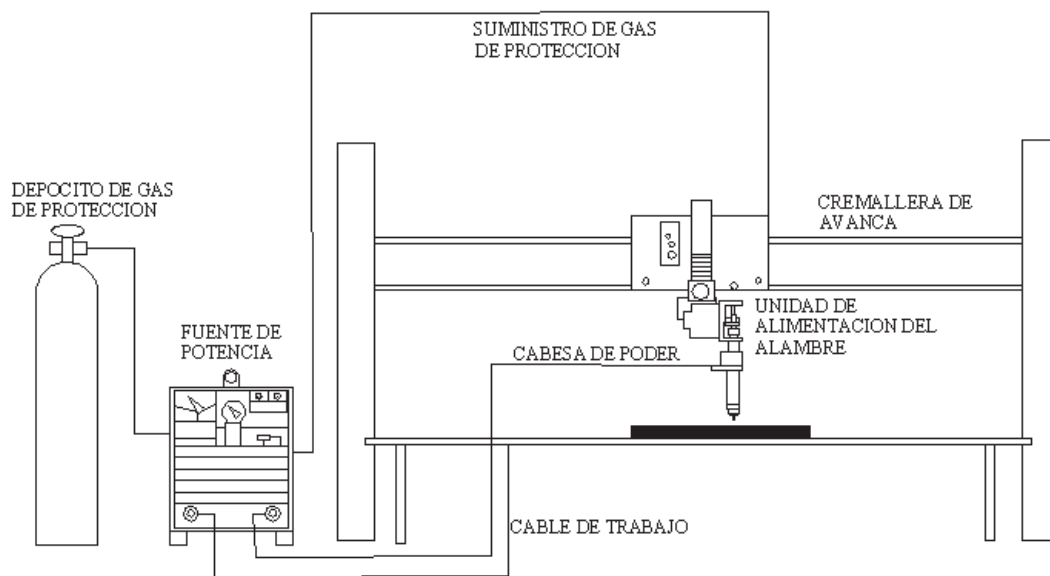


Figura 2. 15 Montaje del proceso de soldadura GMAW con sistema de avance de antorcha mecanizado.



2.9. Ventajas del proceso GMAW

El sistema GMAW posee cualidades importantes al soldar aceros, entre las que sobresalen las siguientes (28):

- No produce escoria, debido a que no utiliza fundente.
- El arco siempre es visible para el operador.
- Es uno de los más versátiles entre todos los sistemas de soldadura.
- Se logran tasas de deposición bastante altas.
- Velocidades de soldadura altas debido a la alimentación continua del electrodo y a la mayor tasa de deposición de metal de aporte.
- Posibilidad de automatización.
- Puede soldar en todas posiciones.
- Cuando se utiliza transferencia por rocío, es posible lograr la mayor penetración, lo que puede permitir el uso de soldaduras de filete más pequeñas para obtener una resistencia mecánica equivalente.

Las desventajas de este tipo de proceso de soldadura, es la complejidad y el costo del equipo, su traslado, además es muy sensible a las corrientes de aire, el cual puede alterar los gases, desprotegiendo a la unión soldada.

La selección de este proceso de soldadura para realizar el presente trabajo, son: soldar con buena penetración con bajo aporte térmico, no generar escoria, es un proceso de alta productividad de acuerdo con una buena tasa de deposición y un alto aprovechamiento del calor generado por el arco eléctrico. En base a lo mencionado, el proceso GMAW es apto para la soldadura de los aceros inoxidables dúplex.

2.10. Tipos de transferencia en el proceso GMAW

La soldadura GMAW presenta distintos tipos de transferencia, ver **figura 2.16** del material de aporte proveniente del electrodo a la zona de la pileta de soldadura. El tipo de transferencia depende de las variables operativas, tales como intensidad de corriente, voltaje, velocidad de avance, gas de protección, entre otros (25).

Para un diámetro dado de electrodo (D), con una protección gaseosa, la cantidad de corriente determina el tamaño de las gotas (D) y el número de ellas que son separadas desde el electrodo por unidad de tiempo:

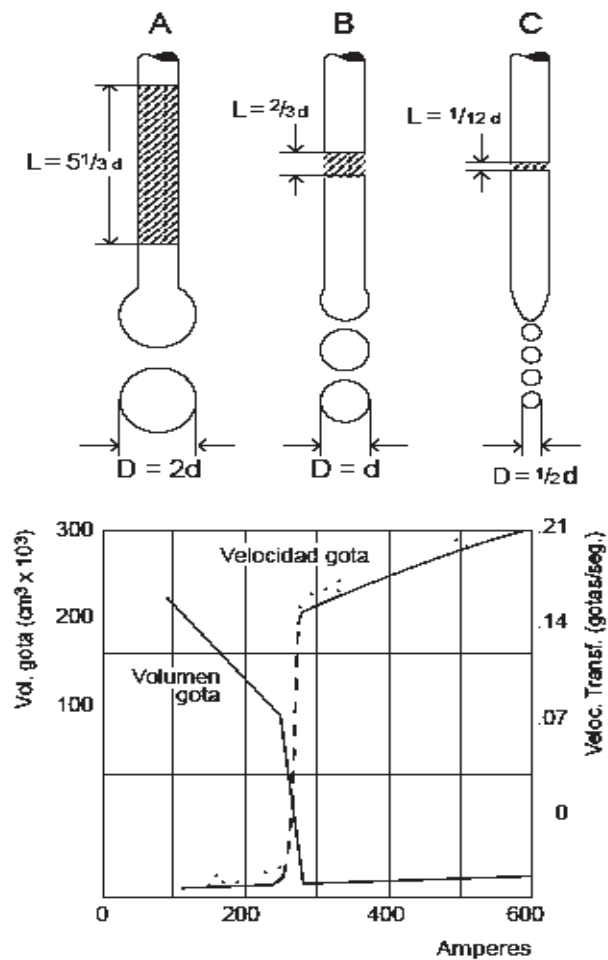


Figura 2. 16 Transferencia metálica en el proceso GMAW.



- A: Con valores bajos de amperaje (150-300A) las gotas crecen a un diámetro que es varias veces el diámetro del electrodo antes de que éstas se separen. La velocidad de transferencia con bajos amperajes es sólo de varias gotas por segundo.
- B: Con valores intermedios de amperaje (300-400 A), el tamaño de las gotas separadas decrece rápidamente a un tamaño que es igual o menor que el diámetro del electrodo, y la velocidad de separación aumenta a varios cientos por segundo.
- C: Con valores altos de amperaje (>500 A), la velocidad de separación aumenta a medida que se incrementa la corriente, las gotas son bastante pequeñas.

Debido a lo anterior, existen cuatro formas de transferencia metálica:

- Transferencia por spray o rocío.
- Transferencia globular.
- Transferencia en corto-circuito.
- Transferencia por arco pulsado.

2,10.1. Transferencia por rocío

El metal es transportado a alta velocidad en partículas muy finas a través del arco. La fuerza electromagnética es bastante fuerte para expulsar las gotas desde la punta del electrodo en forma lineal con el eje del electrodo, sin importar la dirección a la cual el electrodo está apuntando, ver **figura 2.17**. Se tiene transferencia por spray al soldar con argón.

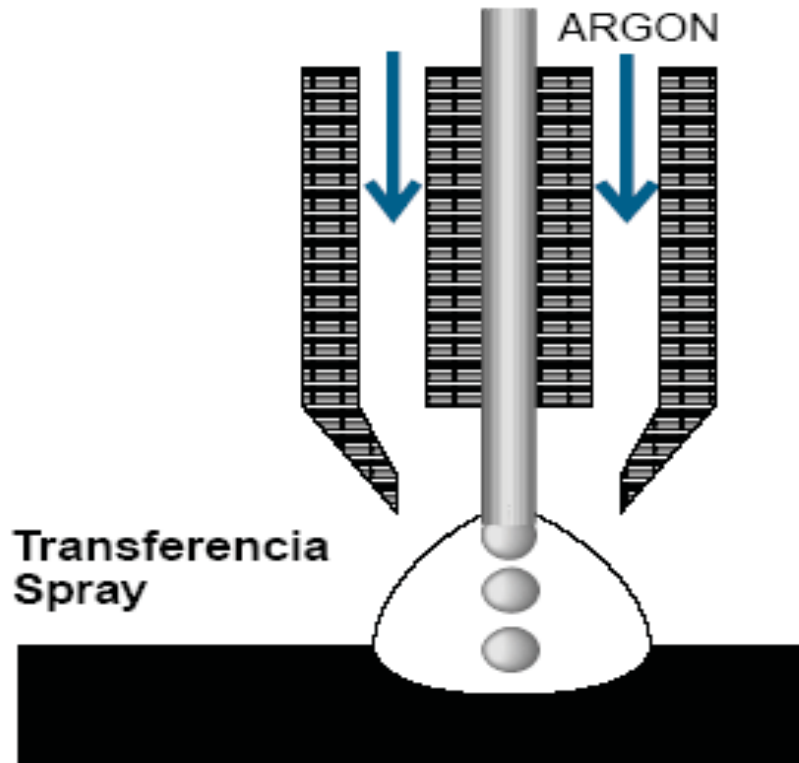


Figura 2. 17 Transferencia por spray.

2.10.2. Transferencia globular

El metal se transfiere en gotas de gran tamaño, ver **figura 2.18**. La separación de las gotas ocurre cuando el peso de éstas excede la tensión superficial que tiende a sujetarlas en la punta del electrodo. La fuerza electromagnética que actúa en una dirección para separar la gota, es pequeña en relación a la fuerza de gravedad en el rango de transferencia globular (alrededor de 250 A). La transferencia globular se utiliza para soldar acero al carbono en espesores mayores a 1/2" (12.7 mm) en que se requiere gran penetración.

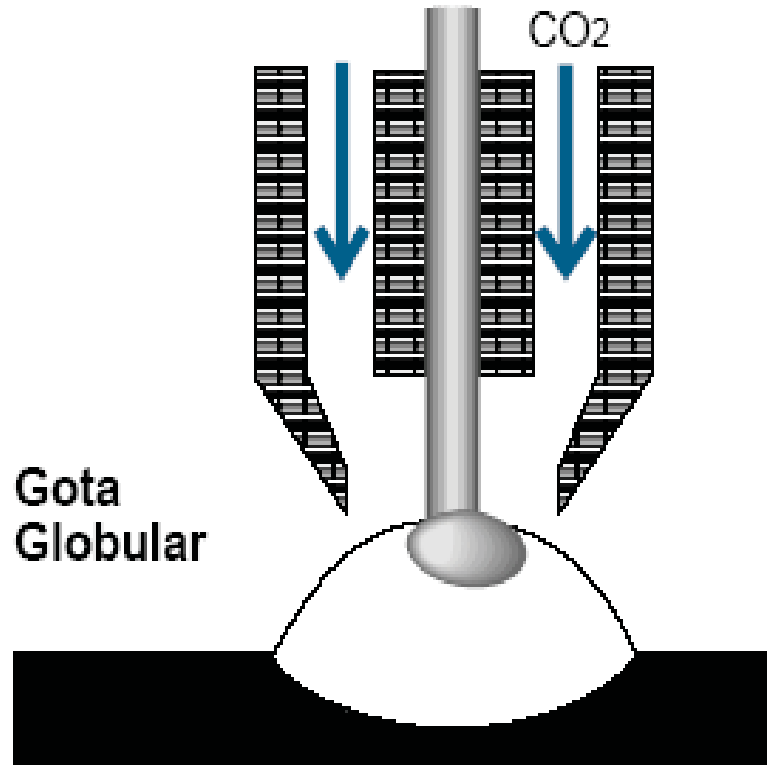


Figura 2. 18 Transferencia globular.

2.10.3. Transferencia por corto circuito

El metal no es transferido libremente a través del arco, sino que se deposita, cuando la punta del electrodo toca el metal base, ver **figura 2.19**. Los cortos circuitos producidos por el contacto del electrodo con el baño fundido, ocurren con mucha rapidez, hasta 200 o más veces por segundo. El resultado final es un arco muy estable usando una corriente inferior a 250 A y por tanto un bajo aporte térmico. El bajo aporte térmico reduce a un mínimo la distorsión del metal y otros efectos metalúrgicos perjudiciales. Esta transferencia metálica se obtiene en presencia de dióxido de carbono CO_2 o una mezcla Ar- CO_2 .

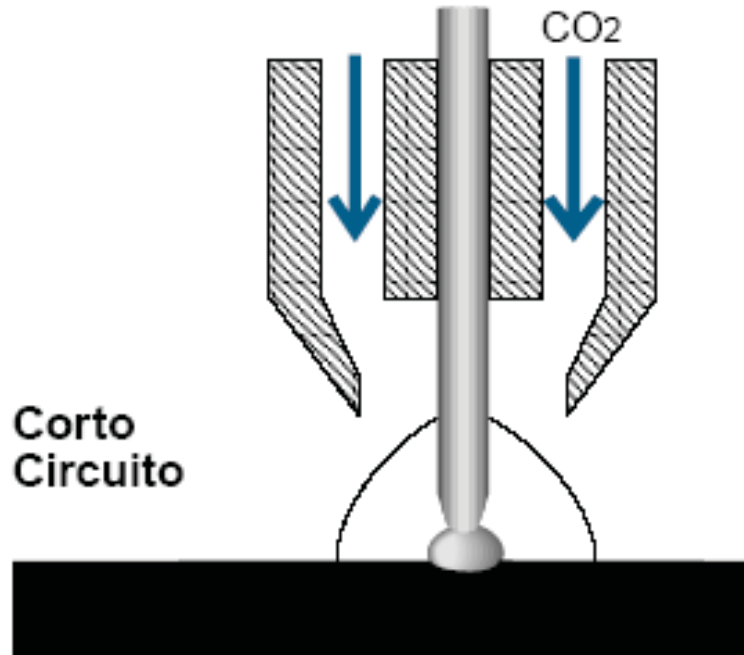


Figura 2. 19 Transferencia por corto circuito.

La **figura 2.20** ilustra, por medio de trazos oscilográficos, la secuencia del voltaje y de la corriente durante un ciclo típico de soldadura por corto circuito.

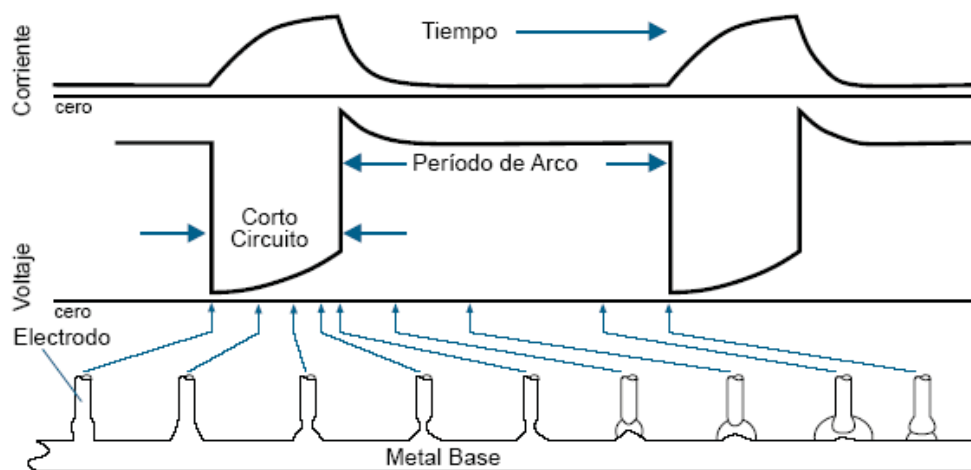


Figura 2. 20 Trazo oscilográfico de la transferencia por corto circuito.



2.10.4. Transferencia por arco pulsado

Similar al método por espray, el nivel de corriente para este tipo de transferencia debe estar por arriba del nivel de corriente de transición, pero aun así está por debajo de los niveles manejados por rocío. Este bajo amperaje hace posible soldar en todas las posiciones, disminuyendo el chisporroteo. Puede usar electrodos de gran diámetro.

La revisión bibliográfica mencionada en el presente capítulo nos ayuda a conocer en parte la naturaleza de los aceros inoxidable haciendo énfasis en los aceros inoxidable dúplex AISI 2205, con la finalidad de comprender sus aplicaciones dentro de la industria, principales ventajas en comparación con aceros ferríticos o austeníticos y sus desventajas generadas con la exposición del 2205 a altas temperaturas.

Así mismo se habló del proceso de soldadura GMAW en comparación con otros procesos de soldadura, y el porqué seleccionar este proceso de soldadura para utilizarlo dentro del presente trabajo



CAPITULO 3

DESARROLLO EXPERIMENTAL

En este capítulo se detalla el material base, electrodo sólido, gas de protección y procedimiento de soldadura utilizados en la fabricación de la unión soldada de acero



inoxidable dúplex. Asimismo, se detallan los métodos experimentales usados en la caracterización metalúrgica y mecánica de las uniones soldadas.

3.1. Material base

El material base usado en el desarrollo de este trabajo de investigación es un acero inoxidable dúplex AISI 2205 con la composición química mostrada en la **tabla 3.1**

Tabla 3. 1 Composición química del acero inoxidable dúplex AISI 2205, % en peso.

2205	C 0.020	Mn 1.489	P 0.015	S 0.003	Si 0.457	Cr 22.543	Ni 5.796	Mo 3.116	Cu 0.202	W 0.020	V 0.149
	Co 0.055	Sn 0.008	Nb 0.007	Ti 0.001	Pb 0.008	B 0.0056	Se 0.003	Ta 0.003	Zr 0.011	Fe 66.05	N 0.16

Para la caracterización metalográfica del acero inoxidable dúplex AISI 2205, se aplicaron técnicas tradicionales de metalografía, se obtuvo un acabado a espejo empleando papel abrasivo de diferentes grados, se finalizó con un pulido a paño con pasta de diamante de 1 μ m (22). Para revelar su microestructura se empleó una solución electrolítica compuesta de 25 g KOH, disuelta en 50 ml de agua destilada (8.9 mol KOH/L), el electroataque se realizó durante 15 seg con una diferencia de potencial de 2 V (29). La **figura 3.1** muestra la microestructura del acero inoxidable dúplex AISI 2205, la cual consiste de una mezcla de ferrita y austenita. La fase oscura es ferrita y la fase gris clara es austenita. Ambas fases tienen granos con forma alargada que indican la dirección de laminación del material.

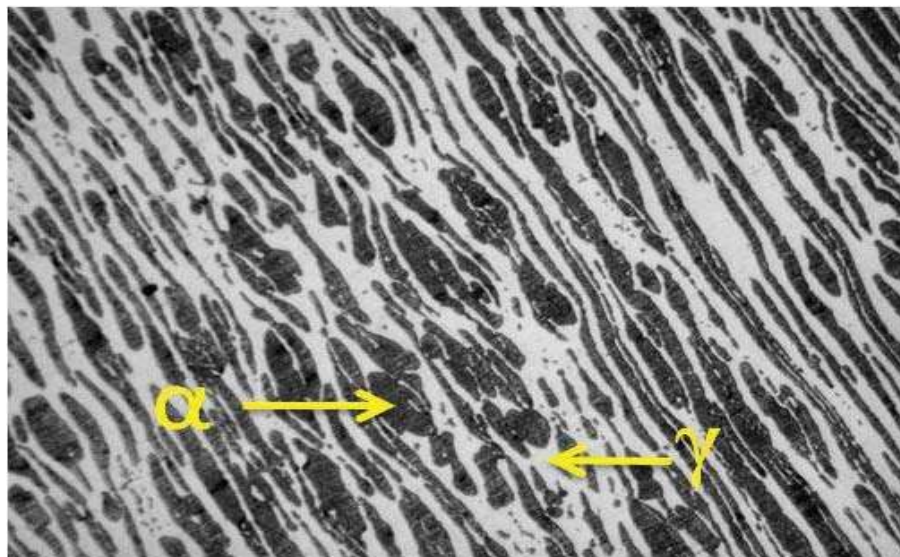


Figura 3. 1 Micrografía del acero inoxidable dúplex 2205, a 100X, la ferrita es la fase oscura, la austenita es la fase más clara, presentan ambas fases un tamaño alargado en dirección del rolado del material.

El porcentaje de fases se determina utilizando el analizador de imagen *SigmaScan*[®] *Pro 5.0* a una micrografía del material base. Los resultados de la medición de fases indica que el acero inoxidable dúplex AISI 2205 usado en el presente trabajo tiene una mezcla de 51 % de ferrita y 49 % de austenita. Porcentaje que está dentro de lo esperado.

3.2. Material de aporte

En la presente investigación se emplea como material de aporte el electrodo ER308L que no tiene nitrógeno como elemento de aleación (30). El material de aporte utilizado es un electrodo sólido consumible fabricado bajo la especificación AWS A5.9, con un diámetro de 1.6 mm. El electrodo ER308L contiene bajo contenido de carbono y composición química mostrada en la **tabla 3.2**.

Tabla.3. 2 Composición química del electrodo ER308L, % peso.

ER308L	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	Fe
	0.03	1.75	0.03	0.03	0.475	20.75	10.0	0.75	0.75	65.435

3.3. Gases de protección



Los gases de protección empleados en esta investigación son tres:

- 100% argón
- 97% argón-3% nitrógeno
- 94% argón-6% nitrógeno

Las mezclas argón-nitrógeno fueron compradas premezcladas directamente al distribuidor de gases industriales. Se usó un flujo de 25 lt/min en el desarrollo de los experimentos (31).

3.4. Procedimiento de soldadura

Una de las partes críticas de la parte experimental es el procedimiento de soldadura, el cual consiste en la selección de los parámetros importantes de soldadura como son la diferencia de potencial, intensidad de corriente, polaridad, velocidad de soldadura, etc. Algunos de los parámetros se seleccionaron teniendo en cuenta la bibliografía (27) y sobre todo la experiencia previa. Los parámetros de soldadura que se mantuvieron constantes se muestran en la **tabla 3.3**.

Tabla 3.3 Parámetros de soldadura constantes

Parámetro	Valores
Voltaje (Volts)	28
Velocidad de soldadura (cm/min)	30
Extensión del electrodo (stick-out) (mm)	22
Separación placa-electrodo (mm)	10
Tipo de corriente	CDEP

3.4.1. Selección de la intensidad de corriente



La intensidad de corriente del procedimiento final de soldadura fue determinada mediante un experimento consistente en depositar un cordón de metal de aporte ER308L sobre el acero inoxidable dúplex AISI 2205. La intensidad de corriente se varió en el rango de 260 a 300 A, utilizándose como gas de protección al argón y las mezclas de argón-nitrógeno, tal como se muestra en la **tabla 3.4**.

Tabla 3. 4 Intensidades de corriente y gas de protección utilizadas al depositar un cordón de acero inoxidable 308L sobre el acero inoxidable dúplex AISI 2205.

Gas de protección	Valores de intensidad
100 % Argón	260 (A)
100 % Argón	280 (A)
100 % Argón	300 (A)
97 % Argón - 3 % Nitrógeno	260 (A)
97 % Argón - 3 % Nitrógeno	280 (A)
97 % Argón - 3 % Nitrógeno	300 (A)
94 % Argón - 6 % Nitrógeno	260 (A)
94 % Argón - 6 % Nitrógeno	280 (A)
94 % Argón - 6 % Nitrógeno	300 (A)

Una vez realizados los cordones de soldadura se midió la penetración, altura de refuerzo y porcentaje de ferrita de cada uno de los cordones de soldadura. Tal como se muestra en la **figura 3.2**.

