



**UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLÁS DE HIDALGO**



INSTITUTO DE INVESTIGACIONES METALÚRGICAS

TESIS

CARACTERIZACIÓN DE LA UNIÓN SOLDADA DE UN ACERO INOXIDABLE MARTENSÍTICO AISI 410NiMo CON UN ELECTRODO NO CONVENCIONAL MEDIANTE EL PROCESO FCAW

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

PRESENTA

ING. DORIS IVETTE VILLALOBOS VERA

ASESOR

DR. CUAUHTÉMOC MALDONADO ZEPEDA

MORELIA, MICHOACÁN. OCTUBRE 2006

ÍNDICE

1. INTRODUCCION	1
1.1. JUSTIFICACION	4
1.2. OBJETIVOS	4
2. REVISION BIBLIOGRAFICA	5
2.1 PARTICULARIDADES DE LOS ACEROS INOXIDABLES	6
2.2 INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS DE ALEACION EN LOS ACEROS INOXIDABLES	7
2.2.1 Elementos formadores de carburos	13
2.2.2 Elementos promotores de endurecimiento por precipitación.....	13
2.2.3 Elementos intersticiales: Carbono y Nitrógeno	14
2.2.4 Otros elementos	15
2.2.5 Elementos formadores de austenita y ferrita	16
2.3 CLASIFICACION DE LOS ACEROS INOXIDABLES EN BASE A SU ESTRUCTURA	17
2.3.1 Aceros inoxidable martensíticos	18
2.3.2 Aceros inoxidable ferríticos	19
2.3.3 Aceros inoxidable austeníticos	21
2.3.4 Aceros inoxidable dúplex	24
2.3.5 Aceros inoxidable endurecibles por precipitación	26
2.4 ACEROS INOXIDABLES MARTENSTICOS	27
2.4.1 Aleaciones estándar y consumibles de aceros inoxidable martensíticos	33
2.4.2 Metalurgia física y mecánica de aceros inoxidable martensíticos	36
2.4.3 Soldabilidad de los aceros inoxidable martensíticos	42
2.4.4 Solidificación y grietas de licuación	47
2.4.5 Grietas por recalentamiento.....	47
2.4.6 Agrietamiento inducido por hidrógeno	47
2.5 PROCESOS DE SOLDADURA EMPLEADOS PARA LOS ACEROS INOXIDABLES	49
2.6 SOLDADURA POR ARCO ELECTRICO CON ELECTRODO TUBULAR (FCAW)	50
2.6.1 Aplicaciones	51
2.6.2 Principios de operación.....	54
2.6.3 Tipos de transferencia del metal	56
2.6.4 Gas de protección	58
2.7 METAL DE APORTE EN EL PROCESO FCAW	63
2.7.1 Tipos de alambres tubulares	64
2.7.2 Clasificación de alambres tubulares según AWS	66
2.8 EQUIPO NECESARIO PARA LA SOLDADURA FCAW	67
2.8.1 Fuente de poder	67
2.8.2 Sistema de alimentación de alambre.....	67
2.8.3 Fuente de gas de protección y sistema de regulación de gas.....	67
2.8.4 Porta electrodo	67
2.8.5 Conexión a tierra.....	68
2.8.6 Cables de conexión	68
2.8.7 Ventajas del proceso.....	68
2.8.8 Limitaciones del proceso.....	69
2.9 METALURGIA DE LA SOLDADURA DEL ACERO INOXIDABLE MARTENSITICO	69
2.9.1 Diagrama de Schaeffler	69

2.9.2 Zona de fusión: Tipos de transformación martensítica	70
2.9.3 Zona afectada térmicamente	73
2.9.4 Transformaciones de fase	76
2.9.5 Tratamiento térmico post soldadura	78
2.9.6 Pre calentamiento y temperatura de interpasos	78
3. DESARROLLO EXPERIMENTAL	80
3.1 CARACTERIZACIÓN DEL METAL BASE UTILIZADO EN LA INVESTIGACIÓN	81
3.1.1 Análisis químico	81
3.1.2 Análisis metalográfico	81
3.1.3 Cuantificación de la ferrita	82
3.2 PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA PARA EL ACERO INOXIDABLE MARTENSITICO	
AISI 410NiMo	82
3.2.1 Preparación de borde	82
3.2.2 Material de aporte	83
3.2.3 Características del alambre tubular	85
3.2.4 Gas de protección	86
3.2.5 Operación de soldadura	87
3.2.6 Equipo de soldadura utilizado	88
3.2.7 Limpieza previa a la soldadura	88
3.2.8 Velocidad de avance de soldadura	89
3.2.9 Longitud libre del electrodo	90
3.2.10 Medición de la temperatura	90
3.2.11 Tratamiento térmico post soldadura	91
3.3 OBTENCION DE RESULTADOS	93
3.3.1 Cuantificación de la ferrita en la unión soldada	93
3.3.2 Ensayos mecánicos	93
3.3.2.1 Ensayo de dureza	94
3.3.2.2 Ensayo de tensión	96
3.3.2.3 Ensayo de doblez: Sanidad en soldadura	98
3.3.2.4 Ensayo de impacto	100
4. ANALISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS	101
4.1 CARACTERIZACION DEL METAL BASE	102
4.2 PREDICCIÓN DE LA MICROESTRUCTURA DE LA UNIÓN SOLDADA	102
4.3.1 Micrografías de la unión soldada	105
4.4.1. Ensayo de dureza	108
4.4.2. Ensayo de tensión	110
4.4.3 Ensayo de impacto	113
4.4.4 Ensayo de doblez	118
5. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	120

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1	Formación de la capa protectora de óxido de cromo	6
Figura 2.2	Efecto del cromo en el dominio de γ y α en los aceros inoxidables al cromo	8
Figura 2.3	Efecto del carbono en el dominio de la corrosión intercrystalina de los aceros inoxidables al Cr-Ni	9
Figura 2.4	Diagrama de Maurer que representa los dominios de las estructuras de los aceros al Cr-Ni	10
Figura 2.5	Efecto del manganeso sobre la formación de la estructura austenítica de los aceros inoxidables	11
Figura 2.6	Efecto del molibdeno sobre el campo ferrítico de los aceros inoxidables al Cr-Ni	13
Figura 2.7	Curva de enfriamiento para hierro puro	28
Figura 2.8	Diagrama hierro-carbono	29
Figura 2.9	Diagrama hierro- carburo de hierro.....	30
Figura 2.10	Modificación del diagrama Fe-Fe ₃ C por efecto de la rapidez de enfriamiento.....	30
Figura 2.11	Diagrama Temperatura-Tiempo-Transformación.....	32
Figura 2.12	Diagrama de equilibrio Fe-Cr.....	36
Figura 2.13	Diagrama pseudobinario con 13% de carbono con el tipo AISI 410 sobrepuesto.....	37
Figura 2.14	Tipos de estructura cristalina en un acero inoxidable martensítico	38
Figura 2.15	Diagrama de transformación isotérmica para un acero Inoxidable martensítico 410	39
Figura 2.16	Microestructura de un acero inoxidable martensítico AISI 410 templado y revenido.....	41
Figura 2.17	Tratamientos térmicos típicos posteriores a la soldadura para aceros inoxidables martensíticos.....	43
Figura 2.18	Efecto del contenido de carbono sobre la dureza de la ZAT en un acero inoxidable martensítico sin aplicar tratamiento térmico posterior	44
Figura 2.19	Efecto del revenido sobre la energía absorbida de un acero martensítico con 12% de cromo	45
Figura 2.20	Tipos de grietas en soldadura.....	48
Figura 2.21	Esquematización del proceso FCAW.....	54
Figura 2.22	Tipos de porta electrodo	55
Figura 2.23	Transferencia por corto circuito.....	56
Figura 2.24	Transferencia globular	57
Figura 2.25	Transferencia por spray	58
Figura 2.26	Contorno y penetración de diferentes gases protectores Ar-He.....	59
Figura 2.27	Contorno y penetración de diferentes gases protectores Ar-He-CO ₂	61
Figura 2.28	Electrodo sólido y electrodo tubular.....	64
Figura 2.29	Proceso de fabricación de electrodo tubular.....	65
Figura 2.30	Diagrama de Schaeffler.....	70
Figura 2.31	Patrón de transformación 1.....	70
Figura 2.32	Microestructura 100% martensítica correspondiente al patrón de transformación 1.....	71
Figura 2.33	Patrón de transformación 2.....	71
Figura 2.34	Microestructura martensítica + ferrita eutéctica correspondiente al patrón de transformación 2.....	72
Figura 2.35	Patrón de transformación 3.....	72
Figura 2.36	Microestructura martensítica + ferrita primaria correspondiente al patrón de transformación 3	72
Figura 2.37	Micrografía donde se aprecian las distintas regiones de la ZAT en un acero inoxidable 12Cr-1Mo con soldadura autógena	73
Figura 2.38	Diagrama de transformación isotérmica donde se aprecian las regiones que pueden existir en un acero inoxidable martensítico con 0.15% de carbono y 13% de cromo	74
Figura 2.39	Microdurezas de una aleación 12Cr-1Mo-0.5W-0.3V-0.2C en su condición soldada.....	74
Figura 2.40	Micrografía de la región cerca de la línea de fusión donde se aprecia una microestructura de martensita no revenida y ferrita en un acero inoxidable martensítico AISI 410	75
Figura 2.41	Ferrita en la soldadura de un acero inoxidable martensítico con 0.05C-0.9Mn-0.6Si-14Cr-2.1Ni-1Mo	77
Figura 2.42	Diagrama de Balmfoth	77
Figura 3.1	Micrografía donde se muestra el cálculo del porcentaje de ferrita en base a diferencia de contrastes mediante el programa SigmaScan Pro.....	82
Figura 3.2	Junta a tope con una preparación tipo bisel	83
Figura 3.3	Influencia de la polaridad en la soldadura FCAW.....	87
Figura 3.4	Máquina multiprocesos MULTIARC 452.....	88
Figura 3.5	Componentes de la longitud libre del electrodo.....	90
Figura 3.6	Gráfica del tratamiento térmico de relevado de esfuerzos.	92

Figura 3.7	Micrografía donde se muestra el cálculo del porcentaje de ferrita en base a diferencia de contrastes mediante el programa Sigma Scan Pro.	93
Figura 3.8	Seccionamiento de las placas para obtener las probetas de ensayo	94
Figura 3.9	Mediciones de dureza en el metal base	95
Figura 3.10	Mediciones de dureza en el metal de soldadura	96
Figura 3.11	Relación de probetas válidas para realizar el ensayo en base a la dirección o extensión de rolado aplicable a productos de fundición general	97
Figura 3.12	Probeta estándar para el ensayo de tensión	97
Figura 3.13	Probetas para el ensayo de tensión	98
Figura 3.14	Probetas para el ensayo de doblez	99
Figura 3.15	Probeta estándar para el ensayo de impacto Charpy según la norma ASTM	100
Figura 4.1	Micrografía óptica del metal base del acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo	102
Figura 4.2	Diagrama de Schaeffler donde se muestra la microestructura tanto del metal base como del metal de aporte modificado	103
Figura 4.3	Ampliación de la Figura 4.2	103
Figura 4.4	Diagrama de Schaeffler donde se muestra la microestructura tanto del metal base como del metal de aporte convencional	104
Figura 4.5	Ampliación de la Figura 4.4	104
Figura 4.6	Cordón de soldadura (transversal)	105
Figura 4.7	Caracterización mediante microscopía electrónica de barrido del cordón de soldadura del acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo con electrodo modificado y tratamiento térmico de relevado de esfuerzos	106
Figura 4.8	Dureza promedio en la soldadura del acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo con electrodo modificado y tratamiento térmico de relevado de esfuerzos	109
Figura 4.9	Dureza del metal de soldadura en un acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo con diferente tratamiento térmico	109
Figura 4.10	Microestructura predominante en las probetas del ensayo de tensión de la soldadura del acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo con electrodo modificado y tratamiento térmico de relevado de esfuerzos	112
Figura 4.11	Micrografías correspondientes a la región donde se obtuvieron las probetas de impacto del cordón de soldadura	114
Figura 4.12	Micrografías correspondientes a la región donde se obtuvieron las probetas de impacto de la zona afectada térmicamente	116
Figura 4.13	Probetas correspondientes al ensayo de doblez	119

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2.1	Elementos formadores de austenita y ferrita en aceros inoxidables.....	16
Tabla 2.2	Clasificación de los aceros inoxidables.....	18
Tabla 2.3	Aceros inoxidables martensíticos fundidos y forjados con su respectiva composición química.....	34
Tabla 2.5	Ecuaciones de predicción de la temperatura de inicio de la transformación martensítica (°C).....	40
Tabla 2.6	Propiedades mecánicas mínimas de los aceros inoxidables martensíticos.....	42
Tabla 2.7	Precalentamiento y post calentamiento en los aceros inoxidables martensíticos en base a su contenido de carbono.....	43
Tabla 2.8	Efecto de tratamiento post soldadura en metales de soldadura de acero inoxidable martensítico.....	46
Tabla 2.9	Procesos de Soldadura.....	50
Tabla 3.1	Análisis químico del material de aporte.....	83
Tabla 3.2	Composición química según la norma AWS de un electrodo ER410NiMo.....	85
Tabla 3.3	Composición química del alambre Böhler CN 13/4M-C (ER410NiMo modificado).....	85
Tabla 3.4	Especificaciones de la máquina multiprocesos.....	88
Tabla 4.1	Análisis químico AISI 410NiMo(CA6NM).....	102
Tabla 4.2	Porcentaje de ferrita en la soldadura del acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo.....	108
Tabla 4.3	Dureza promedio del acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo.....	108
Tabla 4.4	Resultados obtenidos en el ensayo de tensión de la soldadura del acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo con un electrodo modificado y tratamiento térmico de relevado de esfuerzos.....	110
Tabla 4.5	Resultados obtenidos en el ensayo de tensión de la soldadura del acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo con diferentes tratamientos térmicos.....	111
Tabla 4.6	Relación Dureza - Resistencia del acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo con diferente tratamiento térmico.....	111
Tabla 4.7	Energía absorbida en el metal de soldadura y la ZAT del acero inoxidable martensítico AISI 410 NiMo con electrodo modificado y tratamiento térmico de relevado de esfuerzos.....	113
Tabla 4.8	Resultados del ensayo de dobléz.....	118

AGRADECIMIENTOS

A Dios por haberme permitido llegar junto a mi familia hasta este día.

A mis padres, Jaime y Dora por el apoyo incondicional que siempre me han dado, por ser tan comprensivos y pacientes conmigo, así como por inculcarme todo lo positivo de la vida. Los amo.

A mis hermanos Jaime y Luis, por contar siempre con ustedes y por la gran amistad y hermandad que nos une. Los quiero mucho.

Al Dr. Cuauhtémoc Maldonado Zepeda, por siempre confiar en mí, por su asesoría y por el apoyo que me ofreció desde que llegué al Instituto, así como durante mi corta, pero inolvidable estancia en Morelia. Mil gracias.

Al Dr. Ignacio Mejía Granados, por darme su apoyo incondicional siempre que recurri a él para esclarecer dudas, por los consejos otorgados y por las enseñanzas que me dejó. Mil gracias.

Al Dr. Miguel Vélez Martínez, por su fundamental ayuda en la realización de este proyecto, por su confianza y apoyo brindados.

A Juan por su apoyo incondicional en los buenos y malos momentos tanto personales como académicos, por su paciencia, por aguantar todas mis locuras, cumplir mis caprichos y por los momentos maravillosos que hemos pasado.

A mis amigos, ya que gracias a ellos, la estancia en esta ciudad fue alegre y divertida.

A todas aquellas personas que de una u otra forma, colaboraron en la realización de este proyecto, mi más sincero agradecimiento.

A CONACYT por concederme la beca, con lo cual fue posible realizar esta maestría.

RESUMEN

En los últimos años, los aceros inoxidable martensíticos, han sido muy utilizados en la fabricación y reparación de turbinas hidráulicas debido a su excelente resistencia al desgaste y buena tenacidad, propiedades que presenta el acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo al soldarse con un electrodo del tipo martensítico ER410NiMo. Sin embargo, a causa del aumento en los requerimientos necesarios de propiedades mecánicas, se ha hecho indispensable mejorar la tenacidad de este tipo de aleaciones. Por esta razón, se realizó este proyecto de investigación, en donde uno de los objetivos específicos es obtener una tenacidad mínima de 60 J a 0°C.

Debido a que el acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo, ofrece excelentes propiedades mecánicas en cuanto a tenacidad y resistencia al desgaste, éste se utilizó como metal base y como material de aporte, se decidió utilizar un tipo de electrodo modificado, el cual fue desarrollado por la empresa Böhler Tyssen, ya que éste, aunque es del mismo tipo que el usado comúnmente (ER410NiMo), tiene una modificación en el porcentaje en peso de Si y Mn. La norma AWS limita estas cantidades en 0.5% y 0.6% de Si y Mn respectivamente, mientras que el electrodo modificado tiene 0.7% y 0.9%, respectivamente.

La modificación en la composición química del electrodo ER410NiMo modificado, promete aumentar las propiedades mecánicas en la soldadura de esta aleación y la posibilidad de modificar las condiciones de tratamiento térmico post soldadura. Para esto, se soldaron tres placas con este material de aporte, mediante el proceso FCAW, seguido de un tratamiento térmico de relevado de esfuerzos y, posteriormente se hicieron las pruebas mecánicas respectivas en base a la norma ASTM, así como un análisis metalográfico, para observar las transformaciones de fase en la unión soldada.

1

INTRODUCCIÓN

Actualmente, los aceros inoxidable son muy importantes en el campo de los aceros especiales debido a que satisfacen una variedad de requisitos mayor que otro grupo de aleaciones ferrosas comerciales. Lo que le confiere a este grupo una gran versatilidad son sus características únicas como son: la resistencia a la corrosión atmosférica, resistencia a la oxidación, propiedades mecánicas a diferentes temperaturas, conformabilidad, soldabilidad, estética, higiene y facilidad de mantenimiento así como una amplia gama de soluciones ácidas y básicas.

Los aceros inoxidable constituyen una clase importante de las aleaciones ingenieriles, y se emplean tanto en estado laminado o como de fundición, en un amplio rango de aplicaciones y sometido a los más variados medios. Se utilizan extensivamente en las industrias de generación de energía, de la pulpa y el papel, en la industria de procesos químicos, así como en innumerables aplicaciones en productos comerciales y de uso diario. El uso de este tipo de aleaciones está tan difundido que se pueden encontrar tanto en los componentes de un reactor atómico, como en el fregadero de una cocina, ya que estos se seleccionan no solo para aplicaciones donde sus propiedades son indispensables, sino también cuando se desea lograr una buena calidad y estética a costos moderados.

Los esfuerzos realizados para el desarrollo de los aceros inoxidable durante los últimos 10 años han estado enfocados hacia la disminución de los costos y el aumento de la calidad final. Como resultado de esto, el campo de elaboración y procesamiento, han tenido las mayores innovaciones tecnológicas. La producción de estas aleaciones durante los últimos 40 años, ha reflejado una utilización masiva como materiales de ingeniería en una amplia gama de aplicaciones. De una producción de 1 millón de toneladas en 1950, creció a hasta más de 15 millones en 1994, a una tasa promedio de crecimiento anual mayor del 6 %, comparada con una tasa del 3 % de los aceros al carbono y de baja aleación ⁽²⁾.

En la actualidad, múltiples variantes se aplican para la unión de los aceros inoxidable, por lo que los encontramos aplicados a los más variados campos de la producción, como pueden ser la construcción de maquinaria, la naval, la energética y la petroquímica, entre otros.

Los aceros inoxidable martensíticos han sido usados desde hace más de 40 años, a pesar de las restricciones que existen debido a su propia naturaleza, por lo que es de gran importancia el estudio de su soldabilidad y las formas óptimas de realizar su soldadura para diferentes aplicaciones y explotación.

Este tipo de aleaciones son llamadas así debido a que la martensita es la fase predominante en su microestructura; las cuales poseen una alta dureza y por lo tanto, una buena resistencia al desgaste, combinado con una buena resistencia a la corrosión.

Metalúrgicamente, la estructura predominante en este tipo de aleaciones, es la martensita y, en ciertas condiciones, pueden estar presentes la ferrita, austenita retenida, o carburos. Los principales problemas de soldabilidad en los aceros inoxidable martensíticos es obtener una buena tenacidad en su condición de post soldadura, para evitar la fisuración en frío que es causada por la elevada dureza propia de la estructura martensítica, esfuerzos residuales o presencia de hidrógeno.

Los aceros inoxidable martensíticos de bajo carbono, como el tipo 410, son los más utilizados en la actualidad debido a que combinan una buena dureza con una buena resistencia a la corrosión en comparación con los de medio (tipo 422) y alto carbono (tipo 440C).

El acero inoxidable martensítico AISI 410 encuentra sus principales aplicaciones en la fabricación de discos de freno, válvulas, componentes de bombas, equipos quirúrgicos, odontológicos y turbinas. A pesar de que esta aleación provee las propiedades necesarias para estas aplicaciones, el desarrollo de la aleación del tipo 410NiMo, mejoró las propiedades mecánicas de resistencia a la tensión y al impacto a temperaturas subzero, así como la resistencia a la corrosión. Debido a esto, la aleación del tipo 410, ha sido desplazado por el tipo 410NiMo, sin embargo, a pesar de sus buenas características, esta aleación aún es objeto de estudios e investigación, ya que sigue teniendo problemas de soldabilidad, como todos los aceros inoxidable martensíticos. Por su disponibilidad y economía, los procesos de arco eléctrico son los procesos convencionales para soldar el acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo.

1.1 JUSTIFICACIÓN

Los aceros inoxidable martensíticos son muy utilizados en la industria debido a su resistencia a la corrosión, alta dureza y por lo tanto, una buena resistencia al desgaste. Sin embargo, debido a su composición química y microestructura, las uniones soldadas de los aceros inoxidable martensíticos no son fáciles de producir, ya que éstos, a la hora de ser soldados, presentan problemas de soldabilidad tales como:

- Metal de soldadura con dureza elevada propia de la estructura martensítica, que provoca una fragilidad en el material.
- Fisuración en frío causada por esfuerzos residuales, presencia de hidrógeno y la elevada dureza.

Debido a esto, el presente trabajo se justifica en proponer un procedimiento óptimo para la soldadura del acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo

1.2 OBJETIVOS

Objetivo general:

- Proponer y evaluar un procedimiento de soldadura para un acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo para una aplicación industrial en particular.

Objetivos específicos:

- Obtener en la unión soldada las propiedades mecánicas requeridas para su aplicación en la fabricación de turbinas hidráulicas.
- Obtener en la unión soldada 60 J de energía absorbida a una temperatura de 0°C.
- Modificar el tratamiento térmico post soldadura de la unión fabricada.

2

*REVISIÓN
BIBLIOGRÁFICA*

2.1 PARTICULARIDADES DE LOS ACEROS INOXIDABLES

El acero es una aleación hierro – carbono que contiene otros elementos de aleación, que dependiendo del porcentaje añadido, le confieren propiedades mecánicas específicas para su utilización en la industria metal-mecánica, constituyendo el grupo de aleaciones de mayor uso industrial, las cuales se pueden agrupar en cinco clases principales ⁽²⁾:

- Aceros al carbono
- Aceros de mediana aleación
- Aceros de baja aleación ultra resistentes
- Aceros inoxidables
- Aceros de herramientas

A diferencia del acero convencional, los aceros inoxidables constituyen un grupo de aceros de alta aleación basados en los sistemas hierro – cromo, hierro – cromo – carbono e hierro – cromo – níquel. Este tipo de aceros, para ser inoxidable, debe contener un mínimo de 10.5% de cromo, el cual, a estos niveles permite la formación de una película de óxido de cromo que protege al acero de la corrosión y la oxidación ⁽²⁾.

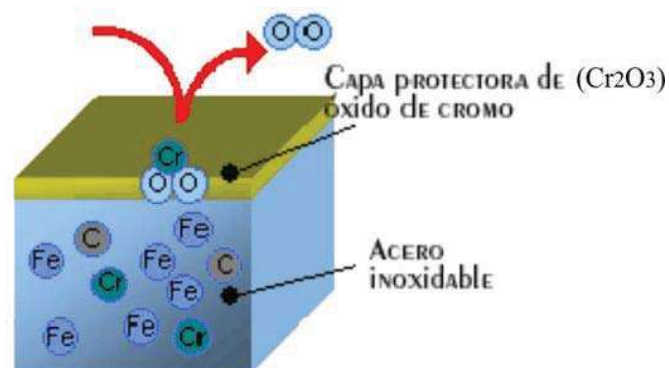


Figura 2.1 Formación de la capa protectora de óxido de cromo ⁽³⁶⁾

La adición de elementos como el níquel y el molibdeno, en cantidades importantes junto a otros elementos en cantidades menores, contribuye a mejorar la resistencia a la corrosión y la resistencia mecánica a elevadas temperaturas ⁽²⁾.

Los aceros inoxidables son muy utilizados en una gran variedad de aplicaciones, tal como en la fabricación de tanques criogénicos, plantas químicas, piezas con exposición a altas temperaturas, equipos para cocinas, equipos para procesamiento de alimentos, industria automovilística, industria aeronáutica, etc.

2.2 INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN EN LOS ACEROS INOXIDABLES ⁽²⁾

Los aceros inoxidables contienen un número de elementos de aleación que se adicionan para mejorar las propiedades mecánicas, la resistencia a la corrosión o controlar la microestructura. Estos elementos pueden ser el cromo, níquel, manganeso, silicio, molibdeno, niobio, titanio, tungsteno, vanadio, aluminio, cobre, nitrógeno, azufre, selenio, plomo, zirconio, etc. ⁽²⁾.

Los principales elementos de aleación en los aceros inoxidables son el cromo (elemento alfégeno) y el carbono (elemento gammágeno) para los grados ferríticos y martensíticos; para los grados austeníticos y dúplex es el níquel (elemento gammágeno). La mayoría de los aceros inoxidables también contienen manganeso y silicio. Otros elementos de aleación que se adicionan son el molibdeno, niobio, titanio, aluminio, cobre, tungsteno, nitrógeno y otros para mejorar la maquinabilidad, desarrollar propiedades especiales, aumentar la resistencia a la corrosión o influenciar la microestructura. Las impurezas encontradas en los aceros inoxidables pueden ser elementos como nitrógeno, oxígeno; o compuestos como sulfuros y fósforos. Todos los elementos de aleación y las impurezas tienen efecto sobre la soldabilidad y comportamiento del material. En la mayoría de los casos, el nivel de estos elementos en el metal base o metal de aporte es controlado por las especificaciones del material para asegurar que el acero se comporte como se espera.

▪ CROMO

El cromo es muy utilizado en la producción de aleaciones anticorrosivas de gran dureza y resistentes al calor y como recubrimiento para galvanizados ⁽²⁾.

Con la adición de cromo al acero inoxidable, un óxido de estequiometría $(Fe, Cr)_2O_3$ se forma sobre la superficie del acero. La presencia de cromo incrementa la estabilidad del óxido ya que tiene una gran afinidad por el oxígeno, mucho más que el hierro. Cuando los niveles de cromo exceden aproximadamente el 10.5% el acero es considerado “inoxidable” bajo ciertas condiciones. Altos niveles de cromo pueden ser requeridos para la estabilidad del óxido en ambientes más agresivos.

El cromo es un promotor de ferrita, por lo que limita y reduce el campo gamma. El intervalo de las transformaciones alfa-gamma y gamma-alfa, también se limita en dependencia del contenido de cromo como se aprecia en el diagrama binario Fe-Cr de la Figura 2.2.

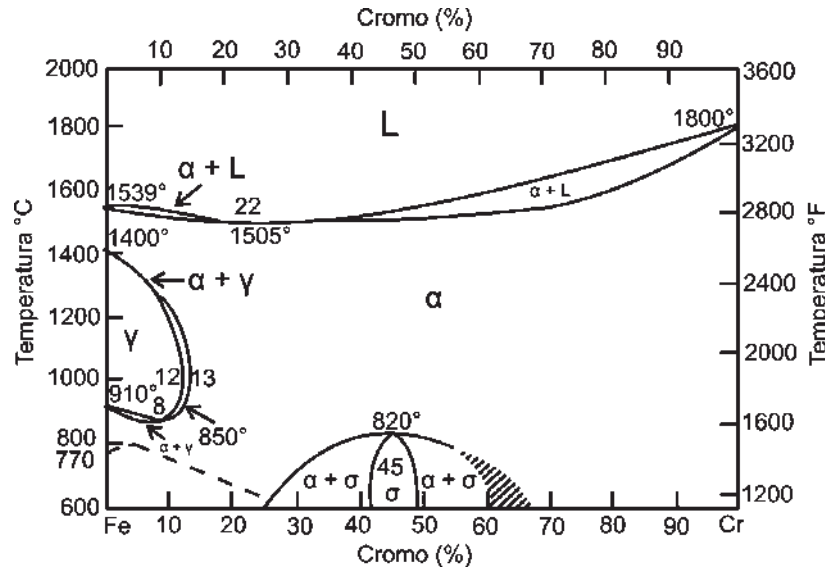


Figura 2.2 Efecto del cromo en el dominio de γ y α en los aceros inoxidable al cromo ⁽³⁶⁾

En los aceros inoxidable martensíticos, incrementando el porcentaje de cromo en aleaciones Fe-Cr-C y Fe-Cr-Ni-C se promoverá la formación y retención de ferrita, así como también en los aceros inoxidable austeníticos y dúplex. Aleaciones Fe-Cr con 12% de cromo o más serán completamente ferríticas. En las aleaciones ferríticas, el cromo es el elemento principal estabilizador de la microestructura ferrítica.

El cromo es un fuerte formador de carburos siendo el más común el carburo del tipo $M_{23}C_6$ en donde el cromo es el elemento metálico predominante, encontrándose en la mayoría de los aceros inoxidable. También es posible, aunque no muy común, que se forme un carburo Cr_7C_3 así como otros carburos y carbonitruros complejos como el $M_{23}(C,N)_6$. El cromo al combinarse con el nitrógeno forma carbonitruros siendo el más común el tipo Cr_2N , que ha sido observado tanto en los grados ferríticos como dúplex ⁽³⁾.

Este elemento es también un ingrediente clave en la formación de compuestos intermetálicos, los cuales tienden a fragilizar a los aceros inoxidable. El más común es la fase sigma (σ) que se forma por debajo de 815°C en la mayoría de los aceros inoxidable, sin embargo, existen más probabilidades de que se forme en los aceros inoxidable austeníticos al alto cromo, ferríticos y dúplex. El cromo está presente también en la formación de la fase chi (χ) y las fases intermetálicas tipo Laves.

Desde el punto de vista de las propiedades mecánicas, el cromo confiere un grado de refuerzo en solución sólida puesto que es un átomo sustitucional tanto en una estructura cúbica centrada en el cuerpo como en la cúbica centrada en las caras.

- **CARBONO**

Para los aceros de alta aleación, el carbono es un elemento que favorece la formación de austenita. En los aceros inoxidables, su aumento por encima de los valores permisibles, provoca la formación de carburos de cromo y, por tanto, la corrosión intercrystalina.

En la Figura 2.3 se observa que a medida que incrementa el contenido de carbono en un acero inoxidable al cromo-níquel, aumenta el campo de corrosión intercrystalina para un tiempo de permanencia a elevada temperatura.

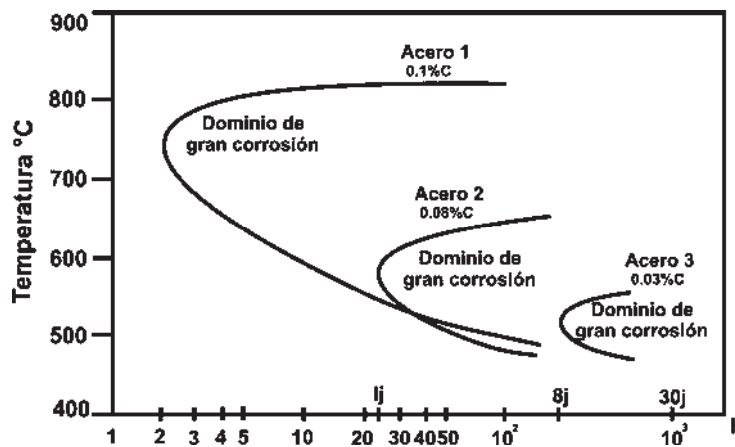


Figura 2.3 Efecto del carbono en el dominio de la corrosión intercrystalina de los aceros inoxidables al Cr-Ni ⁽⁵³⁾

Este elemento, como en los aceros al carbono, sigue siendo fundamental para la determinación de las propiedades mecánicas, la temperatura de fusión y el peso específico.