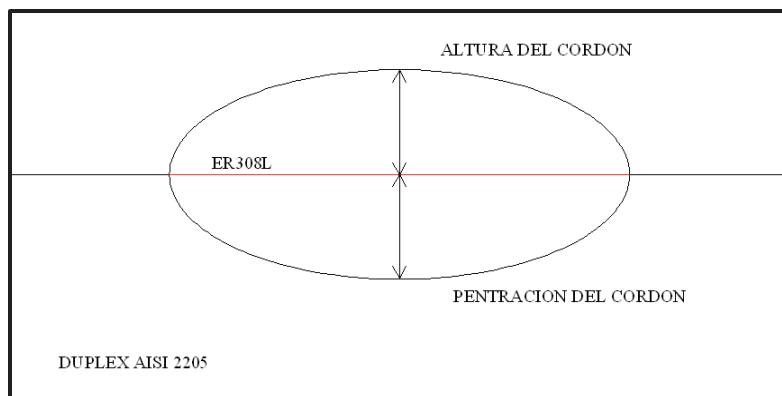


Figura 3. 2 Forma de medición de altura y penetración del cordón de soldadura.

3.5. Tipo de junta y preparación de borde

Para la unión soldada final se utilizó una junta a tope con una preparación de borde en doble V y las dimensiones mostradas en la **figura 3.3**. Este tipo de preparación se seleccionó de acuerdo con lo recomendado con la literatura (25) para una placa con un espesor de 12.7 mm.

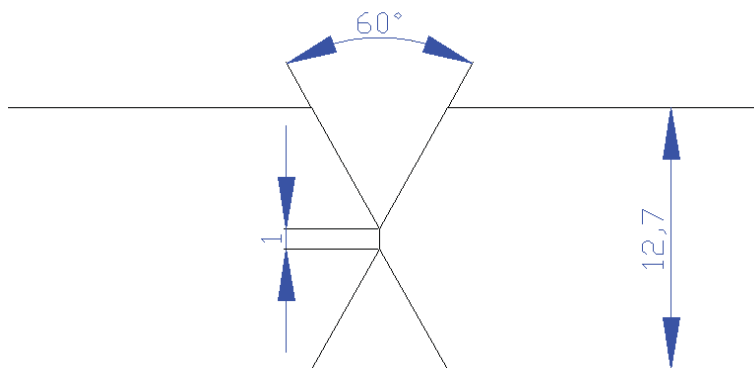


Figura 3. 3 Preparación de borde.

Las dimensiones de la placa son de 300 mm x 80 mm, las placas se cortaron con una maquina de corte por plasma, para el maquinado del chaflán se utilizo una fresadora de tipo universal como se muestra en la **figura 3.4**.

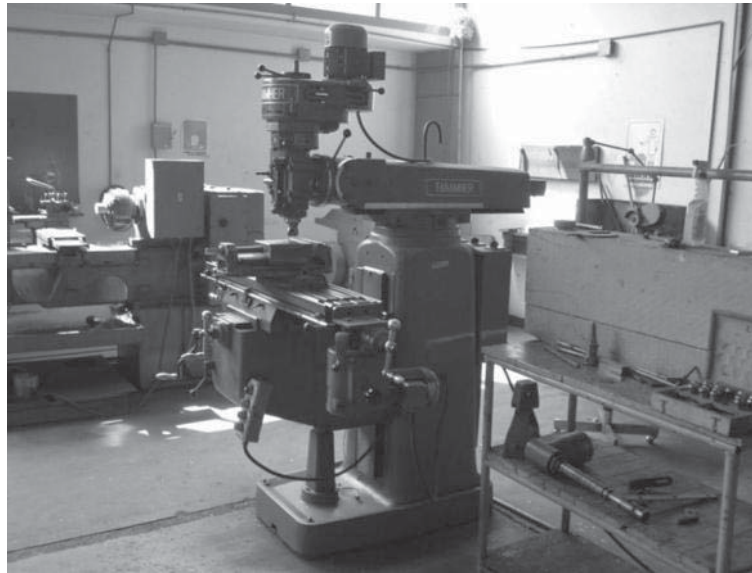


Figura 3. 4 Fresadora de tipo universal.

3.6. Fuente de poder

La fuente utilizada en la presente investigación es un equipo multiprocesos de tipo inversor con las características dadas en la **tabla 3.5**, de la marca “Eutectic + Castolin” modelo “Pow Con” 400 SM, la máquina es de potencial constante y se muestra en la **figura 3.5**.

Tabla.3. 5 Las características de trabajo de la fuente de poder.

Rangos de energía de salida						
Ciclos de trabajo	CD	20 A /20.8 V.... 400 A/36				
		x	28	60	100	%
Energía de salida nominal @ fase primaria de Consumo	(U ₁ ã -)	I ₂	400	300	240	A
	50/60 HZ	U ₂	36	22	29	V
Energía de salida nominal @ 1 fase Primaria de consumo	(U ₁ ã -)	I ₂	200	160	A
	50/60HZ	U ₂	28	26	V

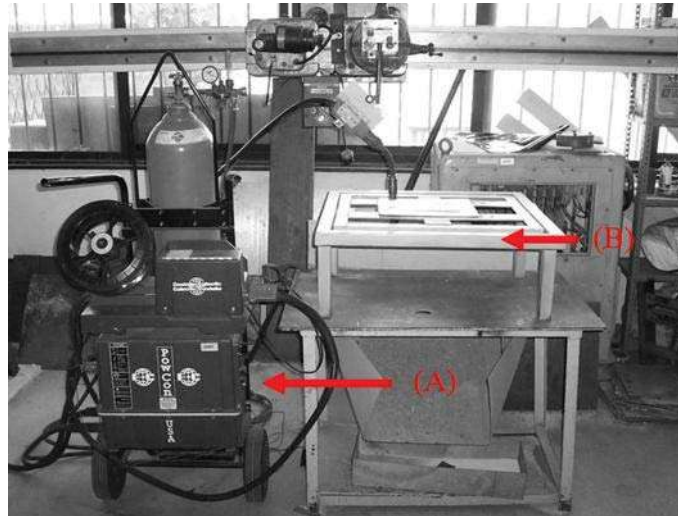


Figura 3. 5 (A) Fuente de poder “Eutectic + Castolin” modelo “Pow Con” 400 SM. (B) mesa de trabajo.

El sistema de alimentación es de tipo empuje y cuenta con un sistema de rodillos para su funcionamiento. El sistema de avance se encuentra mecanizado como se muestra en la **figura 3.6.**

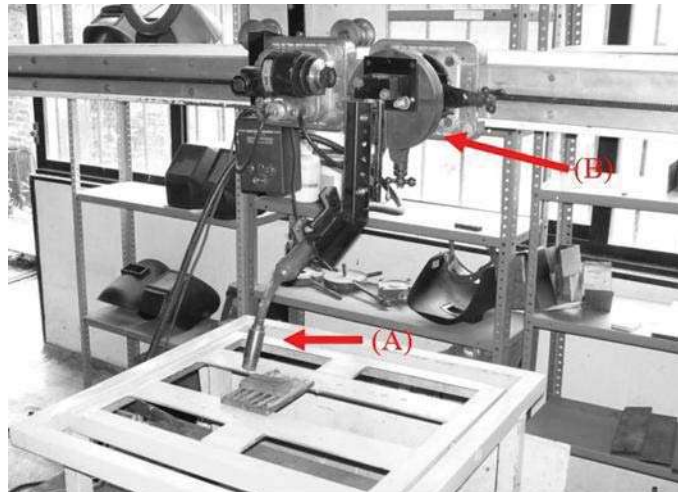


Figura 3. 6 (A) Antorcha del proceso GMAW. (B) Sistema de avance mecanizado de la antorcha, con la finalidad de obtener la altura y avance de la antorcha constantes.

Como se puede observar, la aplicación del proceso de soldadura se mecanizó mediante el uso de un cabezal y cremallera de desplazamiento que comúnmente se usan para el proceso de soldadura con arco sumergido, lo que garantiza una velocidad de soldadura constante.

El suministro de gas de protección se realizó, con un equipo similar al utilizado en la industria, el cual consta de un manómetro y un flujómetro para regular la cantidad de gas suministrado.

3.7. Medición de temperatura

Para la obtención del historial térmico del proceso de soldadura se utilizaron termopares tipo K en un arreglo que se muestra en la **figura 3.7**.

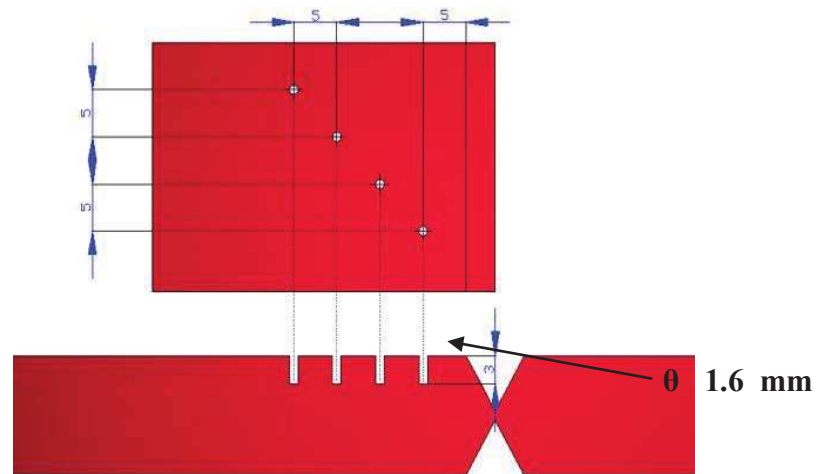


Figura 3. 7 Esquema de distribución de termopares tipo K.

Se utilizó una tarjeta de adquisición NI USB-9162 empleado el programa Lab view el cual permite visualizar y almacenar la temperatura de los cuatro termopares en tiempo real.

3.8. Proceso de soldadura GMAW

En la **figura 3.8** se muestra la colocación de las placas y la aplicación de soldadura mediante el proceso GMAW con los parámetros seleccionados.

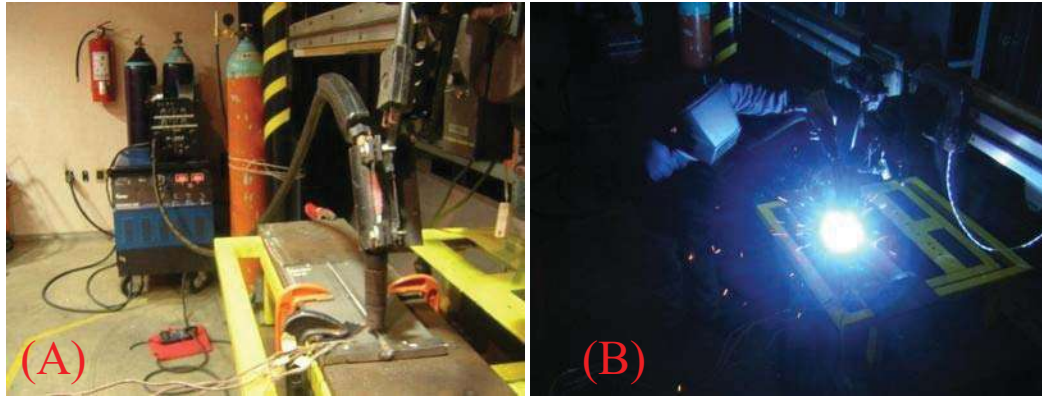


Figura 3. 8 (A) Montaje de placas y puesta a punto de la maquina. (B) Soldadura de las placas de acero dúplex 2205.

Una vez finalizado el primer cordón de soldadura. Se realizó limpieza de raíz con la finalidad de asegurar una buena penetración y contacto entre los dos cordones del bisel en doble V, como se muestra en la **figura 3.9**.

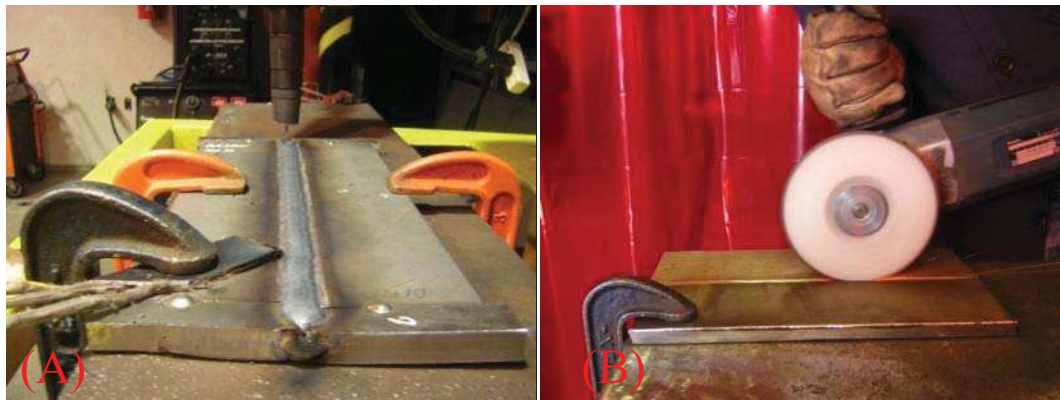


Figura 3. 9 (A) Primer cordón de soldadura (B) Limpieza de raíz del primen cordón de soldadura.

El corte de las placas soldadas se realizo con una sierra cinta con la finalidad de disminuir la pérdida de material y evitar una posible alteración en caso de cortar las placas con arco plasma.

3.9. Ensayos a realizar y dimensiones de probetas

El número de probetas a fabricar se presenta en la **tabla 3.6**, cada gas o mezcla de protección tiene el mismo número de probetas, también se muestra el tratamiento térmico a realizar, en tiempo y temperatura.

Tabla 3. 6 Número de probetas a realizar para cada mezcla de gases.

Gas de protección	100 % Ar, 97 % Ar – 3 % N ₂ , 94 % Ar-6% N ₂				
	Sin tratamiento	A 800 °C Por 5 min	A 800 °C Por 30 min	A 800 °C Por 10 hrs.	Total de piezas
Metalografías	1	1	1	1	
Dureza	1	1	1	1	4
Tensión	2				2
Doblez	2				2
Impacto Charpy	4	4	4	4	16
				Total de piezas	28

3.9.1. Ensayo de tensión

Las probetas de tensión se fabricaron de acuerdo a la especificación según la norma ASTM A 370, con las dimensiones que se muestran en la **figura 3.10**. Con la finalidad de eliminar cualquier defecto superficial que pueda alterar los resultados se realizó un acabado a espejo, en el centro y cuello de las probetas.

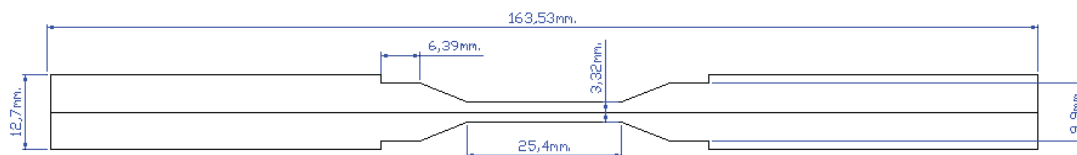


Figura 3. 10 Dimensiones de probetas de tensión para placas de 12.7 mm.

Para poder determinar la elongación se realizó un ensayo de tensión y resistencia a la cedencia. Las probetas se marcaron y midieron como se muestra en la **figura 3.11**.

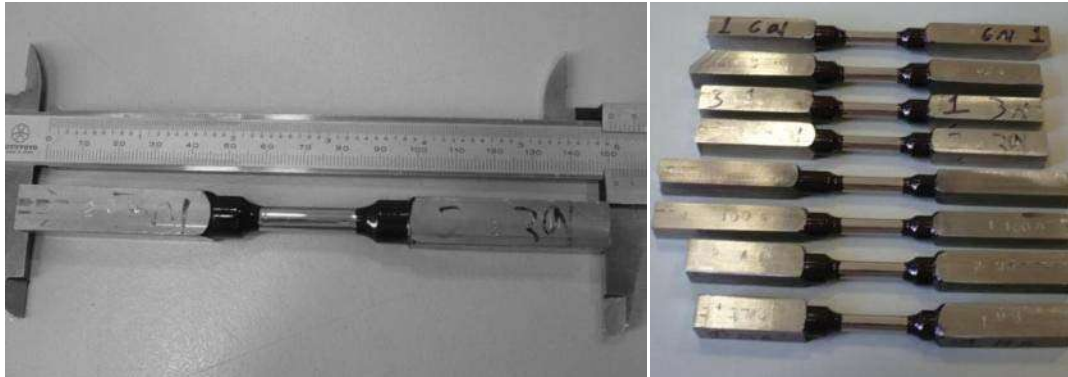


Figura 3. 11 Probetas para el ensayo de tensión.

Los ensayos de tensión se realizaron en una máquina de ensayos de tensión de tipo universal del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas y Ciencias de los Materiales.

3.9.2 Ensayo de doblez

El ensayo de doblez indica de forma cualitativa la calidad y salud de la unión soldada, mostrando así defectos como falta de fusión, porosidades o falta de. Las probetas de doblez se muestran en la **figura 3.12**.

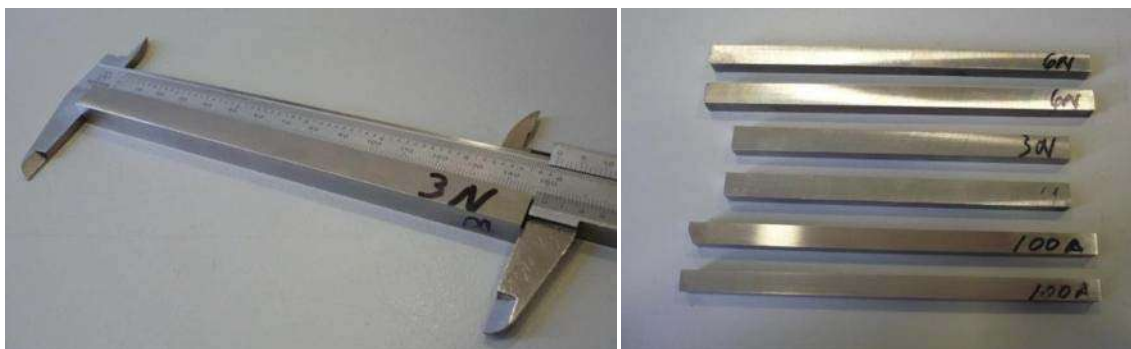


Figura 3. 12 Probetas para el ensayo de doblez.

3.9.3 Ensayo de impacto tipo Charpy

Los ensayos de impacto tipo Charpy indican la capacidad del material para absorber energía en el impacto. Las dimensiones de la probeta tipo Charpy se realizaron según la norma ASTM E23 – 02 (32) como se puede ver en la **figura 3.13**.

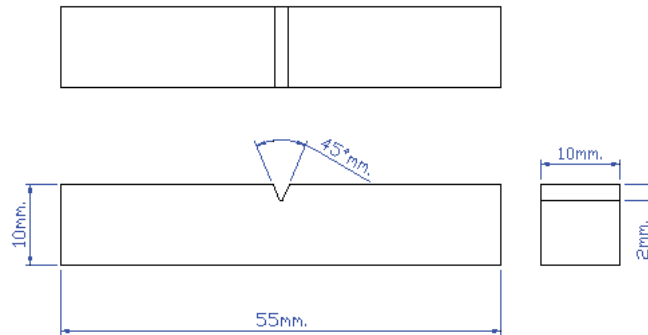


Figura 3. 13 Dimensiones de la probeta tipo Charpy con muesca en V.

La muesca en V de las probetas de impacto se realizó en forma transversal al cordón de soldadura a un costado del centro de la unión soldada, como se muestra en la figura **3.14(A)**. Se selecciono esta franja para realizar la muesca en V de las probetas de impacto. Ya que esta zona del material base es afectada térmicamente por cada uno de los cordones de soldadura, ver **figura 3.14 (B)**.

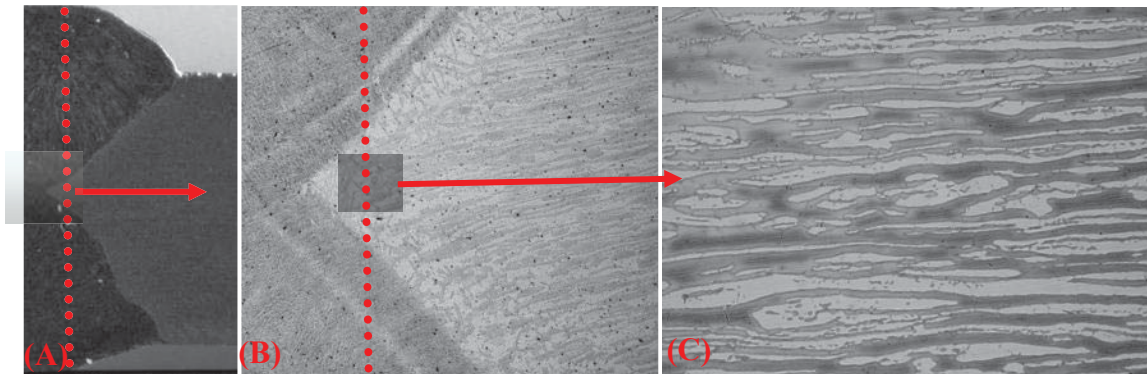


Figura 3. 14 (A) Ubicación de la muesca en ‘V’ de las probetas de impacto. (B) Zona afectada térmicamente por los dos cordones a 10 X. (C) Micrografía del material base afectado térmicamente a 20 X.

En la **figura 3.15** se muestra la medición de las probetas tipo Charpy así como el juego de número total de probetas.

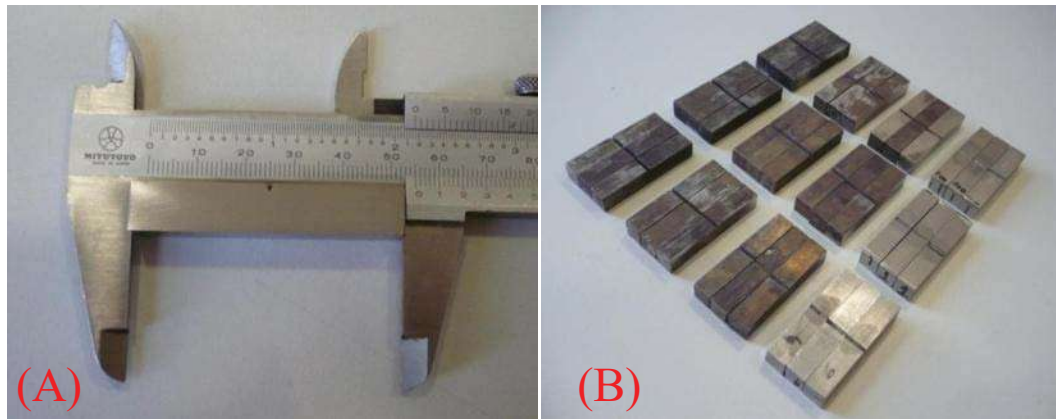


Figura 3. 15 (A) Medición de las probetas de impacto tipo Charpy. (B) Juego completo de probetas de impacto.

Los ensayos de impacto se realizaron en el Instituto de Investigaciones Metalúrgicas en una maquina Tinius Olsen.

3.9.4 Ensayos de microdureza Vickers

El ensayo de microdureza se realizó sobre el primer cordón de soldadura en las posiciones mostradas en la **figura 3.16**, partiendo del centro del cordón de soldadura hasta el material base. Para el ensayo se emplea una carga de 100 g por un tiempo de 15 seg de acuerdo con la norma ASTM E 384 (33).

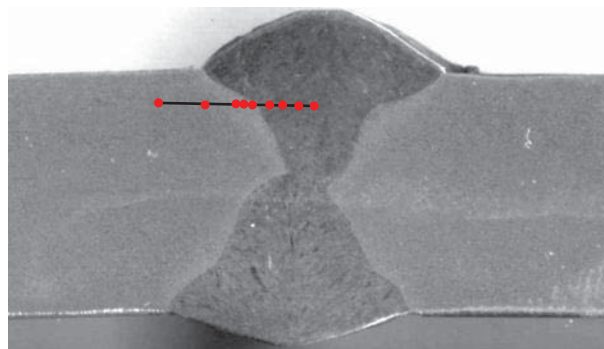


Figura 3. 16 La medición de dureza se realizado en el primer cordón de soldadura.

Los ensayos de microdureza se realizaron en un microdurómetro Vickers Leitz Wetzlar 7556.

3.10 Tratamiento térmico

El tratamiento térmico tiene como finalidad generar fase sigma en la unión soldada y poder determinar la influencia del N_2 en la formación de misma (34). La temperatura empleada en el tratamiento térmico a realizar, se selecciono teniendo en cuenta los artículos de investigación relacionados con la formación fase sigma (35), cabe mencionar que estos trabajos no examinan la unión soldada de acero inoxidable dúplex (29). La temperatura seleccionada es de $800^\circ C$, con esta temperatura se asegura la formación de fase sigma en tiempos cortos, tal como se muestra en la **figura 3.17**. (22).

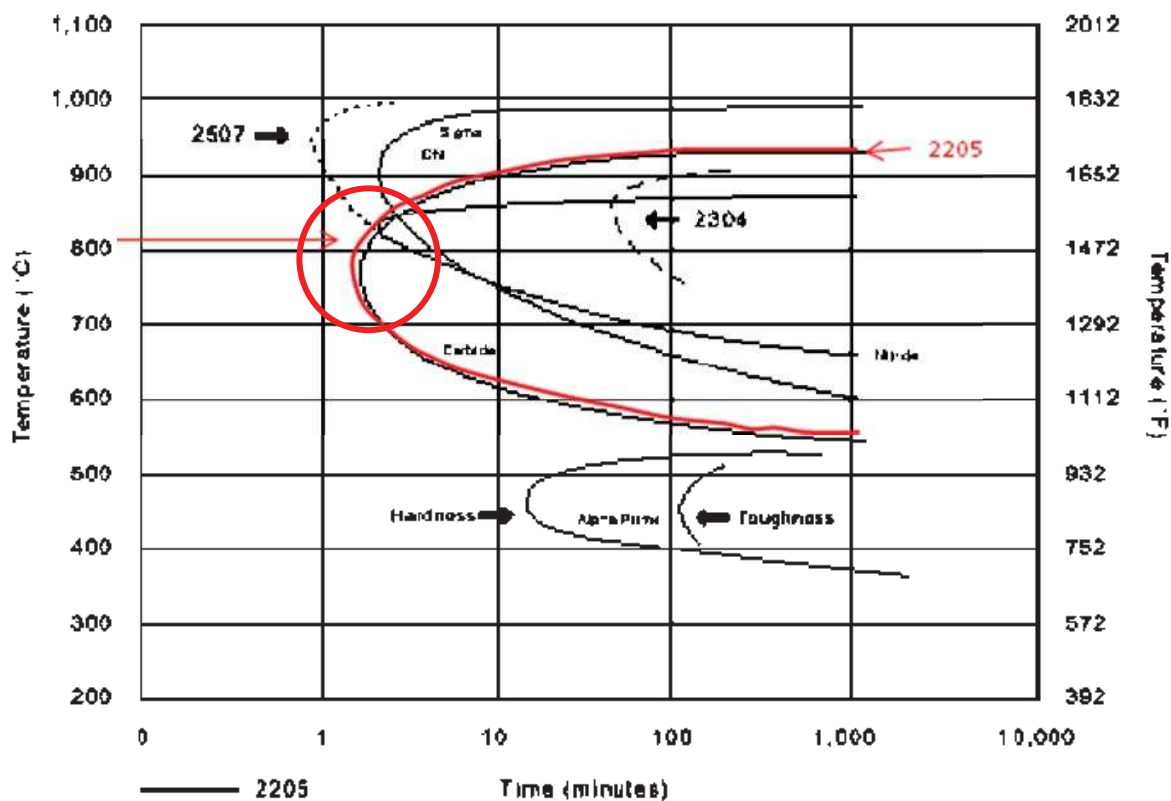


Figura 3. 17 Diagrama de precipitación del acero inoxidable dúplex.

El diagrama mostrado en la **figura 3.17** se observar la precipitación de diferentes aceros inoxidables dúplex así como del dúplex AISI 2205. Señalando la temperatura de $800^\circ C$ donde se encuentra la punta de la nariz de la curva de precipitación del 2205

El tratamiento térmico consiste en mantener el material a una temperatura de 800° C seguido de un enfriamiento en agua a temperatura ambiente (36), como se muestra en la **figura 3.18**.

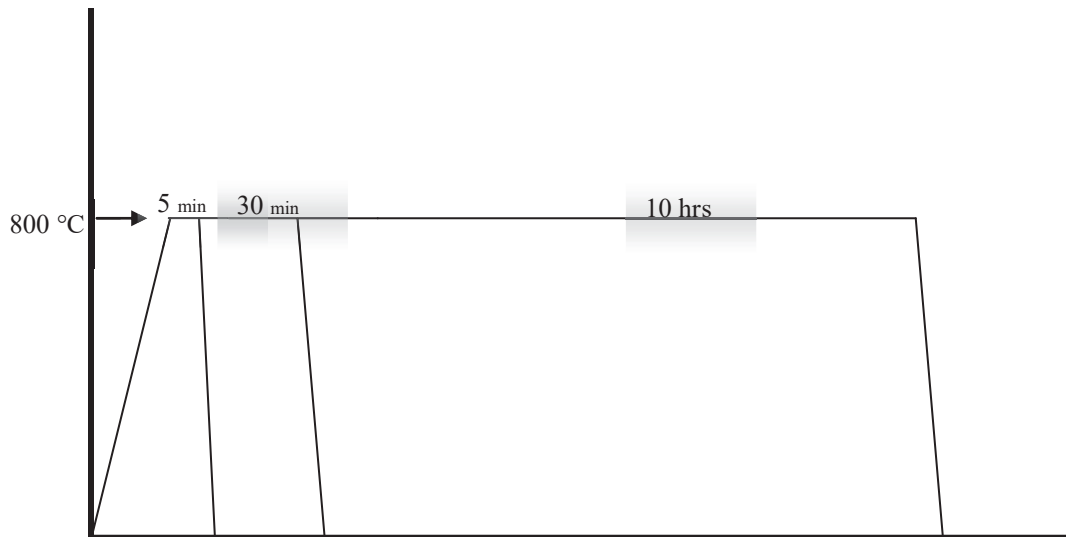


Figura 3. 18 Tratamiento térmico para probetas de la unión soldada de acero inoxidable dúplex AISI 2205, realizado a 800 °C por 5 min, 30 min y 10 hrs de tiempo de permanencia seguido de un enfriamiento en agua a temperatura ambiente.

El tratamiento térmico se aplicó a las probetas de impacto Charpy y probetas para metalografía de cada unión soldada. El tratamiento térmico se realizó en un horno eléctrico del departamento de Soldadura del Instituto de Metalurgia y Ciencias de los Materiales, así mismo se muestra un sistema de sujeción realizado para las probetas a tratar térmicamente, como se muestra en la **figura 3.19**.

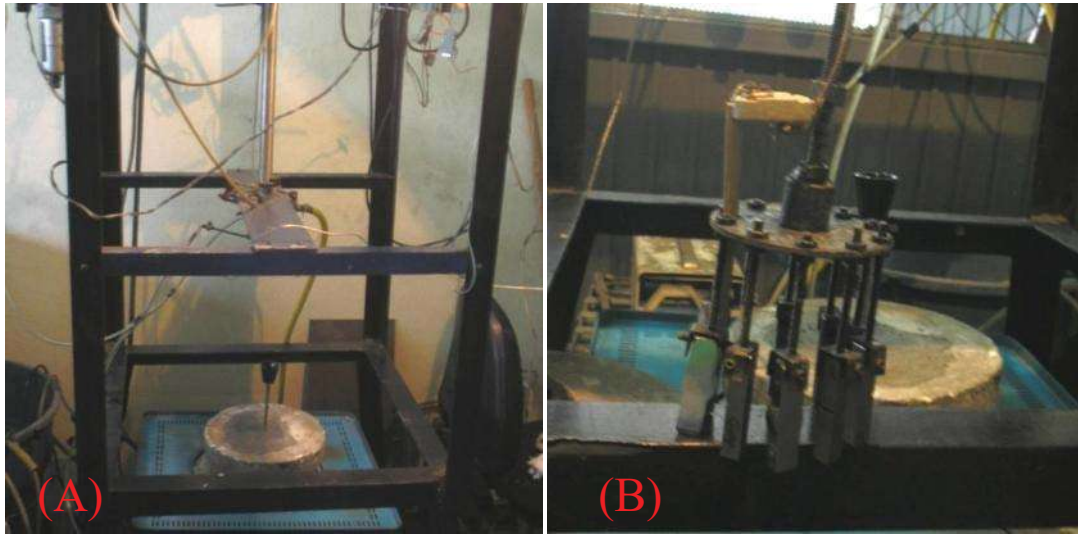


Figura 3. 19 (A) Horno eléctrico (B) Sistema de sujeción de piezas.

Se utilizó un termopar tipo K con un registrador de temperatura marca Omega en el centro, fondo del horno eléctrico ver **figura 3.20**, y al centro de una de las piezas, con la finalidad de medir correctamente el tiempo de permanencia una vez que la temperatura en la pieza de trabajo fuera homogénea.

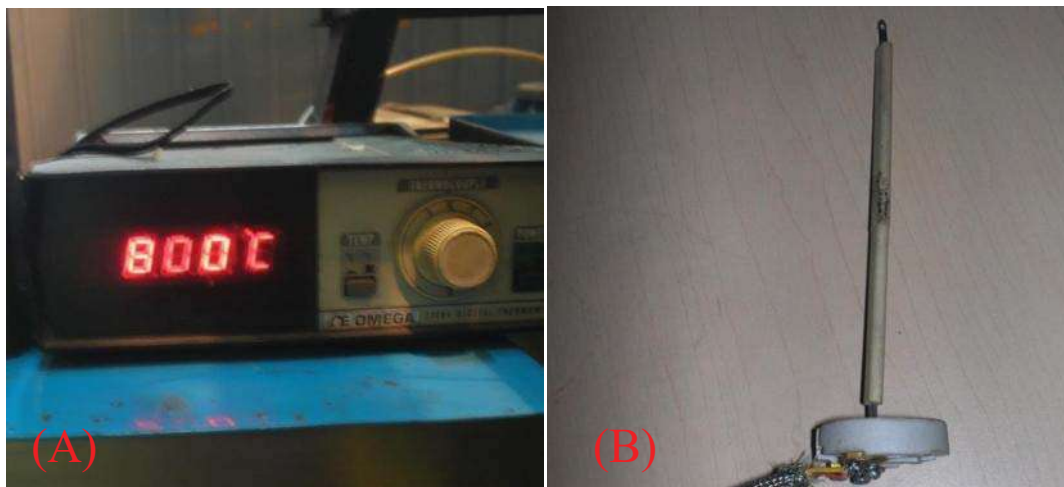


Figura 3. 20 (A) Registrador de temperatura marca Omega. (B) Termopar tipo K.

3.11 Análisis metalográfico

Para obtener las probetas metalográficas, primero se desbasto la pieza, para pulirla a espejo la superficie del material (22). Se emplearon diferentes grados de papel abrasivo y pasta de diamante. El acabado se realizó con pasta de diamante hasta 1 μm . Para revelar la microestructura de las uniones soldadas se aplico a la superficie de la probeta un electroataqué con una solución de 25 g de KOH por cada 50 ml de agua destilada (8.9 mol KOH/L) a 2 V por 15 segundos (29). La superficie atacada de la probeta se examino empleando un microscopio óptico metalográfico Nikon Epiphot 300, ver **figura 3.21**.



Figura 3. 21 Microscopio óptico Nikon Epiphot 300.

Se obtuvieron micrografías del material base, la zona afectada térmicamente (ZAT) y del centro del cordón de soldadura. Algunas de las micrografías se muestran de la **figura 3.22**. Las micrografías obtenidas se realizaron en el primer cordón de soldadura, aproximadamente a 3 mm de la parte superior de la placa soldada en forma lineal, del centro del cordón, en dirección al material base, se determino obtener las micrografías de esta manera en cada uno de los cordones a examinar para tener mejor referencia de los cambios generados por cada una de las mezclas utilizadas. Además se realizaron en el primer cordón ya que se afecto térmicamente por el proceso de soldadura del segundo cordón, degradando más las propiedades del primer cordón.

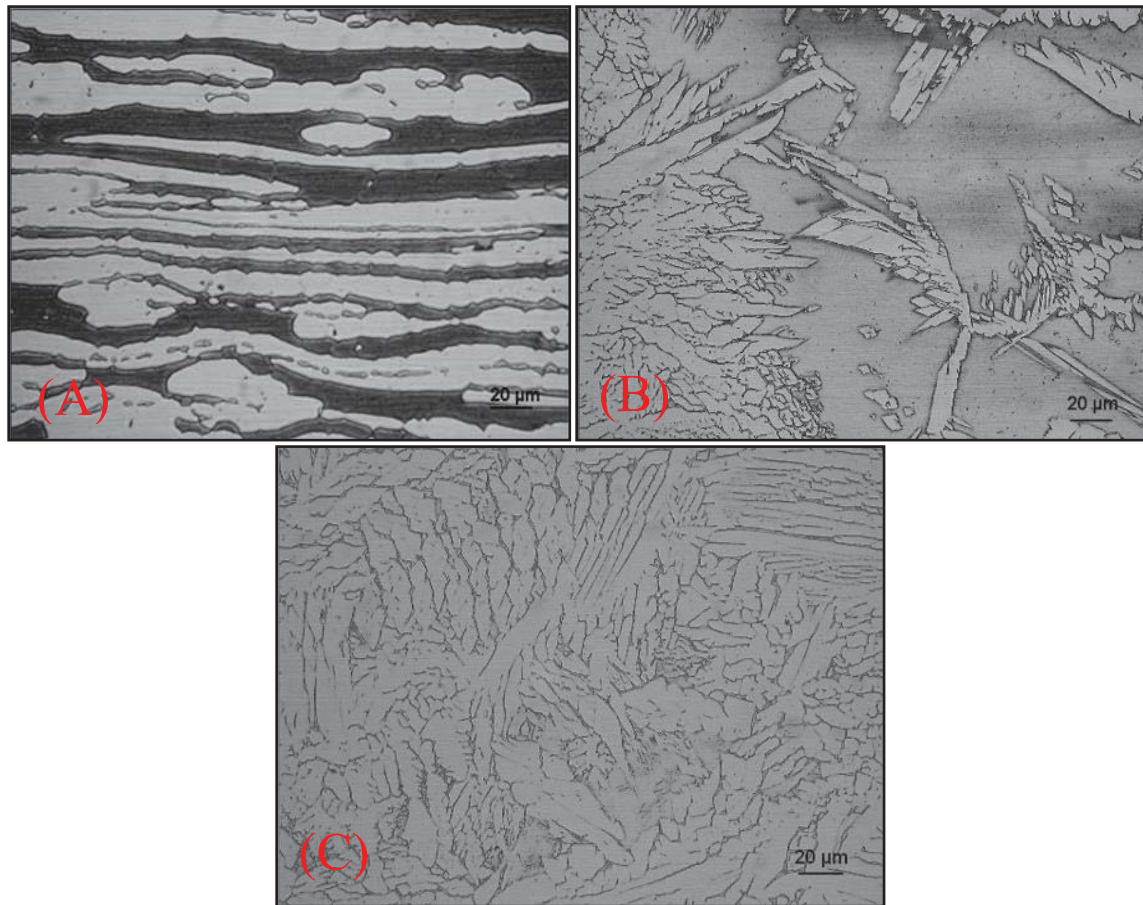


Figura 3. 22 (A) Micrografía del metal base AISI 2205 (B) Micrografía de la ZAT (C) Micrografía al centro del cordón de soldadura. Con un tratamiento térmico a 800° C por 5 min seguido de un enfriamiento en agua a temperatura ambiente.

3.12 Medición del porcentaje de fase sigma.

El cálculo del porcentaje de fase sigma en la unión soldada del acero inoxidable dúplex AISI 2205 se realizó con el analizador de imágenes Sigmas Can[®] Pro 5.0 como se muestra en la **figura 3.23**. La medición del porcentaje de fase sigma se realizó en el material base, en la zona afectada térmica y al centro del cordón de soldadura.

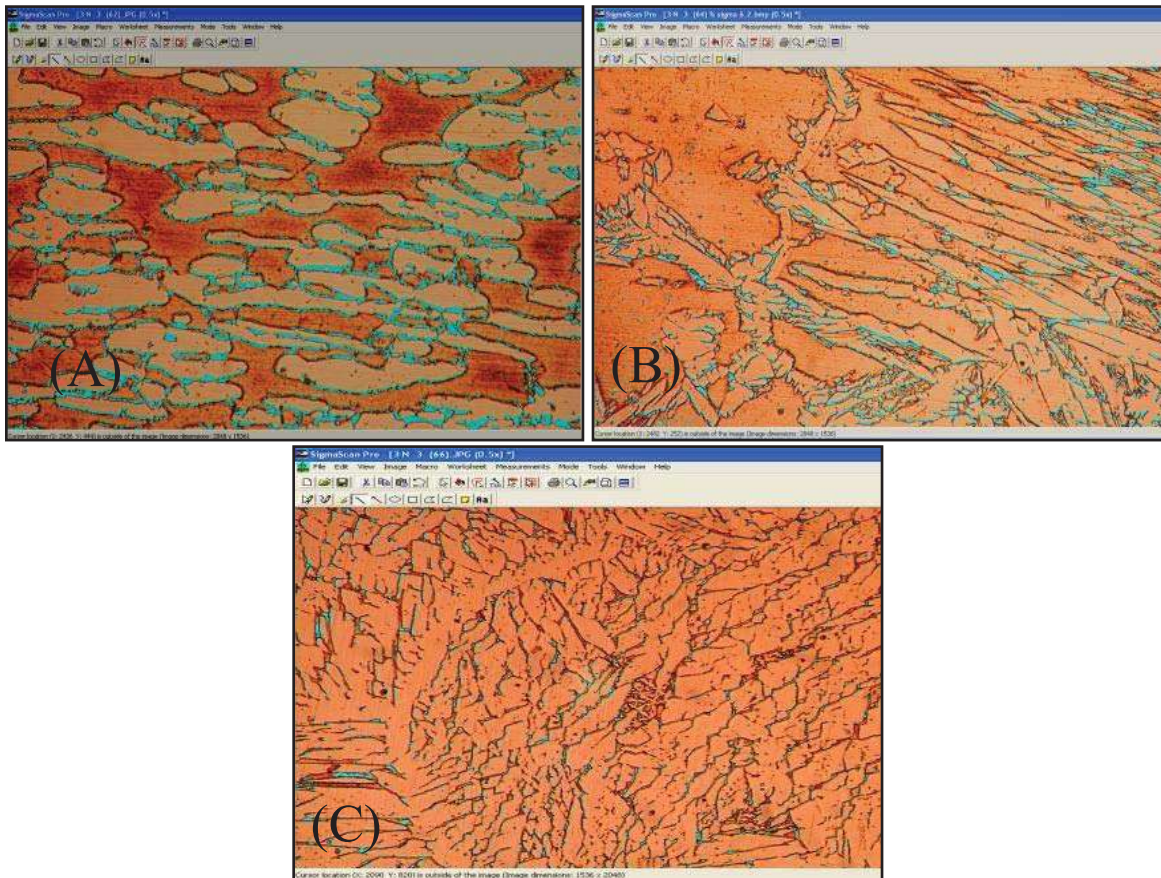


Figura 3. 23 (A) Micrografía del MB a 500 X. (B) Micrografía en la ZAT a 500 X. (C) Micrografía del cordón de soldadura a 200 X. Micrografías con tratamiento térmico a 800° C por 30 min, seguido de enfriamiento en agua a temperatura ambiente.

La medición del porcentaje de fases con el analizador de imágenes Sigmas Can[®] Pro 5.0 se realiza por medio del conteo de píxeles de la imagen, tomando como referencia la tonalidad de cada fase presente en nuestro material, la fase austenita es de color claro debido a que no fue atacada por el reactivo KOH el cual tiene preferencia hacia elemento alfégenos, la ferrita presenta un tono marrón oscuro, y la fase sigma presenta una tonalidad entre azul y púrpura, siendo posible su medición por medio de esta técnica (37).



CAPITULO 4

RESULTADOS Y DISCUSION

En este capítulo se detallan y discuten los resultados obtenidos en la parte experimental.

4.1. Influencia de intensidad de corriente y gas de protección sobre las características del cordón de soldadura

La **figura 4.1** muestra el efecto de la intensidad de corriente y gas de protección sobre la altura del cordón.

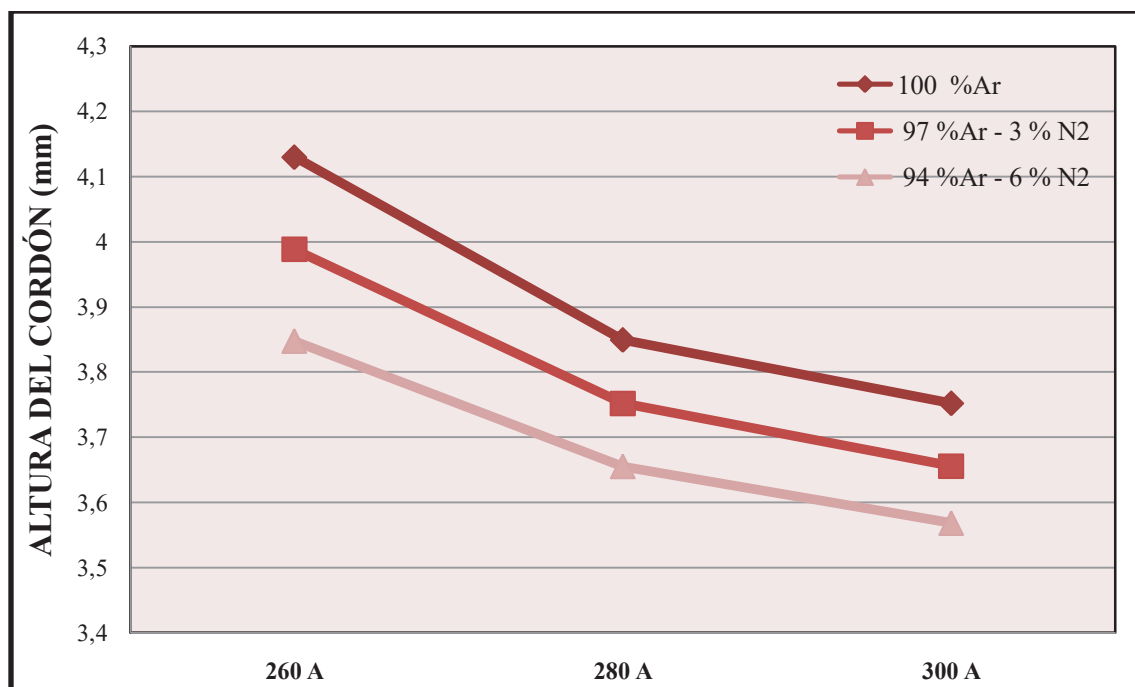


Figura 4. 1 Efecto de la intensidad de corriente sobre el refuerzo (sobremonta) del cordón de soldadura.

Con la protección gaseosa de 100 % Ar al aumentar el amperaje de 260 a 300 A, se presentó una reducción en la altura del cordón de soldadura de 4.15 mm a 3.75 mm. En tanto que con la protección gaseosa de 97 % Ar – 3 % N₂ se tiene una disminución de 3.95 mm a 3.65 mm. La altura más baja se obtuvo con la mezcla 94 % Ar – 6 % N₂ donde el cambio fue de 3.85 mm a 3.57 mm.

El incremento del amperaje y la adición de nitrógeno incrementan la inestabilidad del arco (10) creando pérdidas de material de aporte en el cordón de soldadura, generando con esto una reducción de sobremonta incrementando la penetración debido al aumento del amperaje, ver figura 4.2.