- **NÍQUEL**

Es un elemento metálico magnético, dúctil y maleable. Es uno de los elementos de transición de la tabla periódica de elementos

La función primaria del níquel es promover la formación de austenita. Con la adición de suficiente níquel, el campo de la fase austenítica se expande, por lo que la austenita es estable a temperatura ambiente y por debajo de esta, como se puede apreciar en la Figura 2.4.

El níquel no es un fuerte formador de carburos y, por lo general, no promueve la formación de compuestos intermetálicos a pesar de que existe evidencia de que su presencia en las aleaciones puede influenciar la cinética de precipitación ⁽³⁾. Se ha reportado también que el níquel ha sido asociado con la disminución de la resistencia a la corrosión por grietas causadas por esfuerzos (*Stress Corrosion Cracking*).

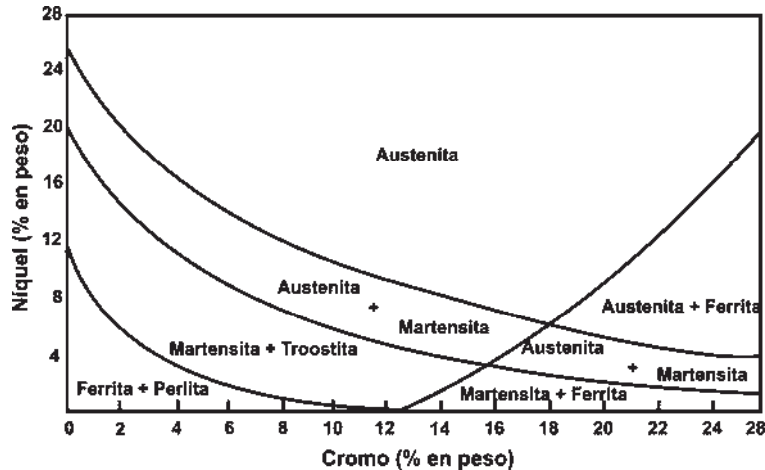


Figura 2.4 Diagrama de Maurer que representa los dominios de las estructuras de los aceros al cromo-níquel ⁽³⁶⁾

El níquel contribuye a mejorar la tenacidad en los aceros inoxidable martensíticos y ferríticos y otorga una serie de mejoras en las propiedades mecánicas y químicas, aumenta la resistencia a la corrosión, los valores de resiliencia, ductilidad y mejora de la resistencia a la fatiga, sin embargo, la adición de níquel mayor a 2% a aceros inoxidable ferríticos al alto cromo, puede reducir dramáticamente la temperatura de transición de fractura dúctil a frágil ⁽⁴⁾.

▪ MANGANESO

El manganeso es un metal de transición, blanco grisáceo, parecido al hierro. Es un metal duro y muy frágil, refractario y fácilmente oxidable. El manganeso metálico puede ser ferromagnético, pero sólo después de sufrir un tratamiento especial. Se encuentra en la naturaleza en estado sólido y es un elemento añadido a la mayoría de los aceros inoxidable. En los aceros inoxidable austeníticos está presente en el rango de 1 a 2%, mientras que en los martensíticos y ferríticos en cantidades menores del 1%.

El manganeso es un elemento gammágeno, promotor de austenita, a pesar de que el grado de promoción es dependiente de la cantidad presente y del nivel de níquel, aunque en ciertas ocasiones pueda sustituirlo totalmente ya que se puede obtener la estructura austenítica con la sola adición del manganeso.

Este elemento es muy efectivo para estabilizar la austenita a bajas temperaturas y por lo tanto, prevenir la formación de martensita. Su potencial para promover la formación de austenita a elevadas temperaturas es dependiente de la composición de la aleación. Es algunas veces añadido para aumentar la solubilidad del nitrógeno en la fase austenítica ⁽⁵⁾. Los efectos del manganeso se pueden observar en la Figura 2.5.

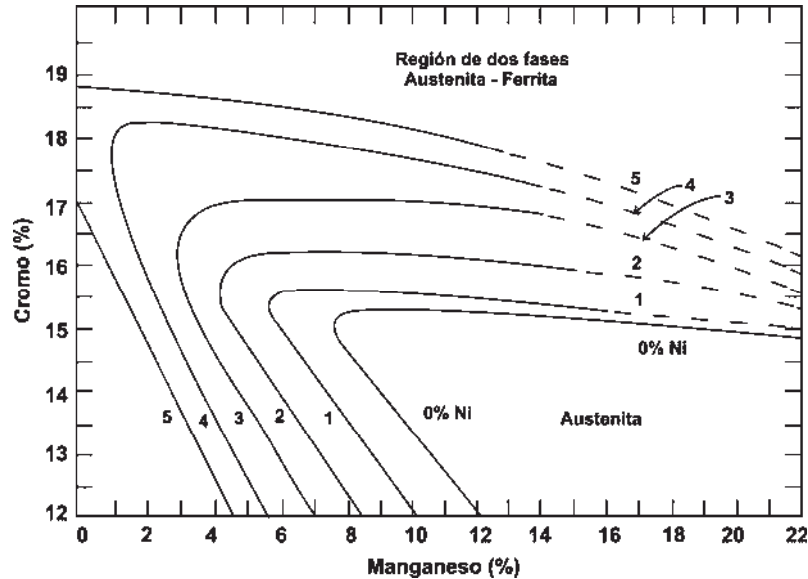


Figura 2.5 Efecto del manganeso sobre la formación de la estructura austenítica de los aceros inoxidables ⁽³⁶⁾

Los efectos del manganeso en las propiedades mecánicas son mínimos. Este provee un refuerzo en solución sólida y parece tener un pequeño efecto en cuanto a la fragilidad.

▪ SILICIO

El silicio es un elemento no metálico y forma parte de la familia de los carbonoides. Se encuentra presente prácticamente en todos los aceros inoxidables y es añadido principalmente como desoxidante durante la fusión. En la mayoría de las aleaciones se encuentra presente en el rango de 0.3 a 0.6% y en algunos casos el aluminio puede ser sustituido como desoxidante, pero esto raramente ocurre en los aceros inoxidables.

Se sabe que mejora la resistencia a la corrosión cuando está presente en niveles de 4 a 5% y es añadido a algunas aleaciones resistentes a la temperatura en el rango de 1 a 3% para mejorar la resistencia a la oxidación a elevadas temperaturas. El papel del silicio como promotor de ferrita o austenita no está aún definido. En los aceros inoxidables austeníticos, arriba del 1% parece no tener efecto sobre el balance de fases, pero altos niveles parecen promover la formación de ferrita. En los aceros inoxidables ferríticos y martensíticos el silicio parece ayudar en la promoción de ferrita.

El silicio forma un gran número de silicatos de hierro (FeSi , Fe_2Si , Fe_3Si , Fe_5Si_3) y un intermetálico Cr_3Si , los cuales, se alojan en la frontera intergranular y tienden a promover la fragilidad de la estructura. También expande el rango de composición sobre el cual la fase sigma se forma ⁽⁶⁾.

Se sabe también que el silicio se segrega durante la solidificación, resultando en la formación de constituyentes eutécticos a bajas temperaturas, particularmente con la combinación del níquel ⁽⁷⁾. Por estas razones, es generalmente mantenido debajo del 1%.

Este elemento promueve la fluidez del acero fundido, por lo que puede ser añadido en mayor cantidad que en un metal de aporte. Algunos aceros inoxidable, generalmente los grados austeníticos, tienden a ser inactivos en el estado fundido y la adición de silicio, mejora en gran cantidad la fluidez. Tanto en los aceros inoxidable ferríticos como martensíticos, parece promover la formación de ferrita.

▪ MOLIBDENO

El molibdeno es un metal de transición. El metal puro es de color blanco plateado y muy duro; además, tiene uno de los puntos de fusión más altos de entre todos los elementos puros. En pequeñas cantidades, se emplea en distintas aleaciones de acero para endurecerlo o hacerlo más resistente a la corrosión. Se encuentra en estado sólido en la naturaleza.

El molibdeno es añadido a un gran número de aceros inoxidable y tiene diferentes funciones dependiendo del grado en particular. Por ejemplo, para los grados austeníticos, ferríticos y dúplex, el molibdeno es añadido en cantidades arriba del 6% o más en los super-austeníticos con el objetivo de mejorar la resistencia a la corrosión debido a las picaduras y la corrosión causada por grietas.

Algunos de los aceros inoxidable martensíticos contienen molibdeno como formador de carburos. La adición de un pequeño porcentaje tal como 0.5% de molibdeno incrementa las características secundarias de la dureza del acero, resultando en un alto campo de temperatura ambiente y resistencia a la tensión así como una mejora de las propiedades a elevadas temperaturas.

El molibdeno es un elemento formador de ferrita y su presencia promoverá la formación de ferrita y su retención en la microestructura, lo que se puede apreciar en la Figura 2.6. Esto puede ser un problema potencial en los aceros inoxidable martensíticos, donde la ferrita residual a temperatura ambiente puede reducir tanto la tenacidad como la ductilidad ⁽²⁾.

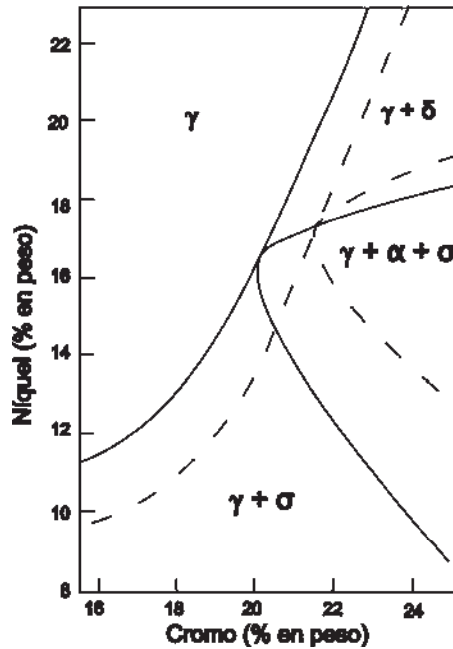


Figura 2.6 Efecto del molibdeno sobre el campo ferrítico de los aceros inoxidables al Cr-Ni. Las líneas discontinuas corresponden al acero sin molibdeno ⁽³⁶⁾.

2.2.1 ELEMENTOS FORMADORES DE CARBUROS ⁽²⁾

En adición al Cr y Mo, un gran número de elementos son añadidos a los aceros inoxidables para promover la formación de carburos. Estos elementos pueden ser niobio, titanio, tungsteno, tantalio y vanadio. El niobio y el titanio son añadidos a los aceros inoxidables austeníticos para brindar una estabilización del carbono con el objetivo de eliminar la corrosión intergranular. Ambos elementos forman un carburo del tipo MC, el cual es resistente a la disolución durante la soldadura y el tratamiento térmico, por lo tanto, se previene la formación de carburos $M_{23}C_6$ ricos en cromo que son asociados con el inicio de la corrosión intergranular ⁽²⁾.

El tungsteno, vanadio y tantalio son añadidos a algunos aceros inoxidables, principalmente para proveer una resistencia a elevada temperatura debido a la formación de una fina dispersión de carburos. Estos elementos tienden a promover la formación de ferrita en la microestructura ya que atrapan el carbono existente y neutralizan su efecto de promotor de austenita. Estos elementos, en solución sólida, promueven la formación de ferrita.

2.2.2 ELEMENTOS PROMOTORES DE ENDURECIMIENTO POR PRECIPITACIÓN ⁽²⁾

El aluminio, titanio, cobre y molibdeno pueden ser añadidos a los aceros inoxidables para promover una reacción de precipitación que endurece la aleación. Las aleaciones martensíticas endurecibles por precipitación

contienen cobre, aluminio y molibdeno y pueden ser tratadas térmicamente para producir un campo de resistencia a temperatura ambiente por encima de 1375 MPa (200 ksi) ⁽²⁾.

Los aceros inoxidable austeníticos endurecibles por precipitación, usualmente contienen titanio y aluminio y forman precipitados Ni_3Ti y Ni_3Al (gamma prima γ') que son similares a los precipitados de endurecimiento en las superaleaciones base níquel. El aluminio en solución sólida es un potente elemento promotor de ferrita. El cobre, sin embargo, es un débil elemento promotor de austenita.

Los precipitados de cobre, son casi los más usados para endurecer los aceros inoxidable martensíticos, tal como el 17-4PH.

2.2.3 ELEMENTOS INTERSTICIALES: CARBONO Y NITROGENO ⁽²⁾

El carbono está presente en todos los aceros, pero tanto en los aceros al C-Mn y los estructurales de baja aleación, es muy deseable controlar el contenido de carbono por debajo del 0.1%. La excepción de esta regla, son los grados martensíticos, donde el carbono es un elemento crítico para la transformación de refuerzo de estas aleaciones.

En solución, el carbono provee un efecto de refuerzo intersticial, particularmente a elevadas temperaturas.

En la mayoría de las aleaciones, el carbono se combina con otros elementos para formar carburos. En el caso de los carburos $M_{23}C_6$ ricos en cromo, puede dar como resultado una disminución en la resistencia a la corrosión, y por esta razón, las aleaciones de bajo carbono son producidas manteniendo el nivel de carbono por debajo del 0.04%.

Se debe hacer notar que los carburos $M_{23}C_6$ contienen cerca de cuatro veces átomos de metales (la mayoría de cromo) tanto como átomos de carbono, y un átomo de cromo es cuatro veces más pesado que un átomo de carbono. Por lo tanto, en una base de porcentaje en peso, la formación del carburo $M_{23}C_6$ puede remover tanto como dieciséis veces cromo como carbono desde solución sólida.

El nitrógeno está usualmente presente como una impureza en la mayoría de los aceros inoxidable, pero es una adición intencional para algunos aceros inoxidable austeníticos y para la mayoría de los dúplex. De manera similar al carbono, el nitrógeno es un agente de refuerzo muy poderoso en solución sólida y adiciones de por lo menos 0.15% puede incrementar significativamente la resistencia de las aleaciones austeníticas ⁽⁸⁾. El efecto de refuerzo del nitrógeno en la austenita es especialmente pronunciado cuando se trabaja con temperaturas

criogénicas. En los aceros inoxidable dúplex, el nitrógeno es añadido para mejorar la resistencia, pero aún más importante, para incrementar la resistencia a la corrosión por picaduras o por grietas. Algunos grados de dúplex contienen más del 0.3% de nitrógeno.

Como se puede notar, la solubilidad del nitrógeno en los aceros inoxidable es relativamente baja, particularmente en la fase ferrita. La adición de manganeso a los aceros inoxidable austeníticos incrementa la solubilidad del nitrógeno. En los grados ferríticos y dúplex, Cr_2N precipitará en la fase ferrita si la solubilidad límite es excedida, tal y como se puede observar en un metal de soldadura y en la ZAT de estas aleaciones si la austenita no se forma durante el enfriamiento desde temperaturas por encima de 1100°C .

El carbono y el nitrógeno son los elementos más potentes para promover la formación de austenita y por lo tanto, la cantidad de estos debe ser controlada cuidadosamente si se necesita un balance preciso de microestructura. Lo cual puede ser controlado por el nivel de cada elemento en la aleación o por la adición de elementos que formarán carburos (niobio, titanio) o nitruros (titanio, aluminio) y que efectivamente neutralizarán el efecto en la matriz.

El nitrógeno que se obtiene de la atmósfera puede producir una salida desde la microestructura deseada si la protección durante el arco de soldadura no es adecuada. En los aceros inoxidable austeníticos con alto contenido de nitrógeno y las aleaciones dúplex, la pérdida de nitrógeno durante la soldadura puede ser un problema. Para los aceros inoxidable dúplex, el nitrógeno es algunas veces añadido al gas de protección para mantener los niveles de nitrógeno del metal de soldadura.

2.2.4 OTROS ELEMENTOS ⁽²⁾

Existen un gran número de adiciones intencionales en varios aceros inoxidable para aplicaciones específicas. Azufre, selenio y plomo son añadidos para los grados de maquinado ya que éstos mejoran la maquinabilidad permitiendo mayores velocidades de maquinado y una mejora en la vida útil de la herramienta. Estas adiciones reducen la resistencia a la corrosión y normalmente hacen que las aleaciones sean muy difíciles de soldar y, a menos que se controle el comportamiento de solidificación (ferrita primaria contra austenita primaria), se verán los efectos del azufre ⁽²⁾.

El tungsteno es añadido a algunos aceros inoxidable dúplex para mejorar la resistencia a la corrosión por picaduras y también parece promover la formación de ferrita. El aluminio es usado en algunos de los grados ferríticos al bajo cromo para mejorar la resistencia a la corrosión en general. El cobalto provee un buen refuerzo en solución sólida y en los grados martensíticos puede ser añadido para incrementar la temperatura de inicio de la martensita (M_s), también promueve la formación de austenita.

2.2.5 ELEMENTOS FORMADORES DE AUSTENITA Y FERRITA ⁽²⁾

Los aceros inoxidable son aleaciones base hierro que contienen desde un 12% hasta un 50% de elementos aleantes. Los elementos aleantes afectan las relaciones entre los equilibrios de fase relativas a la estabilidad de las fases austenita, ferrita y martensita ⁽²⁾. Los elementos añadidos a los aceros inoxidable pueden ser divididos en aquellos que promueven o estabilizan la fase austenita o la fase ferrítica. Hay que recordar que la martensita es producto de transformación que se forma desde la austenita a través de un enfriamiento desde una temperatura muy elevada. Si la austenita no se forma a altas temperaturas, la martensita no se formará a bajas temperaturas. Los aceros inoxidable austeníticos contienen altos niveles de níquel y de otros elementos formadores de austenita los cuales promueven la formación de la fase austenítica, por lo que esta es estable a temperatura ambiente y muy por debajo de esta. Los aceros inoxidable ferríticos contienen un balance de elementos, tal como altos contenidos de cromo, por lo que la ferrita es la fase predominante presente. Los aceros inoxidable martensíticos son austeníticos a elevada temperatura, pero esta austenita es inestable y se transforma a través de un enfriamiento.

Mediante el balance de los elementos que promueven la formación de austenita y ferrita, la microestructura de los aceros inoxidable puede ser controlada. Este balance tiene implicaciones de gran importancia con respecto a las propiedades mecánicas, resistencia a la corrosión y soldabilidad.

Tabla 2.1 Elementos formadores de austenita y ferrita en aceros inoxidable ⁽²⁾

Elementos que promueven la formación de ferrita	<ul style="list-style-type: none">• Cromo• Molibdeno• Silicio• Niobio• Titanio• Aluminio• Vanadio• Tungsteno
Elementos que promueven la formación de austenita	<ul style="list-style-type: none">• Níquel• Manganeso• Carbono• Nitrógeno• Cobre• Cobalto

2.3 CLASIFICACIÓN DE LOS ACEROS INOXIDABLES EN BASE A SU ESTRUCTURA ⁽²⁾

Seguido de los aceros al carbono y los aceros al C-Mn, los aceros inoxidables son los más usados hoy en día. Debido a la gran variedad de aceros inoxidables que están disponibles, existe un gran rango de propiedades deseadas, y por eso pueden ser usados en varias aplicaciones, donde la investigación ha hecho un gran papel ayudando a definir su microestructura y propiedades ⁽²⁾.

En contraste a otros sistemas de diversos materiales, donde la clasificación es usualmente hecha en base a la composición, los aceros inoxidables son clasificados en base a la fase (o fases) metalúrgica que es predominante.

Las tres fases posibles en los aceros inoxidables son la martensita, ferrita y austenita. Los aceros inoxidables dúplex contienen aproximadamente 50% de austenita y 50% de ferrita, tomando las ventajas que ofrece cada una de las fases. Los grados que son endurecibles por precipitación son llamados así, debido a que estos se forman por un refuerzo de precipitado y son endurecibles por un tratamiento térmico de envejecido. Estos aceros son agrupados en base a la fase o matriz en la que los precipitados se forman: martensíticos, semiausteníticos o austeníticos.

La Sociedad Americana de Hierro y Acero, AISI (American Iron and Steel Institute), por sus siglas en inglés, usa un sistema con 3 números, algunas veces seguidos de una letra, para designar a los aceros inoxidables, por ejemplo: 304, 304L, 410 y 430. Las propiedades magnéticas pueden ser usadas para identificar algunos aceros inoxidables. Los grados austeníticos son no magnéticos. Una pequeña cantidad de ferrita residual o trabajado en frío puede proveer una leve condición ferromagnética, sin embargo, es notablemente débil en comparación con un material que si es magnético por naturaleza. Los grados ferríticos y martensíticos son ferromagnéticos, pero los dúplex lo son mucho más debido a su gran contenido de ferrita.

Las propiedades físicas, tal como conductividad térmica y expansión térmica, así como las propiedades mecánicas, varían ampliamente en los diferentes tipos e influyen sus características de soldabilidad. Por ejemplo, los grados austeníticos poseen una conductividad térmica muy baja y una gran expansión térmica, dando como resultado un alto grado de distorsión ocasionado por la soldadura, mucho más alto que el que se obtiene en los grados ferríticos o martensíticos.

Por lo tanto, los aceros inoxidables se pueden clasificar como se muestra en la tabla 2.2.

Tabla 2.2 Clasificación de los aceros inoxidable⁽⁹⁾

CLASE	CLASIFICACIÓN AISI	EJEMPLOS DE ESPECIFICACIONES
I.MARTENSÍTICOS	SERIE 400	410, 420, 431
II.FERRÍTICOS		409, 430, 434
III.AUSTENÍTICOS	SERIES 200 y 300	304, 304L, 321, 316
IV.DÚPLEX	SE USA NOMBRE COMERCIAL	329, 2205
V.ENDURECIBLES POR PRECIPITACIÓN	O CLASIFICACIÓN ASTM	17-4 PH (ASTM 630), 15-5 PH (XM-25) 17-7 PH (ASTM 631), 15-7 MO(ASTM 632)

2.3.1 ACEROS INOXIDABLES MARTENSÍTICOS⁽²⁾

Los aceros inoxidable martensíticos son la primera rama de los aceros inoxidable simplemente al cromo. Fueron los primeros que se desarrollaron industrialmente y representan una porción de la serie 400 AISI⁽⁹⁾.

Se caracterizan principalmente por tener:

- Moderada resistencia a la corrosión.
- **Son endurecibles por tratamiento térmico, y por lo tanto se pueden desarrollar altos niveles de resistencia mecánica y dureza.**
- Son magnéticos.
- **Debido al alto contenido de carbono y a la naturaleza de su dureza, son de pobre soldabilidad.**
- Después de ser tratados para endurecimiento, generalmente son utilizados en procesos de maquinado y formado en frío.

En su condición de recocido tienen una resistencia de fluencia del orden de 275 MPa y, generalmente, en esta condición pueden ser maquinados, conformados y trabajados en frío. La resistencia obtenida por tratamiento térmico depende del contenido de carbono de la aleación. El incremento del carbono aumenta la resistencia y dureza pero en deterioro de la ductilidad y tenacidad. La aleación más común de esta familia es el tipo AISI 410 (12 % Cr, 0.1 % C).

Estos son generalmente revenidos en el rango de durezas de 20 a 40 HRC. En las aleaciones AISI 420, 440A, 440B y 440C se incrementan el contenido de carbono y cromo. La primera de ellas con 0.3 % de C y 14 % de Cr, 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 fluencia 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).

La resistencia al desgaste de los aceros martensíticos depende del contenido de carbono, por ejemplo el acero AISI 440 con un contenido de 1.1%, tiene una excelente resistencia al desgaste por abrasión y adhesivo, similar a la de los aceros para herramientas, mientras que la resistencia del tipo AISI 410 es relativamente pobre.

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

La resistencia se logra por formación de la estructura martensítica, de gran dureza, que precipita en el proceso de enfriamiento brusco. Estos aceros sólo contienen cromo, no contienen níquel como metal de aleación. Son magnéticos y endurecibles por tratamiento térmico. Se usan en aplicaciones en que la dureza, la resistencia mecánica y la resistencia a la corrosión son importantes. Están dentro de la serie AISI 400 junto con los aceros ferríticos.

2.3.2 ACEROS INOXIDABLES FERRÍTICOS ⁽²⁾

Los aceros inoxidable ferríticos están clasificados así debido a que su fase metalúrgica predominante presente es la ferrita. Estas aleaciones poseen una buena resistencia a las grietas de corrosión causadas por esfuerzos, corrosión por picaduras y corrosión por grietas (particularmente en ambientes de cloruro). Son usados en una gran variedad de aplicaciones donde la resistencia a la corrosión es mucho más deseada que las propiedades mecánicas (resistencia, tenacidad y ductilidad) según los requerimientos del servicio ⁽¹²⁴¹⁾.

Los grados al bajo cromo (10.5 a 12.5%) son usados en aplicaciones tales como el sistema extractor automotriz, donde la resistencia a la corrosión en general que se necesita, es mayor a la ofrecida por los aceros al carbono. Los grados al medio y alto cromo son usados en ambientes de corrosión muy agresivos. Las aleaciones super-ferríticas son usadas en el procesado químico e industrias de papel y pulpa, donde la resistencia a la corrosión en un medio severo de oxidación, es requerida. Los grados al alto cromo son también usados en hornos de gran eficiencia.

Históricamente, los aceros inoxidable ferríticos han sido usados en grandes tonelajes en aplicaciones que no requieren soldadura. Por ejemplo, los grados al medio cromo son usados extensivamente en ajustes automotrices y otras aplicaciones decorativas y de arquitectura. Desde los 80's, el uso de los grados al bajo y

medio cromo para el sistema extractor automotriz ha incrementado considerablemente. Desde que los tubos de extracción y conexiones son soldados, la soldabilidad de los aceros inoxidable ferríticos ha tenido una atención especial.

Un número de grados al alto cromo, han sido desarrollados en los últimos años para uso en ambientes demandantes, tales como plantas químicas, molinos e industria del papel, así como refinerías. Estas aleaciones poseen una resistencia a la corrosión similar a los austeníticos y martensíticos. Sin embargo, son relativamente costosos y difíciles de fabricar. La soldabilidad de aleaciones con medio (16 a 18%) y alto (>25%) contenido de cromo ha sido estudiada. Los aceros inoxidable ferríticos son generalmente limitados a temperaturas de servicio por debajo de 400° C, debido a la formación de fases que son frágiles. Los grados al alto cromo son particularmente susceptibles a temperaturas de 475° C donde se forma la fragilización.

Metalúrgicamente la estructura de la soldadura en estas aleaciones es principalmente ferrítica, a pesar de que la martensita puede estar presente bajo ciertas condiciones, y la precipitación de carburos y nitruros es muy común. Lo principal en la soldabilidad de los aceros inoxidable ferríticos, es mantener una adecuada tenacidad y ductilidad en su condición soldada.

- **ALEACIONES ESTÁNDAR Y CONSUMIBLES DE ACEROS INOXIDABLES FERRÍTICOS** ⁽²⁾

Durante años, los aceros inoxidable ferríticos se han desarrollado en tres generaciones relativas a los rangos de composición general. La primera generación de estas aleaciones, fueron principalmente los tipos de medio cromo con un contenido de carbono relativamente alto. Estos aceros no son 100% ferríticos debido a que forman algo de austenita en su estructura durante la solidificación y enfriamiento o cuando son calentados a elevadas temperaturas. La austenita que está presente a elevadas temperaturas se transforma en martensita durante el enfriamiento a temperatura ambiente.

La segunda generación de las aleaciones ferríticas fueron desarrollados para disminuir la formación de martensita en la estructura ferrítica y, por lo tanto, mejorar su soldabilidad. Estas tienen bajo contenido de carbono y, por lo general contienen un elemento estabilizador (Nb o Ti) que atrapa el carbono y el nitrógeno, por lo que se obtiene una mejor estabilidad de la ferrita ⁽²⁾.

La tercera generación de los aceros inoxidable ferríticos tienen un alto contenido de cromo, bajos niveles intersticiales (carbono + nitrógeno) y niveles bajos de impurezas. Estos grados, por lo general, son desarrollados para aplicaciones específicas bajo nombres comerciales. Los grados de alta pureza de aceros inoxidable tienen una resistencia a la corrosión superior con tenacidad y ductilidad moderada. Cuando se

suedan estos grados de alta pureza, se debe tener un cuidado extremo para eliminar la obtención de elementos indeseados, particularmente el nitrógeno y oxígeno, así como para disminuir el crecimiento del tamaño de grano.

En las composiciones de varios aceros inoxidable ferríticos se puede observar que tienen una designación 4XX similar a los aceros inoxidable martensíticos, a pesar de que tanto su microestructura y propiedades son diferentes.

Las fundiciones de aceros inoxidable ferríticos tienen una disponibilidad limitada, y su composición especificada por la ASTM A743 o ASTM A297 tienen un gran variedad de contenidos de carbono, por lo que es posible desarrollar una microestructura ferrítica predominante o una estructura martensítica predominante en su condición de fundición. En la porción baja del contenido de carbono en el ASTM A743, la aleación fundida grado CB-30 es similar al tipo 442, acero inoxidable forjado. En la porción baja de contenido de carbono las aleaciones fundidas ASTM A743 grado CC-50 y ASTM A297 grado HC, son similares al acero inoxidable forjado tipo 446.

La mayoría de los consumibles usados con los aceros inoxidable ferríticos son composiciones iguales o muy cercanas a los mismos. Estas aleaciones pueden también ser soldadas usando consumibles de acero inoxidable austenítico. Esta combinación resulta en metales de soldadura que contienen una mezcla de austenita y ferrita, por lo que se obtienen mejores propiedades, ya que la microestructura mejora la ductilidad y tenacidad del metal de soldadura. De todas maneras, en la soldadura de la tercera generación de los aceros inoxidable ferríticos, la selección de un metal de aporte de acero inoxidable austenítico debe ser hecho con precaución, porque el principal uso de la tercera generación de estas aleaciones es para proporcionar una resistencia a la corrosión causada por grietas originadas en un ambiente de cloruros, ya que la mayoría de los aceros inoxidable austeníticos y los metales de aporte, son susceptibles a ese problema en ambientes de cloruros.

2.3.3 ACEROS INOXIDABLES AUSTENÍTICOS ⁽²⁾

Los aceros inoxidable austeníticos representan la mayor parte de los grupos de aceros inoxidable y son producidos en proporciones mayores que ningún otro grupo. Estos tienen una buena resistencia a la corrosión en la mayoría de los ambientes. Los aceros inoxidable austeníticos tienen resistencias equivalentes a los aceros suaves, aproximadamente 210 MPa (30 ksi) mínimo de límite elástico a temperatura ambiente, y no se pueden endurecer por transformación ⁽²⁾.

Las propiedades de impacto a baja temperatura son buenas en estas aleaciones, por lo que son muy usados en aplicaciones criogénicas. Las temperaturas de servicio pueden ser aproximadamente de 760° C o

incluso mayor, pero la resistencia a la cedencia y la resistencia a la oxidación de la mayoría de estos aceros es limitada temperaturas altas.

Los aceros inoxidable austeníticos pueden ser más resistentes significativamente por trabajado en frío. Estos son muy usados en aplicaciones que requieren buena resistencia a la corrosión a temperaturas elevadas o a temperaturas atmosféricas. Generalmente se considera que tienen buena soldabilidad, si las debidas precauciones son tomadas en cuenta.

Los elementos que promueven la formación de austenita, siendo el más notable el níquel, son añadidos a estos aceros en grandes cantidades (generalmente por encima del 8%). Otros elementos promotores de austenita son el carbono, nitrógeno y cobre. El carbono y nitrógeno son fuertes promotores de austenita. El carbono es añadido para mejorar la resistencia a elevadas temperaturas. El nitrógeno es añadido a algunas aleaciones para mejorar la resistencia, principalmente a temperaturas ambiente y criogénica, muchas veces duplicándolo. Las aleaciones reforzadas con nitrógeno son usualmente designadas con el sufijo N añadido a la designación de la serie AISI 300, por ejemplo 304LN. Los aceros inoxidable de la serie AISI 200 son también reforzados y comúnmente referidos con varios nombres comerciales, tal como el Nitronic.

Los aceros inoxidable austeníticos generalmente tienen una buena ductilidad y tenacidad y exhiben una elongación significativa durante una carga de tensión. Estos son mucho más caros que los martensíticos y los grados ferríticos de bajo y medio Cr debido al alto contenido de elementos aleantes.

A pesar del costo de este acero, ofrece ventajas ingenieriles muy distintivas, particularmente con respecto a la maquinabilidad y soldabilidad, que a menudo reducen el costo comparado a otros grupos de aceros inoxidable.