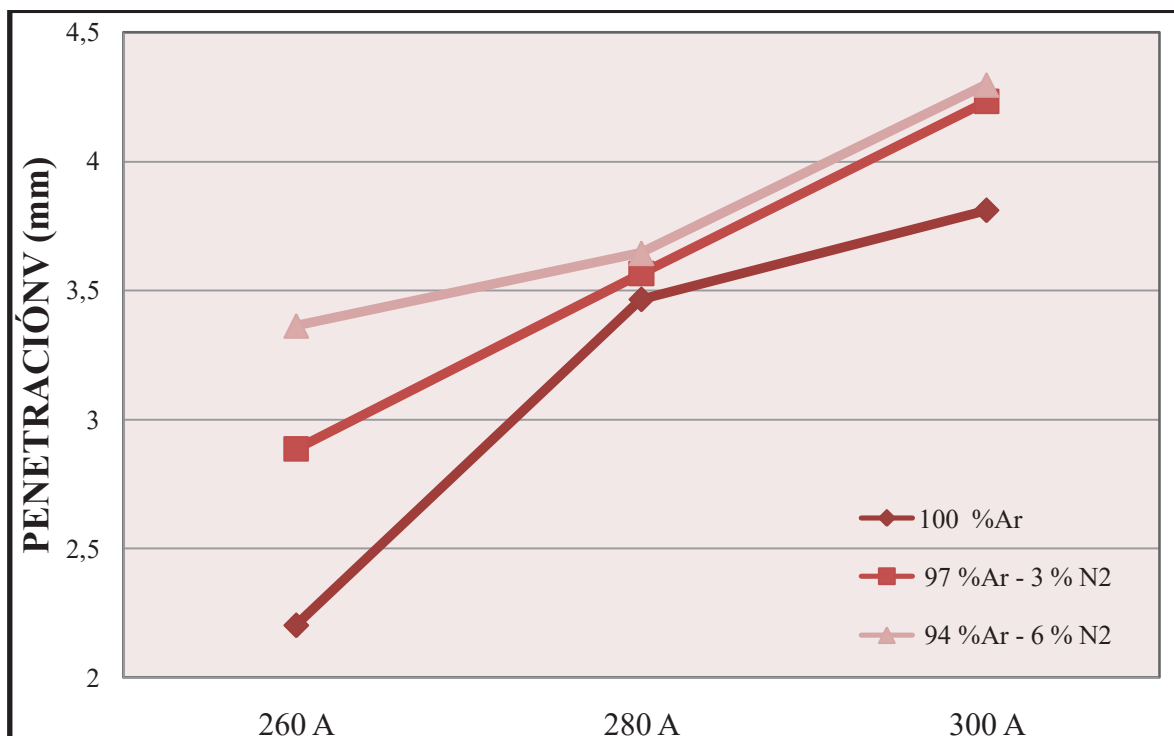


Figura 4. 2 Efecto de la intensidad de corriente sobre la penetración del cordón de soldadura.

Con la protección gaseosa de 100 % Ar el incremento del amperaje fue de 260 a 300 A, la penetración aumento de 2.8 a 3.8 mm, con el empleo de la mezcla de 97 % Ar – 3 % N₂, la penetración incremento de 2.8 a 4.2 mm, en el gas 94 % Ar – 6 % N₂, la penetración aumento de 3.3 a 4.3 mm.

El aumento de la penetración con el incremento del amperaje se atribuye a la disminución de la tensión superficial generada por el aumento del aporte térmico ocasionado por el incremento del amperaje la penetración del cordón de soldadura aumenta.

Por otra parte la adición de N_2 en el gas de protección genera un efecto similar en la penetración del cordón de soldadura, debido a que el N_2 es un elemento sulfatante, como lo es el azufre y el oxígeno, elementos que tienen la característica de reducir la tensión superficial de la pileta líquida durante el proceso de soldadura.

Por lo tanto, no solo el aumento de amperaje genera un incremento en la penetración, la adición de elementos sulfatantes, tal es el caso del N_2 , generan también un aumento en la penetración, con el mismo amperaje, pero con un incremento de N_2 .

4.2. Cálculo del porcentaje de fases

El porcentaje de fases de cada cordón de soldadura se determina usando el analizador de imágenes Sigmas Can[®] Pro 5.0, los resultados del análisis realizado a los cordones realizados con el gas de protección de 100 % de Ar se muestran de la **figura 4.3**. Donde se indica el cordón, lugar de medición y porcentaje de fase ferrita presente.

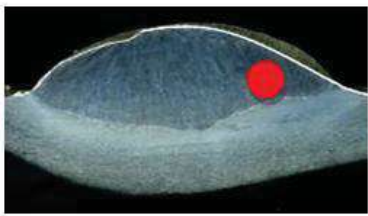

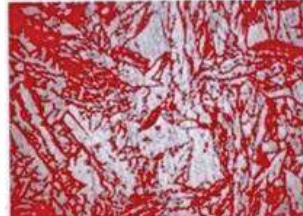
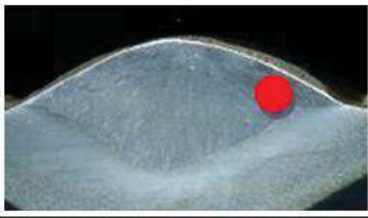


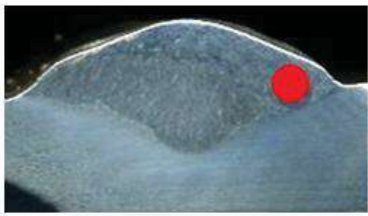

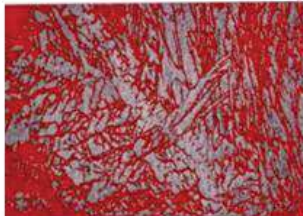
100 % Argón			
			260 A 38 % ferrita
			280 A 41 % ferrita
			300 A 46 % ferrita

Figura 4. 3 Porcentaje de ferrita con gas de protección 100 % Ar.

El porcentaje de ferrita se ve incrementado de un 38 a 46 % con el incremento de el amperaje de 260 a 300 amperes. Esto se debe a que el porcentaje de ferrita se ve incrementado con el aumento de aporte térmico, mismo que aumenta en relación con el amperaje.

En la **figura 4.4** se presenta el cálculo del porcentaje de ferrita de cada uno de los cordones de soldadura, empleando la mezcla 97 % - Ar 3 % de N_2 .

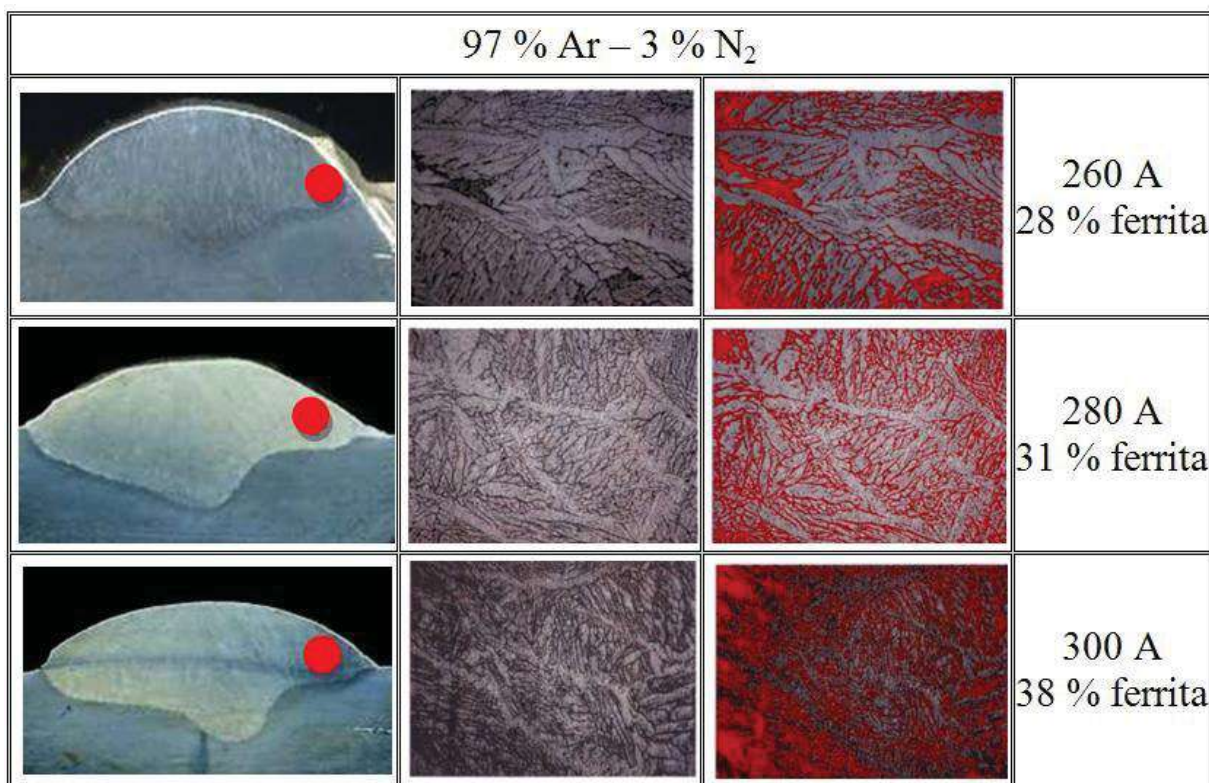


Figura 4. 4 Porcentaje de ferrita con gas de protección 97 % Ar – 3 % N_2 .

El porcentaje de ferrita con la presencia del N_2 disminuye de 28 a 38 % de 260 a 300 amperes respectivamente. Este efecto se debe a que N_2 es un elemento altamente gammágeno, el cual acelera la parcial transformación de ferrita a austenita, aumentando el porcentaje de la austenita.

En la figura 4.5 se presenta el porcentaje de ferrita calculado en los cordones de soldadura con la mezcla de gas de protección 94 % Ar – 6 % N_2 .

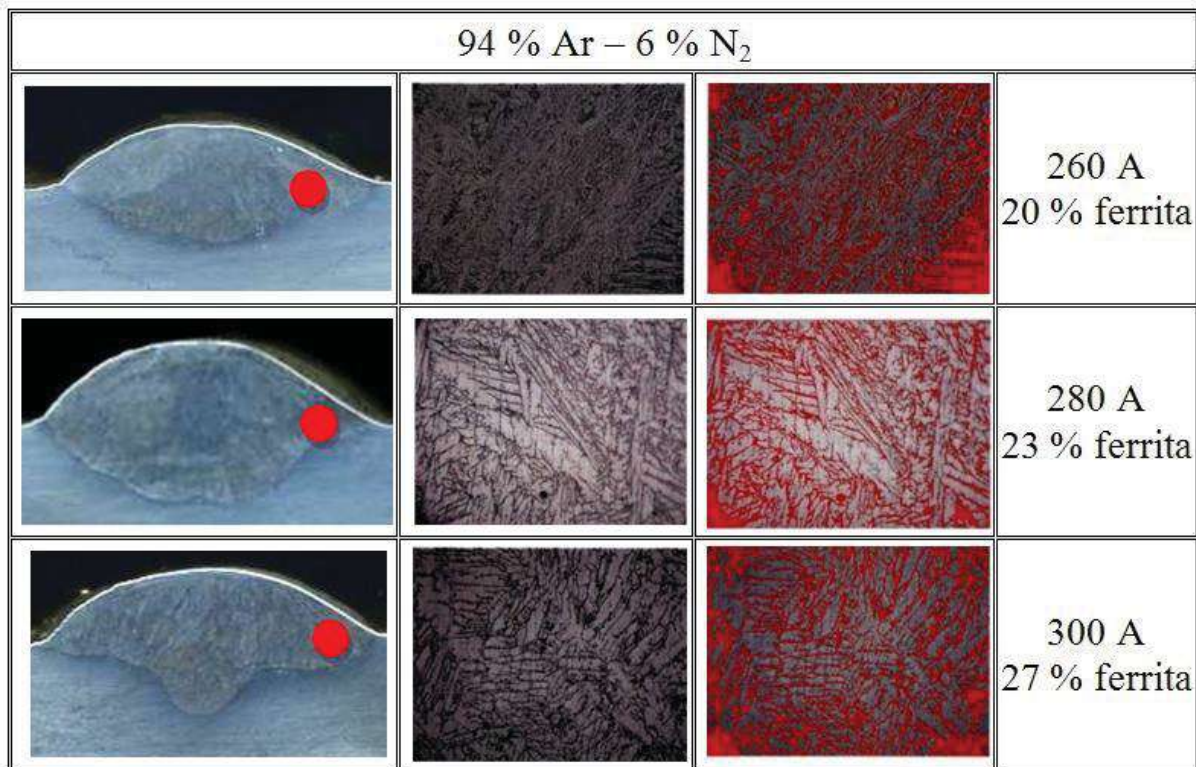


Figura 4.5 Porcentaje de ferrita con gas de protección 94 % Ar – 6 % N₂.

El porcentaje de ferrita generado en el cordón de soldadura desciende de forma proporcional al incremento del N₂, con la adición de 6 % de nitrógeno el porcentaje de ferrita paso de 20 a 27 % con 260 a 300 amperes respectivamente.

La **figura 4.6** muestra el efecto del incremento en la intensidad de corriente sobre el porcentaje de fases así como la influencia del nitrógeno en la disminución de ferrita (38) en el cordón de soldadura.

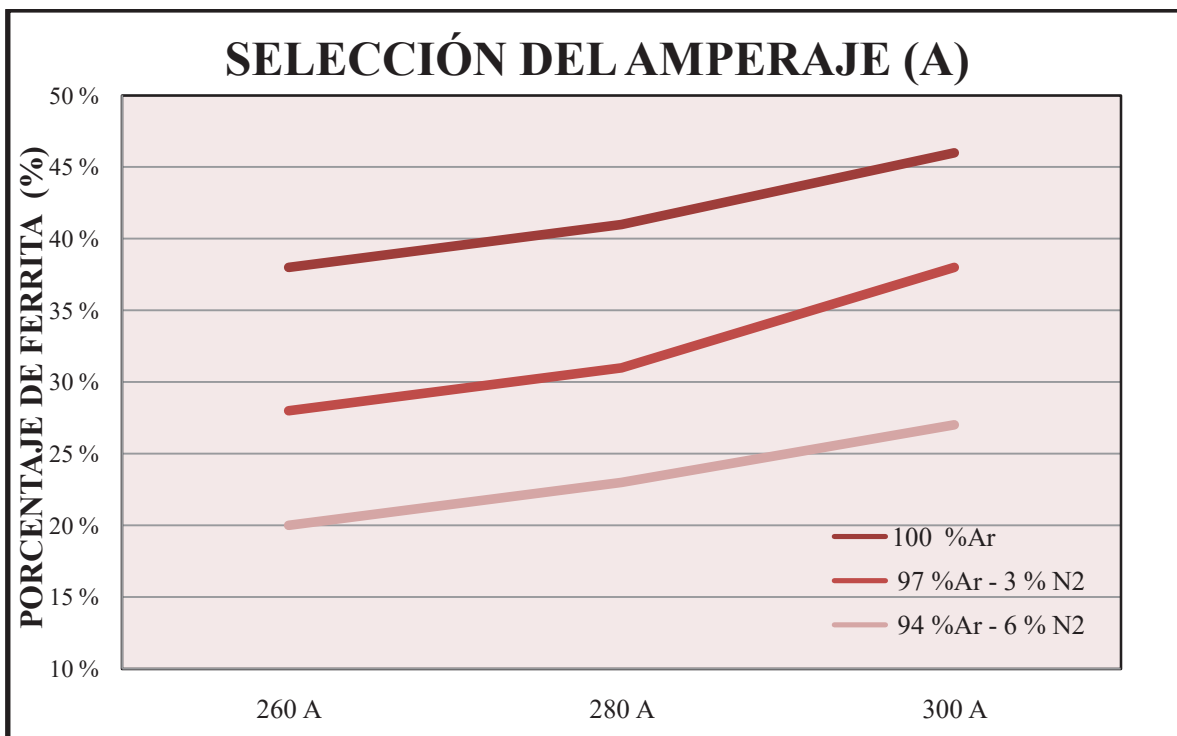


Figura 4. 6 Influencia de la intensidad de corriente y del gas de protección sobre el porcentaje de ferrita.

En la grafica 4.6 se puede apreciar de manera global los resultados generados por los 3 diferentes gases de protección, así mismo el efecto del incremento del amperaje dentro del porcentaje de ferrita del cordón de soldadura.

Con los resultados obtenidos del análisis del cordón de soldadura, se seleccionó el amperaje de 280 A para el presente trabajo, ya que cuenta una penetración que va de 3.4 a 3.6 mm con la adición de N₂ desde un 0 a 6 %, haciendo a este amperaje el más estable en cuanto a penetración se refiere, cuenta con una altura de refuerzo de 3.5 a 3.8 mm valores intermedios muy aceptables y el porcentaje de ferrita está en el rango de 23 a 41 % encontrando que estos valores tienen buena apariencia, refuerzo de soldadura, porcentaje de ferrita y un arco eléctrico más estable durante el proceso de soldadura.



4.3. Ciclo térmico

Los ciclos térmicos que se presentan en una soldada bajo un proceso de arco eléctrico va desde un 20 a 95 % de eficiencia, las variables de soldadura más importantes para este proceso es el amperaje, voltaje y velocidad de avance. El aporte térmico es de tal importancia que genera cambios en la microestructura obtenida. Para el cálculo del aporte térmico se utilizo la **ecuación 4.1**, el cual toma en cuenta la mayoría de las variables, sin embargo no toma en consideración el tipo de gas de protección parte esencial para el presente trabajo.

$$EL = \frac{Ua.Is.\beta}{Vs} \quad \text{Ecuación 4.1}$$

Donde:

- EL - Energía lineal de soldadura – (J/mm).
- Ua - Voltaje – (Volts).
- Is - Intensidad de corriente – (Amperes).
- β - Aprovechamiento del calor en el proceso, para el caso de GMAW es de 0.80.
- Vs – Avance de soldadura - (cm/min).

El voltaje del arco se mantuvo constante (28 Volts). Un amperaje de 280 A. Una velocidad de soldadura de 30 cm/min. El aprovechamiento del calor del proceso GMAW de acuerdo a la literatura (39) es del 80 %. El flujo del gas de protección se estableció a 25 lts/min. Así como una distancia placa electrodo de 22 mm y la extensión libre del electrodo es de 10 mm. Sustituyendo los valores

$$EL = \frac{(280 \text{ A} * 28 \text{ V} * 0.8)}{\frac{5 \text{ mm}}{\text{seg}}} = 1,254.4 \frac{J}{\text{mm}}$$

Una vez determinado el aporte térmico, se presenta el historial térmico de cada unión soldada donde se mantuvieron constantes los valores de operación de soldadura y diferentes mezclas de gases como ya se ha mencionado en el presente trabajo.

4.4. Historial térmico

En la **figura 4.7** se presenta el historial térmico registrado durante la soldadura del acero inoxidable dúplex AISI 2205, unido con el electrodo ER308L con el proceso GMAW, con el gas de protección de 100 % Ar.

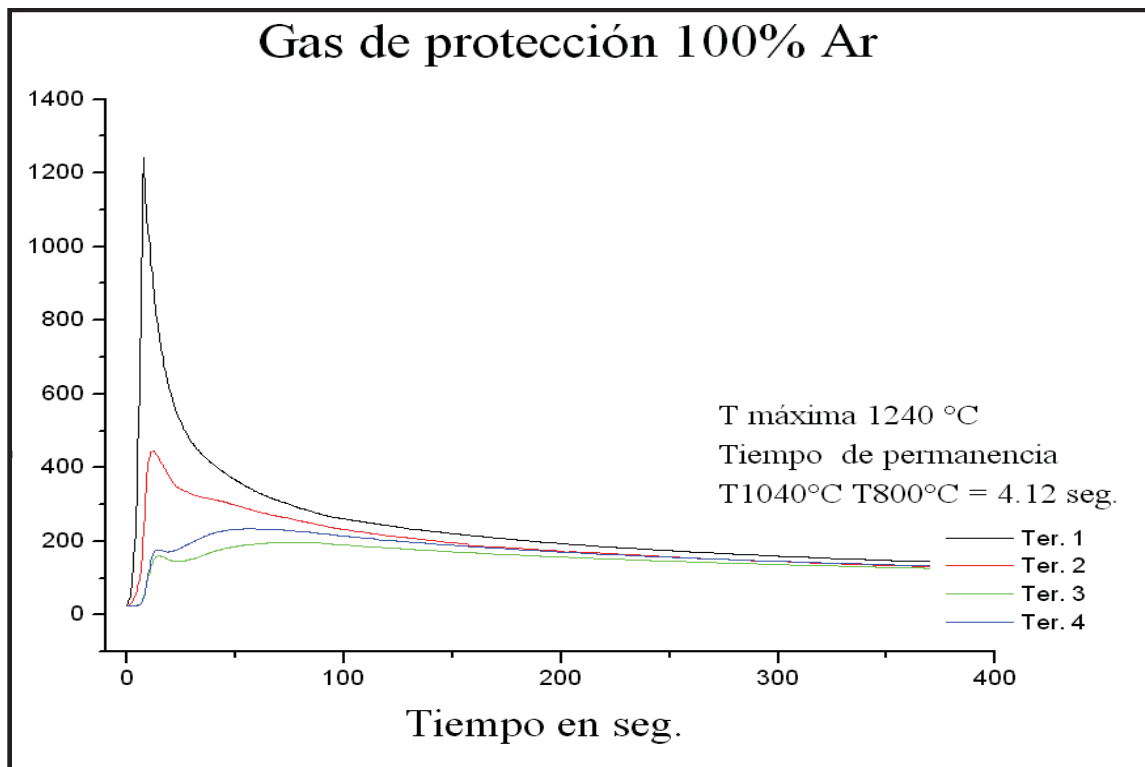


Figura 4.7 Historial térmico de la soldadura con 100 % Ar, tiempo de permanencia de T1240°C-T800°C (6.4 seg). Con una velocidad de enfriamiento de 58 °C/seg.

La medición del tiempo de permanencia se realizó en la curva de temperatura máxima en el rango de 1240°C a 800 °C, el tiempo dentro de este rango de temperaturas es de 6.4 segundos, con una velocidad de enfriamiento de 58 °C/seg, dentro de este rango de temperaturas se genera la formación de fases secundarias y precipitados en el cordón de soldadura así como en la zona afectada térmicamente en tiempos relativamente cortos, es por eso la importancia de la medición del tiempo de permanencia dentro de este rango.

En la **figura 4.8** se presenta el historial térmico de la unión soldada con la mezcla 97 % Ar – 3 % N₂, en la unión soldada del acero inoxidable dúplex ASIS 2205 con el electrodo ER308L, como material de aporte con el proceso GMAW.

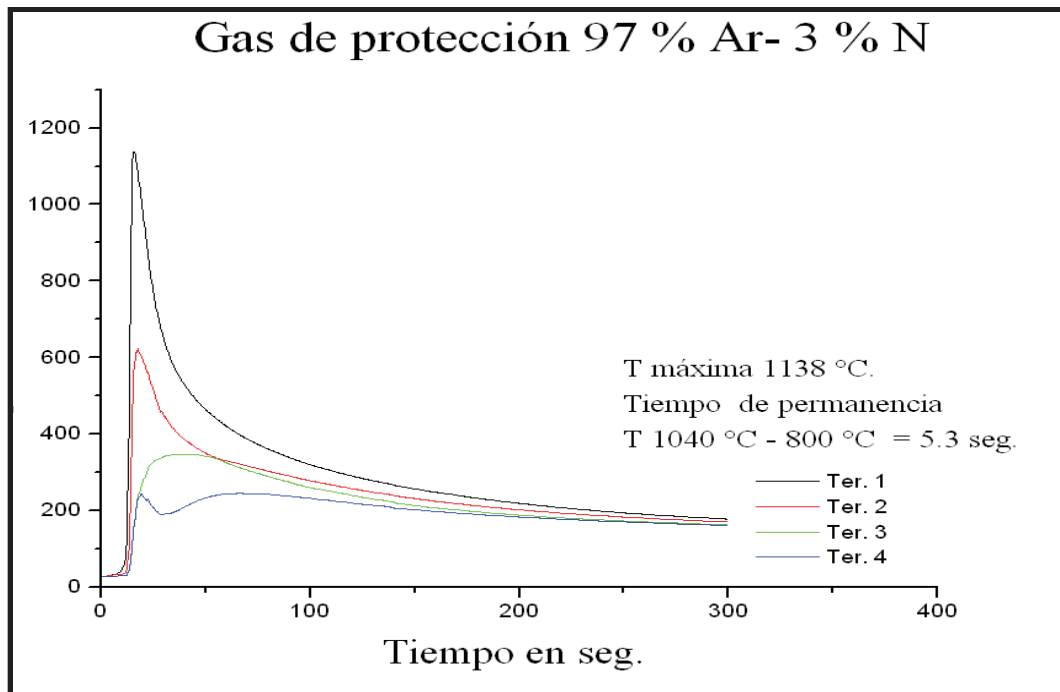


Figura 4. 8 Historial térmico de la unión soldada con 97 % Ar-3 % N₂, con tiempo de permanencia T1138°C-T800°C (8.36 seg). Con velocidad de enfriamiento de 45°C/seg.

En el historial térmico registrado con la adición de 3 % de N₂ presenta una disminución en la temperatura máxima alcanzada de 1138 °C con una velocidad de enfriamiento de 45 °C/seg, durante el proceso de soldadura. Este efecto se atribuye a que el N₂ tiene menor densidad que el argón, por lo cual se genera una mayor pérdida de calor hacia a la atmosfera y no sobre la pileta liquida, dando como resultado una temperatura menor en el cordón de soldadura.

En la **figura 4.9** se presenta el historial térmico registrado durante el proceso de soldadura realizado con la mezcal 94 % Ar – 6 % N₂, del acero inoxidable dúplex AISI 2205 en la unión soldada con el electrodo ER308L, realizado con el proceso GMAW.

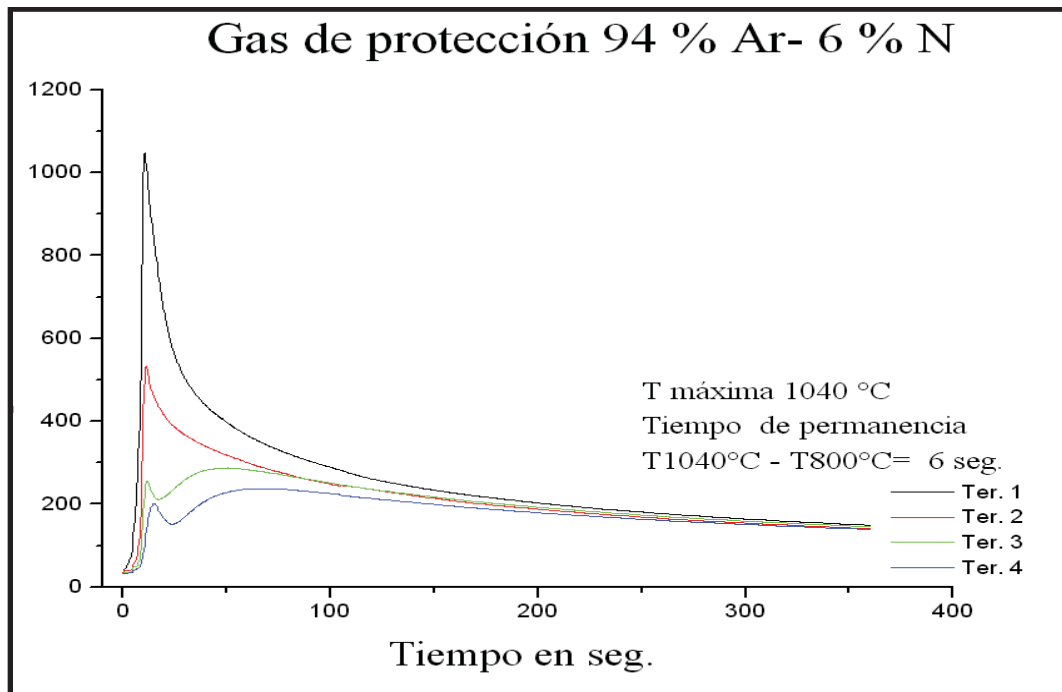


Figura 4. 9 Historial térmico del proceso con 94% Ar- 6 % N₂, con tiempo de permanencia T1040°C-T800°C (6 seg). Con velocidad de enfriamiento de 40 °C/seg.

La temperatura máxima registrada en el historial térmico de la unión soldada con la mezcla 96 % Ar – 6 % N₂ es de 1040 °C con una velocidad de enfriamiento de 40 °C. Como se puede observar la adición de nitrógeno genera disminución de temperatura durante el proceso de soldadura. En la **figura 4.10** se puede apreciar de mejor la disminución de la temperatura máxima alcanzada de acuerdo al incremento de nitrógeno al gas de protección.

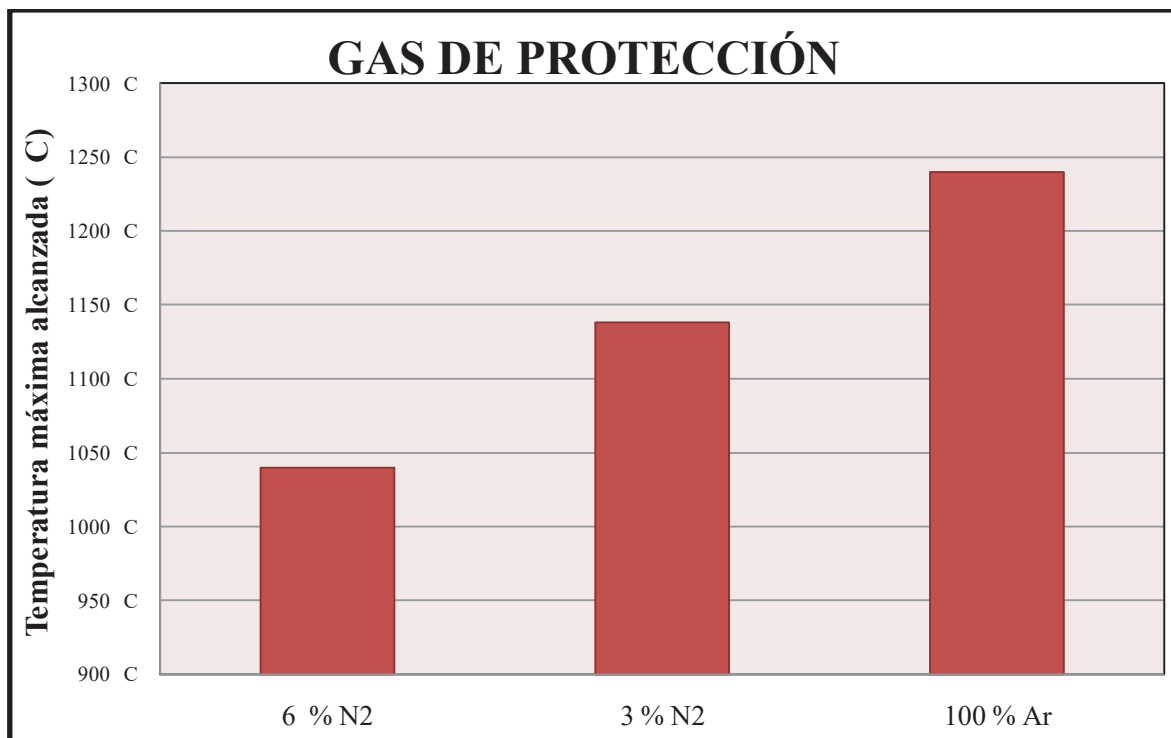


Figura 4. 10 Temperaturas máximas alcanzadas durante los procesos de soldadura.

En la **grafica 4.10** la temperatura máxima alcanzada disminuye con la adición de nitrógeno, este efecto atribuido al cambio de propiedades físicas del gas de protección generadas por la mezcla de Ar – N₂, las propiedades de cada gas se muestran en la **tabla 4.1**.

Tabla 4. 1 Propiedades de los gases Ar y N₂.

Nitrógeno		Argón	
Numero atómico	7	Numero atómico	18
Primer potencial de ionización (eV)	14.66	Primer potencial de ionización (eV)	15.80
Masa atómica (g/mol)	14,0067	Masa atómica (g/mol)	39,940
Densidad (g/ml)	0.81	Densidad (g/ml)	1.40
Punto de ebullición (°C)	-195,79	Punto de ebullición (°C)	-185.8
Punto de fusión (°C)	-218.8	Punto de fusión (°C)	-189.4

En la tabla anterior se puede observar que la diferencia de densidades y potencial de ionización de cada uno de los gases. La adición de N_2 genera inestabilidad en el arco eléctrico, aumento de penetración, así como disminución del porcentaje de ferrita dentro del cordón de soldadura, por lo tanto, el aporte térmico debe cambiar para cada tipo de gas de protección. En la **figura 11** se presentan las fotografías de cada uno de los corones de soldadura, donde se puede observar una disminución del ancho del cordón, así como un incremento en las salpicadura con la adición de N_2 .



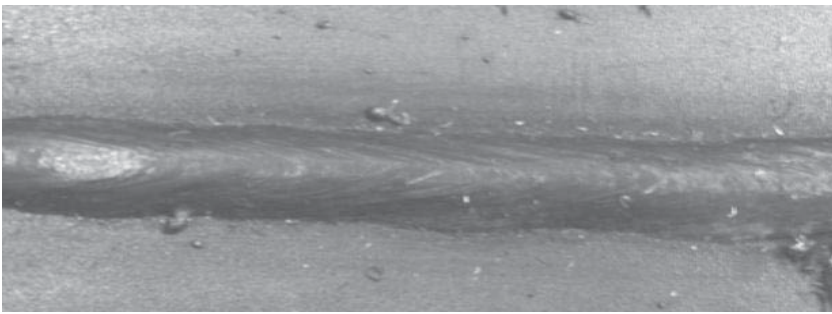
	100 % de Ar
	97 % Ar – 3 % N_2
	94 % Ar – 6 % N_2

Figura 4. 11 Fotografías de los cordones de soldadura en las diferentes uniones.



En la **figura 4.12** se muestra la tendencia de formación de ferrita en la zona afectada térmicamente del acero inoxidable dúplex AISI 2205, en los cordones de soldadura realizados con diferentes mezclas de gases de protección en el proceso GMAW. Mostrando un aumento de ferrita con el incremento de la velocidad de enfriamiento. La velocidad de enfriamiento se calculó con la **ecuación 4.2**, se realizó a partir de la máxima temperatura alcanzada en cada condición de soldadura hasta 800 °C.

$$V_E = \frac{\Delta T_{Tem}}{T_{Per}} \quad \text{Ecuación 4.2}$$

Donde

V_E = Velocidad de enfriamiento (°C/seg).

ΔT = Diferencial de temperatura (°C).

T_{Per} = Tiempo de Permanencia.

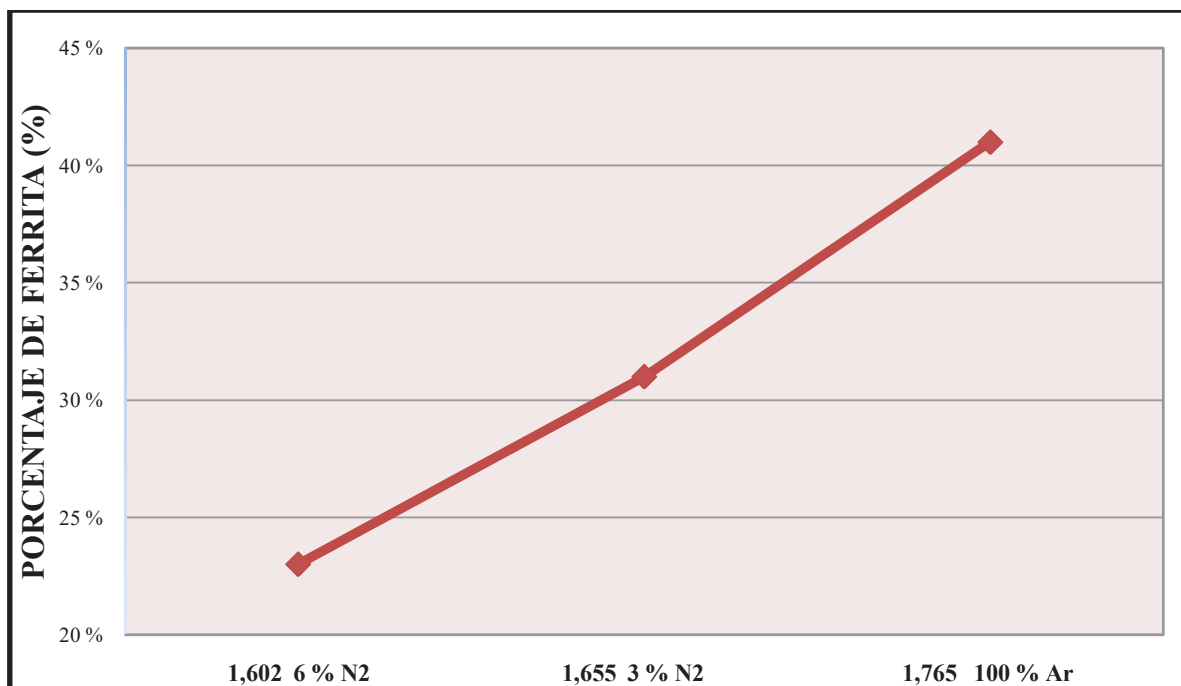


Figura 4. 12 Grafica de % fase ferrita - log de velocidad de enfriamiento en el cordón de soldadura, realizado con 280 amperes.



El porcentaje de ferrita con el gas 100 % Ar da como resultado un 41% de ferrita con una velocidad de enfriamiento de 58 °C/seg (log 1,76 °C/seg), el porcentaje de ferrita logrado con la mezcla 96 % Ar – 6 % de N₂ es de 23 % con una velocidad de enfriamiento de 40 °C/seg (log 1.602 °C/seg). Concluyendo que el porcentaje de ferrita es dependiente de la velocidad de enfriamiento, efecto atribuido que a mayor velocidad de enfriamiento menor tiempo para la transición de ferrita austenita, con la adición de N₂ la velocidad de enfriamiento es menor. Esto es debido se alcanza una temperatura menor durante los procesos de soldadura.

La adición de N₂ vía gas de protección genera cambios en la temperatura máxima alcanzada, por lo tanto, el cálculo del aporte térmico con la **ecuación 4.1** es inexacta debido a que no considera el tipo de protección gaseosa del proceso GMAW en donde se utilizaron las mezclas de 100 % Ar, 97 % Ar – 3 % N₂ y 94 % Ar – 6 % N₂. Por lo tanto se determinara el aporte térmico de cada gas de acuerdo con la **ecuación 4.3** (4) tomando en consideración variables como la temperatura de fusión, temperatura máxima alcanzada en cada proceso, calor específico y densidad del acero inoxidable dúplex AISI 2205.

$$H_{NET} = \frac{4.13 PC\tau\phi}{\left[\left(\frac{1}{T_{max}-T_o}\right) - \left(\frac{1}{T_{Fusion}-T_o}\right)\right]} \quad \text{Ecuación 4.3}$$

Donde

H_{NET} = Aporte térmico a calcular.

P = Densidad (Kg/m³).

C = Calor específico 0-100°C (J/Kg.K).

T = Penetración del cordón.

Φ = Distancia de termopar a la zona de fusión.

T_{Max} = Temperatura máxima de cada cordón (°K).

T_{Fusión} = Temperatura de fusión del material (°K).



La penetración del cordón de soldadura es de 6.3 mm de espesor, la placa a soldar es de 12.7 mm, sin embargo, se realizó en dos pasadas en una preparación de junta en doble V. La distancia termopar - zona de fusión cambio de 2, 2.15 y 2.30 mm con los gases 100 % Ar, 97 % Ar – 3 % N₂ y 94 % Ar – 6 % N₂ respectivamente. La temperatura máxima de los proceso de soldadura van desde 1240, 1138 y 1040 °C con los gases 100 % Ar, 97 % Ar – 3 % N₂ y 94 % Ar – 6 % N₂ respectivamente, la temperatura de fusión del acero inoxidable dúplex AISI 2205 es de 1480 °C. Los resultados obtenidos se presentan en la **tabla 4.2**.

Tabla 4. 2 Aporte térmico de los diferentes gases de protección y eficiencia del proceso.

Tipo de gas	Temperatura máxima (°C)	H _{NET} (J/mm)	Eficiencia (%) η
100 % Ar	1240	1340	85
97 % Ar - 3 % N ₂	1138	930	60
94 % Ar – 6 % N ₂	1040	705	45

Los resultados obtenidos del aporte térmico en cada uno de los proceso de soldadura nos indica que la adición de N₂ modifica las características del gas de protección la mezcla Ar–N₂ generando la reducción del aporte térmico. Efecto atribuido a las características físicas de cada gas. La densidad del N₂ que es de 0.81 (g/ml) en comparación con el Ar es de 1.40 (g/ml) el N₂ es mucho más ligero, provocando mayor inestabilidad en el arco eléctrico y con ello una mayor disipación de calor a la atmósfera en el arco eléctrico. Por otra parte, el potencial de ionización del argón es de 15.80 (eV) y el del N₂ es de 14.66 (eV), indicando que el N₂ requiere de un diferencial de potencial menor para su ionización durante la formación del arco plasma, y con ello la generación de un aporte térmico menor.

Al encontrar que el aporte disminuyó con la adición de N₂ en el gas de protección, se realizó el análisis de la zona afectada térmicamente del acero inoxidable dúplex AISI 2205, ya que con el cambio del aporte térmico aplicado a la soldadura modificando la microestructura de la unión soldada, generando cambios relacionados con el ancho, porcentaje de fases y tamaño de grano dentro de la zona afectada térmicamente.

4.5. Medición de las propiedades de la ZAT

En la **figura 4.13** se presenta la medición de la ZAT de cada cordón de soldadura, señalando el lugar de obtención de la micrografía. Para determinar el porcentaje de ferrita, la medición del ancho del cordón y el tamaño de grano dentro de esta zona, se empleó el analizador de imágenes Sigmas Can Pro. 5.0.

		100 % Ar ZAT: 128 μ m
		97% Ar-3% N ₂ ZAT: 100 μ m
		94% Ar-6 % N ₂ ZAT: 80 μ m

Figura 4. 13 Ancho de la ZAT en cada uno de los cordones de soldadura.

En la **figura 4.14** se muestra el ancho de la zona afectada térmicamente, zona generada por el aporte térmico aplicado durante cada proceso de soldadura de la unión soldada de lacero inoxidable dúplex AISI 2205 con el proceso de soldadura GMAW.

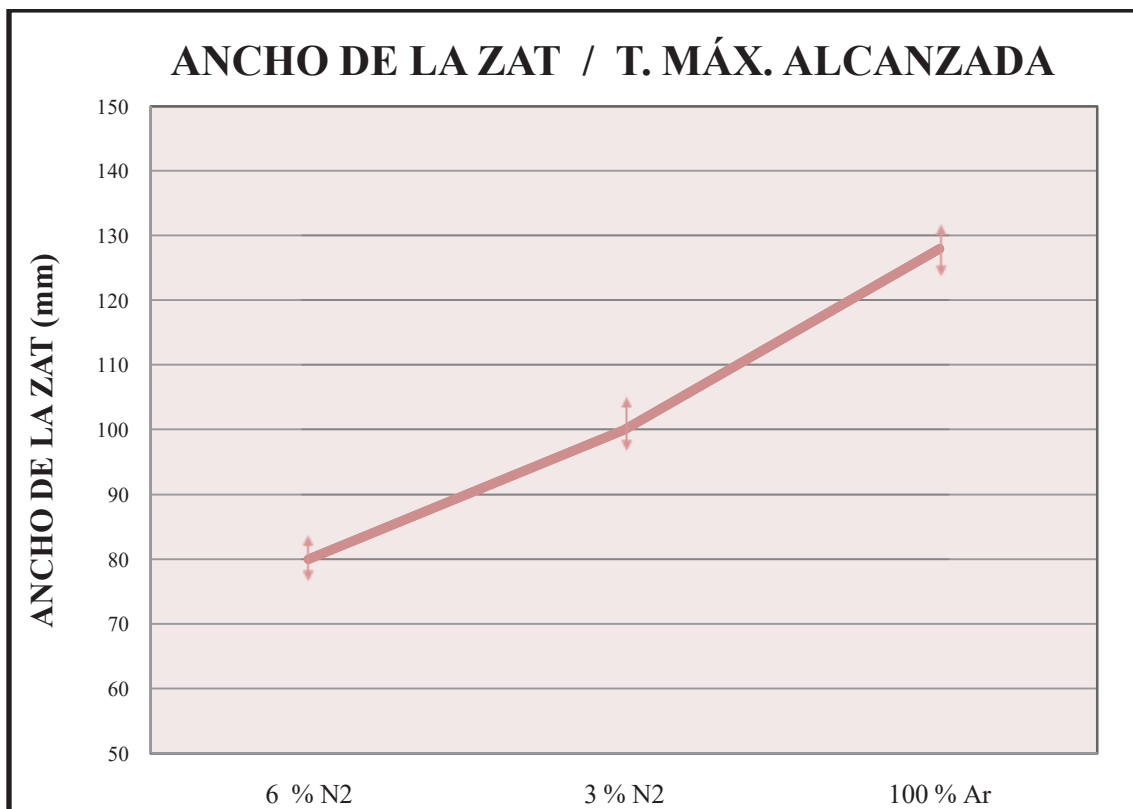


Figura 4. 14 Medición de la ZAT del acero inoxidable dúplex AISI 2205 en las uniones soldadas con protección gaseosa de 100 % Ar, 3 % N₂ y 6% N₂

El aporte térmico aplicado durante el proceso de soldadura se reduce 1340 a 705 J/mm generados con las mezclas de 100 % Ar a 94 % Ar – 6 % N₂ respectivamente. El ancho de de la zona afectada térmica se modifica de 128 a 80 μ m con los gases de protección de 100 % Ar a 94 % Ar – 6 % N₂ respectivamente. Como se puede observar el ancho de la ZAT se reduce directamente con el aporte térmico y el aporte térmico disminuye con la presencia de N₂, al reducirse la zona afectada térmicamente se mejoras las propiedades mecánicas de la unión soldada.

En la **figura 4.15** se presenta el porcentaje de ferrita en la zona afectada térmicamente por cada proceso de soldadura generadas con las mezclas 100 % Ar, 97 % Ar – 3 % N₂ y 94 % Ar – 6 % N₂ respectivamente.