Aunque existe una gran variedad de aceros inoxidable austeníticos, las aleaciones de la serie 300 son las más antiguas y más usadas. La mayoría de estas aleaciones están basadas en el sistema 18Cr-8Ni, son elementos aleantes adicionales o modificaciones para proveer propiedades únicas o deseadas. El tipo 304 es el fundador de esta serie de aleaciones y junto con el 304L*, representa el grado austenítico más comúnmente seleccionado. El tipo 316 sustituye aproximadamente 2% Mo por una cantidad igual de cromo para mejorar la resistencia a la corrosión por picadura.

Los grados estabilizados, 321 y 347, contienen adiciones pequeñas de Ti y Nb, respectivamente, para combinar con carbono y reducir la tendencia a la corrosión intergranular debido a la precipitación de los

* L= low carbon (bajo carbono)

carburos de cromo. Los grados L se volvieron muy populares en los años 60's y 70's con el advenimiento de la práctica de descarburación argón-oxígeno que redujo el costo diferencial entre los grados estándar (no bajo carbono) y los grados L. Los grados al bajo carbono (304L, 316L) han sido ampliamente usados en aplicaciones donde el ataque intergranular y las grietas por corrosión intergranular causada por esfuerzos son el problema principal.

Los aceros inoxidable austeníticos son usados en un amplio rango de aplicaciones, incluyendo estructuras de soporte y contención, usos arquitectónicos, equipos de cocina y productos médicos. Estos son muy usados no sólo por su resistencia a la corrosión sino también porque son fácilmente formables, maquinables y durables. Algunos grados altamente aleados son usados en servicios a elevadas temperaturas, aproximadamente de 1000°C para aplicaciones tales como el tratamiento térmico a cestas industriales.

En adición a los altos niveles de cromo, estas aleaciones normalmente contienen altos niveles de silicio (algunas veces aluminio) y carbono para mantener la resistencia a la oxidación y/o descarburación y resistencia, respectivamente.

Debe mencionarse que los aceros inoxidable austeníticos comunes no son una buena opción en algunos medios tal como el agua de mar, contenedores de cloruros, o en ambientes altamente cáusticos. Esto es debido a su susceptibilidad a las grietas por corrosión intergranular causada por esfuerzos, un fenómeno que afecta el metal base, la ZAT y el metal de soldadura en estas aleaciones.

- **ALEACIONES ESTÁNDAR Y CONSUMIBLES DE ACEROS INOXIDABLES AUSTENÍTICOS ⁽²⁾**

Los aceros inoxidable austeníticos incluyen la serie 200 y 300, designados por AISI. Las aleaciones de la serie 200 contienen altos niveles de carbono, manganeso y nitrógeno y son usados en aplicaciones especiales, donde la resistencia a la corrosión es muy requerida. Estas aleaciones también tienen un bajo contenido de níquel, mucho menor que las aleaciones de la serie 300 para balancear los niveles de carbono y nitrógeno ⁽²⁾.

Las aleaciones tipo 304, 316, 321 y 347 y sus variantes, son las más usadas, y son del tipo “18-8” con valores nominales de 18 Cr y 8-10 Ni. Los grados L representan variantes de bajo carbono con un nivel nominal de carbono de 0.03%. Estas aleaciones tienen una resistencia mejorada al ataque intergranular en ambientes corrosivos. Los grados H* tienen niveles de carbono aproximadamente del 0.1%. Estas aleaciones son usadas a elevadas temperaturas desde que tienen una resistencia mayor a elevadas temperaturas que los grados estándar o L. Los grados N tienen nitrógeno añadido intencionalmente a niveles tan altos como 0.20% en aleaciones de la

* H= high carbon (alto carbono)

serie 300 (304N y 316N) e incluso niveles mayores en aleaciones que contienen altos contenidos de manganeso. El manganeso incrementa la solubilidad del nitrógeno en la fase austenita. El nitrógeno en grandes cantidades mejora la resistencia a la corrosión por picaduras en los aceros inoxidable austeníticos.

Las aleaciones que contienen titanio y niobio, tal y como el tipo 321 y 347, son conocidos como grados estabilizados ya que la adición de estos dos elementos estabiliza la aleación impidiendo la formación de carburos de cromo $M_{23}C_6$.

Debido a que el niobio y el titanio forman carburos estables del tipo MC a elevadas temperaturas, la formación de carburos de cromo es restringida. La adición de estos elementos a niveles por encima del 1.0% efectivamente reduce el contenido de la matriz de carbono y hace más difícil la precipitación de carburos de cromo. Esto reduce la posibilidad de la sensibilización que puede llevar a la corrosión intergranular en las aleaciones austeníticas. Algunas otras aleaciones especiales existen, incluyendo los grados super-austeníticos.

Los metales de aporte de los aceros inoxidable austeníticos están divididos en tres partes, reflejando tres especificaciones AWS para consumibles basados en el tipo:

- AWS A5.4 para electrodos recubiertos (SMAW)
- AWS A5.22 para electrodos tubulares y alambre (GMAW y GTAW)
- AWS A5.22 para electrodos con protección de gas (FCAW)

Muchos de los consumibles aparecen en tres especificaciones, pero los límites de composición pueden ser ligeramente diferentes basados en el tipo de consumible.

2.3.4 ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX ⁽²⁾

Los aceros inoxidable ferrítico-austenítico obtienen su nombre debido a su microestructura a temperatura ambiente la cual es una media parte de ferrita áspera y media parte de austenita. Estos aceros han sido conocidos desde los años 30's ⁽²⁾.

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 N 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 causada por esfuerzos. El Mo hace más resistente a la capa pasivante y mejora la resistencia a las picaduras.

Los carburos de Cr tienden a precipitar en la interfase ferrita-austenita, 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 corrosión causada por esfuerzos (SCC*), picaduras y corrosión por grietas.

Recordemos que los aceros inoxidable totalmente ferríticos generalmente resisten la SCC mejor que los austeníticos, por lo tanto, pequeñas adiciones de Ni aumentan la susceptibilidad.

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 alta temperatura. Por lo tanto, los aceros dúplex son más resistentes al SCC que los austeníticos, pero no totalmente inmunes. Los aceros inoxidable dúplex son aceros con una resistencia intermedia a SCC en comparación con los austeníticos y los ferríticos, la que disminuye con el trabajado en frío. Estos aceros tienen mas tenacidad que los ferríticos, debido a ello se los consigue en forma de chapa que se suelen 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.

- **ALEACIONES ESTÁNDAR Y CONSUMIBLES DE ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX** ⁽²⁾

Es de notarse que dos de las aleaciones de los aceros inoxidable dúplex, el acero forjado tipo 329 y el tipo CD4MCu, no muestra un requerimiento de nitrógeno en los tipos ASTM A240 o ASTM A890, respectivamente. Estas dos aleaciones fueron desarrolladas mucho antes de que la importancia del nitrógeno fuese apreciada, y fueron consideradas como las más difíciles de soldar. Una modificación de nitrógeno a estas aleaciones, ha sido añadida a las especificaciones ASTM (UNS S32950 y CD4MCuN, respectivamente), con el objetivo de mejorar la soldabilidad, así como para mejorar la resistencia a la corrosión ⁽²⁾.

Los consumibles de soldadura son seleccionados para crear el balance apropiado de fases en el depósito de soldadura y proveer una resistencia a la corrosión al menos, igual a la del metal base. Los contenidos de níquel son, por lo general, “incrementados” en los metales de aporte con el objetivo de promover la formación de austenita durante el enfriamiento rápido asociado con la soldadura. Uno de estos metales de aporte es el tipo

* SCC= *Stress Corrosion Cracking*

AWS ER/E 2209, el cual contiene un 9% de níquel, típicamente usado para metales base como el 2304 y 2205 que contienen un 5% de níquel.

Los metales de aporte con elevados contenidos de níquel, todavía no se encuentran en la lista de metales de aporte estándar, sin embargo, están disponibles bajo varios nombres comerciales para unión de metales base de alta aleación, los cuales son muy nuevos y se les conoce como aleaciones superdúplex, tal como la aleación 2507.

Los metales de aporte austeníticos de alta aleación, tal como el 309L pueden ser usados cuando se hacen uniones disímiles con aceros inoxidable austeníticos. Las aleaciones base níquel pueden ser seleccionadas para combinaciones disímiles o aplicaciones que requieren una resistencia a la corrosión muy elevada.

2.3.5 ACEROS INOXIDABLES ENDURECIBLES POR PRECIPITACIÓN ⁽²⁾

Son aleaciones al cromo–níquel que pueden ser endurecibles por un tratamiento de envejecido. Estos son clasificados en austeníticos (AISI A286), semiausteníticos (AISI PH17-7) o martensíticos (AISI PH 17-4).

La clasificación está determinada por la microestructura obtenida en el tratamiento de solución. Los semiausteníticos, son aceros cuyo tratamiento de solución es tal que ocurre una transformación parcial de austenita a martensita. Muchas veces se usa trabajado en frío para facilitar la reacción de envejecimiento. Se utilizan varios elementos de aleación para alcanzar el efecto deseado en el envejecimiento. Estos pueden ser aluminio, titanio, niobio o cobre y, generalmente, forman compuestos intermetálicos o en el caso de S17400; finos precipitados de cobre. Así como en los aceros martensíticos, las aleaciones PH* pueden alcanzar altas resistencias de cedencia de hasta 1700 MPa. Estos aceros, por lo general, tienen buena ductilidad y tenacidad con buena resistencia a la corrosión, según sea el caso.

Con este tipo de aleaciones se alcanza una mejor combinación de resistencia mecánica y a la corrosión que las que ofrecen las aleaciones martensíticas. Dichas propiedades son debido a su alto contenido de cromo, níquel y molibdeno, así como a su contenido de carbono más restringido (0.04 % C max.), sin embargo, esto implica una baja resistencia al desgaste en dichas aleaciones.

El más conocido de los aceros PH es el S17400, contiene cromo y níquel como todos los demás; cobre para favorecer el endurecimiento en el tratamiento de envejecimiento y niobio para estabilizar el carbono. Los elementos que permiten alcanzar el endurecimiento por envejecimiento en otras aleaciones son titanio (S45500),

* PH= *Precipitation Hardness (endurecibles por precipitación)*

aluminio (S13800) y niobio (S45000). El carbono es normalmente restringido, con la excepción de aleaciones semiausteníticas tales como S35500, donde se requiere carbono para proveer la transformación de fase deseada.

- **ALEACIONES ESTÁNDAR Y CONSUMIBLES DE ACEROS PH** ⁽²⁾

Los aceros inoxidable endurecibles por precipitación no usan el sistema numérico de las series 200, 300 y 400, como los otros aceros inoxidable. La mayoría de las aleaciones son conocidas por sus nombres comerciales. Estos también pueden ser identificados por su número UNS o tipo ASTM.

Existe una duda sobre si las aleaciones S35000 y S35500 deben ser consideradas o no del tipo endurecibles por precipitación. Ambas están listadas en ASTM A693 y la S35500, se encuentra listada también en ASTM A564, como del tipo endurecible por precipitación, pero no contiene cobre, niobio, aluminio o titanio. Estos aparentemente obtienen algo de dureza de la precipitación de nitruros, pero su resistencia no incrementa debido a la precipitación.

La mayoría de las aleaciones son martensíticas, o una mezcla de martensita, ferrita y una pequeña cantidad de austenita. El tipo austenítico 660 (A-286) y el tipo 662 son reforzadas por un precipitado gama prima (similar a las superaleaciones base níquel) y son a menudo llamadas superaleaciones base hierro. Los principales problemas de grietas de solidificación han acompañado la soldadura de los tipos austeníticos 660 y 662. Mediante investigaciones, se han podido desarrollar una versión modificada del tipo 660 conocida como JBK-75, la cual parece tienen una significativa resistencia a las grietas por solidificación.

A excepción de la aleación 17-4PH (tipo 630), los metales de aporte de composición similar al metal base, no están clasificados por AWS. La mayoría de ellos están producidos solo como barras o alambres para el proceso GTAW y/o GMAW, y están clasificados de acuerdo a la Especificación de Materiales Aeroespaciales (AMS, Aerospace Materials Specifications) publicada por la Sociedad de Ingenieros Automotrices (SAE, Society Automotive Engineers).

2.4 ACEROS INOXIDABLES MARTENSÍTICOS

Para comprender con claridad lo que es un acero inoxidable martensítico, es necesario conocer las transformaciones que tiene el hierro como se observa en la figura 2.7. El hierro es un metal alotrópico, lo cual significa que puede existir en varias formas cristalinas dependiendo de la temperatura. La estructura cristalina de baja temperatura es la BCC* y está presente hasta 768°C. Esta forma alotrópica del hierro es llamada ferrita o hierro alfa (α) y es magnética ⁽¹⁰⁾.

* *Body Centered Cubic (cúbica centrada en el cuerpo)*

Cuando el hierro se encuentra a temperaturas entre 768°C y 910°C, presenta pérdida de las propiedades magnéticas sin cambio en su estructura cristalina, por lo tanto, el hierro en este rango es llamado ferrita o hierro alfa (α) no magnético.

A los 910°C, el hierro sufre un reacomodo de sus átomos y por lo tanto, sufre un cambio en su estructura cristalina, que para este caso es FCC** y se le denomina austenita o hierro gamma (γ) que es no magnético, permaneciendo así hasta los 1400°C.

Al alcanzar la temperatura de 1400°C, el hierro sufre nuevamente un reacomodo de sus átomos y por lo tanto, vuelve a cambiar su estructura cristalina a un sistema cúbico de cuerpo centrado el cual es conocido como ferrita delta (δ) o hierro delta (δ), estructura que permanecerá hasta alcanzar el punto de fusión, tal y como se aprecia en la figura 2.7.

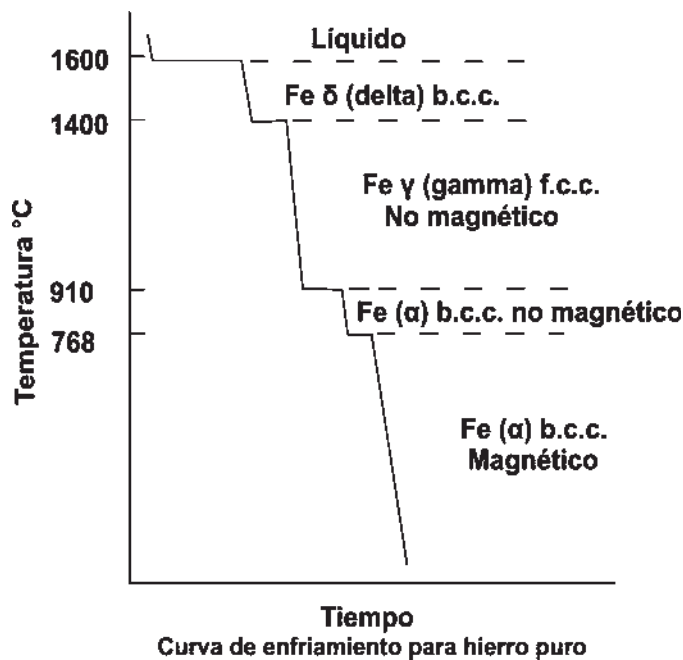


Figura 2.7 Curva de enfriamiento para hierro puro ⁽¹⁰⁾

Las transformaciones anteriormente mencionadas corresponden a las del hierro puro. La temperatura a que tienen lugar los cambios alotrópicos del hierro está influenciada por los elementos de aleación, de los cuales el más importante es el carbono, tanto para los aceros como para las fundiciones, encontrándose en cantidades inferiores al 6.67%. Por eso, es fundamental conocer y entender el diagrama de fases hierro – carbono ⁽¹¹⁾ que se muestra en la figura 2.8.

** Face Centered Cubic (cúbica centrada en las caras)

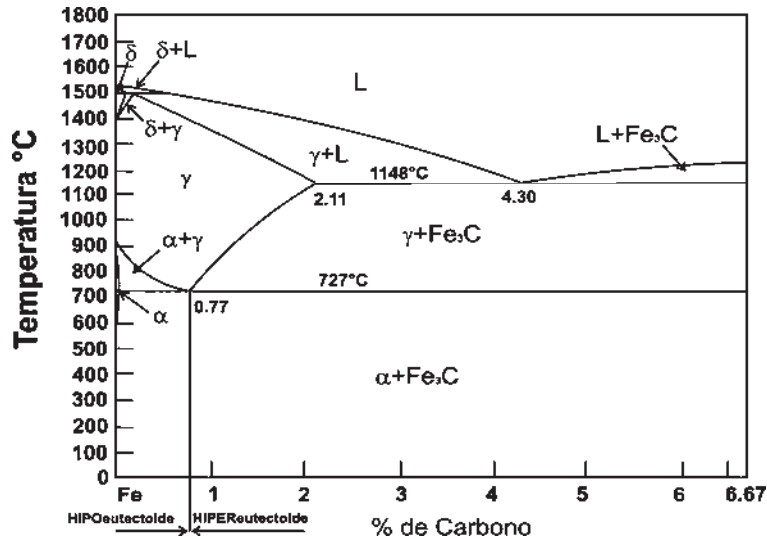


Figura 2.8 Diagrama hierro-carbono ⁽¹⁰⁾

Cuando el hierro se combina con el carbono en una cantidad del 6.7%, se forma carburo de hierro (Fe_3C) o cementita. En la ferrita o hierro alfa (α), sólo son solubles concentraciones muy pequeñas de carbono, por debajo del 0.022% en peso. La austenita o hierro gamma (γ) aleada con carbono no es estable por debajo de 727°C , alcanzándose la máxima solubilidad a 1148°C , con un porcentaje de carbono de 2.11%. La ferrita (δ) es como la ferrita (α), diferenciándose sólo en el intervalo de temperatura de estabilidad. La cementita es dura y frágil y su presencia aumenta la resistencia de algunos aceros. Al tener un enfriamiento lento desde 800°C , la austenita que contiene 0.77% de carbono, por debajo de 727°C segrega ferrita con 0.022% de carbono y cementita (Fe_3C). Esta estructura se denomina perlita, ya que al observarla en el microscopio tiene el aspecto de madreperla.

En la transformación con un enfriamiento a velocidad moderada de la austenita, se forma otro constituyente denominado bainita. Su microestructura consta de ferrita y cementita y forma agujas o placas, dependiendo de la temperatura de transformación.

Cuando la perlita se calienta un periodo entre 18 y 24 horas a 700°C , se forma una nueva microestructura denominada esferoidita, cementita globular o esferoidal.

Las transformaciones descritas se llevan a cabo de acuerdo al diagrama Fe- Fe_3C , (ver figura 2.9) solamente cuando se tienen condiciones de equilibrio, es decir, cuando el enfriamiento se realiza muy lentamente, de modo que en cualquier momento puede reestablecerse la temperatura anterior.

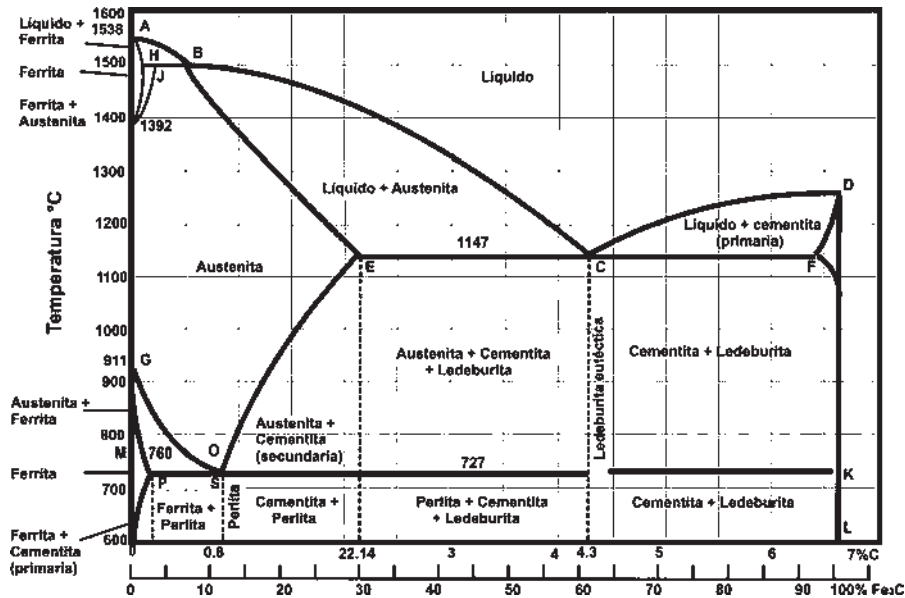


Figura 2.9 Diagrama hierro- carburo de hierro ⁽¹⁰⁾

Cuando la rapidez de enfriamiento aumenta, las líneas y los puntos del diagrama de equilibrio se modifican hacia valores de temperatura y composición inferiores, por lo cual a medida que se incrementa la rapidez de enfriamiento la estructura resultante será muy diferente a la esperada considerando el diagrama de equilibrio.

Cuando la rapidez de enfriamiento es alta, el diagrama de equilibrio ya no es aplicable para predecir la estructura del acero, pues no muestra la presencia de otros productos de la transformación de la austenita, como se aprecia en la figura 2.10.

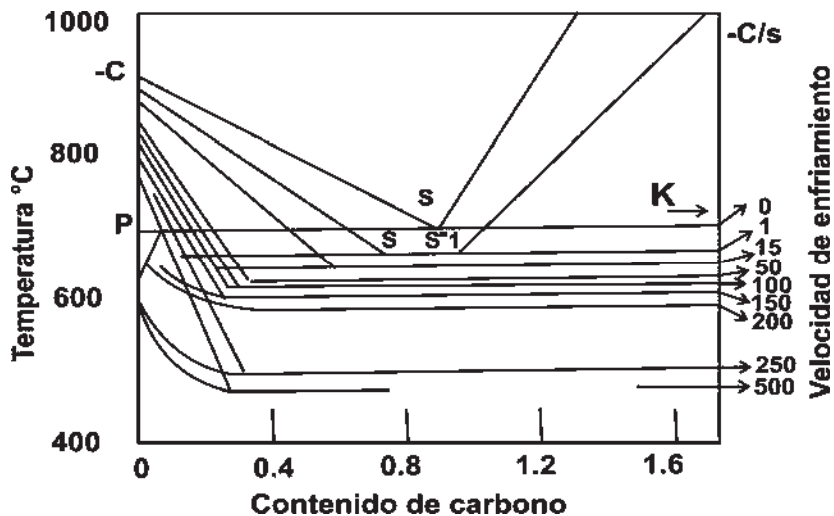


Figura 2.10 Modificación del diagrama Fe-Fe₃C por efecto de la rapidez de enfriamiento ⁽¹⁰⁾

Si el enfriamiento de la austenita se hace rápidamente hasta llegar a una temperatura próxima a la ambiente, se forma la martensita.

La martensita es producto de la transformación de la austenita en condiciones fuera de equilibrio. Cuando la austenita se transforma a ferrita y perlita se llevan a cabo cambios en la estructura cristalina y en el contenido de carbono mediante el proceso de difusión (movimiento de un sólido dentro de un sólido) los átomos de hierro y carbono se acomodan para cambiar el ordenamiento cristalino de FCC a BCC (hierro γ a hierro α).

El proceso de difusión es lento y requiere de un cierto lapso de tiempo para llevarse a cabo. Cuando el enfriamiento es bastante rápido la austenita tiende a transformarse en una estructura BCC, pero no se tiene el tiempo suficiente para que se lleve a cabo la difusión, por lo tanto, la estructura resultante es del tipo BCT* denominada martensita, la cual es de granos en forma de láminas o agujas.

La estructura de la martensita se encuentra con un alto nivel de esfuerzos (producto de las tensiones internas a causa del enfriamiento rápido) y es lo que le confiere una alta dureza al acero. A continuación mencionaremos algunas de las características importantes de la transformación de la austenita en martensita:

- La transformación se lleva a cabo sin difusión y no hay cambio en la composición de carbono de la austenita a la martensita.
- La transformación se efectúa sólo durante el enfriamiento y cesa si éste se interrumpe, por lo tanto, la transformación depende sólo de la disminución de temperatura y es independiente del tiempo.
- La temperatura de inicio de la transformación martensítica (M_s) depende solamente de la composición del acero y es insensible a cambios por efecto de la rapidez de enfriamiento.
- La propiedad más significativa de la martensita es su potencial de dureza muy grande. Esta aumenta rápidamente, al principio con el incremento en el contenido de carbono, alcanzando alrededor de 40 HRC** para contenido de carbono de 0.4%.

Por lo tanto, para predecir la estructura del acero en estas condiciones, es necesario usar otro tipo de diagrama, el cual puede ser un TTT (temperatura-tiempo-transformación) en el cual se pueden observar las estructuras resultantes en base a las temperaturas que se alcancen durante el enfriamiento (ver figura 2.11).

* *Body Centered Tetragonal (tetragonal de cuerpo centrado)*

** *Hardness Rockwell C (dureza Rockwell C)*

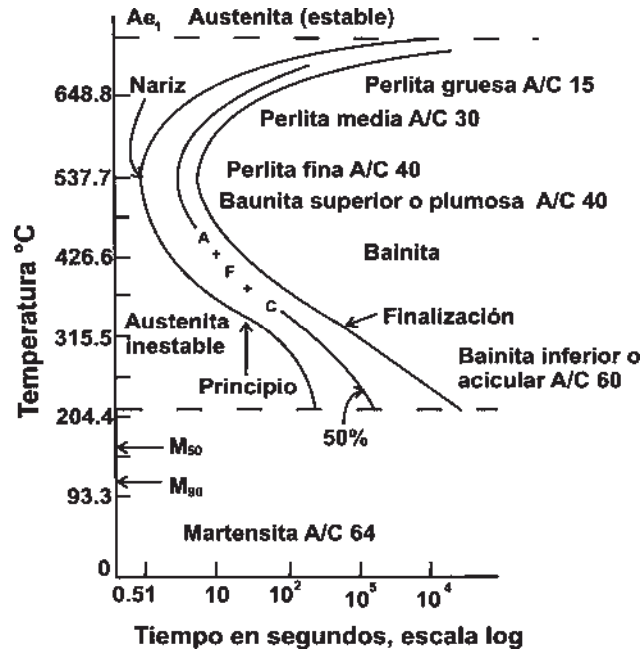


Figura 2.11 Diagrama Temperatura-Tiempo-Transformación ⁽¹⁰⁾

Los aceros inoxidables martensíticos son la primera rama de los aceros inoxidables simplemente al cromo. Fueron los primeros que se desarrollaron industrialmente y representan una porción de la serie AISI 400. Estas aleaciones están basadas en el sistema ternario Fe-Cr-C. Estos experimentan una transformación alotrópica y forman martensita desde austenita bajo la mayoría de situaciones de procesos termo-mecánicos, excepto cuando el enfriamiento es muy lento, tal como el enfriamiento obtenido con un horno ⁽²⁾.

Estos aceros son generalmente llamados endurecidos al aire, porque cuando son retirados desde un horno, su estructura es austenita, y por lo tanto, el enfriamiento con aire es suficientemente rápido para producir martensita en grandes cantidades. Los rangos de enfriamiento de soldadura normales son también lo suficientemente rápidos para producir martensita como microestructura predominante tanto en el metal de soldadura como en la zona afectada térmicamente.

Un amplio rango de resistencias se alcanza con los aceros inoxidables martensíticos. El límite elástico varía de 275 MPa (40 ksi) en su condición de recocido a 1900 MPa (280 ksi) en su condición de templado y revenido (para grados de alto carbono) son posibles. Normalmente, el revenido de la condición templada es requerido para obtener ductilidad y tenacidad aceptables para la mayoría de las aplicaciones industriales. Niveles altos de dureza son también alcanzables, mejorando la resistencia al desgaste de metal-metal y resistencia a la abrasión.

En general, la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable martensíticos no es tan buena como el de los otros grados existentes debido a su bajo contenido de cromo (12 – 14%) y alto contenido de carbono (comparado con los otros grados resistentes a la corrosión). Estas aleaciones son seleccionadas generalmente para aplicaciones donde es requerida una combinación de alta resistencia y resistencia a la corrosión bajo condiciones atmosféricas de ambiente. El contenido bajo de cromo y de los elementos de aleación de los aceros inoxidable martensíticos los hace también más económicos que los otros tipos.

Las aplicaciones más comunes de los aceros inoxidable martensíticos incluyen contenedores de vapor de agua o gas, así como láminas de turbinas de motores que operan a temperaturas relativamente bajas, tuberías de vapor, grandes hidroturbinas, cerraduras de canales de agua, tuberías y válvulas para recolección y refinado de petróleo, y rodillos continuos de fundición.

Los grados super-martensíticos de bajo carbono están siendo usados en gran medida para pipas contendedoras de aceite y gas. Los grados al alto cromo y carbono son usados para hacer artículos tales como instrumentos quirúrgicos, cuchillería, engranajes y ejes.

Los aceros inoxidable martensíticos no son usados alrededor de 650°C debido a la degradación tanto de las propiedades mecánicas como de la resistencia a la corrosión. Debido a la formación de martensita no revenida durante el enfriamiento después de la soldadura, las aleaciones martensíticas son consideradas las menos soldables de los aceros inoxidable. Similar a varios aceros estructurales, se deben tomar precauciones especiales cuando se están soldando, particularmente con aquellos grados que tienen un contenido de carbono encima del 1%.

2.4.1 ALEACIONES ESTÁNDAR Y CONSUMIBLES DE ACEROS INOXIDABLES MARTENSÍTICOS ⁽²⁾

La tabla 2.3 muestra una lista de aceros inoxidable martensíticos fundidos y forjados ⁽²⁾. Los aceros inoxidable martensíticos pueden subdividirse en tres grupos basados en su susceptibilidad al agrietamiento inducido por hidrógeno o agrietamiento en frío. Estos grupos están basados en su contenido de carbono, ya que éste determina la dureza de la martensita en su condición soldada, la cual influencia directamente la susceptibilidad al agrietamiento en frío.

El primer grupo consiste en aquellos aceros con un porcentaje de carbono de 0.06% o menos, el cual limita la máxima dureza a cerca de 35 HRC. Para lograr una buena soldadura de las aleaciones en este grupo, los procedimientos de soldadura deben ser similares a los procedimientos para la soldadura de aceros de baja aleación y alta resistencia.

Tabla 2.3 Aceros inoxidables martensíticos fundidos y forjados con su respectiva composición química ⁽²⁾

COMPOSICION (peso %) ^a							
TIPO	UNS No.	C	Cr	Mn	Si	Ni	OTRO
403	S40300	0.15	11.5-13.0	1.0	0.50	---	---
410	S41000	0.15	11.5-13.5	1.0	1.00	---	---
410 NiMo	S41500	0.05	11.4-14.0	0.50-1.0	0.60	3.5-5.5	0.50-1.00 Mo
414	S41400	0.15	11.5-13.5	1.0	1.0	1.25-2.50	---
416	S41600	0.15	12.0-14.0	1.25	1.0	---	0.15 S min. 0.6 Mo
420	S42000	0.15 MIN	12.0-14.0	1.0	1.0	---	---
422	S42200	0.20-0.25	11.5-13.5	1.0	0.75	0.5-1.0	0.75-1.25 Mo 0.75-1.25 W 0.15-0.30 V
431	S43100	0.20	15.0-17.0	1.0	1.0	1.25-2.50	---
440 A	S44002	0.60-0.75	16.0-18.0	1.0	1.0	---	0.75 Mo
440 B	S44003	0.75-0.95	16.0-18.0	1.0	1.0	---	0.75 Mo
440 C	S44004	0.95-1.20	16.0-18.0	1.0	1.0	---	0.75 Mo
CA-15	---	0.15	11.5-14.0	1.0	1.50	1.00	0.50 Mo
CA-6NM	---	0.06	11.5-14.0	1.0	1.0	3.5-4.5	0.40-1.0 Mo
^a A valor simple máximo							

El segundo grupo consiste en aquellos aceros con un porcentaje de carbono mayor a 0.06% y menor que 0.30%. La dureza obtenida en la soldadura de este segundo grupo tiene un rango por encima de 35 HRC hasta 55 HRC, con un gran riesgo de tener agrietamiento y con requerimientos de tratamiento térmico arriba de 315°C.

El tercer grupo consiste en aquellos aceros con más de 0.30% de carbono, pudiéndose obtener en la soldadura durezas de 55 HRC hasta 65 HRC. Este grupo requiere de procedimientos muy especializados para soldarlos si es que se quiere eliminar el riesgo de agrietamiento.