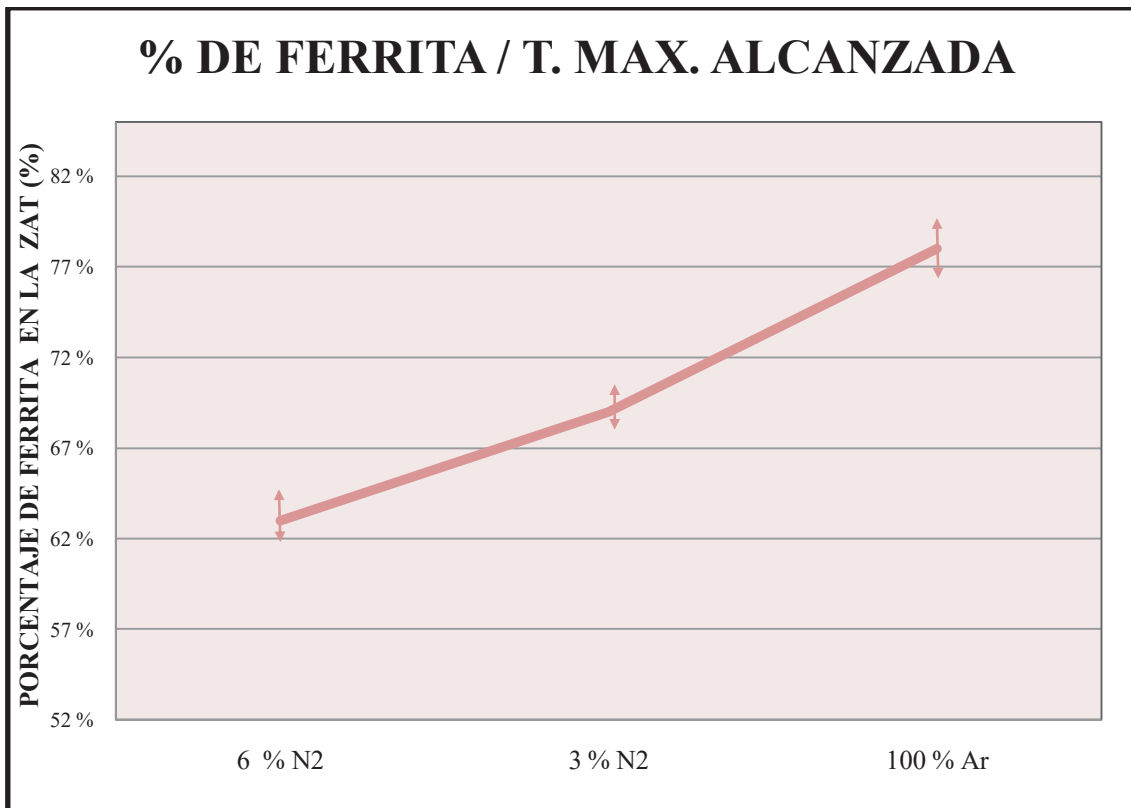


Figura 4. 15 Porcentaje de fase ferrita en la ZAT del acero inoxidable dúplex AISI 2205 con protección gaseosa de 100 % de Ar, 3 % N₂ y 6 % N₂.

Como se puede observar, el porcentaje de ferrita dentro de la zona afectada térmicamente es mayor con el gas de protección 100 % Ar, debido a que el aporte térmico con este gas de protección es mayor que con las mezclas Ar-N₂, esto es porque la adición de N₂ reduce el aporte térmico y con ello se reduce el porcentaje de ferrita dentro de la zona afectada térmicamente.

La medición del tamaño de grano en la zona afectada térmicamente del acero inoxidable dúplex AISI 2205 se muestra en la **figura 4.16**.

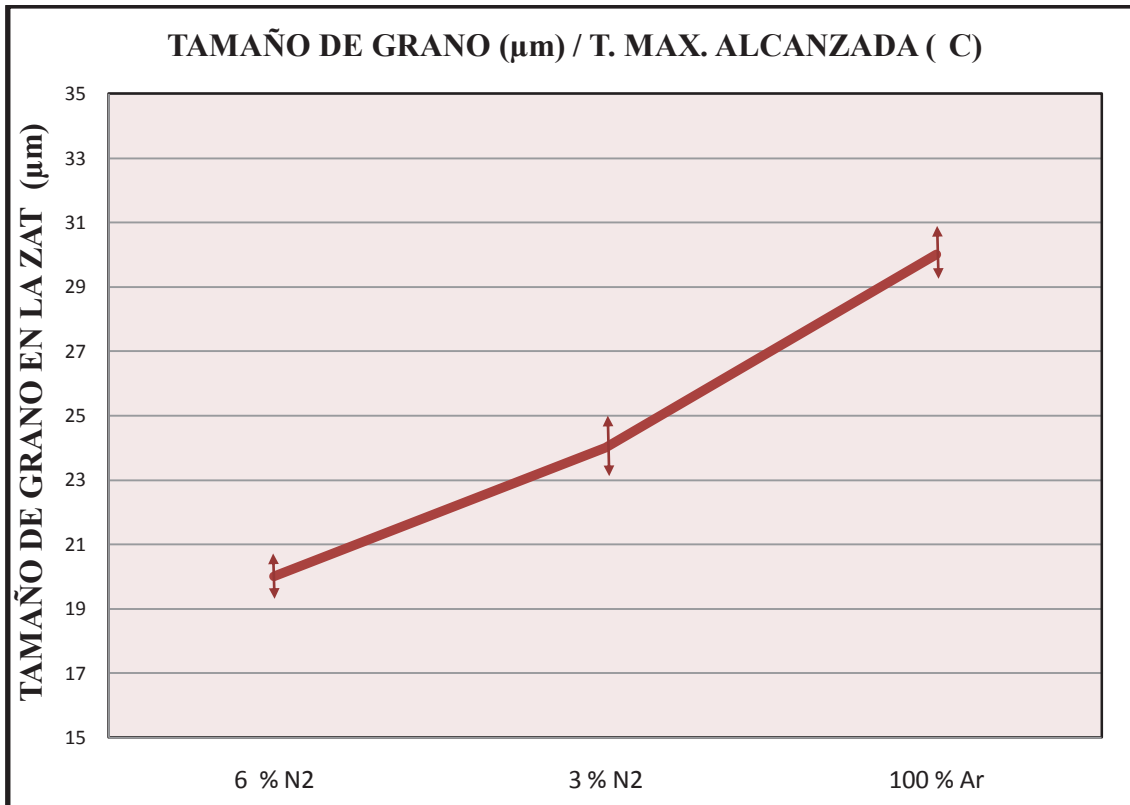


Figura 4. 16 Medición del tamaño de grano en la ZAT de la unión soldada con 100 % Ar, 3 % N₂ y 6 % N₂.

El tamaño de grano cambia de 30, 24 y 20 μm con la mezcla de 100 % Ar, 97 % Ar – 3 % N₂ y 94 % Ar – 6 % N₂ respectivamente. Como se puede observar, el tamaño de grano disminuye directamente con el ancho de la ZAT, atribuido este afecto a que con la disminución de la temperatura el crecimiento del tamaño de grano es menor. Por lo tanto el N₂ ayuda a reducir el crecimiento excesivo del tamaño de grano dentro de la ZAT mejorando las propiedades mecánicas de tenacidad del material, resistencia a la cedencia, resistencia a la tensión, incluso el aumento de dureza dentro de esta zona.

Como se puede observar, el aporte térmico también dependiente del tipo de gas utilizado como protección gaseosa del proceso GMAW y no solo de valores de amperaje, voltaje, velocidad de avance y eficiencia de proceso. Ya que con la adición de nitrógeno se obtuvieron temperaturas menores durante el proceso de soldadura, alterando las propiedades mecánicas de la unión soldada.



4.6. Ensayos de tensión

El ensayo de tensión permite determinar la resistencia a la cedencia, resistencia a la tensión y elongación del material. Los ensayos de tensión se realizaron de forma transversal al cordón de soldadura para determinar la calidad de la unión soldada. En la **tabla 4.3** se presentan los resultados obtenidos.

Tabla 4. 3 Resultados del ensayo de tensión.

Probeta	Área m ²	Fuerza KN	Resistencia a la cedencia (MPa)	Resistencia a la tensión (MPa)	Elongación	Zona de fractura
MB 1	3,21E-5	22,5	548	678	32	MB
MB 2	3,525E-5	23,76	553	673	33	MB
100 Ar # 1	3,8484E-5	25,37	519	659	24	ZAT
100 Ar # 2	3,4212E-5	21,35	517	624	25	ZAT
3 N ₂ # 1	3,4212E-5	22,18	526	647	22	ZAT
3 N ₂ # 2	3,4212E-5	22,17	517	648	24	ZAT
6 N ₂ # 1	3,3183E-5	22,09	527	665	20	ZAT
6 N ₂ # 2	3,5256E-5	23,09	522	655	23	ZAT

La **figura 4.17** se graficaron los resultado de resistencia a la cedencia de las uniones soldadas con los gases de protección de 100 % Ar, 97 % Ar – 3 % N y 94 % AR – 6 % N, también se realizaron ensayos al acero inoxidable dúplex 2205 sin soldar

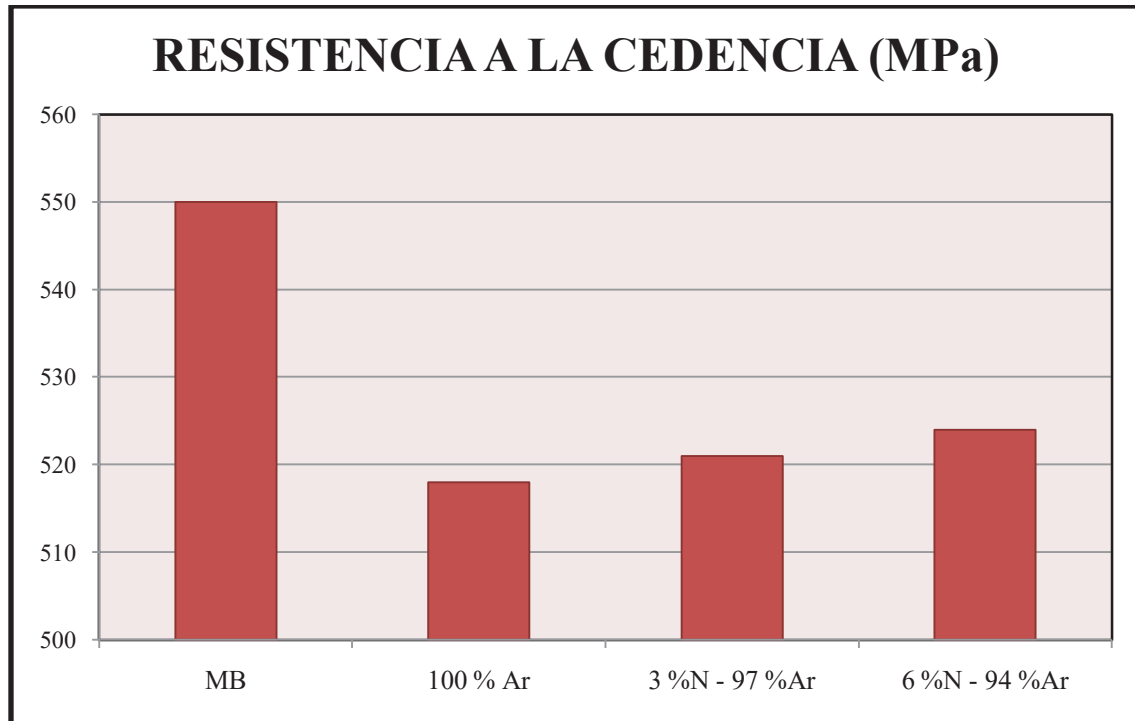


Figura 4. 17 Influencia del gas de protección sobre la resistencia a la cedencia de la unión soldada.

Los resultados de resistencia a la cedencia del acero inoxidable dúplex 2205 en comparación con la unión soldada con el electrodo ER308L con protección gaseosa de 100 % Ar se encuentra 6 % por debajo de la resistencia a la cedencia del MB, indicando que el cordón de soldadura tiene propiedades muy similares a las del 2205 en cuanto a resistencia a la cedencia.

La unión soldada con la adición del 6 % N₂ presentó una degradación de resistencia a la cedencia es de 4.5 %, porcentaje menor en comparación la unión soldada con el gas de protección 100 % Ar, efecto atribuido a la reducción del ancho de la ZAT generado por un aporte térmico menor durante el proceso de soldadura.

En la **figura 4.18** se presenta la resistencia a la tensión de cada uno de los procesos de soldadura realizados, así como en el MB.

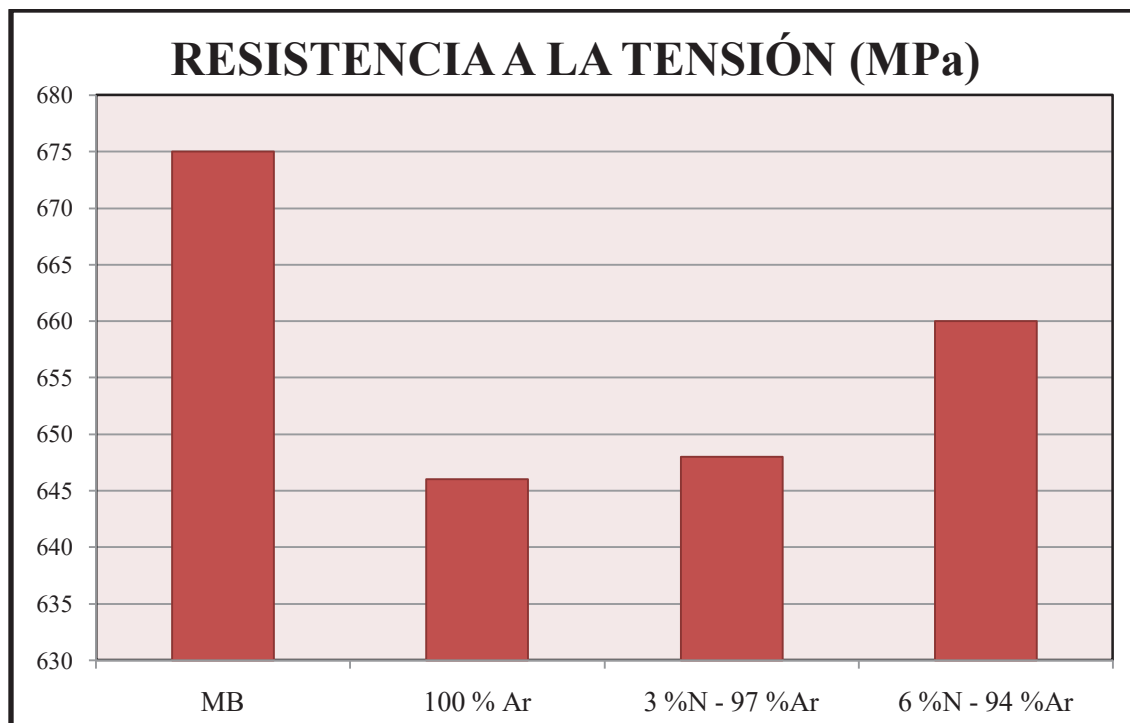


Figura 4. 18 Influencia del gas de protección sobre la resistencia a la tensión de la unión soldada.

Los resultado de resistencia a la tensión de la unión soldada del acero inoxidable dúplex 2205 con el electrodo ER308L, con las diferentes mezclas de gases de protección son muy similares en comparación con las del material base. Sin embargo se logro un ligero aumento de resistencia a la tensión de 646 a 660 MPa con protección de 100 % Ar a 94 % Ar – 6 % N₂. Este efecto se atribuye a la reducción del aporte térmico producido por la adición de N₂ en el gas de protección. Este aumento se mínimo, sin embargo es considerable ya que con la adición de nitrógeno se genero un aumento de dureza en el cordón de soldadura.

Los resultados de elongación del material durante el ensayo de tensión de cada uno de los procesos de soldadura con los diferentes gases de protección, así como del material base se presentan en la **figura 4.19**.

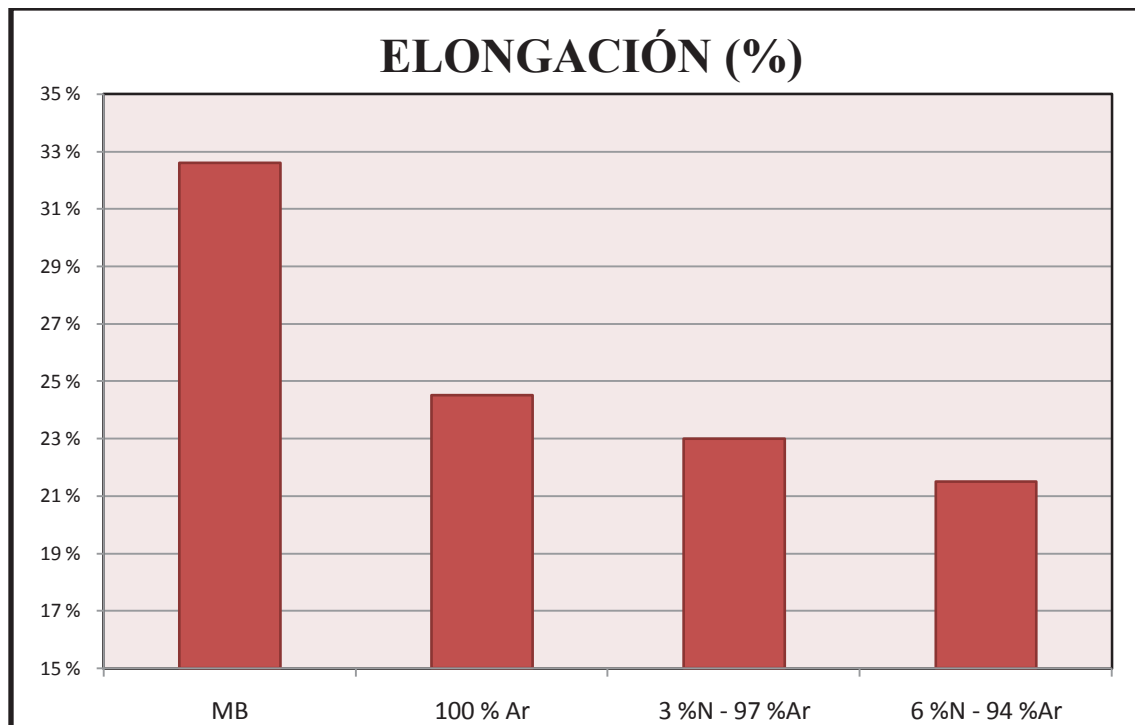


Figura 4. 19 Influencia del gas de protección sobre la elongación de la unión soldada.

La reducción de la elongación en unión soldada con los diferentes gases de protección, es inferior en comparación con el material base es de 27.5 a 33 % con 100 % Ar y 94 % Ar - 6 % N₂ respectivamente, la reducción de la elongación con la adición del 6 % de N₂ es mayor, este efecto se atribuye a un aumento de dureza generada por el nitrógeno ya que es un buen elemento endurecedor en solución sólida intersticial.



4.7 Ensayos de doblez

El ensayo de doblez es de carácter cualitativo, sin embargo, es de gran utilidad ya que nos indica la salud de la unión soldada. Los ensayos de doblez se realizaron de forma lateral al cordón de soldadura ver **figuras 4.20**, ya que es la mejor manera de realizar el ensayo de doblez en una unión soldada en doble V, esto con la finalidad de verificar si se está logrando una buena soldabilidad en la unión de los dos cordones de soldadura como se muestra en la **tabla 4.4**.

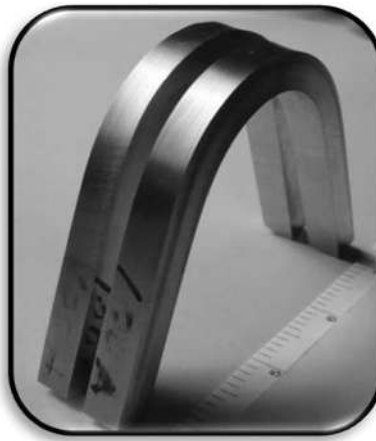
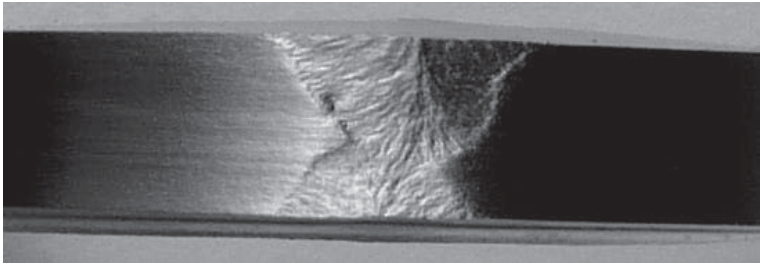
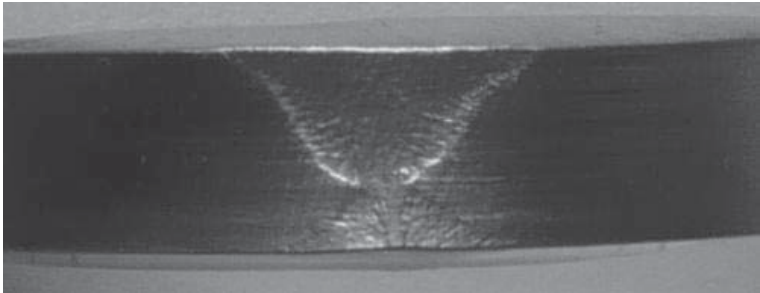
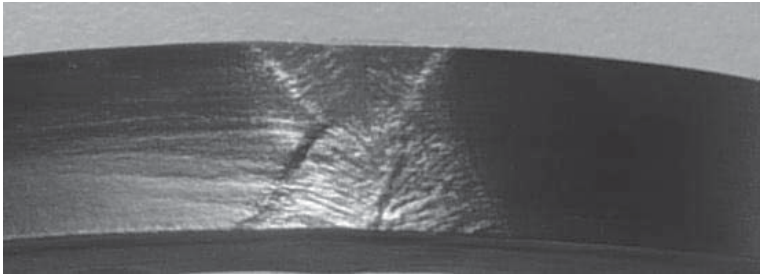


Figura 4. 20 Ensayo de doblez de la unión soldada del acero inoxidable dúplex AISI 2205 con gas de protección de 100 % Ar.

Tabla 4. 4 Fotografías de los ensayos de doblé de cada uno de los procesos.

	Gas de protección 100 % Ar
	Gas de protección 97 % Ar -3 % N₂
	Gas de protección 94 % Ar – 6 % N₂

Los ensayos de doblé realizados a los cordones de soldadura, muestran que esta libres de imperfecciones tales, como falta de fusión o porosidades. Lo que indica un ensayo de doblé satisfactorio para cada unión soldada.



4.8. Ensayos de impacto tipo Charpy con muesca en V.

Los resultados del ensayo de impacto tipo Charpy con muesca en V se presentan en la **tabla 4.5**. A las probetas de impacto se les realizo un tratamiento térmico a 800 °C con tiempos de permanencia de 5 min, 30 min y 10 hrs seguido de un enfriamiento en agua a temperatura ambiente, con la finalidad de determinar la degradación de la tenacidad del material con la exposición a altas temperaturas, efecto atribuido a la formación de fase sigma.

Tabla 4. 5 Resultados de impacto Charpy

Gas de protección	100 % Ar		97 % - Ar 3 % N ₂		94 % Ar - 6 % N ₂	
	Valor de impacto Charpy	Promedio (HV ₁₀₀)	Valor de impacto Charpy	Promedio (HV ₁₀₀)	Valor de impacto Charpy	Promedio (HV ₁₀₀)
S.T.T. # 1	236	252	278	298	306	315
S.T.T. # 2	262		336		314	
S.T.T. # 3	258		280		325	
5 min de T.T. # 1	242	244	177	250	258	270
5 min de T.T. # 2	246		284		261	
5 min de T.T. # 3	244		289		291	
30 min de T.T. # 1	203	208	209	215	176	177
30 min de T.T. # 2	214		234		194	
30 min de T.T. # 3	207		202		161	
10 Hrs de TT # 1	72	71	65	66	78	70
10 Hrs de TT # 2	70		68		63	
10 Hrs de TT # 3	71		65		69	

En la **figura 4.21 a 4.23** se pueden observar las fractografías de impacto Charpy correspondientes a los ensayos realizados con 100 % Ar, sin tratamiento térmico, con 30 minutos de tratamiento térmico y 10 hrs de tratamiento térmico.

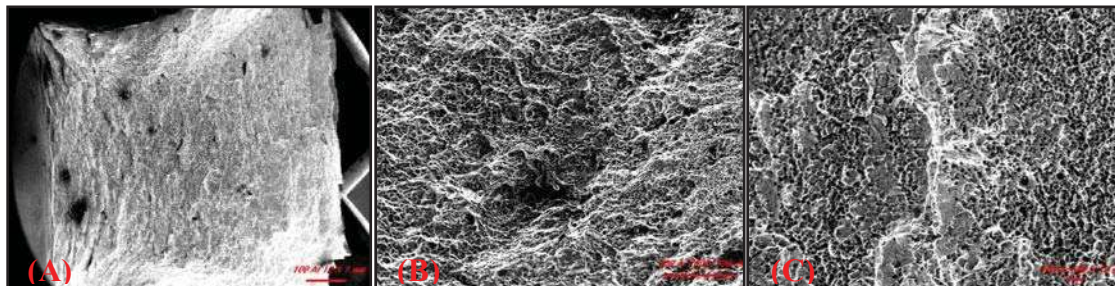


Figura 4. 21 Fractura de ensayo de impacto sin tratamiento térmico con gas 100 % Ar. (A) Macrografía. (B) Micrografía en SEM de la fractura a 200 X (C) Micrografía en SEM de la fractura a 500 X.

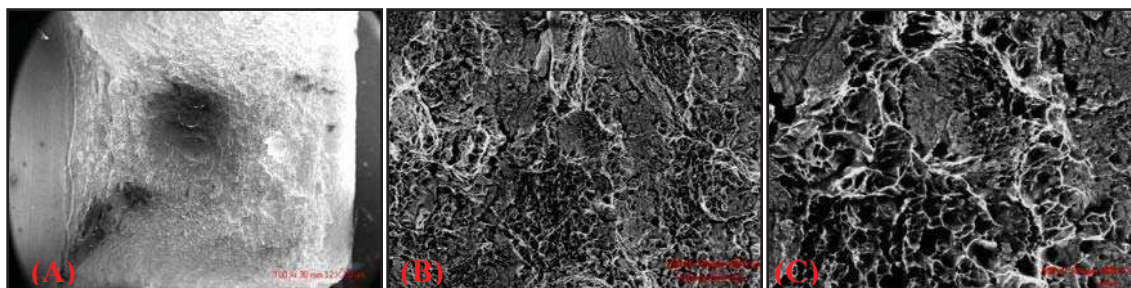


Figura 4. 22 Fractura de ensayo de impacto con 30 min de T. T. con gas 100 % Ar (A) Macrografía de la fractura. (B) Micrografía en SEM de la fractura a 200 X (C) Micrografía en SEM de la fractura a 500 X.

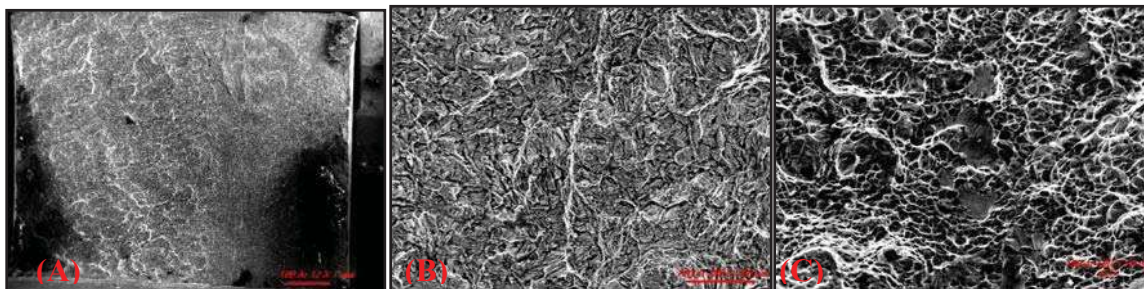


Figura 4. 23 Fractura de ensayo de impacto con 10 Hrs de T. T. con gas 100 % Ar (A) Macrografía de la fractura. (B) Micrografía en SEM de la fractura a 200 X (C) Micrografía en SEM de la fractura a 500 X.

En la micrografía de impacto tipo Charpy con el gas de protección 100 % Ar, muestra una fractura de tipo dúctil, al presentar deformación plástica, con desprendimiento total durante el ensayo, el efecto de la exposición en la unión soldada a una temperatura de 800 °C a diferentes tiempos de permanencia presenta pérdida de ductilidad y tenacidad del la unión soldada. Este efecto se le atribuye a la formación y crecimiento de la fase sigma en la soldadura del acero inoxidable dúplex y en el cordón de aporte, el electrodo ER308L.

En las **figuras 4.24 a 4,26** muestran las fractografías de impacto Charpy correspondientes a los ensayos realizados con 94 % Ar–6 % N₂, sin tratamiento térmico, con 30 minutos, y 10 Hrs de tratamiento térmico.

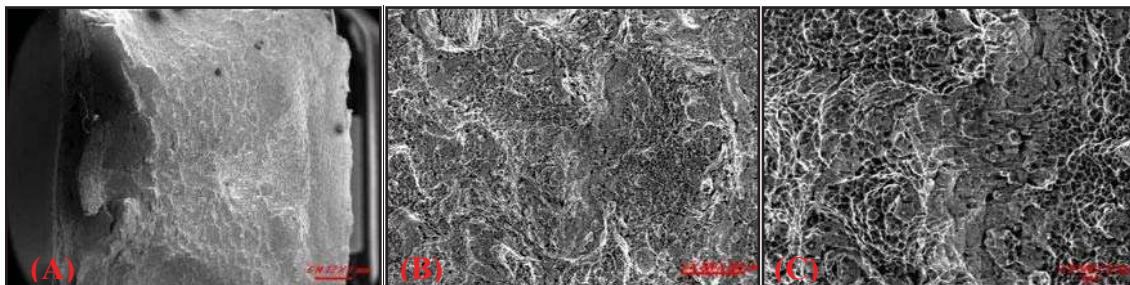


Figura 4. 24 Fractura de ensayo de impacto sin tratamiento térmico con 6 % de N₂ (A) Macrografía de la fractura de tensión. (B) Micrografía en SEM de la fractura a 200 X (C) Micrografía en SEM de la fractura a 500 X.

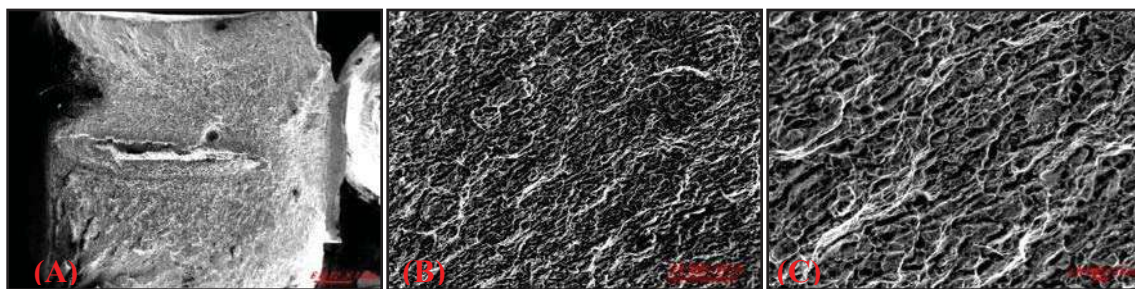


Figura 4. 25 Fractura de ensayo de impacto con 30 min de T. T. con 6 % de N₂ (A) Macrografía de la fractura de tensión. (B) Micrografía en SEM de la fractura a 200 X (C) Micrografía en SEM de la fractura a 500 X.

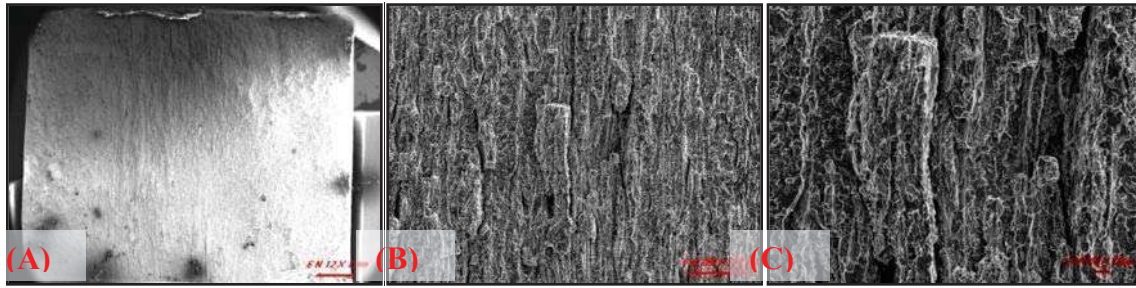


Figura 4. 26 Fractura de ensayo de impacto con 10 Hrs de T. T. con 6 % de N₂ (A) Macrografía de la fractura de tensión. (B) Micrografía en SEM de la fractura de tensión a 200 X (C) Micrografía en SEM de la fractura a 500 X.

Las fractografías de la unión soldada con 6 % de N₂ presentaron una deformación plástica menor en comparación con el gas de protección de 100 % Ar. Este efecto se atribuye al incremento de dureza generado con la adición de N₂, debido a que el nitrógeno es buen endurecedor de la fase austenita, en solución sólida intersticial.

La exposición del cordón de soldadura con la adición de 6 % N₂ al tratamiento térmico, presentó un comportamiento muy similar a la unión soldada con el gas de 100 % Ar, sin embargo la fractura correspondiente al 6 % de N₂ es más frágil, al presentar un corte con una superficie plana, con nula ductilidad, atribuido que el empleo de N₂ puede generar la formación de Nitruros de Cromo, ocasionado una mayor pérdida de ductilidad en el material que sin la presencia de N₂.

En la **figura 4.27** se presenta la gráfica en columnas de los valores de los ensayos de impacto tipo Charpy con muesca en V, de las uniones soldadas con tratamiento térmico a 800 °C, seguido de un enfriamiento en agua. Los resultados indican que efectivamente la degradación de las propiedades mecánicas inicia con la exposición del material a altas temperaturas. Este efecto se atribuye a la presencia y crecimiento de la fase sigma, por otra parte, el porcentaje de nitrógeno adicionado durante el proceso de soldadura da como resultado un aumento en las propiedades mecánicas y un retardo en la formación de fases secundarias durante la exposición del material a altas temperaturas.

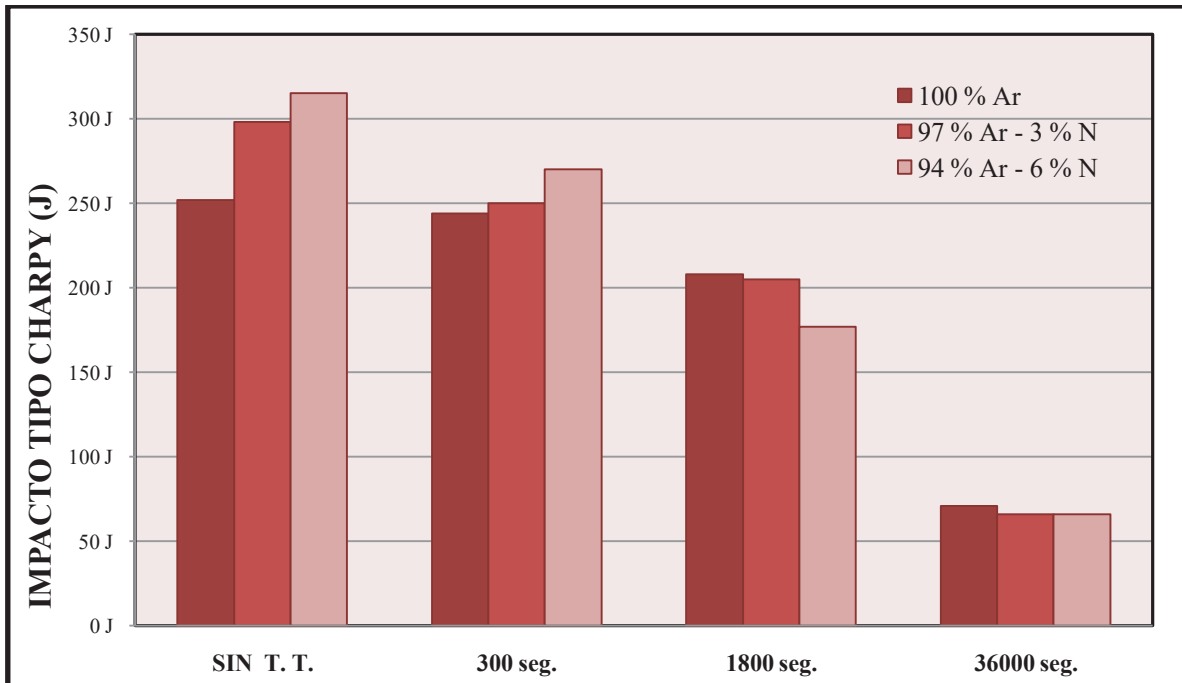


Figura 4. 27 Resultados de pruebas de impacto tipo Charpy con muesca en V a 800 °C con diferentes tiempos de permanecía.

En la unión soldada con 100 % de Ar obtuvo 256 J y con la adición de 6 % N₂ se alcanzaron 315 J de energía de resistencia al impacto en promedio, dando como conclusión que efectivamente la adición de N₂ vía gas de protección dentro del proceso GMAW si genera un aumento en la tenacidad de la unión soldada.

La formación de nitruros se ve incrementada en tratamientos térmicos a altas temperaturas seguidos de un enfriamiento en agua mayor que con un enfriamiento al aire, esto indica que a mayor velocidad de enfriamiento el porcentaje de N₂ retenido en la ferrita aumenta (19) (35), al encontrar dicha fase saturada en N₂ y contar con un porcentaje elevado de Cr forman nitruros de cromo, ya que entre estos dos elementos existe gran afinidad entre ellos.

En la fabricación de los aceros inoxidable dúplex, todas las fases secundarias generadas se relacionan con la fase sigma, esto se debe a que la gran mayoría de las fases secundarias están vinculadas con el Cr como elemento principal. Además, tomando en cuenta que la fase sigma agrega o se alimenta de estas fases durante su evolución y crecimiento.

Por otra parte, cualquier fase secundaria o intermetálicos generados en los aceros inoxidables dúplex van a degradar las propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión del material (5).

4.9. Ensayo de microdureza HV₁₀₀.

Los ensayos de microdureza Vickers se presenta en la **figura 4.28**.

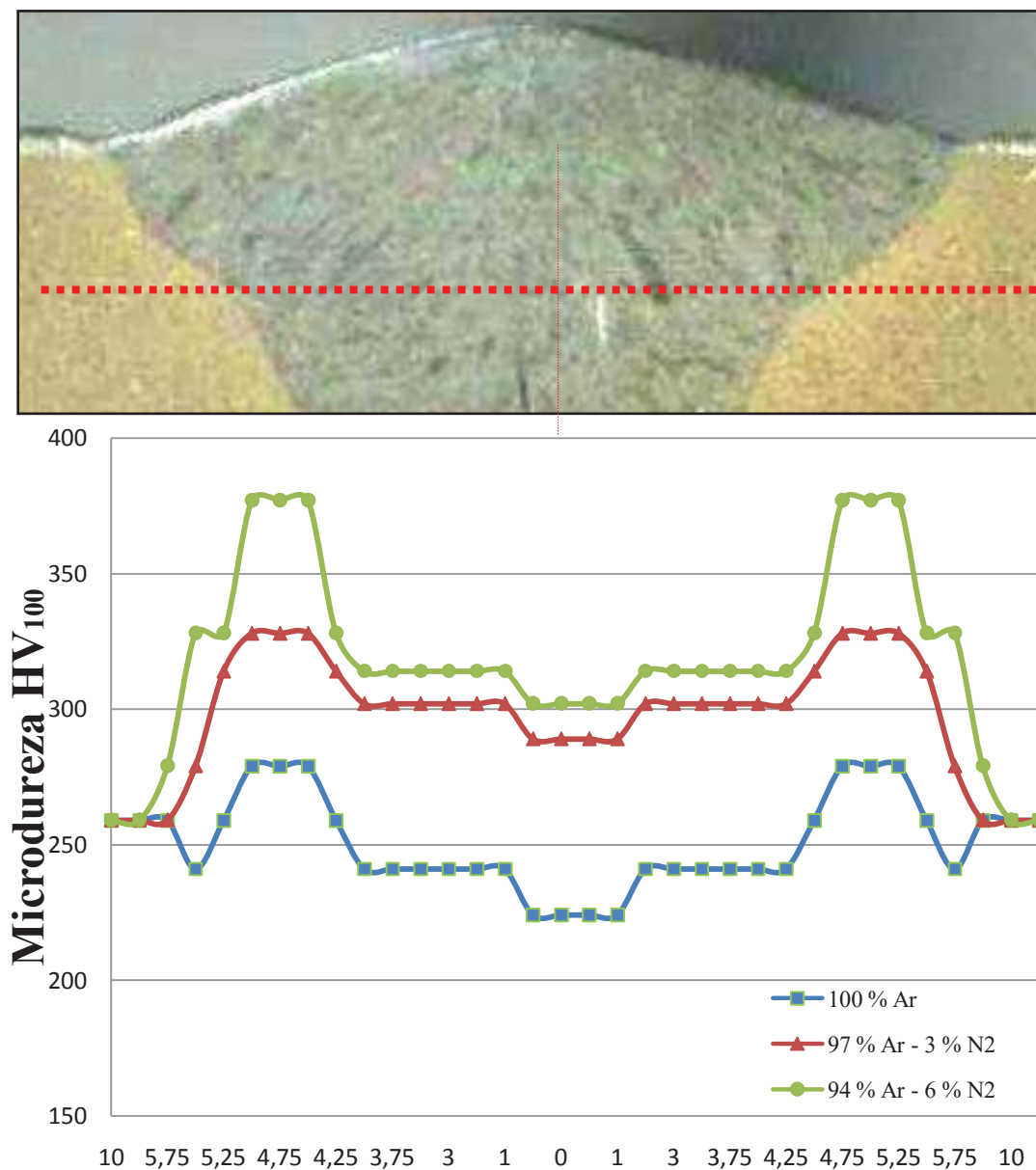


Figura 4. 28 Microdureza HV₁₀₀ de los cordones de soldadura con 100 % Ar, 3 % N₂, 6 % de N₂, de forma lineal desde el centro del cordón hasta el material base en, mm.



La adición de N₂ aumento la dureza del material en el cordón de soldadura paso de 241 a 314 HV₁₀₀ con 100 % Ar y 94 % Ar- 3 % N₂ respectivamente. Por lo tanto, se genera un aumento de dureza en el cordón de soldadura con la adición de nitrógeno. En la ZAT los valores de dureza se incrementaron con la adición de nitrógeno y sin él, este efecto se atribuya al efecto del choque térmico entre el MB y MA durante el proceso de soldadura.

También la exposición de la unión soldada genera incremento de dureza. Esto se debe la presencia de fase la sigma, fase con una dureza alrededor de los 800 HV, al contar con una dureza demasiado alta, genera fragilidad dentro de la unión soldada, tanto en el 2005 como en el material de aporte el electrodo (ER308L).

4.10. Fase sigma en la unión soldada del acero inoxidable dúplex.

Para el análisis del la presencia de la fase sigma se utilizo el microscopio electrónico de barrido (MEB) con la finalidad de determinar la distribución de los elementos de aleación Cr y Mo, que conforman la fase sigma, los resultados obtenidos se muestran en la **figura 4.29** (37) (40).

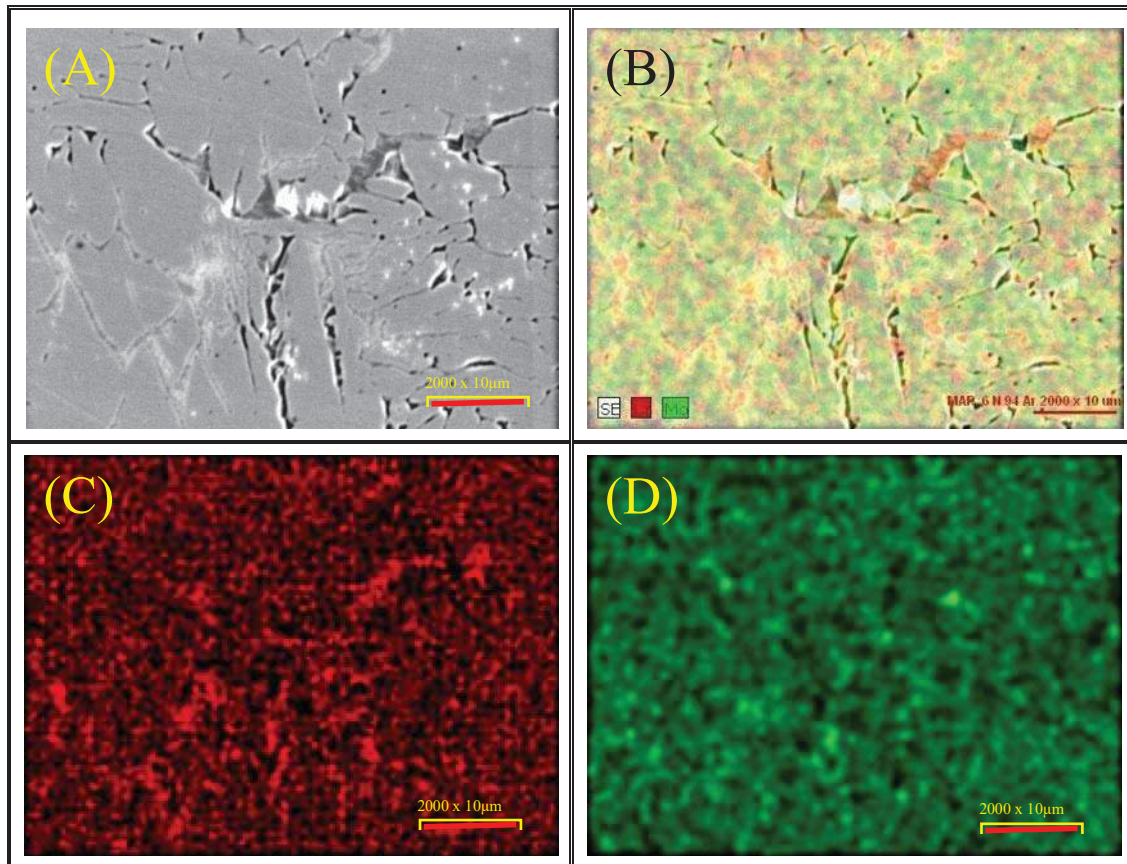


Figura 4. 29 (A) Micrografía en SEM a 2000 x al centro del cordón de soldadura (B) concentración del Cr y Mo en la misma zona (C) Distribución del Cr en la micrografía en color rojo (D) Distribución del Mo en la misma micrografía en color verde.

La distribución de elementos ayuda a identificar aquellas zonas con mayor concentración de cromo y molibdeno. Estos elementos conforman la fase sigma. Una vez determinada esta fase se realizó un análisis puntual para determinar su composición, así como de la ferrita y austenita seleccionado estas fases como se muestra en la **figura 4.30**.

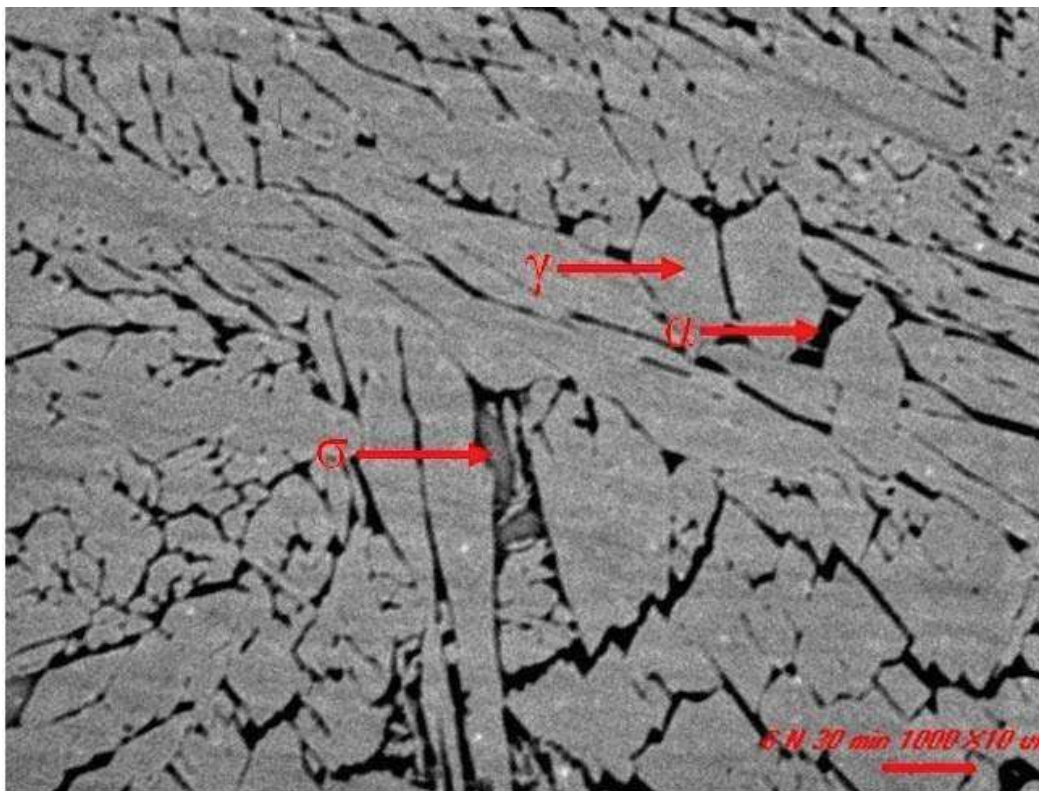


Figura 4. 30 Micrografía en MEB de la unión soldada con 6 % N₂ con tratamiento térmico a 800 °C por 30 min, seguido de un enfriamiento en agua.