Un gran número de aleaciones martensíticas están disponibles en el mercado, con contenidos de cromo que van desde 11.5% hasta 18%. La mayoría de los grados estructurales contienen carbono en el rango de 0.1% a 0.25%. Algunas aleaciones contienen pequeñas adiciones de molibdeno, vanadio y tungsteno para proveer una resistencia a altas temperaturas por medio de la formación de carburos estables. La adición de níquel mejora la tenacidad. Los grados 440 contienen altos niveles de carbono y son usados en aplicaciones donde se requiere de alta dureza, resistencia al desgaste y resistencia a la corrosión.

A menudo, se desea soldar aceros inoxidable martensíticos con metales de aporte iguales o similares al metal base con el objetivo de igualar la resistencia del mismo. Estos metales de soldadura también responden a un tratamiento térmico postsoldadura en una manera similar al metal base. Sin embargo, no todos los metales base tienen metales de aporte con características iguales en base a las especificaciones de metales de aporte de AWS.

La tabla 2.4 muestra la clasificación de metales de aporte según AWS que depositan metal de soldadura de acero inoxidable martensítico, así como los metales base para los que estos metales de aporte son iguales. También existen varios metales de aporte sin clasificar, la mayoría en la forma de alambres tubulares para soldadura de arco sumergido que produce metal de soldadura con un porcentaje medio de carbono previsto principalmente para recubrimientos de rodillos continuos para molinos de acero.

Tabla 2.4 Clasificación de metales de aporte de acero inoxidable martensítico según AWS ⁽²⁾

COMPOSICIÓN (% EN PESO) ^a								
CLASIFICACIÓN AWS	UNS No.	C	Cr	Mn	Si	Ni	Mo	METAL BASE
E410-XX	W41010	0.12	11.0-13.5	1.0	0.90	0.7	0.75	410, CA-15
ER410	S41080	0.12	11.5-13.5	0.6	0.5	0.6	0.75	410, CA-15
E410TX-X	W41031	0.12	11.0-13.5	0.60	1.0	0.60	0.5	410, CA-15
E410NiMo-XX	W41016	0.60	11.0-12.5	1.0	0.90	4.0-5.0	0.40-0.7	410NiMo, CA-6NM
ER410NiMo	S41086	0.60	11.0-12.5	0.6	0.5	4.0-5.0	0.4-0.7	410NiMo, CA-6NM
E410NiMoTX-X	W41036	0.60	11.0-12.5	1.0	1.0	4.0-5.0	0.40-0.70	410NiMo, CA-6NM
ER420	S42080	0.25-0.40	12.0-14.0	0.6	0.5	0.6	0.75	420

^a Valor máximo

En algunas aplicaciones, se desea seleccionar metales de aporte austenítico para metales base martensíticos, principalmente cuando el agrietamiento por hidrógeno en el metal de soldadura es de gran importancia, ya que la austenita tiene una gran solubilidad para el hidrógeno y es por lo tanto, efectivamente inmune al agrietamiento inducido por hidrógeno. Otra situación en la cual es deseable tener material de aporte austenítico es cuando el metal base martensítico se encuentra en condición de recocido y la soldadura se usará en su condición soldada.

La dilución de los metales de aporte de acero inoxidable austenítico por un metal base martensítico, por lo general, resulta en una microestructura de dos fases: austenita + ferrita, la cual será mucho más suave que el metal base a menos que el metal base se encuentre en su condición de recocido. Algunas precauciones deben ser ejecutadas durante el tratamiento postsoldadura de metales de soldadura que contienen ferrita, ya que la fragilización de la fase sigma es posible dentro de los rangos estándares de revenido.

Los metales de aporte base níquel también son metalúrgicamente compatibles con las aleaciones martensíticas y resultarán en un depósito de soldadura completamente austenítico si la dilución del metal base es mantenido bajo. Generalmente, los metales de aporte disímiles no son usados debido por su resistencia como por consideraciones económicas. Estos pueden ser útiles, sin embargo, en uniones de transición entre los aceros inoxidables martensíticos y las aleaciones austeníticas, donde se desea tener una transición en el coeficiente de expansión térmica o donde la resistencia del metal de soldadura tiene que ser mucho mayor que la del componente débil.

2.4.2 METALURGIA FÍSICA Y MECÁNICA DE ACEROS INOXIDABLES MARTENSÍTICOS ⁽²⁾

En el más amplio sentido, los aceros inoxidables están basados en el sistema binario hierro-cromo. Como puede ser visto en el sistema de la figura 2.12, la fase ferrítica BCC es estable por encima de un amplio rango de composición y temperatura. A bajas concentraciones de cromo, menores que 12%, la austenita FCC se forma desde la ferrita con un enfriamiento en estado sólido. La región del diagrama de fase donde la austenita es estable, es a menudo llamada campo gamma debido a su forma. Bajo condiciones de enfriamiento en equilibrio, la austenita que se forma dentro del campo gamma se transformará de nuevo en ferrita, pero bajo condiciones rápidas de enfriamiento, la austenita se transformará en martensita ⁽²⁾.

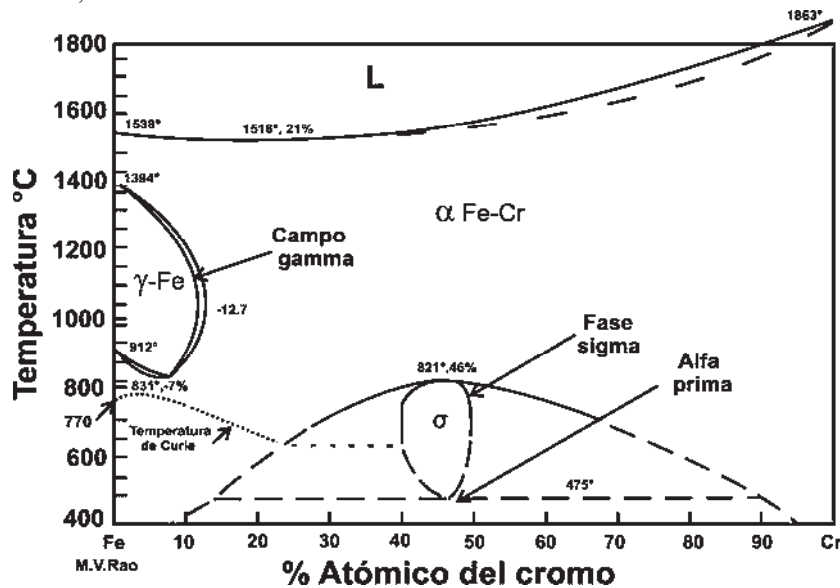


Figura 2.12 Diagrama de equilibrio Fe-Cr ⁽²⁾

La mayoría de los aceros inoxidables martensíticos contienen otros elementos de aleación, usualmente carbono, el cual expande el campo gamma con lo que se promueve la formación de austenita, facilitando la transformación a martensita. Por lo tanto, los diagramas ternarios Fe-Cr-C son más apropiados para describir la fase de equilibrio en los aceros inoxidables martensíticos.

El sistema ternario Fe-Cr-C describe mejor las transformaciones de fase que ocurren en las soldaduras de aceros inoxidable martensíticos debido tanto a las temperaturas alcanzadas en el calentamiento como en el enfriamiento de las mismas. Una sección pseudobinaria a través de este sistema ternario con una constante de 13% de cromo puede ser usada para determinar la estabilidad de fases desde la temperatura de solidificación hasta la temperatura ambiente, ver figura 2.13.

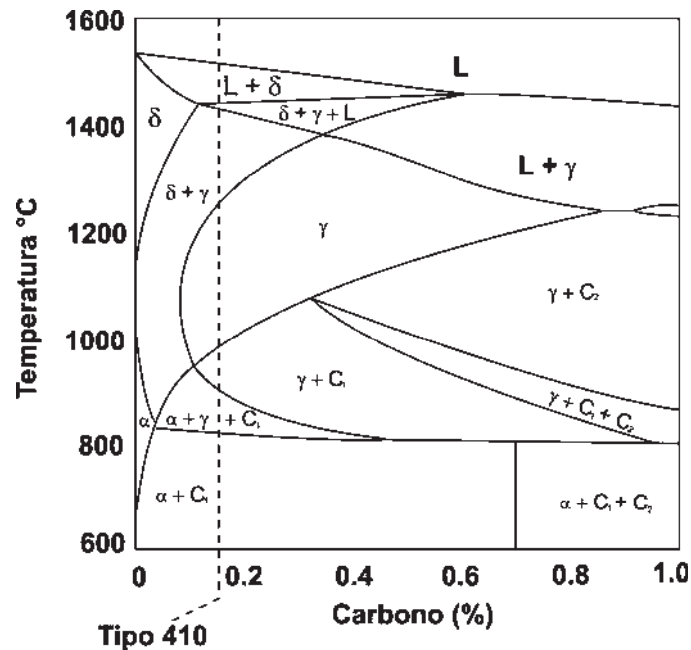


Figura 2.13 Diagrama pseudobinario con 13% de carbono con el tipo 410 sobrepuesto ⁽²⁾

Notar que en el rango de 0.1 a 0.25 de carbono estos aceros solidifican como ferrita, pero forman algo de austenita, o una mezcla de austenita y ferrita, al final de la solidificación. Con enfriamientos desde el rango de solidificación, el diagrama predice que dentro de este rango de carbono toda la ferrita se transforma a austenita. A temperaturas por debajo de 800°C, el equilibrio de fases son ferrita y carburos ($Cr_{23}C_6$).

Bajo condiciones normales de enfriamiento de la soldadura, la austenita que está presente a elevadas temperaturas se transformará a martensita. La mayoría de los aceros inoxidable martensíticos retendrán algo de ferrita a alta temperatura en la matriz martensítica. La retención de ferrita es una función del balance de los elementos promotores tanto de ferrita como de austenita. Con contenidos altos de carbono, el campo de fase austenítico se expande, promoviendo una estructura completamente martensítica y de igual manera, se obtiene una martensita muy dura y frágil, la cual es más propensa al agrietamiento inducido por hidrógeno y una posible fractura por fragilidad ⁽²⁾.

La configuración metalográfica martensítica posee una estructura cristalina tetragonal centrada en el cuerpo (BCT), como se puede observar en la figura 2.14. El contenido de cromo es generalmente en el rango de

10.5 a 18% y el de carbono es alto, alcanzando valores de hasta 1.2%. El contenido de cromo y carbono está balanceado para asegurar la formación de la estructura martensítica durante el tratamiento térmico ⁽¹²⁾.

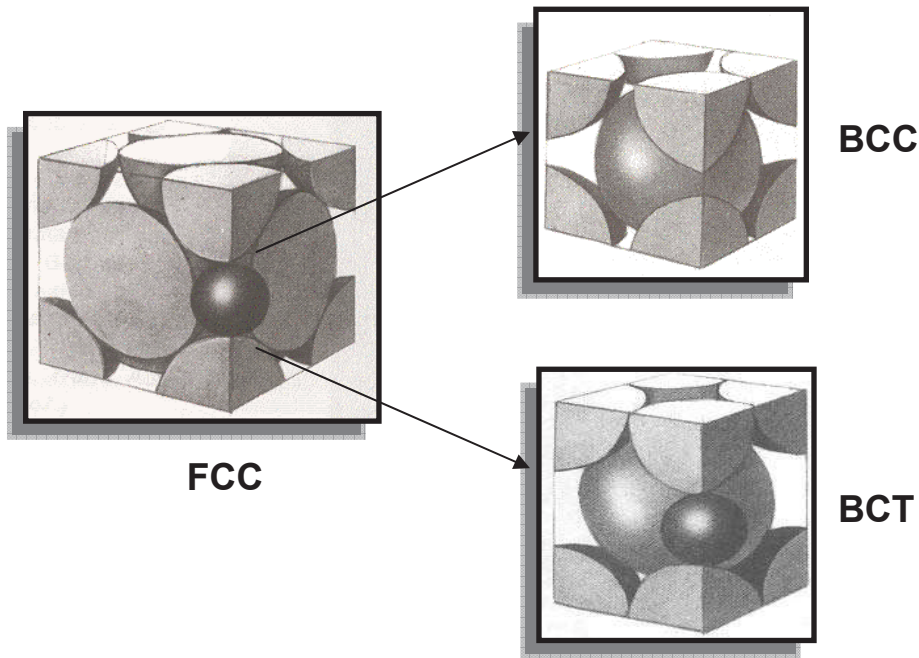


Figura 2.14 Tipos de estructura cristalina en un acero inoxidable martensítico ⁽⁵⁴⁾

Con un contenido de carbono menor a .6%, se tiene una morfología de martensita en agujas de diferentes pero limitadas orientaciones siendo una estructura muy distorsionada y con muchas dislocaciones. Con contenidos de carbono menor a 1.0%, se tiene una morfología de martensita en láminas de distintos tamaños y con una estructura fina de placas paralelas que están normalmente rodeadas de austenita. Con el contenido de carbono entre .6 y 1.0% se tiene una mezcla de agujas y placas ⁽¹²⁾.

La ductilidad y tenacidad pueden aumentarse (reduciendo las tensiones internas) mediante el tratamiento térmico del revenido, calentando a 250-650 °C durante un tiempo específico y formando así martensita revenida, casi tan dura como la martensita, pero más dúctil y tenaz.

Un diagrama de transformación isotérmica tal como el que se aplica al tipo 410 (ver figura 2.15), puede ser usado para predecir la microestructura que se forma en el metal de soldadura y en la zona afectada térmicamente durante el enfriamiento desde el campo austenítico ⁽²⁾.

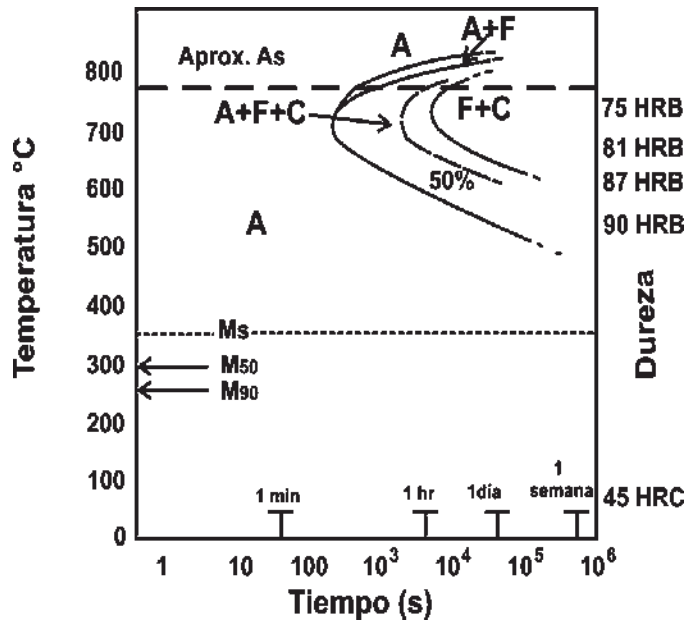


Figura 2.15 Diagrama de transformación isotérmica para un acero inoxidable martensítico 410 ⁽²⁾

Para el tipo 410, la “nariz” de curva de formación de ferrita ocurre en tiempos que exceden los 100 s. Para la mayoría de las soldaduras de fusión, esto resulta en la formación de una estructura martensítica predominante con elevada dureza (cerca de 45 HRC) en el metal de soldadura y en porciones de la zona afectada térmicamente ⁽²⁾.

Es notorio en el diagrama de la Figura 2.15, que si la austenita a alta temperatura es enfriada por debajo de 700°C en menos de 200 s o cerca de 3 min, seguido de una permanencia a una temperatura ligeramente alta que la temperatura de transformación martensítica M_s , el metal puede retener austenita por periodos de una semana o más. Esta característica puede ser muy útil en la selección de precalentamiento y de temperaturas de interpasos para los aceros inoxidables martensíticos.

Los pasos múltiples de soldadura pueden ser hechos bajo estas condiciones, y el depósito de soldadura retendrá austenita, la cual fácilmente acomodará esfuerzos de contracción y deformación. Al mismo tiempo, el hidrógeno puede escapar lentamente debido a que su coeficiente de difusión es mucho más bajo en la austenita que en la ferrita o martensita ⁽²⁾.

Cuando una soldadura es terminada y esta es enfriada, la masa del metal de soldadura austenítico puede transformarse en martensita. Esta transformación es acompañada por una expansión de volumen debido a que la martensita es menos densa que la austenita, por lo que el metal de soldadura puede tener esfuerzos de compresión a temperatura ambiente que no promoverán el agrietamiento ⁽²⁾. Esta aseveración es comúnmente

usada en revestimientos para rodillos de acero de baja aleación con metal de soldadura de acero inoxidable martensítico para servicio como rodillos continuos de fundición.

El rango de temperatura sobre el cual se forma la martensita es una función de la composición. La mayoría de las adiciones de elementos aleantes (el cobalto es una excepción) tienden a bajar la temperatura de inicio de transformación martensítica (M_s), con el carbono, siendo el elemento de influencia más potente.

Un gran número de ecuaciones han sido desarrolladas para predecir la temperatura de inicio de transformación de la martensita en los aceros inoxidables, las cuales están listadas en la tabla 2.5 e incluye varios coeficientes para las adiciones de elementos de aleación que están presentes en los aceros inoxidables martensíticos ⁽²⁾.

Tabla 2.5 Ecuaciones de predicción de la temperatura de inicio de la transformación martensítica (°C) ⁽²⁾

COEFICIENTES										
REFERENCIA	CONSTANTE	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	Co	OTRO
Payson y Savage	499	-317	-33	-11	-28	-17	-11	-11	---	---
Irving	551	-474	-33	-11	-17	-17	-21	-11	---	---
Steven y Haynes	561	-474	-33	---	-17	-17	-21	---	---	---
Kung y Rayment (modificación de Steven y Haynes)	561	-474	-33	-7.5	-17	-17	-21	---	+10	---
Andrews	539	-423	-30.4	---	-12.1	-17.7	-7.5	---	---	---
Kung y Rayment (modificación de Andrews)	539	-423	30.4	-7.5	-12.1	-17.7	-7.5	---	+10	---
Gooch	540	-494	-6.3	---	-10.8	-36	-46.6	---	---	---
Self	526	-354	-29.7	-31.7	-12.5	-17.4	-20.8	---	---	a
^a $-1.34(\%Ni \times Cr) + 22.4 (\%Cr + \%Mo) \times \%C$										

El valor de la constante representa la base desde que los factores de peso son sustraídos con el objetivo de estimar la temperatura M_s en °C. Por ejemplo, la ecuación de predicción de Gooch es ⁽²⁾:

$$M_s(^{\circ}C) = 540 - (497C + 6.3Mn + 36.3Ni + 10.8Cr + 46.6Mo) \quad Ec.2.1$$

En el uso de las ecuaciones se debe tener precaución ya que las diferencias de predicción entre estas pueden ser mayores que 100°C para una composición dada. Generalmente, escogiendo una predicción segura entre todas las posibilidades es el acercamiento más recomendado. Por ejemplo, para la selección de la temperatura de precalentamiento, debe ser seleccionada la temperatura mayor calculada de M_s . Si existe la

preocupación de tener una transformación martensítica completa en el enfriamiento desde el campo de fase austenítico, debe ser seleccionado la menor temperatura calculada de M_s (la temperatura final de transformación de la martensita M_F es aproximadamente 100°C por debajo del valor de M_s) ⁽²⁾.

En la mayoría de los aceros inoxidable martensíticos que tienen un contenido de carbono de 0.1 a 0.25%, el valor de M_s es relativamente alto, típicamente en el rango de 200 a 400°C . Debido a que la transformación completa de la martensita o temperatura de transformación final es aproximadamente de 100°C por debajo de la M_s , la transformación es completada a temperatura ambiente. En algunos aceros de alta aleación, particularmente aquellos que contienen 4% de níquel o más, donde el valor de M_F puede ser por debajo de la temperatura ambiente y algo de austenita puede ser retenida en la microestructura. Esto puede ser potencialmente benéfico con respecto a la tenacidad.

Una microestructura representativa de un metal base de acero inoxidable martensítico forjado y revenido, se muestra en la figura 2.16 y consiste esencialmente en ferrita y carburos, donde el revenido promueve la formación de carburos ricos en carbono o aleaciones ricas en carbono, así como una transición desde una estructura cristalina tetragonal centrada en el cuerpo de la martensita a una estructura centrada en el cuerpo de la ferrita ⁽²⁾.

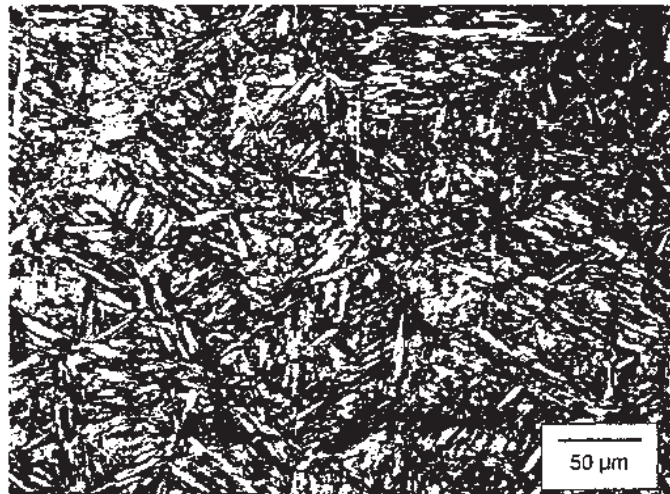


Figura 2.16 Microestructura de un acero inoxidable 410 templado y revenido ⁽²⁾

Las propiedades mecánicas mínimas requeridas para la mayoría de los aceros inoxidables martensíticos en su condición de recocido y/o revenido, se lista en la tabla 2.6.

Tabla 2.6 Propiedades mecánicas mínimas de los aceros inoxidable martensíticos ⁽²⁾

TIPO	CONDICIÓN	RESISTENCIA A LA TENSIÓN		LIMITE ELÁSTICO		ELONGACIÓN (%)
		MPa	ksi	MPa	ksi	
403	Recocido	485	70	275	40	20
	Revenido intermedio	690	100	550	80	15
	Revenido de baja temperatura	825	120	620	90	12
410	Recocido	485	70	275	40	20
	Revenido intermedio	690	100	550	80	15
	Revenido de baja temperatura	825	120	620	90	12
420	Recocido	690	100	---	---	15
	Revenido a 204° C	1720	250	480	215	8
431	Recocido	760	110	---	---	---
	Revenido intermedio	795	115	620	90	15
	Revenido de baja temperatura	1210	175	930	135	13
440C	Recocido	760	110	450	65	14
	Revenido a 315° C	1970	285	1900	275	2

2.4.3 SOLDABILIDAD DE LOS ACEROS INOXIDABLES MARTENSÍTICOS ⁽¹³⁾

Los principales problemas de soldabilidad que tienen los aceros inoxidable martensíticos son:

- La soldadura tiende a producir una zona afectada térmicamente con dureza elevada y frágil.
- Existe una tendencia al agrietamiento en frío de la unión soldada producto de la presencia de una estructura frágil (martensita), la presencia de hidrógeno disuelto y de esfuerzos residuales de soldadura.

Para aumentar la tenacidad de la unión y prevenir el fenómeno del agrietamiento en frío se deben tomar precauciones como limpieza adecuada previo al soldeo, empleo de electrodos de bajo hidrógeno, almacenamiento y manipulación rigurosos, procedimiento de soldadura adecuado que incluye precalentamiento y tratamiento térmico postsoldadura.

Los aceros inoxidable martensíticos pueden ser soldados con electrodos que producen un depósito de soldadura martensítico o con electrodos austeníticos. Si el metal de soldadura debe igualar en dureza y resistencia al desgaste al material base, entonces se deberá utilizar un metal de soldadura martensítico. Sin embargo, si la dureza no es de gran consideración y sólo la resistencia a la corrosión es un factor importante, entonces el uso de electrodos austeníticos facilitará la soldadura ⁽¹⁴⁾.

La principal dificultad para soldar aceros inoxidable martensíticos es el cómo evitar la aparición de grietas en el cordón de soldadura. El agrietamiento es el resultado de la alta dureza de la fase martensítica en la zona afectada térmicamente y el metal de soldadura y es asistida por la presencia de hidrógeno. El procedimiento

de soldadura deberá tomar en cuenta y controlar las fuentes de hidrógeno tales como humedad, suciedad, grasa y otros contaminantes y se deberá aplicar y mantener una adecuada temperatura de precalentamiento. El revenido o recocido posterior a la soldadura se deberá aplicar inmediatamente después de la soldadura sin permitir que la unión se enfríe totalmente a la temperatura ambiente.

El grado de precalentamiento requerido (ver tabla 2.7) dependerá del contenido de carbono del acero en cuestión. Ya que la transformación martensítica es 90% completa por el tiempo de transformación en las soldaduras que enfrían por abajo de 300°C, el nivel de precalentamiento tiene poco efecto sobre la dureza producida pero es efectivo en la remoción de hidrógeno.

Tabla 2.7 Precalentamiento y post calentamiento en los aceros inoxidable martensíticos en base a su contenido de carbono ⁽¹⁴⁾

TABLA DE PRECALENTAMIENTO Y POST CALENTAMIENTO		
% de C	Temperatura de precalentamiento	Tratamiento post-soldadura
< 0.1	NO	Opcional
0.1 – 0.2	200 – 260°C	Opcional, con enfriamiento lento de la soldadura
0.2 – 0.5	260 – 320°C	Obligatorio
> 0.5	260 – 320°C	Obligatorio
POST CALENTAMIENTO		
Calentamiento hasta 800-870°C, seguido por enfriamiento en el horno hasta los 600 °C y luego enfriamiento al aire.		

En muchos casos se requiere de un tratamiento térmico posterior a la soldadura (ver figura 2.17), un recocido total puede incluir un calentamiento de hasta al menos 850°C seguido por un enfriamiento controlado dentro del horno hasta 625°C y entonces un enfriamiento en aire; este tratamiento produce el máximo grado de ablandamiento.

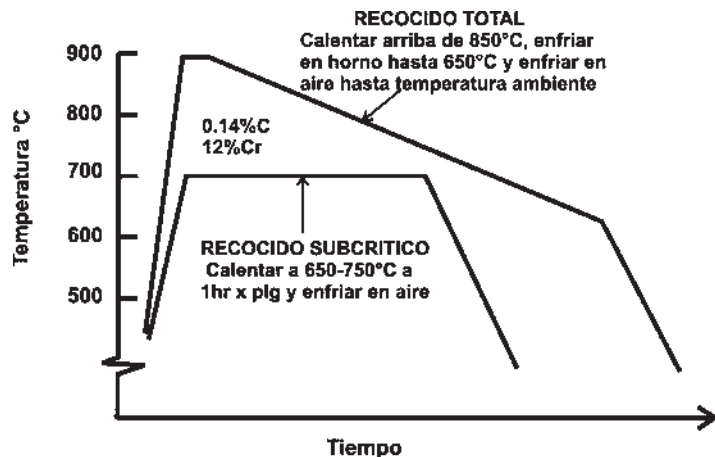


Figura 2.17 Tratamientos térmicos típicos posteriores a la soldadura para aceros inoxidable martensíticos ⁽¹⁴⁾

El contenido de carbono determina la dureza de la ZAT y metal de soldadura como se aprecia en la figura 2.18. El procedimiento más común es aplicar un tratamiento térmico de revenido o recocido subcrítico que incluye calentamiento a 650° hasta 750°C por una hora por pulgada de espesor seguido por un enfriamiento en aire.

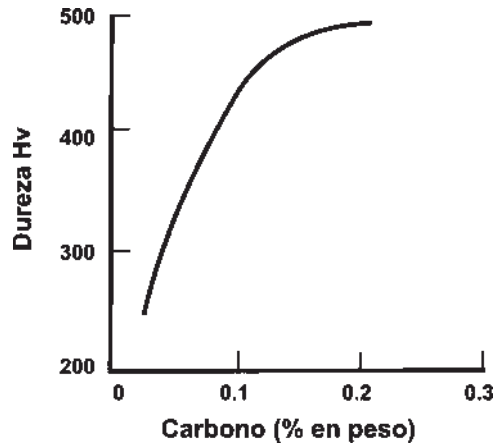


Figura 2.18 Efecto del contenido de carbono sobre la dureza de la ZAT en un acero inoxidable martensítico sin aplicar tratamiento térmico posterior ⁽¹⁴⁾

Para aceros de bajo carbono (menos a 0.2%) el tratamiento térmico posterior a la soldadura es algunas veces omitido pero se recomienda un enfriamiento lento de la unión soldada para evitar agrietamientos. Si se emplean electrodos martensíticos un precalentamiento puede ser necesario para evitar agrietamientos en la ZAT. Los electrodos austeníticos del tipo E309 se especifican muy a menudo para unir un acero inoxidable martensítico con otros materiales como acero al carbono o aceros inoxidables austeníticos. Un procedimiento típico puede incluir el recubrir al acero martensítico con un 309 para formar una capa de metal de soldadura austenítico antes de soldar a otro material.

Como resultado de aplicar un tratamiento térmico de revenido posterior a la soldadura, dentro de ciertos rangos de temperatura, puede provocarse el fenómeno de fragilización por revenido. La figura 2.19 muestra los resultados de la prueba de impacto Charpy a temperatura ambiente después del revenido a la temperatura indicada, por lo que se deberá tener un cuidadoso control de la temperatura durante el tratamiento térmico para evitar este problema. Si se debe mantener una buena tenacidad se deberá evitar el rango de fragilización durante el revenido, enfriando la parte lo suficientemente rápido a través de aquel rango de temperaturas.

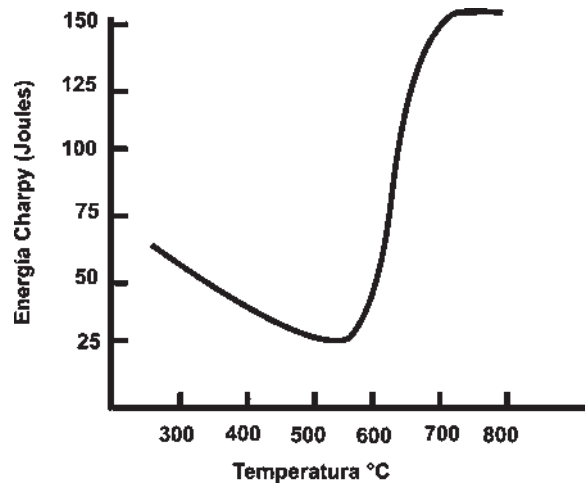


Figura 2.19 Efecto del revenido por 4 horas sobre la energía absorbida de un acero martensítico con 12% de cromo (prueba de impacto a temperatura ambiente) ⁽¹⁴⁾.

Debido a la presencia de martensita no revenida después de realizada la soldadura, los aceros inoxidable martensíticos son muy susceptibles al agrietamiento inducido por hidrógeno, por eso, la aplicación tanto de precalentamiento como de tratamiento térmico post soldadura es generalmente recomendado cuando se sueldan este tipo de aleaciones ⁽²⁾.

Estos tratamientos térmicos reducen también los esfuerzos residuales. Los procesos que aportan un bajo nivel de hidrógeno, reducen la cantidad de hidrógeno que se absorbe durante la soldadura y son esenciales cuando se hacen uniones de aceros inoxidable martensíticos.

La tenacidad y ductilidad son propiedades muy importantes de los materiales. Los materiales que tienen una pobre tenacidad son blancos potenciales de una falla catastrófica por fragilidad bajo cargas dinámicas. Los materiales que carecen de ductilidad son también muy propensos a una falla catastrófica repentina.

El tratamiento térmico de post soldadura puede ayudar a mejorar la tenacidad y ductilidad de los componentes soldados de acero inoxidable martensítico, haciéndole un revenido a la microestructura martensítica.

La tabla 2.8 presenta los resultados de las pruebas de tensión para la mayoría de los metales de soldadura de los aceros inoxidable martensíticos producidos por el proceso de arco sumergido.

Tabla 2.8 Efecto de tratamiento post soldadura en metales de soldadura de acero inoxidable martensítico ⁽²⁾

ALEACIÓN	410	410NiMo^a	420	423L^a	423Cr^a	424A^a
% C	0.08	0.05	0.23	0.15	0.15	0.09
%Cr	12.5	13.0	13.0	11.5	13.5	13.0
%Mn	0.8	0.8	1.2	1.2	1.2	0.8
%Si	0.4	0.5	0.4	0.4	0.4	0.4
%Ni	---	2.0	---	2.0	2.0	4.5
%Mo	---	1.0	---	1.0	1.0	1.0
%V	---	---	---	0.15	0.15	---
DUREZA ROCKWELL C						
Condición soldada	26	36	52	43	46	43
2 hrs a 425°C	25	39	48	42	45	41
2 hrs a 480°C	25	38	48	46	46	39
2 hrs a 535°C	21	29	36	38	38	35
2 hrs a 600°C	13	25	30	33	34	31
2 hrs a 650°C	10	19	27	32	32	28
RESISTENCIA A LA TENSIÓN (ksi)						
425°C -480°C	159	170	229	203	212	183
480°C -535°C	164	159	198	205	205	184
535°C -600°C	118	132	151	168	172	149
600°C-650°C	111	124	141	160	156	138
Mayor a 650°C	104	117	128	153	153	143
LIMITE ELÁSTICO (ksi)						
425°C -480°C	129	134	178	169	169	153
480°C-535°C	121	132	125	149	163	156
535°C-600°C	97	115	118	143	142	127
600°C -650°C	94	105	117	144	125	113
Mayor a 650°C	86	89	106	124	123	106
ELONGACIÓN (%)						
425°C -480°C	3	7	2	4	6	10
480°C-535°C	6	14	3	8	2	12
535°C -600°C	16	17	15	12	10	11
600°C -650°C	17	19	15	14	11	14
Mayor a 650°C	20	18	17	14	12	11
^a Nombre común, no es una composición estándar ASTM						

La reducción en la dureza y resistencia, e incremento de la ductilidad, aumentando la temperatura del tratamiento térmico post soldadura, son muy apreciables en los datos. Es notorio que las aleaciones que contienen una pequeña adición de vanadio, ablande más lentamente a medida que la temperatura del tratamiento térmico post soldadura aumente. Esto es, sin duda alguna debido al efecto secundario de dureza de los carburos de vanadio en el rango de temperatura del tratamiento térmico post soldadura.

2.4.4 SOLIDIFICACIÓN Y GRIETAS DE LICUACIÓN ⁽²⁾

La mayoría de los aceros inoxidable martensíticos, solidifican como ferrita, y por lo tanto, su susceptibilidad a las grietas de solidificación en la soldadura es baja. Sin embargo, se sabe que ciertos factores incrementan la probabilidad del agrietamiento por solidificación. Estos factores incluyen la presencia de niobio en la aleación y niveles de manganeso muy bajos. Los aceros inoxidable martensíticos con alto contenido de carbono pueden solidificar como austenita, lo cual los hace ser más sensibles al agrietamiento por solidificación. El agrietamiento ha sido observado en aleaciones de niobio con 12% de cromo probablemente debido a la segregación de niobio. Las grietas de licuación son raras en los aceros inoxidable martensíticos.

2.4.5 GRIETAS POR RECALENTAMIENTO ⁽²⁾

Las grietas por recalentamiento ocurren durante el ciclo de calentamiento impuesto sobre una soldadura por el tratamiento térmico post soldadura o un calentamiento de fases previo en soldaduras de múltiples pasos. El molibdeno ha sido asociado con este tipo de grietas en los aceros inoxidable martensíticos. Las impurezas tales como azufre, fósforo, antimonio, estaño, boro y cobre han sido ligadas al fenómeno de agrietamiento. Disminuyendo el contenido de impurezas en el acero e incrementando el calor de entrada y eliminando las concentraciones de esfuerzos se puede eliminar las grietas por recalentamiento. En general, los aceros inoxidable martensíticos no son muy susceptibles a las grietas por recalentamiento o tratamiento térmico post soldadura que son comunes en la mayoría de los aceros de baja aleación y alta resistencia que contienen Cr, Mo y V.

2.4.6 AGRIETAMIENTO INDUCIDO POR HIDROGENO ⁽²⁾

El agrietamiento inducido por hidrógeno es una función de la composición, del contenido de hidrógeno, microestructura y algunas limitaciones. Si uno de estos puede ser controlado, el agrietamiento inducido por hidrógeno puede ser eliminado.

La práctica de soldaduras con bajos niveles de hidrógeno y la aplicación de un precalentamiento adecuado así como el control de la temperatura de interpasos de soldadura, ayudan a reducir el contenido de hidrógeno. La combinación de precalentamiento y el control de la entrada de calor, sin duda alguna demora los rangos de enfriamiento de la soldadura y permitirá que la martensita sea revenida. En algunos casos, los metales

de aporte de aceros inoxidables austeníticos pueden ser usados con los grados martensíticos. Esto resulta en un metal de soldadura con dos fases: austenita + ferrita, donde se tiene una mayor solubilidad para el hidrógeno y se mejora la ductilidad y tenacidad. Estos metales de soldadura pueden tener una resistencia más baja que el metal base y debe ser considerado para el diseño. Una aplicación común de metal de aporte austenítico es en la soldadura del acero inoxidable 410, el cual se encuentra en condición de recocido antes de la soldadura y el cual no tiene ningún tratamiento térmico post soldadura. El tipo 410 recocido es utilizado cuando se requieren especificaciones de 450 MPa (65 ksi) como mínimo de resistencia a la tensión y 210 MPa (30 ksi) mínimo de límite elástico, las cuales se encuentran listadas en las especificaciones ASTM A240, por lo tanto, un metal de aporte del tipo 309L puede ser usado para esta aplicación debido a que sus propiedades mecánicas son mayores que aquellas que se requieren para un metal base del tipo 410. El proceso GMAW es el más común para hacer esto, usando un metal de aporte ER309LSi, porque la entrada baja de calor puede ser usada para minimizar el espesor de la dura zona afectada térmicamente y también porque es un proceso con bajos niveles de hidrógeno. Por lo tanto, las propiedades de las uniones en su condición soldada, son suficientes para la mayoría de las aplicaciones.

Las grietas en frío, se presentan una vez que el metal se ha enfriado hasta temperatura ambiente. Las grietas por debajo del cordón de soldadura o retardadas, que resultan del hidrógeno atrapado son consideradas grietas en frío. La propagación de este tipo de grietas puede ser transgranular o intergranular; es decir, entre o a través de los granos y también pueden ser clasificadas por su orientación con respecto al eje longitudinal de la soldadura. Aquellas en dirección paralela al eje se conocen como grietas longitudinales. Similarmente, aquellas perpendiculares al eje de la soldadura se conocen como grietas transversales, tal y como se aprecia en la figura 2.20.

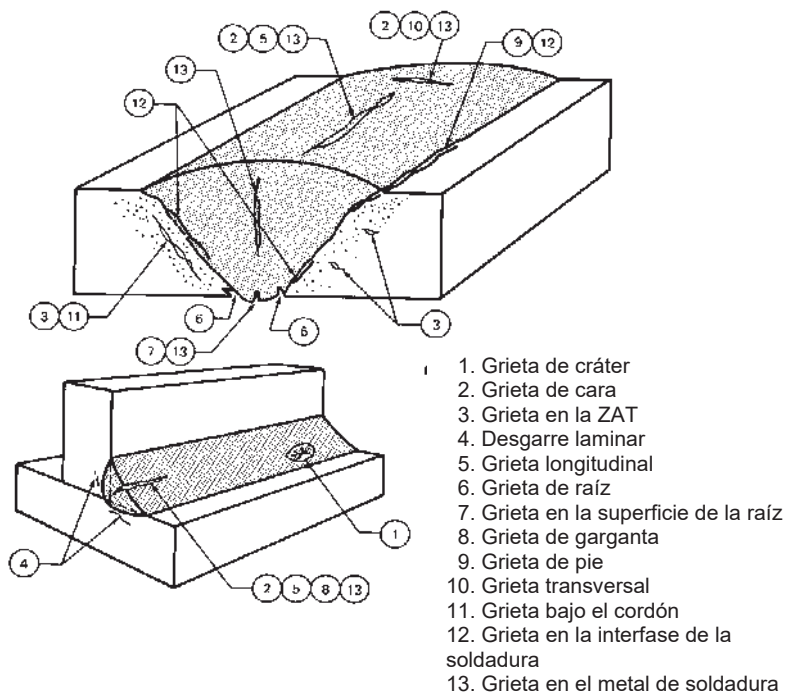


Figura 2.20 Tipos de grietas en soldadura ⁽¹¹⁾

2.5 PROCESOS DE SOLDADURA EMPLEADOS PARA LOS ACEROS INOXIDABLES ⁽²⁾

La soldadura por fusión es un proceso de unión que usa la fusión del metal base para realizar la soldadura. Los tres tipos principales de procesos de soldadura por fusión son los siguientes ⁽²⁾:

1. SOLDADURA POR GAS

- Soldadura oxiacetileno (Oxyacetylene Welding, OAW)

2. SOLDADURA POR ARCO

- Soldadura por arco con electrodo revestido (Shielded Metal Arc Welding, SMAW)
- Soldadura por arco con electrodo de tungsteno con protección gaseosa (Gas Tungsten Arc Welding, GTAW)
- Soldadura por arco de plasma (Plasma Arc Welding, PAW)
- Soldadura de arco metálico con protección gaseosa (Gas Metal Arc Welding, GMAW)
- Soldadura por arco con electrodo de fundente (Flux Cored Arc Welding, FCAW)
- Soldadura por arco sumergido (Submerged Arc Welding, SAW)
- Soldadura por electroescoria (Electroslag Welding, ESW)

3. SOLDADURA DE ALTA ENERGÍA

- Soldadura por haz de electrones (Electron Beam Welding, EBW)
- Soldadura láser (Laser Beam Welding, LBW)

Debido a que la soldadura por electroescoria no involucra ningún arco, no se considera exactamente un proceso de soldadura por arco, pero por conveniencia, es agrupada con los procesos de soldadura por arco.

La tabla 2.9 resume los procesos de soldadura por fusión recomendados para aceros al carbono, aceros de baja aleación, aceros inoxidables, hierros fundidos, aleaciones níquel-base y aleaciones de aluminio.

Por ejemplo, el proceso GMAW puede ser usado para todo tipo de material con un rango de espesor muy variado y GTAW, es usado principalmente para piezas de espesores delgados. Como otro ejemplo podemos mencionar, cualquier proceso de soldadura por arco que involucre el uso de un flujo, tal como SMAW, SAW, FCAW y ESW, no es aplicable para soldar aleaciones de aluminio.

Tabla 2.9 Procesos de Soldadura ⁽²⁾

PROCESOS DE SOLDADURA ^a											
MATERIAL	ESPESOR ^b	SMAW	SAW	GMAW	FCAW	GTAW	PAW	ESW	OFW	EBW	LBW
Aceros al Carbono	L	X	X	X		X			X	X	X
	I	X	X	X	X	X			X	X	X
	M	X	X	X	X				X	X	X
	E	X	X	X	X			X	X	X	
Aceros De Baja aleación	L	X	X	X		X			X	X	X
	I	X	X	X	X	X				X	X
	M	X	X	X	X					X	X
	E	X	X	X	X			X		X	
Aceros inoxidables	L	X	X	X		X	X		X	X	X
	I	X	X	X	X	X	X			X	X
	M	X	X	X	X		X			X	X
	E	X	X	X	X			X		X	
Hierro fundido	I	X							X		
	M	X	X	X	X				X		
	E	X	X	X	X				X		
Níquel y aleaciones	L	X		X		X	X		X	X	X
	I	X	X	X		X	X			X	X
	M	X	X	X			X			X	X
	E	X		X				X		X	
Aluminio y aleaciones	L			X		X	X		X	X	X
	I			X		X				X	X
	M			X		X				X	
	E			X						X	

^a Código de proceso: SMAW, Shielded Metal Arc Welding, SAW, Submerged Arc Welding, GMAW, Gas MetalArc Welding, FCAW, Flux Cored Arc Welding, GTAW, Gas Tungsten Arc Welding, PAW, Plasma Arc Welding, ESW, Electroslag Welding, OFW, Oxyfuel Gas Welding, EBW, Electron Beam Welding, LBW, Laser BeamWelding.

^b Abreviaciones: L, lámina mayor de 3 mm; I, intermedio, 3-6 mm; M, medio, 6-19 mm; E, espesor de 19 mm o mayor; X, recomendado.

2.6 SOLDADURA POR ARCO ELÉCTRICO CON ELECTRODO TUBULAR (Flux Cored Arc Welding, FCAW) ⁽¹⁶⁾

La soldadura por arco eléctrico con electrodo tubular, es un proceso que funde y une metales al elevar su temperatura por medio de un arco establecido entre un electrodo tubular (alambre) y la pieza de trabajo con una protección proporcionada por un gas envolvente durante la combustión y descomposición de un fundente contenido dentro del electrodo tubular, o, en su defecto, por la asistencia adicionada de un gas de protección. El electrodo es consumible y contiene en su interior un fundente granular, el cual es alimentado continuamente ⁽²⁰⁾.

El electrodo es alimentado a través del tubo de contacto de la pistola de soldadura para producir un arco entre el electrodo y la pieza de trabajo. Conforme la soldadura progresa, se forma un cordón de soldadura cubierto por una capa de escoria como en el proceso SMAW.

En el proceso tubular puede o no emplearse gas adicional de protección, dependiendo del tipo de electrodo tubular empleado ya que algunos electrodos han sido diseñados para proveer toda la protección necesaria a partir de su fundente por lo que son llamados de “auto-protección”. Otros requieren protección adicional de un gas de protección.

Además, existen dos versiones del proceso:

- Uno que usa tanto un gas de protección auxiliar (usualmente dióxido de carbono o una mezcla de argón y dióxido de carbono) y la protección obtenida del núcleo del electrodo.
- Y el método de autoprotección, del cual depende la combustión y descomposición de los compuestos para protección que contiene el núcleo del electrodo.

Ambos métodos son muy parecidos a otros procesos de arco. El método FCAW que usa un gas de protección adicional es similar al proceso GMAW, el cual emplea un electrodo sólido consumible y depende una protección externa de gas para proteger al arco y el metal fundido de la contaminación de la atmósfera.

El método de autoprotección es más parecido al proceso SMAW, el cual depende también de la combustión y descomposición de un fundente sólido que provee la protección gaseosa. En este proceso, el fundente se encuentra en el exterior del electrodo, el cual limita la forma del electrodo a una longitud recta (un electrodo en forma de palillo), mientras que en el proceso FCAW, el fundente se encuentra dentro del electrodo tubular, el cual puede ser bobinado y es suministrado al arco continuamente.

2.6.1 APLICACIONES ⁽¹⁶⁾

La aplicación de los dos métodos (con protección adicional de gas y autoprotegido) de FCAW es extensa ya que cada uno tiene características que los hace convenientes para condiciones de operaciones especiales.

La soldadura por arco eléctrico con electrodo tubular y protección adicional de gas es usada especialmente para la soldadura de aceros al carbono, aceros de baja aleación y algunos aceros inoxidable.

El método es aplicable para trabajo semiautomático (manipulación manual de la pistola) y para varias máquinas y procesos de soldadura automáticos (manipulación mecánica de la pistola). Es también adaptable para la soldadura por puntos.

Originalmente, la soldadura por arco eléctrico con electrodo tubular y protección adicional de gas fue restringido para soldar únicamente en posición plana y horizontal debido a que el electrodo tubular estaba disponible solamente en diámetros relativamente grandes. Con estos electrodos de diámetros grandes, el soldador era incapaz de controlar la pileta de soldadura cuando soldaba en posición vertical y sobre cabeza.

Esta restricción no duró mucho tiempo, debido a que electrodos de diámetros pequeños (más pequeños que 0.88 mm de diámetro) estaban siendo disponibles y sobre todo porque la composición de los nuevos electrodos que estaba siendo desarrollada, otorgaba mejores resultados en soldaduras fuera de posición.

La soldadura por arco eléctrico con electrodo tubular y protección adicional de gas es un proceso para toda posición. Es aplicable a un amplio rango de espesores, empezando con espesores delgados como 1.6 mm.

Debido a la protección otorgada por la protección gas adicional, un arco tipo spray con alta densidad de corriente puede ser usado, lo que produce una máxima penetración. Un arco que produzca una transferencia globular o por corto circuito puede ser también usado. Estos tipos de arco son producidos con una baja densidad de corriente, resultando en baja penetración y, por lo tanto, muy recomendable para soldar secciones delgadas.

Las juntas hechas con el proceso FCAW y protección adicional de gas, otorga los requisitos necesarios de calidad de varios códigos; las radiografías de la soldadura muestran que los depósitos pueden cumplir los ensayos de doblez de cara y de raíz.

En muchas aplicaciones, el proceso FCAW y protección adicional de gas es competitivo con los procesos GMAW y SAW.

Una sólida capa de escoria cubre el depósito de soldadura producido durante el proceso FCAW, mucho más que al depósito hecho con el proceso SMAW, aunque la capa de escoria con FCAW y protección adicional de gas es mucho más delgada. Esta escoria es generalmente removida entre los pasos de soldadura. La consistencia y adherencia de la escoria dependerá de la composición del electrodo tubular. Algunas escorias cubren grietas durante el enfriamiento, y pueden y deben ser fácilmente removidas con un cepillo de alambre; otras se adhieren firmemente y deben ser rotas con un martillo para permitir que sean finalmente removidas con un cepillo de alambre.

El proceso de soldadura por arco eléctrico con electrodo tubular autoprotegido se ha vuelto muy popular para varias aplicaciones, principalmente debido a su simple operación que resulta en la ausencia del equipo de protección adicional de gas. En adición, la pistola es mucho más simple que la requerida en el método con protección adicional de gas.

Debido a que el método con electrodo autoprotegido no ofrece mucha penetración como el método con protección adicional de gas, puede ser usado bajo condiciones de pobre calidad para obtener mejores ventajas.

El método con electrodo autoprotegido, es usado principalmente en la soldadura de aceros al carbono, pero ha sido usado con éxito en la soldadura de algunos aceros de baja aleación. Varios tipos de electrodos tubulares han sido desarrollados para soldar aceros inoxidable austeníticos.

Este método puede ser usado en soldaduras fuera de posición seleccionando electrodos de diámetros pequeños y de composición adecuada, así como en el método con protección adicional de gas. El rango de espesor del metal base es el mismo para ambos métodos, empezando desde 1.6 mm.

La soldadura por arco eléctrico con electrodo tubular autoprotegido no es adecuada para un arco tipo spray. Debido a que el metal es transferido desde el exterior del electrodo a la pileta de soldadura, la protección para evitar la oxidación en esta área es mínima sin un gas de protección adicional.

Cuando un spray fino es desarrollado, el área total de la superficie de las partículas de metal es grande, lo que resulta en una excesiva oxidación. Por lo tanto, el método autoprotegido debe ser operado con transferencia globular o por corto circuito.

La calidad de las soldaduras hechas por el método autoprotegido es generalmente menor que las hechas por el método con protección adicional de gas. La principal causa de obtener una menor cualidad es la gran contaminación del depósito de soldadura que obtiene de la atmósfera durante la soldadura. Otra causa de esto es la presencia de gases formadores y elementos desoxidantes en el núcleo del electrodo tubular.

Las propiedades mecánicas más afectadas son la ductilidad y la tenacidad, particularmente a bajas temperaturas. Algunos códigos no aprueban el uso del método autoprotegido para soldar aceros que tienen un límite elástico mayor que 42 ksi.

2.6.2 PRINCIPIOS DE OPERACIÓN ⁽¹⁶⁾

La principal diferencia que existe entre el proceso FCAW con protección adicional de gas y el proceso GMAW es el fundente del núcleo del alambre tubular. El núcleo provee una escoria fundida que cubre el metal de soldadura y un gas que asiste en la protección del arco, como se muestra en la figura 2.21. El equipo necesario, incluyendo el porta electrodo, es esencialmente el mismo para ambos procesos.

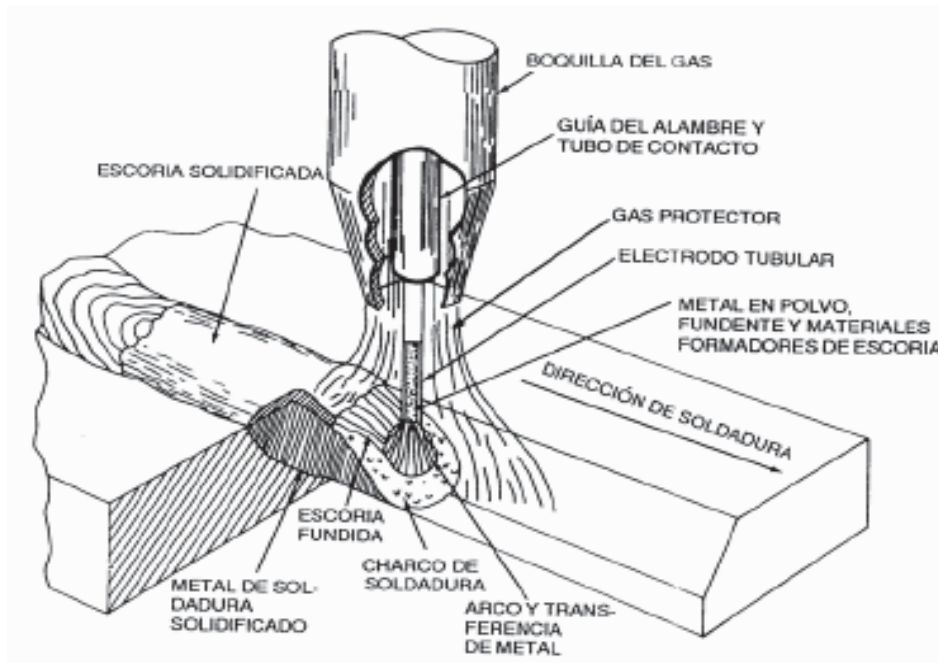


Figura 2.21 Esquemática del proceso FCAW ⁽⁵⁵⁾

Independientemente de que se use o no la protección adicional de gas, el método autoprotegido y el método con protección adicional de gas difieren principalmente en el tipo de porta electrodo usado y en la longitud de la extensión del electrodo, como se aprecia en la figura 2.22a.

El método con electrodo autoprotegido se indica en la figura 2.22b. Este proceso se puede emplear en tres niveles de automatización:

- Semiautomático
- Mecanizado
- Automático

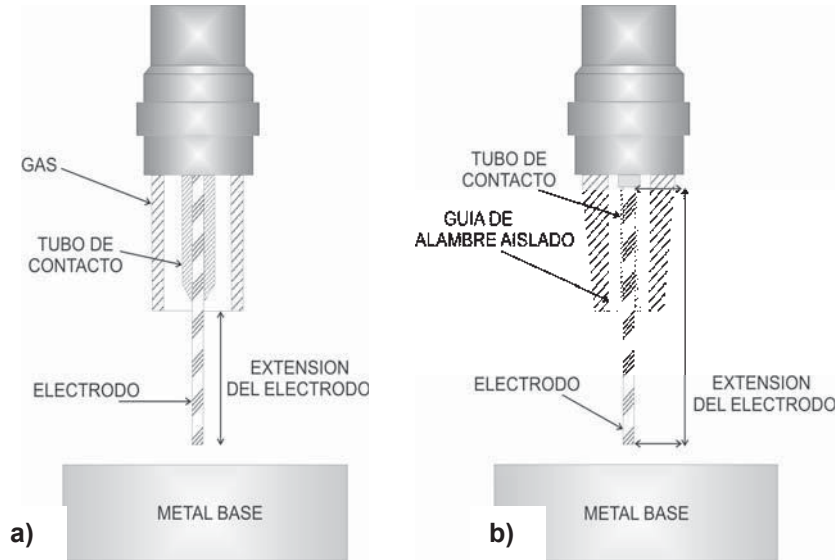


Figura 2.22 Tipos de porta electrodo:
a) Porta electrodo con protección gaseosa, b) Porta electrodo sin protección gaseosa ⁽²⁰⁾

El método semiautomático utiliza una pistola de soldar manipulada manualmente que se encarga de alimentar el alambre y el gas de protección. La velocidad de avance puede darse de forma manual o mediante un pequeño motor montado en dicha pistola, el cual no es muy usado.

El método mecanizado emplea un equipamiento, el cual consta de un tractor de soldadura con mecanismo de alimentación del alambre, mecanismo de avance y panel de control. Este equipamiento realiza la operación de soldadura completa, pero debe ser monitoreado por un operario que posiciona la pieza, inicia y detiene la soldadura y ajusta los controles.

El método automático utiliza un equipamiento que realiza la soldadura sin requerir un operario que ajuste los controles y continuamente monitoree la operación. Este equipamiento costoso se puede justificar para garantizar una productividad mucho mayor.

El proceso FCAW se aplica para la soldadura de aceros al carbono, aceros de baja aleación, aceros inoxidables y hierros fundidos. El rango de espesores va desde 3 mm hasta mayores de 19 mm. Es un proceso versátil que permite la soldadura en todas las posiciones, siempre y cuando se seleccionen los parámetros adecuados.

2.6.3 TIPOS DE TRANSFERENCIA DEL METAL ⁽¹⁸⁾

Cuando se cambian los ajustes de la máquina, también las características de operación son cambiadas drásticamente. La principal característica a observar es la manera en que se transfiere el material de aporte. El tipo de transferencia dependerá fundamentalmente de algunos factores como la intensidad de la corriente de soldadura, diámetro del alambre, composición del electrodo, distancia entre el tubo de contacto y el metal base (longitud libre) y gas de protección.

En el proceso FCAW, podemos tener tres modos básicos de transferencia de material de aporte ⁽¹⁸⁾ :

- **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 2.23). 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 baja energía (inferior a 250 Amps.) y bajo calor. El bajo calor reduce a un mínimo la distorsión, deformación del metal y otros efectos metalúrgicos perjudiciales. Esta transferencia metálica se obtiene en presencia de dióxido de carbono (CO_2) o (Ar-CO_2).

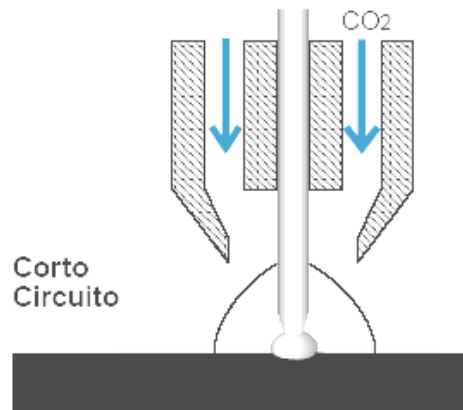


Figura 2.23 Transferencia por corto circuito ⁽¹⁸⁾

Esta transferencia es típica de los procesos con gas de protección CO_2 , el cual provoca altos niveles de salpicaduras si se compara con los gases inertes, sin embargo, la penetración es mayor, por lo que se busca el compromiso entre ambos aspectos a través de la utilización de mezclas de $\text{Ar} + \text{CO}_2$ para la soldadura de aceros al carbono y de baja aleación. La adición de helio al argón incrementa la penetración en la soldadura de metales ferrosos.

▪ TRANSFERENCIA GLOBULAR

El metal se transfiere en gotas de gran tamaño (ver figura 2.24). 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 (sobre 250 A.) La transferencia globular se utiliza para soldar acero de bajo carbono en espesores mayores a 1/2" (12,7 mm), en que se requiere gran penetración.

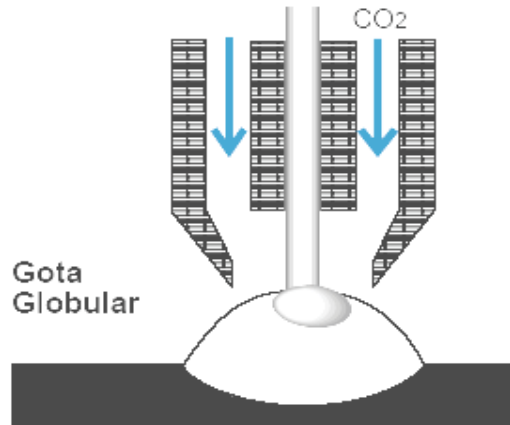


Figura 2.24 Transferencia globular ⁽¹⁸⁾

No obstante, el CO₂ sigue siendo el gas más comúnmente usado para soldar aceros al carbono, y la razón es que el problema de las salpicaduras puede ser reducido significativamente empleando un arco “enterrado”, que actúa por debajo de la superficie de la pieza y transferencia globular no axial. De esta forma, la atmósfera del arco se vuelve una mezcla de gas y vapores de hierro lo que permite que la transferencia se vuelva casi spray. Las fuerzas del arco son suficientemente altas para mantener una cavidad en el baño, que atrapa la mayor parte de las salpicaduras. Esta técnica requiere corrientes de soldadura más elevadas, lo que provoca una penetración profunda. Sin embargo, a menos que la velocidad de soldadura se controle cuidadosamente, la pobre acción de mojado puede producir un refuerzo excesivo en la soldadura. Con este tipo de transferencia y empleando CO₂ se utilizan normalmente diámetros de 1.1 y 1.6 mm.

▪ TRANSFERENCIA POR SPRAY

El metal es transportado a alta velocidad en partículas muy finas a través del arco (ver figura 2.25). 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. Se tiene transferencia por spray al soldar, con argón, acero inoxidable y metales no ferrosos como el aluminio.

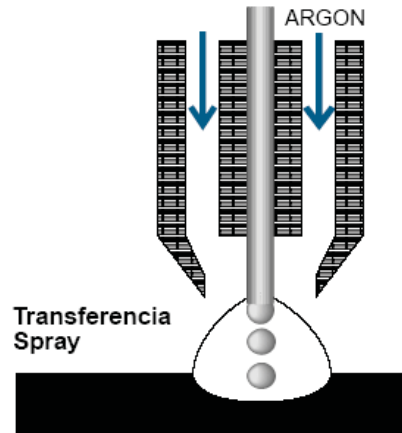


Figura 2.25 Transferencia por spray ⁽¹⁸⁾

Con una protección rica en argón es posible producir un estado muy estable, libre de salpicaduras, con un modo de transferencia por spray axial. Esto requiere el uso de un nivel de corriente por encima de un valor crítico llamado “corriente de transición”. Por debajo de esta corriente, la transferencia ocurre en el modo globular descrito anteriormente, a razón de algunas pocas gotas por segundo. Por encima de la corriente de transición, la transferencia ocurre en forma de gotas muy pequeñas que se forman y separan a razón de centenares por segundo. Estas se aceleran axialmente a través de la columna del arco.

Este modo de transferencia es el resultado de un flujo discontinuo de gotas que son aceleradas mediante las fuerzas del arco a velocidades que superan el efecto de la gravedad; debido a esto, bajo ciertas condiciones, el proceso puede usarse en cualquier posición. Por otra parte, debido a que las gotas son más pequeñas que la longitud del arco, los cortocircuitos no ocurren y las salpicaduras son insignificantes o totalmente eliminadas.

El modo de transferencia por spray puede usarse para soldar la mayoría de los metales o aleaciones debido a las características inertes de la protección del argón. No obstante, la aplicación del proceso a chapas delgadas puede ser difícil debido a la alta corriente necesaria para producirla. Las fuerzas de arco resultantes pueden cortar las chapas relativamente delgadas en lugar de soldarlas. También la alta tasa de deposición puede producir un baño de soldadura demasiado grande para ser soportado por la tensión superficial en la posición vertical o sobrecabeza, por lo que básicamente su aplicación es en posición plana.

2.6.4 GAS DE PROTECCIÓN ⁽¹⁸⁾

La función principal del gas de protección en el proceso FCAW es aislar la zona de soldadura de la acción del oxígeno y nitrógeno que se encuentran en el medio. La contaminación del cordón de soldadura producto de la reacción con estos elementos puede provocar baja resistencia, baja ductilidad y excesivos defectos de soldadura tales como inclusiones, porosidad, etc. El gas de protección tiene una función adicional, que es la

de facilitar la ionización del espacio entre el electrodo - pieza de trabajo y el establecimiento del arco eléctrico, lo que se garantiza con un bajo potencial de ionización de dicho gas.

En el proceso FCAW se utilizan diferentes gases para formar la atmósfera protectora, los que pueden ser gases puros o mezcla de gases. Estos son básicamente de dos tipos:

- Gases inertes, que son aquellos que forman una atmósfera inerte por completo y que no ocasionan ningún tipo de reacción con el metal, tales como el argón y el helio.
- Gases activos, aquellos que originan algún tipo de reacción en la zona de soldadura. Estos gases por lo general son oxidantes, tales como el dióxido de carbono, mezclas de Ar +CO₂ o Ar + O₂.

2.6.4.1 GASES INERTES ⁽¹⁸⁾

▪ ARGÓN PURO

El argón es uno de los gases inertes en estado puro que más se utiliza en la soldadura FCAW, aplicándose fundamentalmente a la soldadura de metales no ferrosos. El argón para soldadura debe poseer una pureza de 99.995%. Este es un gas monoatómico, insoluble en el metal fundido, que no posee olor o color. El argón es aproximadamente 1.4 veces más denso que el aire, lo que garantiza una buena eficiencia en la protección, sobre todo en posición plana y horizontal de filete, ya que desplaza fácilmente al aire circundante.

Debido a la baja conductividad térmica del argón, el plasma del arco que arde en este gas se caracteriza por poseer un núcleo central con alta energía y una zona exterior de menor energía, lo que se refleja fuertemente en la morfología de la costura soldada.

En la figura 2.26 se representa la morfología de una costura realizada con este gas, la que se caracteriza por una penetración irregular, siendo mucho mayor en la parte central.

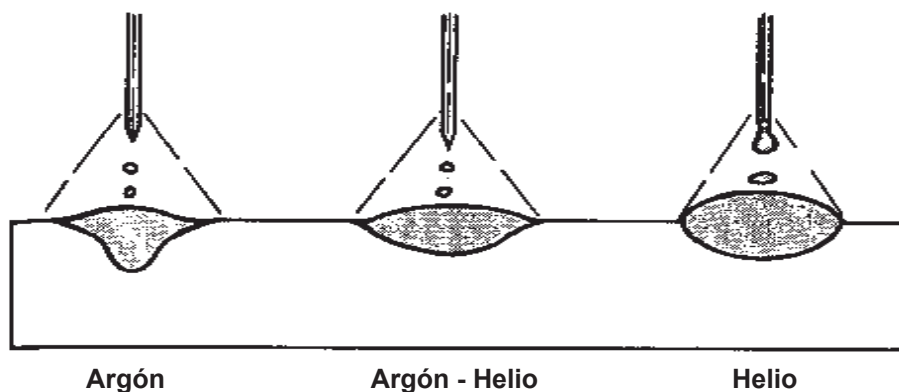


Figura 2.26 Contorno y penetración de diferentes gases protectores: Ar-He ⁽¹⁸⁾

La energía de ionización de este gas es de 17.5 eV, relativamente inferior a la de helio (24.5 eV), lo que provoca que para una misma longitud de arco, el voltaje de arco sea menor, y que para un mismo amperaje se produzca menor cantidad de calor, lo que es deseable para la soldadura de secciones delgadas. Debido a la baja energía de ionización, con argón se produce el cebado del arco fácilmente y se originan arcos estables y tranquilos. La protección con argón, incluyendo las mezclas con un porcentaje tan bajo como 80%, se producirá una transferencia por spray o gota fina axial, siempre que la corriente sobrepase a la corriente de transición. No es común el empleo de argón para la soldadura de metales ferrosos, ya que se produce en este caso un arco errático y tendencia al socavamiento.

▪ ARGÓN Y HELIO PURO

Son los principales gases inertes utilizados y en estado puro o mezclados son utilizados en innumerables aplicaciones como es el caso de la soldadura de materiales no ferrosos, aceros al carbono y de baja aleación e inoxidables. Las diferencias físicas del argón y el helio están en su densidad, conductividad térmica y potenciales de ionización, propiedades que provocan características diferentes en el arco de la soldadura.

El argón es 1.4 veces más denso que el aire y el helio es 0.14 veces. Esto provoca que el argón realice una protección más eficiente, ya que al ser más pesado protege el arco y cubre el área de soldadura en posición plana por lo que el flujo de helio debe ser de dos a tres veces mayor que el flujo de argón para poder lograr similares niveles de protección.

El helio posee una mayor conductividad térmica que el argón, lo que provoca que la temperatura en la columna de arco esté mejor uniformemente distribuida, a diferencia del argón donde se crean zonas de mayor y menor calor provocando que en la formación del metal fundido no exista una uniformidad morfológica, que sí se puede ver en el arco de helio. También tiene un potencial de ionización mayor que el del argón y, por lo tanto, un voltaje de arco más alto, siempre y cuando todas las demás variables se mantengan inalterables. Una desventaja que tiene el helio es que puede presentar problemas de iniciación de arco.

Los arcos protegidos exclusivamente con helio no presentan transferencia por rocío en ningún nivel de corriente, producen más salpicaduras y ocasionan un acabado irregular en el cordón, debiéndose esto a que para ionizar el helio se necesita una mayor energía.

▪ ADICIÓN DE OXÍGENO Y CO₂ AL ARGÓN Y HELIO

El argón puro y el helio en menor extensión, producen buenos resultados en la soldadura de los materiales no ferrosos. Sin embargo, en la protección de las aleaciones ferrosas causan problemas como un arco errático y además una tendencia a producir socavaduras en los cordones. La adición al argón de 1 – 5% de

oxígeno o de 3 – 25% de CO_2 produce un notable incremento en la estabilidad del arco y la eliminación de las socavaduras, producto de la eliminación o desviación del arco causado por la fuerza catódica. La cantidad óptima de oxígeno y CO_2 que se le debe adicionar al gas inerte está en función de las condiciones de la superficie de la pieza (presencia de costra u óxidos), de la geometría de la unión, de la posición de soldadura, de la técnica y de la composición del metal base. Generalmente, 2% de oxígeno u 8 – 10% de CO_2 es considerado un buen porcentaje para cubrir el rango de esta variación.

La adición de CO_2 al argón produce cordones con apariencia definida como “forma de pera”, según se puede apreciar en la figura 2.27.

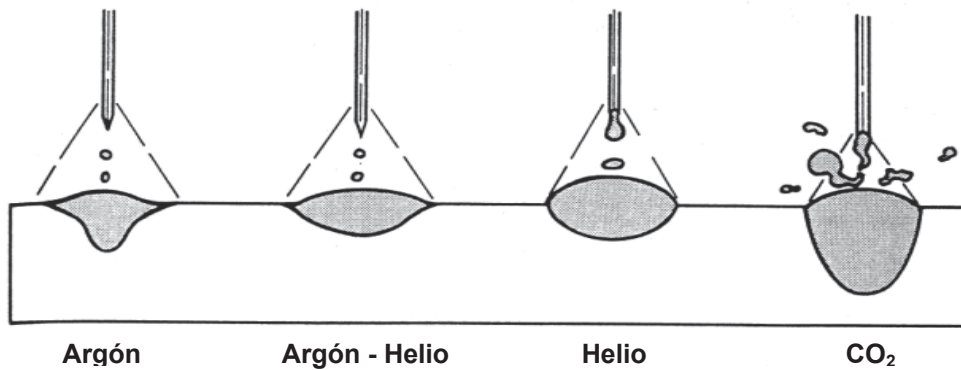


Figura 2.27 Contorno y penetración de diferentes gases protectores Ar-he- CO_2 ⁽¹⁸⁾

Las mezclas de argón y CO_2 son mayormente utilizadas en los aceros al carbono y de baja aleación y presentan una menor extensión en los aceros inoxidable. La adición de más de 25% de CO_2 a la mezcla, produce un aumento de las salpicaduras, disminuye la penetración y la estabilidad del arco, además de que aumenta la corriente mínima de transición. Estas mezclas son utilizadas básicamente en transferencias por corto circuito, pero pueden ser utilizadas también en transferencias por spray y arco pulsado.

▪ MEZCLAS DE ARGÓN – HELIO – CO_2

Este tipo de mezcla es utilizada para transferencias por corto circuito y por arco pulsado en la soldadura de aceros al carbono, de baja aleación y en los aceros inoxidable. Estas mezclas, cuando el argón es el constituyente primario, son utilizadas para transferencia por arco pulsado; si el constituyente primario es el helio, se utilizan para transferencia por corto circuito.

▪ MEZCLA DE ARGÓN Y HELIO

El perfil de la costura obtenido con helio provoca la necesidad del empleo de mezclas de argón – helio. El resultado se muestra en la figura anterior en el que se mezcla un perfil adecuado más la transferencia por arco spray axial característica del argón.

Con transferencias por corto circuito, las mezclas de argón – helio con un porcentaje de helio que puede estar entre 60 – 90%, son usadas para obtener los mayores niveles de calor aportado en el metal base, con las mejores características de fusión.

Las mezclas de argón con 50 – 75% de helio incrementan el voltaje de arco por encima del argón puro, por lo que son usados para la soldadura de aluminio, magnesio y cobre, para de esa forma atenuar la situación de la alta conductividad térmica de estos materiales, aumentando el calor aportado.

2.6.4.2 GASES ACTIVOS ⁽¹⁸⁾

▪ DIÓXIDO DE CARBONO (CO₂)

El gas CO₂ es un gas activo ampliamente usado como gas puro en la soldadura FCAW de aceros al carbono y de baja aleación. Este constituye el único gas activo que se puede utilizar en estado puro como gas de protección para este proceso.

Está compuesto aproximadamente de 27% en peso de carbono y 72% en peso de oxígeno. A temperatura y presión atmosférica es incoloro y no tóxico. Este gas es alrededor de 1.5 veces más pesado que el aire, lo que facilita la protección en posición plana y horizontal de filete. En lugares confinados puede, al igual que el argón, desplazar al aire y provocar asfixia. Su potencial de ionización es cercano al del argón, 14.4 eV.

Con este gas se alcanzan las mayores velocidades de soldadura, la mayor penetración y los menores costos (es más barato que el argón). Sin embargo, se le imputan algunas dificultades, como es el aspecto desagradable del arco provocado por la gran cantidad de salpicaduras durante la transferencia del metal, lo cual es debido a que el CO₂ al encontrarse a elevadas temperaturas del arco, se disocia en monóxido de carbono y oxígeno (CO + O₂). El oxígeno alcanza una concentración en la atmósfera del arco de 20 – 30%, provocando una ligera acción oxidante sobre el baño que debe compensarse con el empleo de alambres que contengan cantidades suficientes de desoxidantes como silicio y manganeso.

Las salpicaduras se pueden minimizar manteniendo un arco corto y con longitud uniforme. Otra dificultad que presenta este gas es que si se desea lograr un arco estable, existe un rango de variación de los

parámetros fundamentales de soldadura (corriente y voltaje) bastante cerrado; esto en cierta medida dificulta el ajuste de los parámetros por parte del soldador, si se compara con el empleo de mezclas de gases.

Con este tipo de gas protector, el tipo de transferencia que se produce puede ser por corto circuito o globular, no siendo posible lograr la transferencia spray. Si se compara con un arco protegido con un alto porcentaje de argón, el arco protegido por CO₂ produce un cordón con excelente penetración, con una superficie más rugosa y con menos efecto de mojado a los lados.

▪ MEZCLAS DE ARGÓN – OXÍGENO – CO₂

Las mezclas de argón con más de 20% de CO₂ y de 3 – 5% de oxígeno son versátiles. Estas proporcionan una adecuada protección del metal y un funcionamiento estable del arco para varios tipos de transferencias. Mezclas con 10 – 20% de CO₂ no son comunes en USA pero si populares en Europa. La adición de 1 – 9% de oxígeno al gas mejora la fluidez del baño, la penetración y estabilidad del arco, además de bajar la corriente de transición, la tendencia a las socavaduras son reducidas, sin embargo, puede ocurrir la oxidación del metal depositado cuando las cantidades de silicio y manganeso son bajas.

2.7 METAL DE APORTE EN EL PROCESO FCAW

Los electrodos empleados en la soldadura FCAW son electrodos tubulares que contienen en su interior un fundente granular ⁽²²⁾.

Durante la década de los 50's se desarrollaron en Estados Unidos los alambres tubulares para soldar con el proceso FCAW y fueron introducidos a la industria en el año de 1957. La combinación de los ingredientes del fundente en el núcleo del alambre tubular y la protección externa del CO₂ produce soldaduras de alta calidad, un arco estable y un mínimo de salpique. Al principio, los alambres tubulares solo se fabricaron en diámetros de 5/64" a 5/32" y únicamente podían ser utilizados en posición plana u horizontal para soldaduras robustas.

En el año de 1972 se desarrollaron alambres tubulares de pequeño diámetro, lo que permitió la soldadura en toda posición, ampliándose así el campo de aplicación de los alambres tubulares.

Poco tiempo después se desarrollaron alambres tubulares que no requerían de una protección externa de gas. Ambos tipos tienen hoy en día una gran aceptación en sus aplicaciones específicas.

Los alambres tubulares, como también se les conoce, están formados por un forro metálico y un núcleo en el cual se encuentran el fundente, elementos de aleación y los formadores de escoria, como se puede apreciar en la figura 2.28 ⁽²¹⁾.

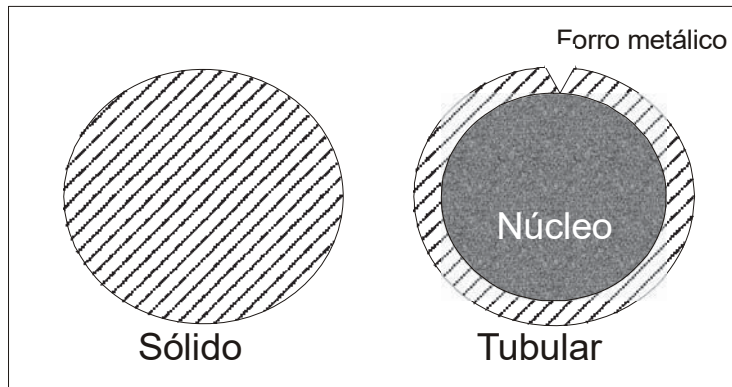


Figura 2.28 Electrodo sólido y electrodo tubular ⁽²¹⁾

Un electrodo tubular consiste prácticamente en un blindaje de acero de bajo carbono que rodea un núcleo de fundente y materiales de aleación. El forro tiene la función de contener el fundente del núcleo y conducir la corriente eléctrica. Los elementos formadores del núcleo se encargan de formar una capa de escoria que proteja al depósito durante la solidificación, proporcionar elementos desoxidantes y refinadores para incrementar las propiedades mecánicas del depósito, proporcionar elementos estabilizadores de arco que incrementen su suavidad y reduzcan la salpicadura, adicionar elementos de aleación que incrementen la resistencia del depósito y mejoren otra propiedad específica, producir la atmósfera de gas que proteja al arco, la transferencia de metal y la zona de metal líquido (sólo autoprotegidos).

2.7.1 TIPOS DE ALAMBRES TUBULARES ⁽²¹⁾

Los alambres tubulares se pueden dividir en dos tipos:

- Con protección de gas
- Autoprotegidos

Los electrodos tubulares con protección de gas son los que requieren de un gas de protección que es suministrado externamente, mientras que los autoprotegidos, como su mismo nombre lo indica, no necesitan de una protección de gas externa, ya que en el núcleo se encuentran elementos que al descomponerse químicamente producen una atmósfera protectora rica en CO_2 y CO .

Estos electrodos tubulares se fabrican con controles de producción muy estrictos, ya que el depósito es una combinación del metal que forma el pequeño tubo y los ingredientes en el fundente. Ambos deben controlarse para asegurar el tamaño y composición química correcta antes de empezar la fabricación ⁽²²⁾.

Debido a que el espacio hueco del tubo es limitado, el tamaño de partícula del fundente se vuelve crítico si se desea una distribución uniforme. Los ingredientes del fundente deben estar perfectamente mezclados y deben tomarse las medidas adecuadas para evitar la segregación de sus componentes.

La manufactura de este tipo de electrodos es una operación muy especial y precisa (ver figura 2.29). La mayoría están hechos de una laminilla de acero al bajo carbono a través de unos rodillos formadores que doblan la laminilla en forma de “U”.

El producto en forma de “U” es entonces rellenado con una cantidad medida de material granular (fundente) pasándolo a través de un dispositivo de llenado. A continuación, la laminilla en forma de “U” rellena de fundente granular pasa a través de rodillos que la cierran en forma de tubo y que ligeramente comprime los materiales del núcleo. Estas operaciones aseguran los materiales del núcleo en el interior del tubo. El electrodo puede o no ser recocido entre operación y operación, dependiendo de su tipo.

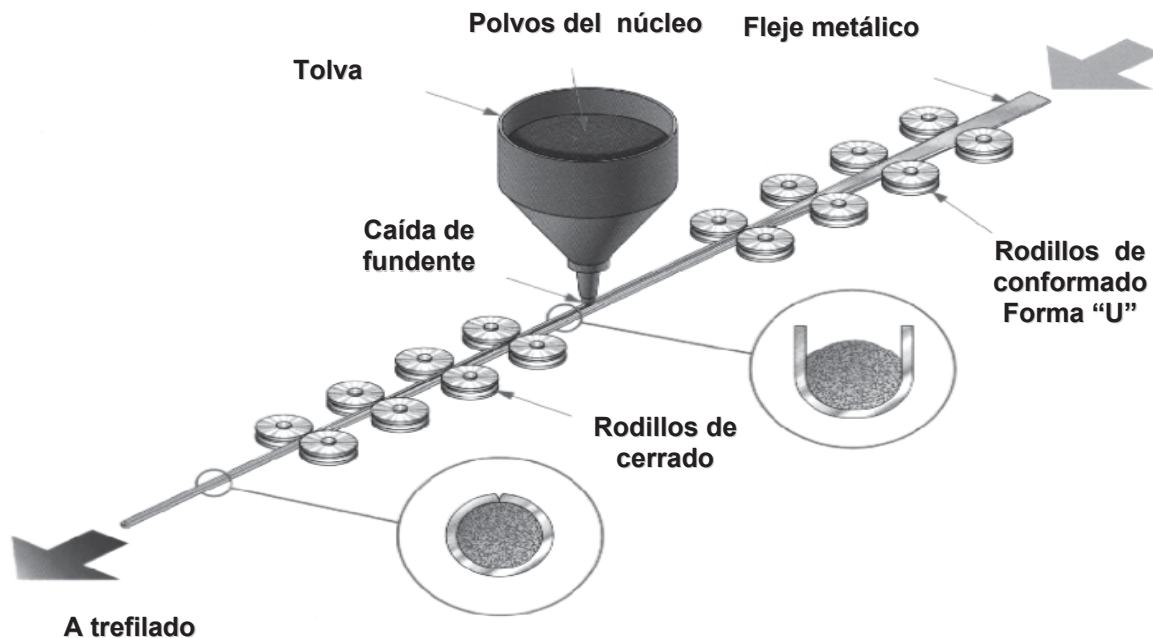


Figura 2.29 Proceso de fabricación de electrodo tubular ⁽²²⁾

El electrodo final es puesto en un carrete continuo o en una bobina, como se requiera. Varios métodos estandarizados de empaquetamiento son usados; pero la mayoría de los electrodos son embobinados en carretes de 25 lb y 50 lb, o 60 lb, pero otros tamaños y formas están disponibles. Las bobinas y los rollos son puestos en bolsas plásticas antihumedad y posteriormente en cajas para asegurar que no habrá deterioro.

El alambre debe embobinarse cuidadosamente en rollos o carretes, de tal manera que no se formen dobleces o nudos. Los carretes o rollos se empaquetan generalmente en una bolsa de plástico con algún tipo de inhibidor de corrosión y después se colocan dentro de una caja de cartón para su protección y embarque.

2.7.2 CLASIFICACIÓN DE ALAMBRES TUBULARES SEGÚN AWS ⁽¹⁶⁾

Los requerimientos para las propiedades mecánicas y químicas, así como otras características de estos electrodos continuos, han sido establecidos dentro de las siguientes especificaciones AWS (American Welding Society) ⁽²²⁾:

- A5.20: Especificación para los electrodos de acero al carbono
- A5.22: Especificación para los electrodos de acero inoxidable
- A5.29: Especificación para los electrodos de baja aleación

El sistema de clasificación dentro de la especificación para los electrodos de acero al carbono A5.20, está compuesto por una serie de letras y números que describen sus características principales.

Por ejemplo, la clasificación E 71T-1 indica que se trata de un electrodo para un proceso al arco eléctrico (E); que producirá un depósito de una resistencia a la tensión de 70,000 lbs/pul² como mínimo (7); que puede ser usado en todas posiciones (1); que es un alambre tubular (T) y que es una clase que requiere una fuerte externa de gas, que se opera con corriente directa, polaridad invertida y debe tener un valor de impacto Charpy mínimo de 20 ft-lbf a 0° F (-1).

El sistema de clasificación para los electrodos de baja aleación A5.29 es similar al utilizado en la especificación A5.20, pero además se agrega la designación de la composición química específica. Por ejemplo, dentro de la clasificación E 81T1-B2, la designación B2 se da a los electrodos para los aceros al cromo – molibdeno.

En los electrodos de acero inoxidable dentro de la especificación A 5.22, el sistema de clasificación se basa en la composición química, la posición de soldadura y el tipo de gas de protección. Por ejemplo, la clasificación E 309T1-1 nos indica que se trata de un electrodo para un proceso de soldadura al arco eléctrico (E); que pertenece al grupo de los aceros inoxidables auténticos al cromo – níquel tipo 309; que es un alambre tubular (T); que puede ser usado en todas posiciones (1) y que requiere CO₂ como gas de protección (-1).

2.8 EQUIPO NECESARIO PARA LA SOLDADURA FCAW ⁽²¹⁾

2.8.1 FUENTE DE PODER

La fuente de poder constituye el elemento primordial del equipamiento para el proceso y su propósito principal es suministrar la energía eléctrica adecuada para mantener un arco de soldadura estable y controlable.

Las fuentes de poder más utilizadas en el proceso FCAW son las de corriente directa, voltaje constante y se recomienda que la capacidad de ésta sea de 300 A mínimo y un ciclo de trabajo de 100%. Debe ser capaz de incrementos unitarios de voltaje. Sin embargo, dependiendo del tipo de electrodo, la operación puede ser con corriente directa y electrodo positivo CDEP (1,2,3,4,5,6,7,8) o con corriente directa y electrodo negativo CDEN (7).

2.8.2 SISTEMA DE ALIMENTACIÓN DE ALAMBRE

Este proceso necesita un sistema de alimentación de alambre el cual posee la función de alimentar el alambre continúa y uniformemente hacia el arco a una velocidad previamente seleccionada, garantizando así una adecuada estabilidad del mismo.

2.8.3 FUENTE DE GAS DE PROTECCIÓN Y SISTEMA DE REGULACIÓN DE GAS

El gas de protección puede ser suministrado a partir de cilindros o una tubería proveniente de una conexión múltiple. Para ajustar el volumen de gas necesario se emplean reguladores flujómetros para asegurar una protección adecuada. Estos reguladores flujómetros deben tener la capacidad suficiente para manejar el gasto requerido.

2.8.4 PORTA ELECTRODO

El tipo de pistola utilizada en el proceso FCAW requiere que el alambre se mueva dentro del tubo guía a una velocidad constante; además, deben estar diseñadas para transmitir corriente al alambre y para trasladar el gas protector hacia la zona de soldadura. Estas deben contar también con un sistema de enfriamiento ya sea por aire o agua, localización de los controles para la alimentación del alambre y el gas protector ⁽²⁵⁾.

La selección de un porta electrodo adecuado, depende principalmente sobre la corriente de soldadura y el tipo de gas de protección usado. Cuando la corriente es de 500 A o más, un porta electrodo con enfriamiento por agua es generalmente usado. Sin embargo, algunos soldadores prefieren usar un porta electrodo de este tipo para corrientes menores de 500 A.

2.8.5 CONEXIÓN A TIERRA

La conexión a tierra es la que permite conectar con rapidez el cable de tierra a la pieza. Existen múltiples diseños y formas de conexiones a tierra. La elección de la conexión depende entre otros factores, de la corriente máxima que transmitirá ⁽¹⁸⁾.

La conexión generalmente más usada consta de dos brazos unidos entre sí en el centro por medio de un pasador metálico. Está provista de un resorte que se coloca alrededor del pasador para mantener las quijadas fuertemente cerradas. Estas quijadas poseen en sus extremos contactos de cobre, los que garantizan el contacto eficiente entre la pieza y la conexión a tierra de la máquina. La terminal del cable está asegurada a la conexión a tierra mediante un tornillo fuertemente apretado.

2.8.6 CABLES DE CONEXIÓN

Los cables de soldadura son usados para conectar la pistola y la conexión a tierra a la fuente de energía. Son contruidos con una máxima flexibilidad para permitir una fácil manipulación, particularmente de la pistola. Los cables deben ser además, resistentes al desgaste y la abrasión. Los cables están formados por muchos alambres finos de cobre o aluminio trenzados entre sí y forrados por una cubierta flexible plástica con alta resistencia eléctrica y buena resistencia al calor. Una cubierta intermedia es colocada entre el forro exterior y los alambres para facilitar el movimiento entre ellos y una máxima flexibilidad.

2.8.7 VENTAJAS DEL PROCESO

Las ventajas de este proceso son ⁽²¹⁾:

- Alta productividad en términos de la cantidad de metal de soldadura depositado en un periodo de tiempo dado.
- Gran penetración, reduciendo así, las discontinuidades asociadas con la fusión.
- Debido a que es un proceso semiautomático, la habilidad requerida del soldador es menor que en otros procesos manuales.
- Con el uso de fundentes que pueden ser auxiliados o no por un gas adicional, el proceso es capaz de tolerar mayor nivel de contaminantes en los materiales base en comparación con el proceso GMAW.

2.8.8 LIMITACIONES DEL PROCESO

Las limitaciones de este proceso son:

- Debido al empleo de fundentes se produce la formación de escoria, la cual debe ser eliminada antes de depositar capas adicionales de soldadura.
- Se genera una gran cantidad de humos, por lo que se deberá trabajar en lugares ventilados o se necesitará un sistema de extracción de humos.
- El equipo es más complejo en comparación con el proceso SMAW, por lo que el costo inicial limita su empleo en algunas situaciones.
- La protección del arco y de la pileta de soldadura es generalmente obtenida usando gases inertes tales como argón y helio, los cuales tienen un costo elevado.

2.9 METALURGIA DE LA SOLDADURA DEL ACERO INOXIDABLE MARTENSÍTICO

2.9.1 DIAGRAMA DE SCHAEFFLER ⁽¹⁴⁾

La estructura formada en un metal de soldadura es una función del nivel de elementos aleantes que promueven ferrita y aquellos que promueven austenita. Pueden ser clasificados en dos grupos representando a los formadores de austenita como un equivalente de níquel y a los formadores de ferrita como un equivalente de cromo. El efecto de esos elementos sobre el tipo de estructura formado en el metal de soldadura fue primeramente resumido por Schaeffler ⁽¹⁴⁾ en lo que se conoce como el diagrama de Schaeffler. La figura 2.30 muestra este diagrama en el cual los dos ejes representan al níquel equivalente y cromo equivalente y varias líneas que dividen al diagrama en regiones donde se pueden esperar diferentes fases. En la región mezclada, donde se puede obtener tanto ferrita como austenita, existen líneas para indicar el porcentaje de ferrita formada ⁽²⁾. Por lo tanto, este diagrama se puede utilizar para determinar los tipos de fase del metal base, metal de aporte y de la zona de dilución en la unión soldada.

Como ejemplo, se puede tomar el material base AISI 410NiMo que, en base a su composición química, se calcula el cromo y níquel equivalente, tal y como se aprecia a continuación:

METAL BASE

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 1.5(Si) + 0.5(Nb)$$

$$Cr_{eq} = 14.015 + 0.590 + 1.5(0.587) + 0.5(0.004)$$

$$Cr_{eq} = 15.4875$$

$$Ni_{eq} = Ni + 30(C) + 0.5(Mn) =$$

$$Ni_{eq} = 4.762 + 30(0.056) + 0.5(0.406) =$$

$$Ni_{eq} = 6.645$$

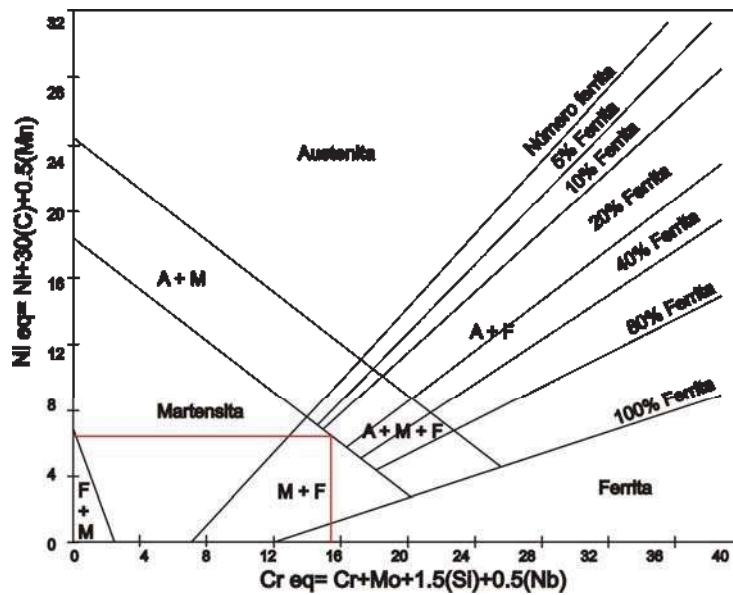
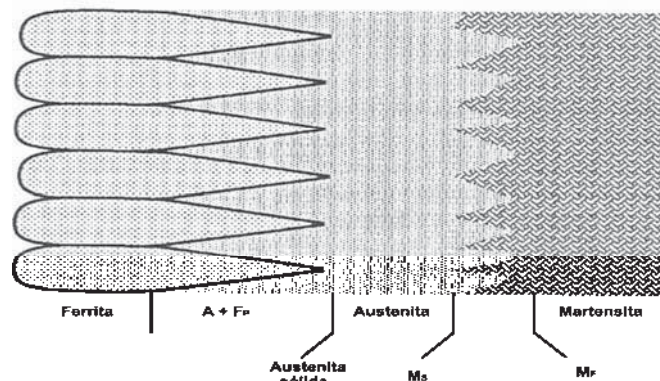
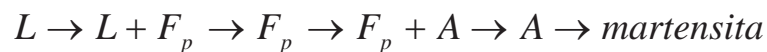


Figura 2.30 Diagrama de Schaeffler ⁽¹⁴⁾

2.9.2 ZONA DE FUSIÓN: TIPOS DE TRANSFORMACIÓN MARTENSÍTICA ⁽²⁾

La zona de fusión de los aceros inoxidables martensíticos con un porcentaje de cromo del 11 al 14% y 0.1 a 0.25% de carbono, solidifica como ferrita delta. La segregación del carbono y otros elementos aleantes durante la solidificación puede en algunos casos resultar en la formación de austenita, o una mezcla de austenita y ferrita al final de la solidificación. A medida que el metal de soldadura se enfría en el estado sólido, la austenita consumirá la ferrita resultando en una estructura completamente austenítica por debajo de 1100 °C. La austenita se transformará en martensita inmediatamente después de un enfriamiento rápido. Esta transformación es representada por la siguiente secuencia y es mostrada esquemáticamente en la figura 2.31 así como la microestructura encontrada en este tipo de transformación en la figura 2.32 ⁽²⁾.

Tipo de transformación 1: microestructura completamente martensítica



Donde:
 L: líquido
 F_p: ferrita primaria
 A: austenita

Figura 2.31 Patrón de transformación 1 ⁽²⁾

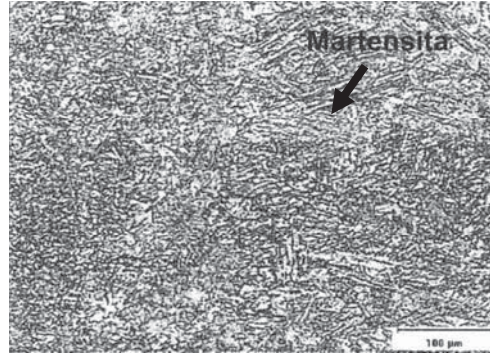


Figura 2.32 Microestructura 100% martensítica correspondiente al patrón de transformación 1 ⁽²⁾

Si algo de ferrita se forma al final de la solidificación, esta ferrita puede ser lo suficientemente enriquecida en elementos promotores de ferrita, particularmente Cr y Mo si están presentes, los cuales no transformarán en austenita en el enfriamiento por debajo de la temperatura de solidificación.

Esta ferrita se quedará a lo largo de los granos solidificados y los límites de grano, y al final, la microestructura de la soldadura consistirá en una mezcla de martensita y ferrita eutéctica, ya que se piensa que esta ferrita se forma por medio de una reacción eutéctica al final de la solidificación ⁽²⁾. La cantidad de ferrita dependerá de la cantidad de elementos promotores de ésta y las condiciones de solidificación. Esta transformación es representada por la siguiente secuencia y es mostrada esquemáticamente en la figura 2.33. La microestructura resultante en este tipo de transformación se muestra en la figura 2.34.

Tipo de transformación 2: microestructura de martensita + ferrita eutéctica

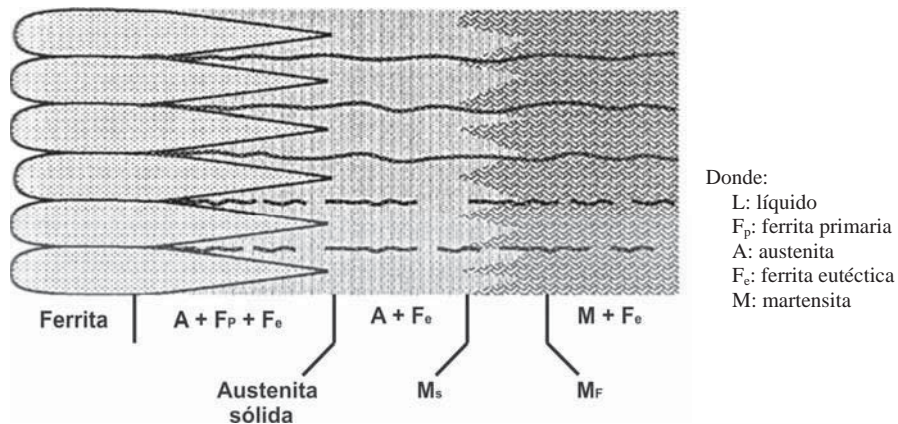
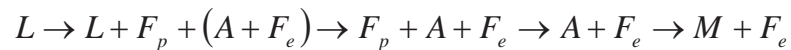


Figura 2.33 Patrón de transformación 2 ⁽²⁾

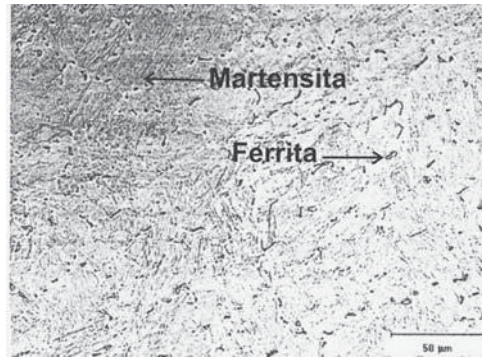


Figura 2.34 Microestructura martensítica mas ferrita eutéctica correspondiente al patrón de transformación 2 ⁽²⁾

También es posible que algo de la ferrita primaria original no se transforme completamente a austenita a elevadas temperaturas y quede atrapada después del enfriamiento a temperatura ambiente. Esta transformación es representada por la siguiente secuencia y es mostrada esquemáticamente en la 2.35. La microestructura resultante se muestra en la figura 2.36.

Tipo de transformación 3: microestructura de martensita + ferrita primaria

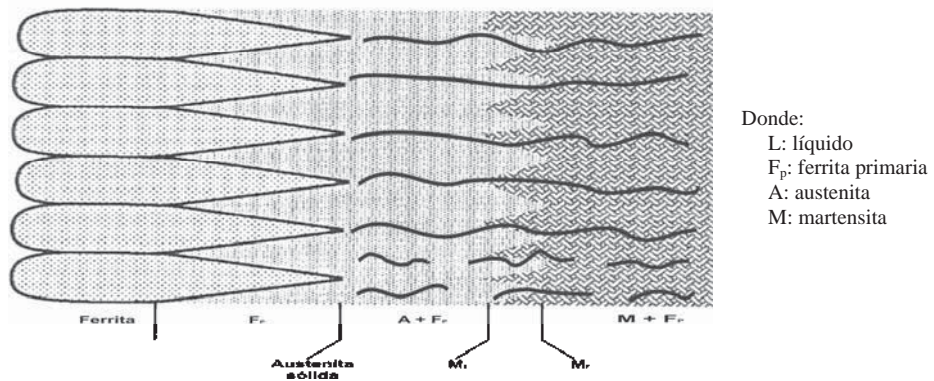
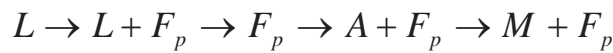


Figura 2.35 Patrón de transformación 3 ⁽²⁾

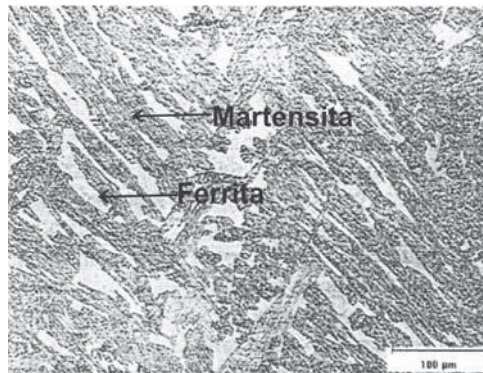


Figura 2.36 Microestructura martensítica más ferrita primaria correspondiente al patrón de transformación 3 ⁽²⁾

Castro y Decadenet ⁽²⁾ han sugerido que la ferrita puede ser retenida a lo largo de los núcleos de las dendritas originales de ferrita debido a una transformación incompleta de la austenita. A pesar de que la retención de ferrita en los núcleos dendríticos es teóricamente posible, cuando la ferrita está presente en los metales de soldadura, se encuentra generalmente a lo largo de los granos solidificados y los límites de grano, o distribuida dentro y alrededor de la matriz martensítica.

2.9.3 ZONA AFECTADA TÉRMICAMENTE ⁽²⁾

En su condición soldada, la zona afectada térmicamente de las soldaduras de los aceros inoxidable martensíticos, pueden exhibir un número de distintas regiones microestructurales. En la figura 2.37 se muestra una micrografía de un acero inoxidable 12Cr-1Mo con soldadura autógena donde se pueden apreciar las distintas regiones. La figura muestra una banda oscura en la zona afectada térmicamente adyacente a la línea de fusión y una región blanca fuera de ésta.

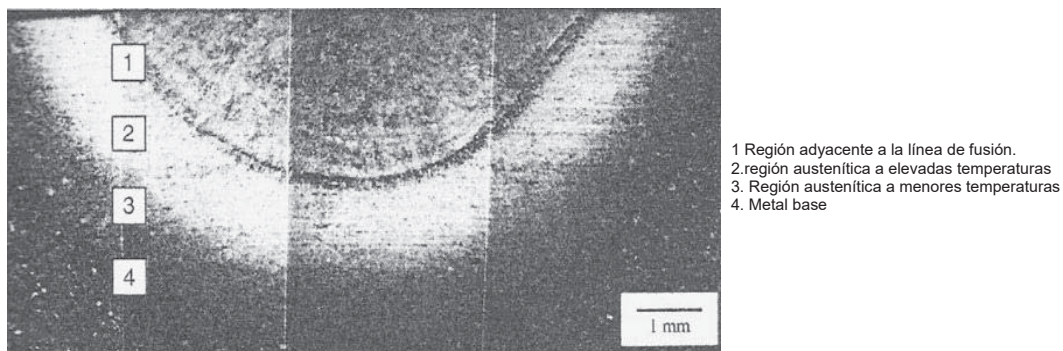


Figura 2.37 Micrografía donde se aprecian las distintas regiones de la ZAT en un acero inoxidable 12Cr-1Mo con soldadura autógena ⁽²⁾

El diagrama de transformación isotérmica de un acero inoxidable AISI 410 como el que se muestra en la figura 2.38, se usará para describir detalladamente la evolución de la microestructura que se encuentra en la zona afectada térmicamente. En el diagrama se indica el porcentaje de carbono de la aleación para describir las regiones.

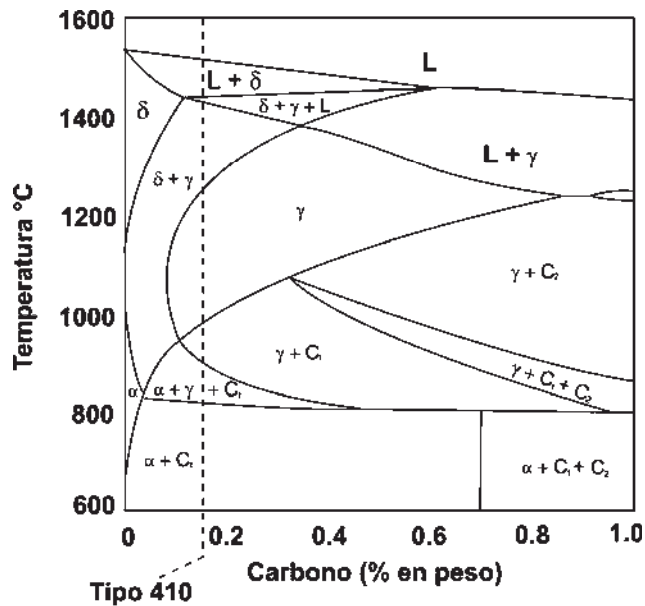


Figura 2.38 Diagrama de transformación isotérmica donde se aprecian las regiones que pueden existir en un acero inoxidable martensítico con 0.15% de carbono y 13% de cromo⁽²⁾. C₁ y C₂ son carburos

En una aleación de bajo carbono, se pueden identificar cuatro regiones distintas metalúrgicamente en un microscopio óptico y por microdureza transversal, tal y como se muestra en la figura 2.39.

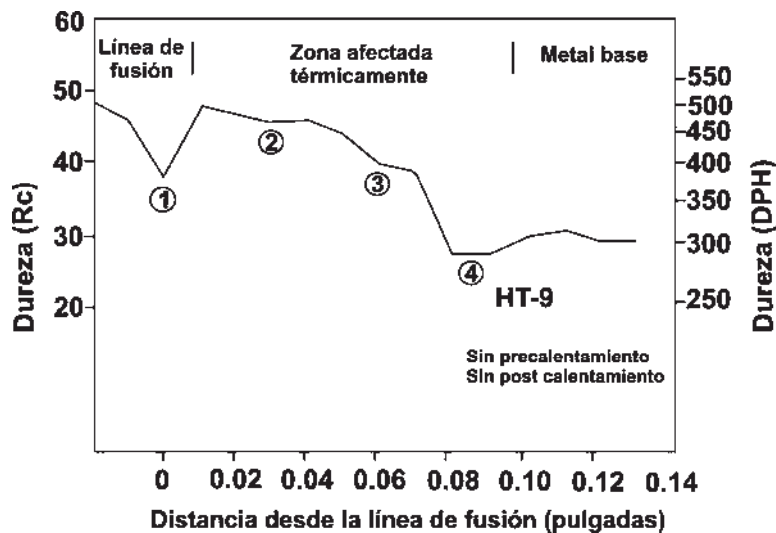


Figura 2.39 Microdurezas en una soldadura autógena de una aleación 12Cr-1Mo-0.5W-0.3V-0.2C en su condición soldada

La región 1 representa la porción de la zona afectada térmicamente adyacente a la línea de fusión. En esta región, el volumen de la microestructura a elevada temperatura consiste en austenita, pero algo de ferrita puede estar presente en los límites de grano austeníticos, como se puede observar en la micrografía de la figura 2.40.

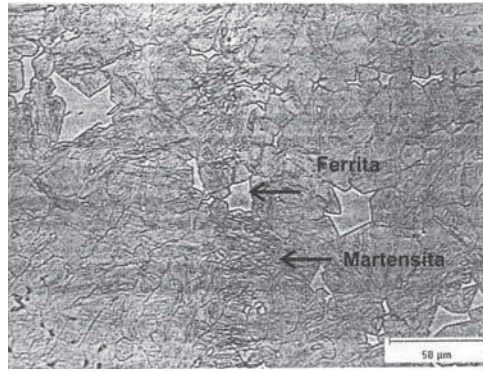


Figura 2.40 Micrografía de la región cerca de la línea de fusión donde se aprecia una microestructura de martensita no revenida y ferrita en un acero inoxidable martensítico AISI 410

Como se sabe que el carbono es un elemento promotor de austenita, aumentando el porcentaje de carbono por encima de 0.15% el campo austenítico se expandirá y se reducirá la cantidad de ferrita en la microestructura a elevada temperatura. Después del enfriamiento a temperatura ambiente, la austenita se transformará en martensita y algo de ferrita quedará atrapada en la microestructura. La cantidad de ferrita que está presente a temperatura ambiente estará en función de la cantidad que estaba presente inicialmente y del rango de disolución de la ferrita a medida que vaya enfriándose a través del campo austenítico. La presencia de ferrita puede promover una fragilidad local relativa a la zona de fusión y a la zona afectada térmicamente como se puede observar en la figura 2.39.

En la región 2, la microestructura será completamente austenítica a elevada temperatura. Las temperaturas en esta región de la zona afectada térmicamente, son lo suficientemente elevadas para que los carburos del metal base se disuelvan y se presente un crecimiento del grano austenítico. Después del enfriamiento, esta región será completamente martensítica. Debido a que casi todo el carbono tendrá que entrar en solución con la austenita, el pico de la dureza de la zona afectada térmicamente, generalmente ocurre en esta región.

La región 3 es también calentada hasta llegar al campo austenítico durante la soldadura, pero debido a que la temperatura es menor que en la región 2, la disolución de carburos será incompleta y el crecimiento de grano austenítico será reducido. Esta reducción en el crecimiento de grano es debido a la baja temperatura que se tiene en esa región, y por el efecto de los carburos no disueltos del metal base. Al no tener una completa disolución de carburos resulta en una concentración baja de carbono en la austenita y una subsecuente disminución de la dureza de la martensita que se forma después del enfriamiento.

En la región 4, puede que exista una pequeña transformación o incluso nula, a austenita y la microestructura, bajo microscopía óptica puede parecer virtualmente idéntico al metal base en su condición de

templado y revenido. Bajo el rango de temperatura de 800-950°C una precipitación de carburos puede ocurrir resultando en una fragilidad local relativa al metal base, como se aprecia en la figura 2.39.

En cuanto a las aleaciones con alto contenido de carbono, la región bifásica de austenita + ferrita se encogerá y eventualmente desaparecerá, como se puede apreciar en la figura 2.38. Esto resulta en una eliminación de la región frágil en la línea de fusión, ya que la martensita no revenida se extenderá por toda la línea de fusión.

En aleaciones con un contenido de carbono del 0.4%, no se tendrá ferrita en la zona afectada térmicamente cerca de la línea de fusión, como se predice en el diagrama de la figura 2.38. A bajos contenidos de carbono, una cantidad considerable de ferrita se puede formar en la zona afectada térmicamente cerca de la línea de fusión, resultando en una fragilidad mucho mayor.

2.9.4 TRANSFORMACIONES DE FASE ⁽²⁾

La transformación de fase predominante en la soldadura de los aceros inoxidable martensíticos es la transformación austenita → martensita que ocurre en la zona de fusión y las regiones de la zona afectada térmicamente que han sido calentadas hasta llegar al campo austenítico. Si un porcentaje de ferrita existe en un acero inoxidable predominantemente martensítico, la diferencia de las propiedades mecánicas entre la ferrita y la martensita debe ser tomada en cuenta.

En un acero forjado en caliente, esto no es de gran importancia ya que las zonas ferríticas y martensíticas se encuentran alineadas paralelamente a la dirección de rolado. Por lo tanto, a menos que un esfuerzo de tensión sea aplicado en la dirección del espesor (lo cual no es muy común a menos que se consideren placas de secciones gruesas), el esfuerzo debe ser distribuido uniformemente en la ferrita y la martensita. Pero en el metal de soldadura, las áreas de ferrita tienden a estar orientadas perpendicularmente a la superficie, por lo que cualquier esfuerzo aplicado paralelamente a la superficie tiende a estar concentrado desproporcionalmente resultando en una fractura con esfuerzos muy bajos y baja elongación.

En la figura 2.41 se muestra una micrografía con una cantidad excesiva de ferrita, que contiene indentaciones de medición de dureza.

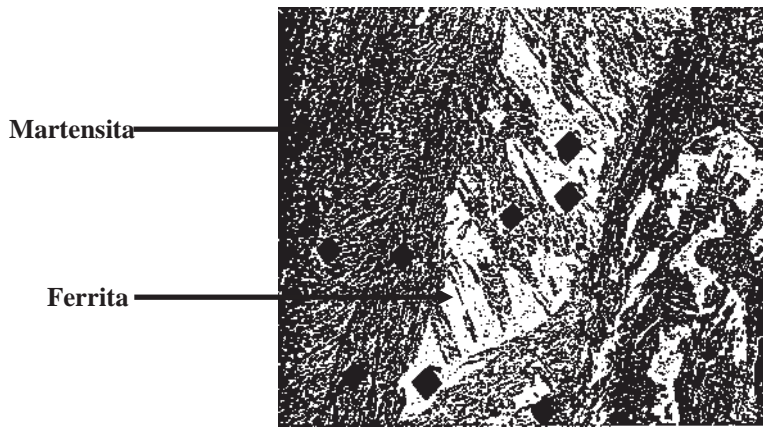


Figura 2.41 Ferrita en la soldadura de un acero inoxidable martensítico de composición 0.05C-0.9Mn-0.6Si-14Cr-2.1Ni-1Mo. Las marcas negras son indentaciones para medir la dureza

Por lo tanto, es importante anticipar o predecir la presencia de ferrita en la soldadura de un acero inoxidable martensítico.

El diagrama de Balmforth ⁽²⁾, puede ser usado para predecir el contenido de ferrita presente en un metal de soldadura para la mayoría de los aceros inoxidables martensíticos. Hay que notar que este diagrama predice el contenido de ferrita en el metal de soldadura y no toma en cuenta la disolución de la ferrita que pueda ocurrir durante una exposición térmica subsecuente, tal como en soldaduras multipaso o un tratamiento térmico post soldadura. En el diagrama de la figura 2.42, se imponen los tipos 410 y 420 donde se ilustra que ambas aleaciones tienen el potencial para formar un porcentaje de ferrita en el metal de soldadura. En la práctica, las composiciones del metal de aporte tienden a predisponerse de manera que la retención de ferrita en el metal de soldadura es minimizada.

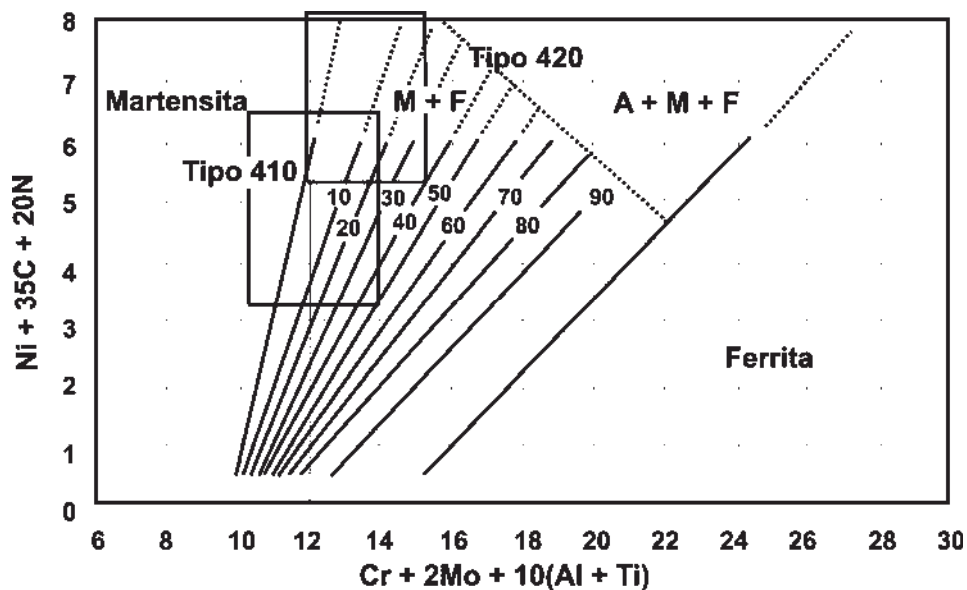


Figura 2.42 Diagrama de Balmforth ⁽²⁾

2.9.5 TRATAMIENTO TÉRMICO POST SOLDADURA ⁽²⁾

Un tratamiento térmico post soldadura es generalmente requerido en los aceros inoxidables martensíticos. Incluso con niveles bajos de carbono como 0.1%, la dureza del metal de soldadura puede exceder 30 ó 35 HRC. El tratamiento térmico post soldadura es usado principalmente para revenir la martensita, pero también provee algo de alivio de esfuerzos cuando existen niveles altos de esfuerzos residuales.

Este es normalmente realizado en el rango de 480-750°C, a pesar de que temperaturas tan bajas como 200°C se han utilizado. No existe virtualmente una fragilidad si el revenido es hecho por debajo de 480°C y puede ser usado para mejorar la tenacidad y lograr una mejor estabilidad después del maquinado. Los tiempos de tratamiento térmico dependen del espesor de la pieza, pero normalmente de 30 a 120 minutos es suficiente.

El objetivo principal del tratamiento térmico post soldadura de un metal de soldadura de acero inoxidable martensítico, es revenir la martensita. Para realizar esto, es necesario que la martensita esté presente a la temperatura de revenido. Por lo tanto, es esencial que se permita el enfriamiento después de la soldadura para permitir la transformación martensítica antes de realizar el tratamiento térmico post soldadura. Generalmente, esto significa que se necesita enfriar hasta 100°C antes de empezar con el tratamiento térmico.

Metalúrgicamente, el revenido promueve la transformación de la martensita a ferrita y carburos muy finos. Esta transformación disminuye la resistencia pero mejora la tenacidad y ductilidad. Si se forman otro tipo de carburos, aparte de los de cromo a temperaturas intermedias, puede existir un grado de dureza secundaria que resalte la fragilidad de la martensita. Esto permite que el metal de soldadura de bajo carbono, conteniendo elementos de aleación aparte del cromo, alcancen una dureza y resistencia correspondiente al metal base de alto carbono cuando se usa un adecuado tratamiento térmico post soldadura.

En cuanto a aleaciones de alto cromo, se debe tener cuidado en no exceder el tiempo ya que puede haber una precipitación de la fase sigma en la ferrita, lo que daría como resultado una gran fragilidad en la estructura.

Por lo general, el rango de temperaturas para revenir el acero inoxidable martensítico es de 480-750°C, en donde la dureza de la martensita disminuye como una función del tiempo, con mayor velocidad de revenido a mayor temperatura.

2.9.6 PRECALENTAMIENTO Y TEMPERATURA DE INTERPASOS ⁽²⁾

Similar a los aceros estructurales, un precalentamiento y control de interpasos adecuados son necesarios para eliminar el agrietamiento inducido por hidrógeno. Los aceros inoxidables martensíticos que contienen un porcentaje de carbono menor a 0.06%, tales como el CA6NM y 410 NiMo pueden no requerir un

precalentamiento especial o control de interpasos en secciones delgadas. Para secciones mayores a 12 mm de espesor, se requiere de una temperatura de 120°C mínimo. Aleaciones con niveles de carbono de 0.06 a 0.3% (que constituyen la mayoría de los aceros estructurales) requieren precalentamiento y control de interpasos. En secciones delgadas, el precalentamiento y la temperatura de interpasos es usualmente por debajo de Ms para permitir una transformación completa a martensita así como permitir la difusión de hidrógeno.

3

*DESARROLLO
EXPERIMENTAL*

3.1 CARACTERIZACIÓN DEL METAL BASE UTILIZADO EN LA INVESTIGACIÓN

3.1.1 ANÁLISIS QUÍMICO

Como parte inicial del trabajo, se verificó la composición química del material mediante un análisis de los elementos en porcentaje en peso. El análisis químico fue realizado en los laboratorios de METAL TEST, INC. en la ciudad de Kent, Washington, USA.

3.1.2 ANÁLISIS METALOGRAFICO ⁽⁵⁹⁾

Posteriormente, se caracterizó el material desde el punto de vista metalográfico, por lo que las probetas fueron preparadas para su observación en microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido. Para preparar las probetas, se realizaron los siguientes pasos:

- Se seleccionaron varios puntos de la placa y las muestras con dimensiones de 1 x 1 cm, fueron cortadas manualmente.
- Posteriormente, se lijaron las probetas utilizando papel lija húmedo, con giros en la pieza de 90° para evitar marcas ocultas y homogeneizar la superficie de la probeta. El papel lija tienen un tamaño de grano promedio de 116 μ , 53.6 μ y 36 μ . El objetivo de utilizar este tamaño de grano burdo, es obtener una superficie plana, libre de marcas de herramientas, para que las marcas del lijado sigan la misma dirección. Para el lijado fino se utilizó papel lija con tamaño de grano promedio de 23.6 μ , 16 μ , 9.2 μ y 6.5 μ .
- El pulido se realizó en la pulidora marca Böhler, en un disco de 8 plg. de diámetro, utilizando paños con nombres comerciales Ultrasilk y Lecloth y pasta de diamante de 6 y 3 micras respectivamente. Como lubricante se utilizó Ultra Lap Diamond, el cual es sugerido por el fabricante de paños y pasta de diamante ⁽⁶⁰⁾.
- Para revelar la microestructura del material, se empleó el reactivo Villela, recomendado por la literatura ⁽²⁾, el cual está constituido por una mezcla de 1.5 g de ácido pícrico, 5 ml de ácido clorhídrico y 100 ml de etanol. Este reactivo revela la estructura martensítica, carburos, fase sigma y ferrita. La probeta se sumergió por 25 segundos a temperatura ambiente.
- Una vez realizado el ataque de las probetas, estas fueron analizadas mediante microscopía óptica utilizando el microscopio marca NIKON, modelo Epiphot; y mediante microscopía electrónica de barrido, utilizando el microscopio marca JEOL, modelo JSM 6400.

3.1.3 CUANTIFICACIÓN DE LA FERRITA

Para obtener el porcentaje de ferrita en las diversas micrografías obtenidas mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido, se utilizó el analizador de imágenes Sigma Scan Pro, el cual realiza mediciones mediante la contabilidad de píxeles y contraste de imágenes, como se puede observar en la figura 3.1.

El programa Sigma Scan (¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.) mediante la diferencia de contrastes, selecciona la parte correspondiente a la ferrita la cual se resta al total de píxeles que conforman la imagen y en base a esto, podemos saber qué porcentaje corresponde a la ferrita.

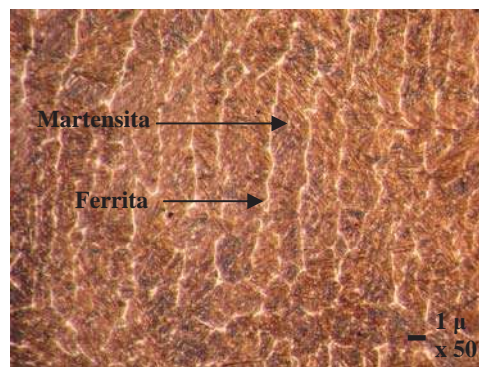


Figura 3.1 Micrografía donde se muestra el cálculo del porcentaje de ferrita en base a diferencia de contrastes mediante el programa SigmaScan Pro

Para cuantificar la ferrita presente, se analizaron ocho micrografías correspondientes a las diferentes zonas del cordón de soldadura y del metal base.

3.2 PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA PARA EL ACERO INOXIDABLE MARTENSÍTICO AISI 410NiMo

A continuación se detalla el procedimiento de soldadura. Teniendo en cuenta el material y el espesor de la placa se debe hacer una adecuada selección de la preparación de borde, tipo de consumibles y variables del proceso de soldadura a emplear. El cuidado de los factores anteriores es esencial para lograr la fusión completa en la unión soldada. Así mismo, se especifica la manera en que se midieron y controlaron las variables del proceso.

3.2.1 PREPARACIÓN DE BORDE

Como los aceros inoxidable se utilizan en un ambiente corrosivo, se deben diseñar las uniones de forma que se eviten al máximo las discontinuidades que favorecen la corrosión, se debe extremar esto en las uniones de tuberías, evitando resquicios o zonas de estancamientos de fluidos corrosivos. Las uniones deben ser de

penetración completa evitando los pronunciados en la raíz así como una sobremonta que propicie un solapamiento de la unión.

En todos los casos, la geometría de la unión depende de la posición de soldadura y la accesibilidad de la unión, además del espesor. Por lo tanto, la preparación de la junta, fue en ranura en bisel simple, con un ángulo de bisel de 30°, ya que éste nos proporciona una menor cantidad de metal fundido, y por tanto menor contracción al solidificar y una menor generación de tensiones residuales propias del proceso de soldadura. La geometría de la unión fue diseñada con ayuda del libro “Designs of Weldments”⁽⁵⁸⁾, el cual se basa en las especificaciones de la norma AWS. En la figura 3.2 se presenta la preparación de borde a utilizar para la realización de la soldadura.

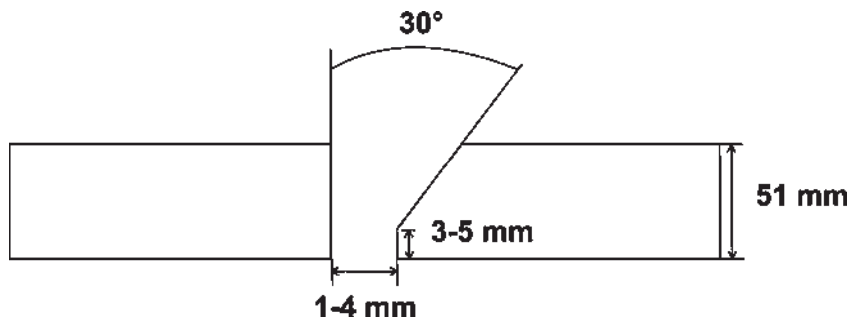


Figura 3.2 Junta a tope con una preparación tipo bisel

Las dimensiones de las placas utilizadas fueron 60 x 19.5 x 5cm y se realizaron con plasma. Para obtener la geometría correspondiente a la preparación de borde se utilizó una fresadora universal.

3.2.2 MATERIAL DE APORTE

El material de aporte convencional que se usa para la soldadura del acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo es el ER410NiMo, el cual ofrece las ventajas de proveer una buena tenacidad y menos susceptibilidad al agrietamiento.

Sin embargo, tomando en cuenta las propiedades mecánicas que se requieren para la fabricación de los álabes de turbinas, se recomienda usar un electrodo ER410NiMo modificado con la composición química que se muestra en la tabla 3.1.

Tabla 3.1 Análisis químico del material de aporte

Elemento	Cr	Ni	C	Mn	Si	Mo	P	S
% en peso	12.00	4.60	0.025	0.90	0.70	0.60	0.005	0.008

Las razones por las que se seleccionó el alambre tubular del presente trabajo fue que este electrodo contiene una modificación en las cantidades presentes de Si y Mn así como una poca formación de escoria.

Debido a que es un alambre del tipo martensítico y sabiendo las necesidades requeridas en cuanto a propiedades mecánicas de la industria energética, se selecciono pensando en la fabricación y reacondicionamiento de turbinas, ya que aproximadamente un 90% de las turbinas hoy en día son hechas de acero inoxidable martensítico del tipo AISI 410NiMo (CA6NM) debido a su alta resistencia al desgaste, a la cavitación y la corrosión.

En base a la norma AWS, este material de aporte es del tipo ER410NiMo modificado, el cual es designado por la empresa que lo desarrolló como Böhler CN 13/4M-C. Este alambre proporciona excelentes características para soldar usando una transferencia tipo spray y arco pulsado con un mínimo de salpicaduras, una superficie lisa, con buena fluidez y penetración y es fácil de aplicar en todas las posiciones de soldadura.

Adicionalmente, el balance preciso de la aleación puede asegurar que los resultados de las pruebas de impacto sean muy buenos en la ZAT. El volumen de hidrógeno puede ser excepcionalmente bajo, por lo que existe un bajo riesgo de tener agrietamiento inducido por hidrógeno.

Al usar este tipo de electrodo, se produce un arco penetrante y poderoso que proporciona una penetración profunda y muy segura, la cual es muy importante para prevenir defectos por falta de fusión en la soldadura de turbinas.

Estas ventajas tienen como resultado un menor esmerilado en comparación con los alambres sólidos, disminuyendo el tiempo total de reacondicionamiento de las turbinas. Además, se evitan considerablemente socavaduras o salpicado de gotas adheridas a la soldadura o en las zonas adyacentes a la soldadura.

El nuevo alambre metálico con núcleo aleado está diseñado para producir una óptima composición de la aleación en el depósito de la soldadura, ofreciendo buena ductilidad, dureza y resistencia a la fisuración a pesar de su alta resistencia.

Conjuntamente a la buena estabilidad de arco y fusión uniforme, ofrece también excelentes características de alimentación de alambre y un especial desarrollo en la superficie del alambre que cubre y asegura contra la formación de óxido en la superficie del tubo.

3.2.3 CARACTERÍSTICAS DEL ALAMBRE TUBULAR

Para proporcionar buenas características de soldabilidad, este electrodo presenta una modificación de las cantidades presentes de Si y Mn en relación a los requerimientos que marca la norma, ver tabla 3.2 La norma AWS limita las cantidades de Si y Mn en 0.5% y 0.6% respectivamente, sin embargo, estos valores difícilmente proporcionan una buena soldabilidad, fluidez y buena desoxidación para obtener los volúmenes más bajos de oxígeno y valores de impacto altos, tal y como los que se obtienen con un electrodo convencional como lo es el ER410NiMo. Por lo tanto, la clasificación de este alambre según la empresa proveedora es EC 410 NiMo modificado y en base a la norma es ER410NiMo modificado, ver tabla 3.3.

Tabla 3.2 Composición química según la norma AWS de un electrodo ER410NiMo ⁽²⁾

Elemento	C	Cr	Mn	Si	Ni	Mo
% en peso	0.06	11.0-12.5	0.6	0.5	4.0-5.0	0.4-0.7

La norma AWS 5.9, para un electrodo ER410NiMo, limita las cantidades de Si y Mn en 0.5% y 0.6% respectivamente. Estos valores, sin embargo, no proporcionan buena soldabilidad, fluidez y buena desoxidación para obtener los volúmenes de oxígeno más bajos y los valores de impacto altos.

Por lo tanto, al aumentar las cantidades de estos dos elementos (ver tabla 3.3), se tiene una mejora de las propiedades mecánicas que se necesitan, ya que el manganeso actúa como desoxidante, previene la formación de inclusiones de sulfuro de hierro y aumenta la resistencia ya que incrementa la templabilidad del acero, también aumenta la tenacidad y resistencia mecánica sin disminuir la ductilidad ya que promueve el refinamiento de grano. El silicio, por su parte, aumenta la resistencia al disolverse en el hierro y actúa como desoxidante, mejora notablemente la resistencia a la corrosión a altas temperaturas.

Tabla 3.3 Composición química del alambre Böhler CN 13/4M-C (ER410NiMo modificado) ⁽⁵⁶⁾

Elemento	C	Cr	Mn	Si	Ni	Mo	P	S
% en peso	0.025	12.00	0.90	0.70	4.60	0.60	0.005	0.008

El diámetro del electrodo debe ser el adecuado para el espesor de la pieza y la posición de soldadura. El empleo de microalambres permite aumentar la velocidad de soldaduras y mejorar el aspecto y calidad de las uniones. Aunque estos alambres-electrodos de pequeño diámetro son especialmente indicados para la soldadura de espesores delgados, también pueden aplicarse con buenos resultados a espesores medios sobre aceros al carbono y de baja aleación.

Los alambres-electrodos de 1.2 y 1.6 mm suelen utilizarse para la soldadura de espesores gruesos. No obstante, a la hora de seleccionar el diámetro del metal de aportación, debe tenerse muy en cuenta la posición de soldadura. Por ejemplo, en una soldadura vertical o sobrecabeza, conviene tomar diámetros menores que para una horizontal y plana.

El diámetro del electrodo utilizado fue de 1.2 mm, ya que en base al espesor de la placa (51 mm), la literatura recomienda utilizar un diámetro de electrodo de 1.2 y 1.6 mm. La selección de este tipo de electrodo fue debido a los altos rangos de deposición del material, la estabilidad del arco y a su excelente soldabilidad al aplicarse en soldaduras en todas posiciones así como por las modificaciones en las cantidades de Si y Mo, la cuales proveen una gran mejora en las propiedades mecánicas.

3.2.4 GAS DE PROTECCIÓN

Las mezclas que generalmente se ocupan en el proceso FCAW, son aquellas que contienen 98% de argón con 2% de oxígeno ó 75% de argón con 25% de dióxido de carbono. Las reacciones químicas que tienen lugar entre el dióxido de carbono con el metal base o el metal de aporte, hacen que sea muy utilizado en este proceso. Además, el dióxido de carbono es menos costoso que las mezclas que contienen argón, en base al costo de gas por kilogramo de metal depositado.

La literatura recomienda para los aceros inoxidable martensíticos 410 NiMo así como para los aceros inoxidable, una mezcla de 98% de argón más 2% de oxígeno (98% Ar + 2% O) o en su defecto, 75% de argón mas 25% de dióxido de carbono (75% Ar + 25% CO₂).

Otra mezcla de gases recomendada para soldar con el alambre tubular es argón más 2.5% de CO₂. Un porcentaje más alto de dióxido de carbono, aumentaría el carbono y el volumen de oxígeno en el metal de soldadura con la desventaja de tener baja ductilidad y disminución de los valores de impacto. También la escoria y la formación de óxido aumentan considerablemente en la superficie del cordón. Las características de la soldadura son “buenas” hasta con un 20% de dióxido de carbono en el argón, aproximadamente.

Sin embargo, una mezcla recomendada para lograr altas propiedades mecánicas es la compuesta por argón mas 20-30% de helio mas 1-2% de dióxido de carbono, la cual proporciona buena soldabilidad, buena fluidez lateral así como buena penetración, poca formación de escoria y óxido en el cordón, mejor ductilidad y buenos valores de impacto.

La mezcla utilizada en el presente trabajo es la recomendada por el fabricante del electrodo, una mezcla de 69% Argón + 30% Helio + .99% CO₂. El suministro de gas se realizó mediante un equipo que cuenta con un

manómetro y flujómetro para regular la cantidad suministrada al arco eléctrico que fue de 20 lts/min según lo recomendado por la bibliografía ⁽¹⁶⁾. Antes de realizar la unión se limpiaron las placas con cepillos de alambre de acero inoxidable para evitar la contaminación, lo cual se hizo también entre pasadas.

3.2.5 OPERACIÓN DE SOLDADURA

El tipo de corriente tiene una gran influencia en los resultados de la soldadura. Se utilizó una corriente de 245 A y 26 V con corriente directa y polaridad inversa (CDPI) ya que permite obtener mejores resultados como se puede observar en la figura 3.3. En este caso la mayor parte del calor se concentra en el baño metálico, lo que mejora la penetración de la soldadura. Además, este tipo de corriente, ejerce una enérgica acción de limpieza en el baño de fusión, lo que tiene una gran importancia en la soldadura de metales que posean óxidos pesados y difíciles de reducir, como es el caso del óxido de cromo en los aceros inoxidables.

La soldadura FCAW con corriente directa y polaridad directa (CDPD) resulta impracticable por diversas razones:

- Provoca cordones muy anchos y de poca penetración.
- Provoca excesivas salpicaduras.
- No presenta acción de limpieza.

La mayoría de estos inconvenientes vienen dados por la forma en que se transportan las gotas de metal a través del arco. En cuanto a la corriente alterna, no es recomendable por las grandes diferencias de todo tipo que se presentan en cada semiciclo ⁽²⁰⁾.

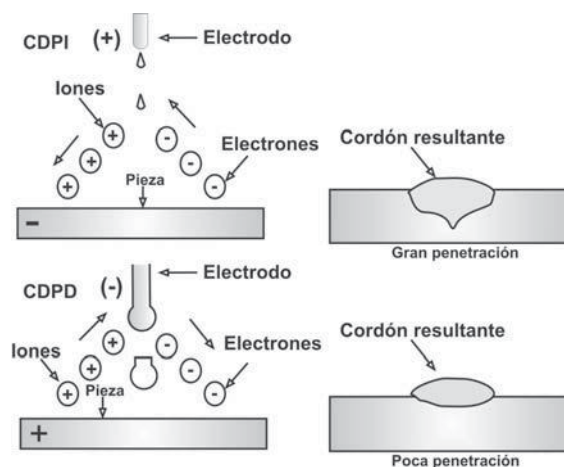


Figura 3.3 Influencia de la polaridad en la soldadura FCAW ⁽²¹⁾

3.2.6 EQUIPO DE SOLDADURA UTILIZADO

Para realizar la soldadura, se utilizó un equipo multiprocesos de la marca INFRA, modelo MULTIARC 452, el cual se muestra en la figura 3.4.



Figura 3.4 Máquina multiprocesos MULTIARC 452

En la tabla 3.4 se muestran las especificaciones de la máquina multiprocesos.

Tabla 3.4 Especificaciones de la máquina multiprocesos

VOLTAJE CONSTANTE (VC)
Alimentación: 220/440 Volts. 94/47 Amps. 3 Fases 60 Hertz. Max. V. C. A.: 65 Volts, CD Salida nominal CC: 450 Amps. @ 38 Volts. CD, 100% ciclo de trabajo Gama de corriente: 17 a 540 Amps., CD
CORRIENTE CONSTANTE (CC)
Alimentación: 220/440 Volts, 94/47 Amps. 3 Fases 60Hertz Max. V. C. A.: 40 Volts, CD Salida nominal VC: 450 Amps. @ 38 Volts. CD, 100% ciclo de trabajo Gama de voltaje: 12 a 33 Volts, CD

3.2.7 LIMPIEZA PREVIA A LA SOLDADURA

La limpieza consiste en la eliminación de cualquier resto de suciedad, grasa, fluidos de corte, etc. mediante los solventes adecuados, que no contengan cloro o mediante vapor de agua. También se puede limpiar con agua jabonosa y cepillo, que será de níquel o de acero inoxidable, nunca de fibra de acero.

Esta limpieza se realiza sobre ambas caras del bisel de la unión y por lo menos 15 mm alrededor de cada uno de los biseles.

En el caso de existencia de ligeros óxidos se deben retirar mediante decapado o pulido mecánico, tales como:

- Empleo de cepillo de alambres de acero inoxidable, que no haya sido utilizados para otros fines.
- Granallado con arena limpia.

- Mecanizado con herramientas adecuadas y fluidos de cortes exentos de productos clorados.
- Decapado con ácido nítrico al 10-20 %, seguido de limpieza con agua.

En este caso se realizó la limpieza de las placas antes de la soldadura mediante un cepillo de alambre de acero inoxidable, así como entre pasadas ⁽¹⁷⁾.

3.2.8 VELOCIDAD DE AVANCE DE SOLDADURA

La velocidad de soldadura es la razón a la cual el electrodo se mueve a lo largo de la unión. Una apropiada velocidad de soldadura es aquella que produce un cordón de soldadura con un adecuado contorno y apariencia.

El aumento de la velocidad de soldadura provoca una fuerte inclinación de la columna del arco hacia el lado contrario a la dirección del desplazamiento, como consecuencia de esto hay un aumento de la componente horizontal de la presión del arco sobre el metal fundido del baño de soldadura, lo que arrastra más metal líquido debajo del arco, disminuyendo su espesor y aumentando la profundidad de penetración para velocidades de desplazamiento hasta 41 cm/min (25 m/h), a pesar de la disminución del calor aportado. Esto provoca la disminución del área de la sección de la soldadura, del ancho y un aumento significativo de la altura del refuerzo del cordón, el aumento de la porción del metal base que se introduce en el metal de la soldadura.

Para velocidades de soldadura mayores de 41 cm/min (25 m/h) se hace mayor la extracción del metal líquido debajo del arco y para velocidades de hasta 66-83 cm/min (40-50 m/h) la profundidad de penetración, sigue creciendo a pesar de la disminución del calor aportado. El aumento de velocidades por encima de estos valores provoca una disminución de la energía lineal y que disminuya, por tanto, la profundidad de penetración, el ancho de la soldadura y el área de la sección transversal. Velocidades de 116-133 cm/min (70-80 m/h) hacen que disminuya el calor aportado y el ancho de la ZAT, así mismo, en los bordes de la soldadura se forman socavaduras, y se tiene una insuficiente protección gaseosa que provoca la pérdida de metal. Para realizar la soldadura, se contrató un soldador calificado para el proceso FCAW, en posición plana y horizontal, el cual tuvo un promedio de velocidad de avance de 30 cm/min, que se calculó mediante la fórmula 3.1:

$$V = \frac{d}{t} \quad \text{Ec. 3.1}$$

El soldador fue calificado en VATECH, empresa donde labora; para el proceso FCAW, en posición plana y horizontal, según la norma interna de la empresa, la cual se basa en la norma “Structural Welding Code, Steel”.

3.2.9 LONGITUD LIBRE DEL ELECTRODO

La longitud libre del electrodo no es más que la distancia que existe entre el final del tubo de contacto y el final del electrodo como se aprecia en la figura 3.5. El incremento de la longitud del electrodo provoca un incremento en la resistencia eléctrica, la que genera un calentamiento resistivo que provoca un incremento de la tasa de fusión del electrodo. Este incremento de la resistencia eléctrica induce un incremento del voltaje de la gota que se forma entre la pieza y el extremo del tubo de contacto. Esto al ser detectado por la fuente, se compensa con un decrecimiento de la corriente que inmediatamente reduce el rango de fusión del electrodo. La longitud libre es generalmente tomada de 6 a 13 mm para la transferencia por cortocircuito y de 13 a 25 mm para otros tipos de transferencias.

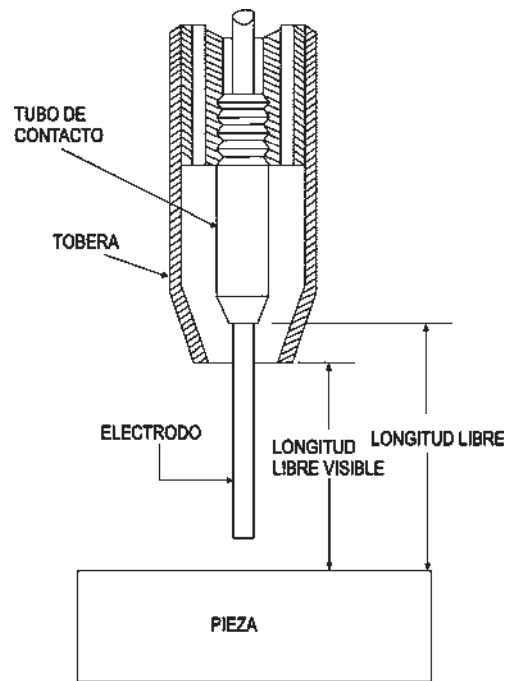


Figura 3.5 Componentes de la longitud libre del electrodo ⁽²⁰⁾

Por lo tanto, se utilizó una distancia de electrodo – pieza de trabajo de 20 mm, ya que se tiene una transferencia tipo spray.

3.2.10 MEDICIÓN DE LA TEMPERATURA

3.2.10.1 TEMPERATURA DE PRECALENTAMIENTO

Antes de soldar la pieza, ésta se sometió a un precalentamiento de 120°C recomendado por la literatura para secciones mayores a 12 mm de espesor con un contenido de carbono menor a 0.06% ⁽²⁾. Este se realizó mediante un soplete hasta que se llegó a la temperatura establecida, la cual se midió con un pirómetro. El principal objetivo del precalentamiento es reducir la velocidad de enfriamiento durante la operación de soldadura, con el fin de modificar la estructura, promover la difusión de hidrógeno y por lo tanto, eliminar la

susceptibilidad al agrietamiento inducido por hidrógeno; y modificar el nivel y distribución de las tensiones residuales.

La temperatura de precalentamiento dada por la literatura, se corroboró calculando la temperatura de transformación martensítica mediante la fórmula 3.2 dada por Gooch ⁽¹⁷⁾:

$$M_s = 540 - (497C + 6.3Mn + 36.3Ni + 10.8Cr + 46.6Mo) \quad \text{Ec. 3.2}$$

Sustituyendo los datos de la composición química del metal base, obtenemos una $M_s = 158^\circ\text{C}$, por lo que se sugirió una temperatura de 120°C , ya que ésta debe ser por encima de M_s para tener una velocidad de enfriamiento adecuada que evite la transformación martensítica a la hora de soldar.

3.2.10.2 TEMPERATURA DE INTERPASOS

Para medir y controlar la temperatura en los pasos de soldadura, se utilizó un pirómetro infrarrojo marca Hepta-Instruments modelo HDT-18839, el cual tiene las siguientes características:

- Medición de temperatura a distancia sin contacto por radiación infrarroja.
- Display LCD de 3 ½ - dígitos
- Rango de medición: -50 a 1000°C
- Resolución: $0,1^\circ\text{C}$ hasta 200°C y 1°C de 200 a 1000°C
- Gran relación distancia/diámetro de área medida 50:1 que permite medir pequeñas superficies a mayor distancia
Puntero láser para identificar el área medida
- Función de retención de valor MAX, MIN, DIF, AVG (máximo, mínimo, diferencial y promedio)
Alarmas MAX, MIN, de máximo y mínimo

Así mismo, se utilizó una colcha térmica con la cual se cubrieron las placas soldadas para evitar un enfriamiento rápido.

La temperatura de interpasos fue de 220°C , la cual se eligió, al igual que la temperatura de precalentamiento, en base a la temperatura de transformación martensítica para tener una velocidad de enfriamiento lento que evite la transformación.

3.2.11 TRATAMIENTO TÉRMICO POST-SOLDADURA

El tratamiento térmico post soldadura que se realizó a las placas, fue un relevado de esfuerzos el cual es usado para liberar esfuerzos que quedan en el material como consecuencia del proceso de soldadura. También se pueden reducir la distorsión y los altos esfuerzos generados por la soldadura que afectan su desempeño en

servicio. Los esfuerzos residuales pueden ocasionar un agrietamiento por corrosión cerca de la soldadura, ya que tienen su origen ahí mismo, los cuales, usualmente resultan en esfuerzos localizados que se aproximan a niveles iguales o mayores al del límite elástico del material a temperatura ambiente, es por esta razón, que un material, dependiendo de las propiedades que uno quiera obtener, se le puede hacer un relevado de esfuerzos.

Este es un calentamiento uniforme del material a una temperatura por debajo del rango de transformación manteniéndola por un periodo de tiempo determinado seguido de un enfriamiento uniforme.

El relevado de esfuerzos se hizo en un horno eléctrico con atmósfera de argón, teniendo una permanencia de 11 horas a una temperatura de 600°C. La velocidad de calentamiento fue de 30°C/hr y la de enfriamiento de 28°C/hr, tal y como se muestra en la figura 3.6.

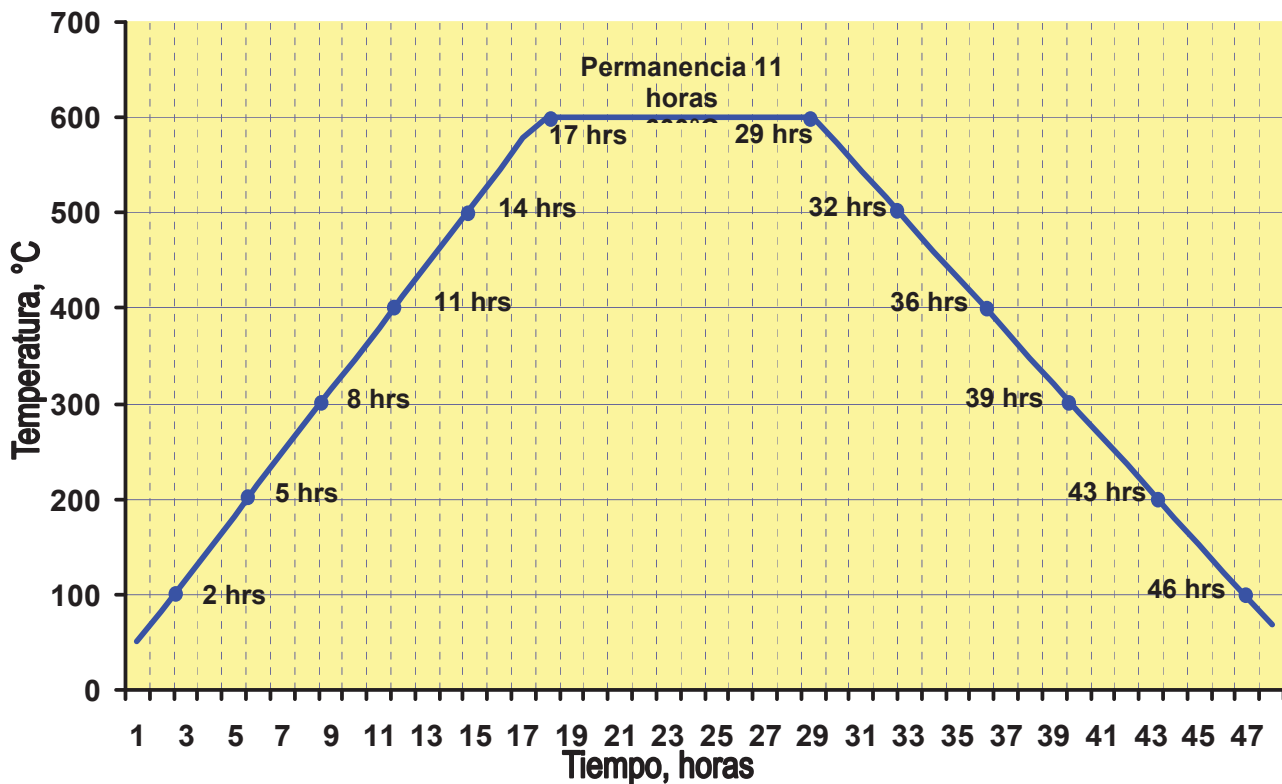


Figura 3.6 Gráfica del tratamiento térmico de relevado de esfuerzos

Como el objetivo de un relevado de esfuerzos es solo liberar las tensiones residuales y no cambiar la microestructura presente del material, se calculó la temperatura de austenización mediante la fórmula 3.3⁽²⁾:

$$AC_1 = 723 - 10.7 (\%Mn) - 16.9 (\%Ni) + 29.1 (\%Si) + 16.9 (\%Cr)$$

$$AC_1 = 723 - 10.7 (.406) - 16.9 (4.762) + 29.1 (.587) + 16.9 (14.015)$$

$$AC_1 = 892^\circ C$$

Ec. 3.3

En base a esta temperatura, de 892°C, se decidió mantener el material en un rango de 580-600°C con una permanencia esta temperatura de 11 horas, todo con el objetivo de evitar una transformación de fases en el material.

3.3 OBTENCIÓN DE RESULTADOS

3.3.1 CUANTIFICACIÓN DE LA FERRITA EN LA UNIÓN SOLDADA

Para obtener el porcentaje de ferrita en las diversas micrografías (ver Figura 3.7), se realizó el mismo procedimiento detallado en la sección 3.1.2 y 3.1.3. Si bien la ferrita le confiere al acero inoxidable martensítico, cierta tenacidad, es importante saber que cantidad de esta fase se tiene, puesto que en grandes cantidades, es perjudicial para un acero inoxidable martensítico, ya que provoca una disminución de la dureza propia de la martensita y, por lo tanto, repercute en las propiedades mecánicas finales del material. Es por esta razón que es necesario calcular la cantidad presente.

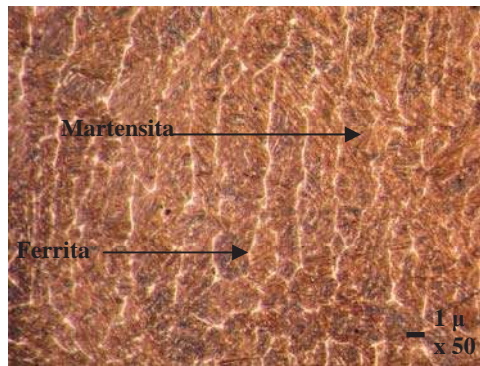


Figura 3.7 Micrografía donde se muestra el cálculo del porcentaje de ferrita en base a diferencia de contrastes mediante el programa Sigma Scan Pro

3.3.2 ENSAYOS MECÁNICOS

Como uno de los objetivos es obtener mejores propiedades mecánicas en la unión soldada del acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo con un electrodo modificado, en especial lo que se refiere a tenacidad, es necesario realizar pruebas mecánicas al material en base a la norma ASTM ⁽²⁶⁾, la cual nos especifica los procedimientos y definiciones de los ensayos mecánicos que se realizan en materiales de fundición o forjados, tales como:

- Ensayo de dureza
- Ensayo de tensión
- Ensayo de doblez ⁽²⁸⁾
- Ensayo de impacto

Los ensayos están diseñados para determinar las propiedades requeridas en las especificaciones de cada material. Estos fueron realizados en los laboratorios de “Fundidora Morelia”.

Para realizar las pruebas mecánicas, las placas de soldadura se seccionaron como muestra la figura 3.8 para obtener las probetas de cada uno de los ensayos que se realizaron en base a las normas ASTM A370 y E 190 Volumen 01.03 y 03.01, respectivamente.

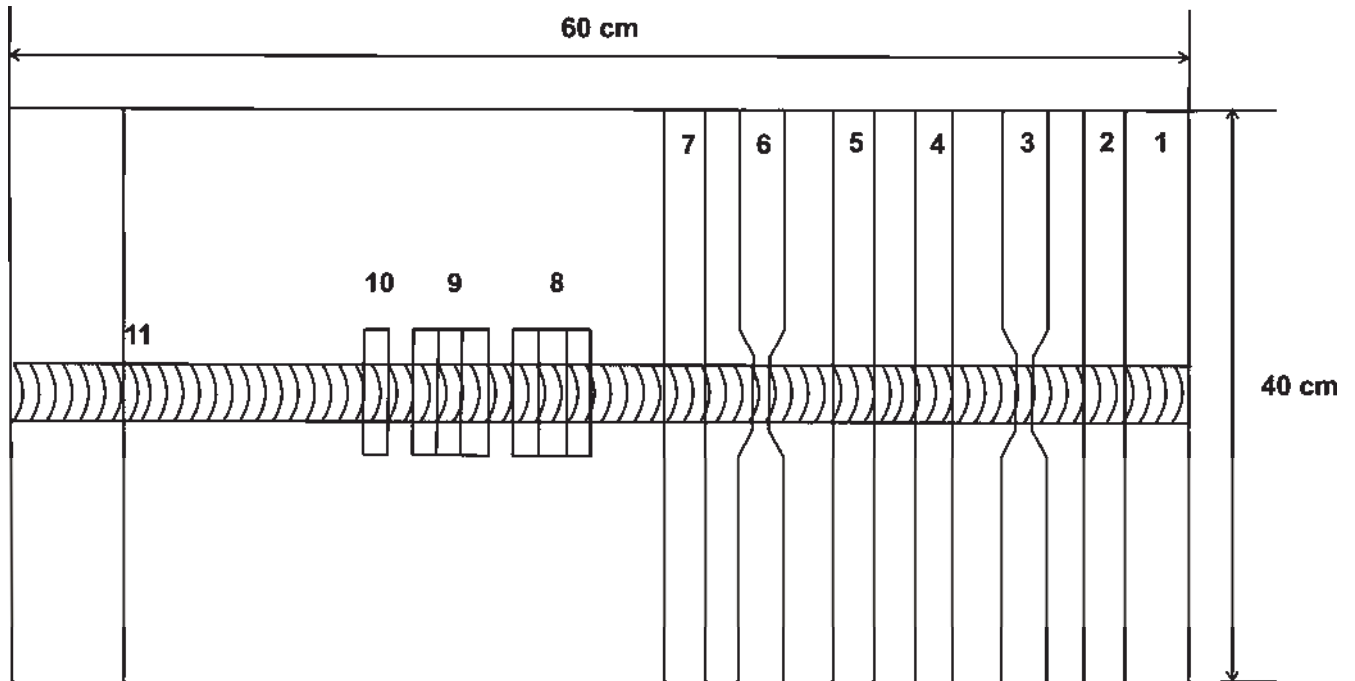


Figura 3.8 Seccionamiento de las placas para obtener las probetas de ensayo

Sección 1 – Deshecho

Sección 2,4,5,7 – Probetas para el ensayo de doblado

Sección 8 – Probetas para el ensayo de impacto en la soldadura

Sección 9 – Probetas para el ensayo de impacto en la ZAT

Sección 10 – Metalografía

Sección 11 – Deshecho

3.3.2.1 ENSAYO DE DUREZA

La dureza es definida como la habilidad de un material para resistir la indentación o penetración y puede determinarse empleando algún tipo de indentador el cual es forzado dentro de la superficie del metal mediante la aplicación de una carga.

Existen varios tipos de ensayos que utilizan esta técnica básica, sin embargo, difieren en el tipo y forma del indentador usado, así como de la magnitud de la carga aplicada para finalmente determinar la dureza como una función del tamaño o profundidad de la huella.

Para calcular la dureza tanto del metal base como del metal de soldadura y la zona afectada térmicamente, se utilizó un microdurómetro Vickers. Este método es muy usado ya que permite medir la dureza en prácticamente todos los materiales metálicos independientemente del estado en que se encuentren y de su espesor.

En este procedimiento, se emplea un penetrador de diamante en forma de pirámide de base cuadrada. El ángulo entre las caras de la pirámide es de 136° . Como resultado de la forma del marcador, la impresión sobre la muestra (huella) será un rombo rectangular. El penetrador es aplicado perpendicularmente a la superficie cuya dureza se desea medir bajo la acción de una carga. Esta carga es mantenida durante un cierto tiempo, después del cual es retirada. Posteriormente, se miden y promedian las longitudes de las diagonales de la impresión que quedaron sobre la superficie de la muestra mediante el microscopio que contiene el microdurómetro. Para convertir estos valores al número de dureza Vickers, utilizamos la fórmula 3.4:

$$HV = 2F \operatorname{sen} \frac{(\theta/2)}{D^2} = \frac{1.8544}{D^2} \quad \text{Ec. 3.4}$$

Donde:

HV: Dureza Vickers

F: Carga aplicada en kilogramos

D: Media de las diagonales de la indentación en mm

θ : Ángulo entre las caras opuestas del indentador de diamante (136°)

Como primer paso, se midió la dureza del metal base en una pieza de 2×1 cm, en donde se hicieron tres mediciones centrales aplicando una fuerza de 50 kg, como se observa en la figura 3.9.

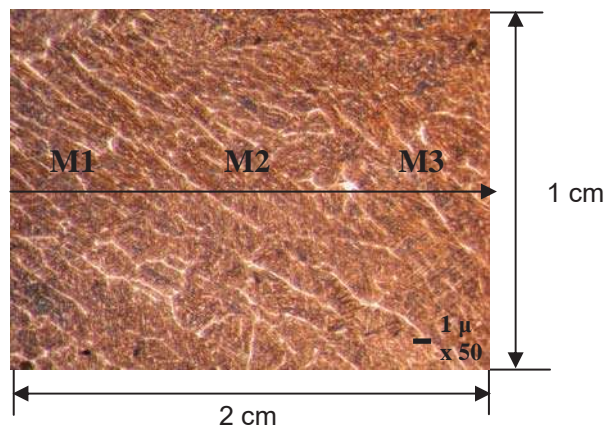


Figura 3.9 Mediciones de dureza en el metal base

Posteriormente, se midieron las durezas en el metal de soldadura como se indica a continuación en la figura 3.10:

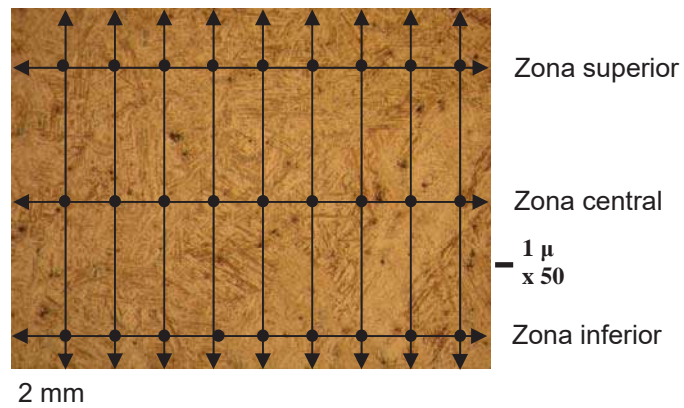


Figura 3.10 Mediciones de dureza en el metal de soldadura

Se hicieron indentaciones vertical y horizontalmente cada 2 mm, como se puede apreciar en la Figura 3.10. Posteriormente se calculó el número de dureza. Para convertir la dureza Vickers a dureza Rockwell C se utilizó la tabla de referencia ASM ⁽²⁸⁾.

3.3.2.2 ENSAYO DE TENSION

La resistencia a la tensión se define como la habilidad de un metal para resistir la falla cuando es sometido a una carga de tensión y es normalmente expresada en dos formas diferentes: la resistencia última a la tensión (UTS) y la resistencia de cedencia (YS). La UTS define la carga máxima que puede soportar un metal o la resistencia de ese metal en el punto exacto cuando ocurre la falla y la resistencia a la cedencia es el nivel de resistencia en el cual, la respuesta del material con respecto a la carga, cambia de comportamiento elástico a plástico. Estos dos valores de resistencia pueden determinarse con un ensayo de tensión, el cual se refiere a una prueba mecánica de un espécimen completo o de una sección de éste al cual se le aplica una carga suficiente para causar la fractura ⁽²⁸⁾.

El acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo (CA6NM) que es un acero fundido, generalmente es ensayado en dirección longitudinal, tal y como se muestra en la figura 3.11.