Como se puede observar en la micrografía anterior la austenita es la fase gris claro, la ferrita se encuentra en negro y la fase sigma se encuentra en un tono gris, el promedio de la composición química las diferentes mediciones en cada una de las fases se presente en la tabla 4.4, que se muestra a continuación.

Tabla 4. 6 Composición de la fase σ , γ , y α , al centro del cordón de la unión soldada con 6 % de N₂.

	α	γ	σ
Mo	1.14± 0.11	0.85±0.08	1.54±0.02
Cr	18.0 ±1.08	16.60±0.99	20.70±1.25
Ni	6.05±0.29	8.74±0.35	6.48±0.2

4.11. Cálculo del porcentaje de fase sigma

En la **figura 4.31** se presenta el porcentaje de fase sigma en la unión soldada con el proceso GMAW del acero inoxidable dúplex AISI 2205 realizada con diferentes porcentajes de nitrógeno en el gas de protección.

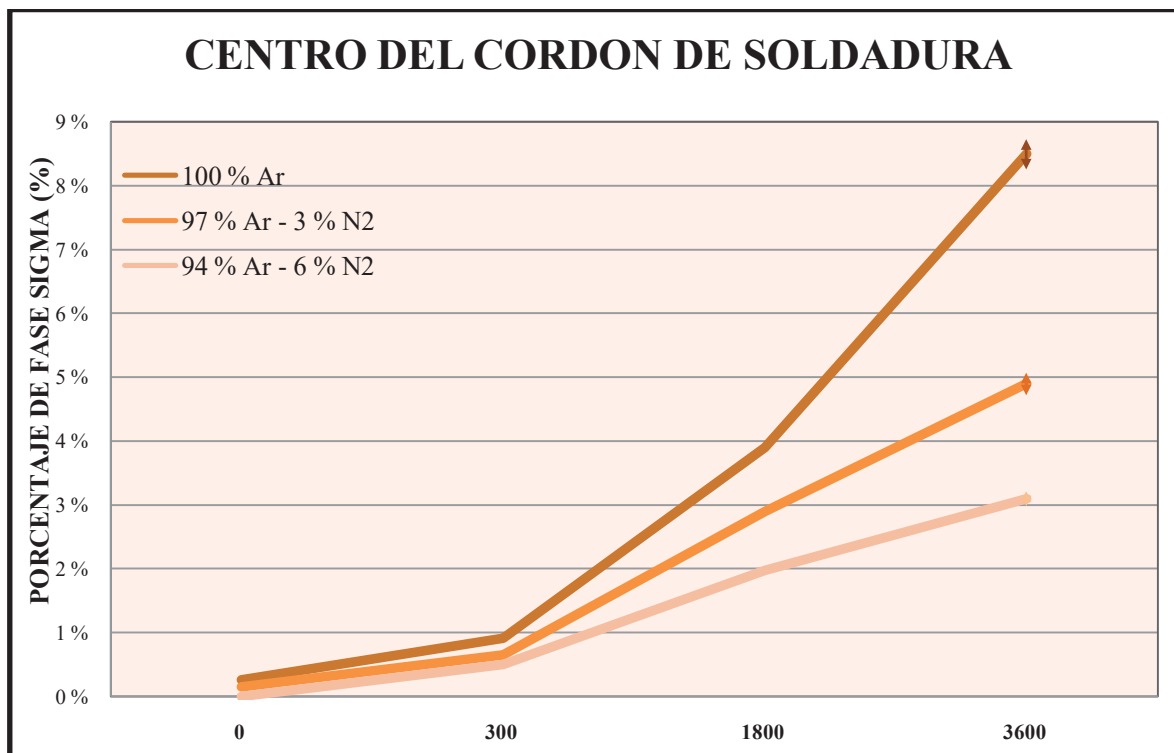


Figura 4. 31 Porcentaje de fase sigma–tiempo de permanencia a 800 °C, en la zona del cordón de soldadura con un electrodo ER308L.

Como se puede apreciar en la figura 4.31, efectivamente la adición de nitrógeno redujo el porcentaje de fase sigma en el cordón de soldadura, encontrando valores cercanos al 9 % de fase σ utilizando como gas de protección de 100 % Ar, reduciendo los valores hasta en un 3 % de sigma con la mezcla 94 % Ar – 6 % N₂. La reducción de la fase sigma en el cordón de soldadura, se le atribuye a la adición de N₂, elemento altamente gammágeno, que reduce el porcentaje de ferrita fase que influye en la formación de la fase sigma, la ferrita es un elemento rico en Cr y Mo, elementos esenciales para la formación de la fase sigma, la formación de esta fase se genera en los límites de la ferrita, austenita, creciendo en del lado de la ferrita debido a su composición química.

El porcentaje de fase sigma dentro del cordón de soldadura es mucho menor en comparación con el acero inoxidable dúplex AISI 2205, debido a que la composición química del electrodo utilizado, (ER308L) cuenta con porcentajes de Cr y Mo por debajo de la composición química del 2205, generando un porcentaje de fase sigma menor.

Se utilizó este tipo de electrodo debido a que su composición química no contiene N_2 como elemento de aleación, y poder determinar el efecto de la adición del N_2 por medio del gas de protección, cumpliendo así con los objetivos del presente trabajo.

En la **figura 4.32** se presenta la de formación de la fase sigma en la zona de fusión del cordón de soldadura del acero inoxidable dúplex y el electrodo ER308L.

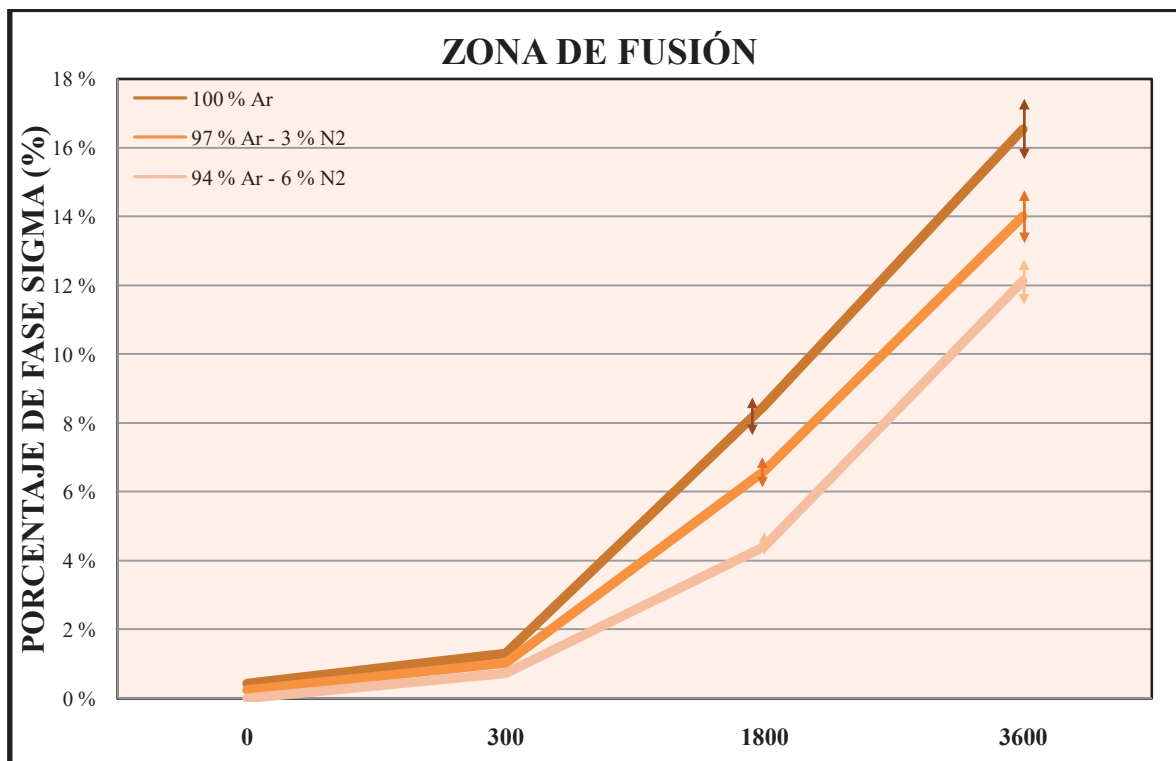


Figura 4. 32 Porcentaje de fase sigma – tiempo de permanencia (seg) a 800 °C en la zona de fusión del material base y el material de aporte.

Como se puede observar en la zona de fusión, el porcentaje de la fase sigma alcanzo valores más elevados, debido a que la composición química del electrodo y del material base se encuentran en interacción dentro de esta zona, generando una composición química mixta entre el acero inoxidable dúplex 2205 y el electrodo ER308L.

La formación de la fase sigma en el acero inoxidable dúplex AISI 2205 se presenta en la figura 4.33.

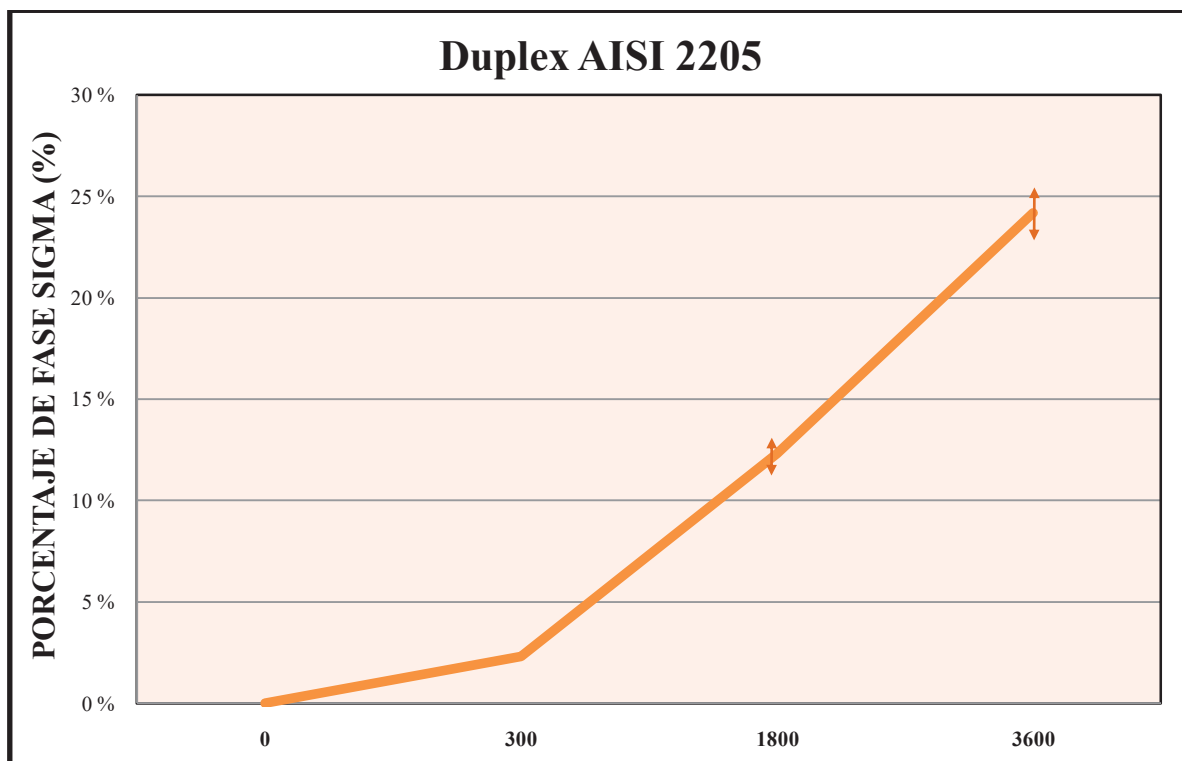


Figura 4. 33 Grafica de porcentaje de fase sigma–tiempo de permanencia (seg) a 800 °C, en acero inoxidable dúplex AISI 2205.

La formación de la fase sigma en el acero inoxidable dúplex se genera por la exposición del material a altas temperaturas en tiempos cortos. Dando como resultado un aumento de dureza, y degradación de las demás propiedades mecánicas como son la tenacidad del material.



Esto es debido a que la fase sigma tiene con una estructura cristalina tetragonal donde cada unidad contiene 32 átomos, cuenta con alta dureza alrededor de 800 Hv (41) y genera pérdida de tenacidad en el material (21). Por otra parte la generación de fase sigma reduce la cantidad de Cr y Mo que se encuentra en la ferrita, perdiendo su resistencia a la corrosión.

El empleo del N₂ en los acero inoxidable dúplex ha hecho posible reducir el porcentaje de Ni en estas aleaciones (21). Esta reducción es buscada debido a que altos contenidos de Ni aceleran la precipitación y formación de fases secundarias, la adición del N₂ retarda la formación de las fases no deseadas y facilita la fabricación de los mismos por ese motivo.

Sin embargo la adición del N₂ es limitada que porcentajes muy elevados pueden provocar problemas con porosidades, la saturación del N₂ en los aceros inoxidable dúplex se encuentra por debajo del 0.38 % dicha cantidad depende de la composición del material el acero inoxidable dúplex 2205 cuenta con contenidos alrededor del 0.15 % en peso.



CONCLUSIONES

- 1. Mediante el análisis metalográfico se llegó a la conclusión que la adición del N_2 vía gas de protección modifica el porcentaje de ferrita de 41 a 23 % de ferrita con 0 a 6 % de N_2 respectivamente en el cordón de soldadura.*
- 2. Con la adición de N_2 en el gas de protección, en los ensayos de tensión se observó un aumento de resistencia a la cedencia de 518 a 524 MPa y resistencia a la tensión de 646 a 660 MPa con 0 a 6 % de N_2 respectivamente. Sin embargo, se redujo la elongación del material de un 24.5 a 21 %, con un 0 a 6 % de N_2 respectivamente, generado por un aumento de dureza.*
- 3. En el ensayo de microdureza Vickers Hv_{100} muestra un aumento de dureza en el cordón de soldadura del 2205 de 241 a 314 Hv_{100} con la protección gaseosa de 0 a 6 % de N_2 de respectivamente, atribuido esto a que el N_2 es un elemento endurecedor en solución sólida intersticial.*
- 4. Con la presencia del N_2 en la unión soldada, los ensayos de impacto Charpy aumentaron la tenacidad del material de 252 a 315 J con 0 a 6 % de N_2 respectivamente, atribuido a una reducción del ancho de la ZAT generado por la adición de N_2 en el gas de protección.*
- 5. Mediante microscopía óptica, se determinó que con el proceso de soldadura realizado y con las diferentes mezclas de gas de protección, en la unión soldada no se formaron fases secundarias debido a que las temperaturas registradas y tiempos de permanencia no son propicias para la formación de dichas fases.*



6. *La adición de N_2 en el gas de protección, en el proceso soldadura GMAW, redujo el porcentaje fase sigma de 8 a 3 % en el cordón de soldadura y de 16.5 a 12 % de fase sigma en la zona de fusión de 0 a 6 % de N_2 respectivamente. Durante un proceso isotérmico a 800 °C por 10 horas.*
7. *El porcentaje de fase σ en el MB es mucho mayor que en el cordón de soldadura, ya que el electrodo ER08L cuenta con contenidos de Cr y Mo inferiores al 2205, concluyendo que la composición química de la fase sigma así como el porcentaje de formación dependen también de la composición química y no solo de la temperatura de exposición del material y el tiempo de permanencia.*
8. *La adición de N_2 vía gas de protección redujo el aporte térmico de 1340 a 705 J/mm. Generando reducción de la ZAT, mejorando las propiedades mecánicas de la unión soldada.*
9. *El N_2 presente en el gas de protección genero inestabilidad en el arco eléctrico provocando pérdida de material de aporte en el cordón de soldadura a causa de salpicaduras generadas por dicha inestabilidad.*



REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. **Rodríguez M.** 2003. "*Fundamentos tecnológicos y metalúrgicos para la soldadura de los aceros inoxidable*". CIS-IIM, págs. pp. 8, 11-14, 30, 38-40, 62-63,.
2. **Boletín Técnico.** Mayo de 1999. "*Aceros inoxidable, aceros aleados y alloys*". FASTPACK PIPING PRODUCTS,
3. Aceros inoxidable, Vol. 1ª. Edición **González, M.** 2002. Curso de metalurgia física, ingeniería mecánica-ingeniería naval.
4. *Welding Metallurgy.* **Linnert, G. E.** 1994. "*Carbon and Alloy Steels*". Miami, Florida, USA American Welding Society.
5. **Dr. Carlos Fosca.** 2003. "*Comportamiento Mecánico y Resistencia a la Corrosión*". De la Pontificia Universidad Católica del Perú. 1st International Symposium on Materials Joining and Related Technologies.
6. **Boletín Técnico.** P Cofré. 2000. "*Aceros inoxidable serie 300*". Santiago-Chile. FASTPACK PIPING PRODUCTS.
7. **Jaffre, D.** 1999. "*Effects of the elements on steel properties*".
8. **Lippold, J. C. & Kotecki, D. J.** Vol. First ed. 2005. "*Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*". New Jersey.
9. **Deyev, G. & Deyev, D.** 2006. "Surface Phenomena in Fusion Welding Processes". Boca Raton Group, Taylor & Francis.
10. **Soria, José María Gómez de Salazar & Alicia.** 2007. "*The effect of N2 addition upon the MIG welding process*". Springer Science+Business Media.
11. **Publications. Trans Tech.** 1992. "*Welding of Duplex Stainless Steels*". Switzerland Key Engineering Materials.
12. **TOIT, BY A. M. MEYER AND M.** DECEMBER 2001. "*Interstitial Diffusion of Carbon and Nitrogen into*". SUPPLEMENT TO THE WELDING JOURNAL
13. **Schaeffler, A. L.** 1949. "Constitution Diagram of Stainless Steel Weld Metal". Metal Progress.
14. **Ciencias de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica de la E.T.S.E.I.B., 2005.** "*Efecto de los tratamientos térmicos en la resistencia a la corrosión de un acero súperduplex*".
15. **Darlene Yuko Kobayashia, Stephan Wolynec*b.** 1999. "Evaluation of the Low Corrosion Resistant Phase Formed". Brazil : Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.



16. *Science and Engineering of Materials*. **Askeland: D. R.** January 1994. Hardcover/Thomson Learning,
17. **Hiroyuki Miyamoto a Takuro Mimaki Satoshi Hashimoto.** Vols. A319–321. 2001. "*Superplastic deformation of micro-specimens of duplex stainless*". ESELVIER,
18. **Marcelo Senatore¹, Leandro Finzetto², Eduardo Perea³.** "*ESTUDO COMPARATIVO ENTRE OS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX E OS*". Sandvik Materials Technology.
19. **T.A. Palmer, J.W. Elmer, S.S. Babu, J.M. Vitek.** 2003. "*Characterization of Low Temperature Ferrite/Austenite Transformations in the Heat Affected Zone of 2205 Duplex Stainless Steel Arc Welds*". Chicago : The Minerals, Metals & Materials Society,
20. **G. Fargas, M. Anglada y A. Mateo.** 2002. "*INFLUENCIA DE LAS FASES INTERMETÁLICAS EN LA CONFORMACIÓN DE LOS ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX*". Universitat Politècnica de Catalunya. VIII Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de Sólidos.
21. **Chi-Shang Huang*, Chia-Chang Shih.** A 402 66–75, 2005. "*Effects of nitrogen and high temperature aging on sigma phase*". Kaohsiung County, Taiwan. ESELVIER.
22. **T.H. Chen, J.R. Yang.** A311, 28–41, 2001. "*The effect of high-temperature exposure on the microstructural*". Taipei, Taiwan. Materials Science and Engineering.
23. *Recommended practices for stud welding*. ANSI/AWS C5.4. 1974. **American welding society.**
24. *American society of metal welding and brazing. Handbook, Metals.* vol. 6, 9a ed. 1983. American Society Metals.
25. *Manual de soldadura.* R.L.O' Brien. Tomo 1, octava edición 1998. American welding society.
26. **EREÑA, ANA ALMANSA MARTÍN JUAN M^a ETAYO.** *Dpto. de Procesos de Fabricación Robotiker.* BREU0146.
27. *Manual de soldadura* INDURA 2003. Santiago de Chile.
28. *Gas metal arc welding for stainless steel.* **Technology, Praxair.** 1999.
29. **T.H. CHEN *, K.L. WENG, J.R. YANG.** 2001. "*The effect of high-temperature exposure on the microstructural*". Materials Science and Engineering, pág. 7.
30. *Welding theory and practice.* **R, D.L. Olson.** 1990. North Holland.
31. **D. Bilmes, C. Gonzales, L. Llorente, M. Solary.** "*Efecto de los gases de protección sobre las microestructuras en soldaduras MIG-MAG de aceros inoxidable*".



32. Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. Designation, ASTM. E 23 – 02.1990.
33. *Mechanical Testing and Evaluation*. LAMET, John A. Bailey, John Barsom. Volume 8. 2000. The Timkin Company.
34. YOON-JUN KIM, OZAN UGURLU, CHAO JIANG, BRIAN GLEESON. 2007. "Microstructural Evolution of Secondary Phases in the Cast".
35. Young-Hwan Park *, Zin-Hyoung Lee. Vol. A297. 78–84, 2001. "The effect of nitrogen and heat treatment on the microstructure". South Korea : ESELVIER,
36. Arturo Ramírez, Amado Quintero. 2006. "Soldadura de un acero inoxidable dúplex AISI 2205 por el proceso de soldadura GTAW". Venezuela : Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales.
37. J. Dobranszkya, *, P.J. Szabob, T. Bereczb, V. Hrotkkoa, M. Portkob. Part B 59 781– 1788, September 2004. "Energy-dispersive spectroscopy and electron backscatter diffraction". ELSELVIER.
38. R.B. Bhatt, H.S. Kamat, S.K. Ghosal, and P.K. De. JMEPEG , 1999. "Influence of Nitrogen in the Shielding Gas on Corrosion".
39. Alfaro, U. Agosto 2001. "Estudio comparativo de la susceptibilidad a la fisuración en caliente de uniones soldadas en la acero inoxidable AISI 316LN mediante el uso del ensayo varestrain".
40. T.A. Palmer, J.W. Elmer, S.S. Babu, E.D. Specht. UCRL-PROC-213031, 2005. "Direct Observations of Sigma Phase". Lawrence Livermore National Laboratory, Livermore, CA, United States,
41. Ramous, I. Calliari Æ M. Zanesco Æ E. 2006. "Influence of isothermal aging on secondary phases precipitation". Springer.
42. D.G. KOLMAN, J.F. BINGERT and R.D. FIELD. 2004. "The Microstructural, Mechanical, and Fracture Properties". METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS.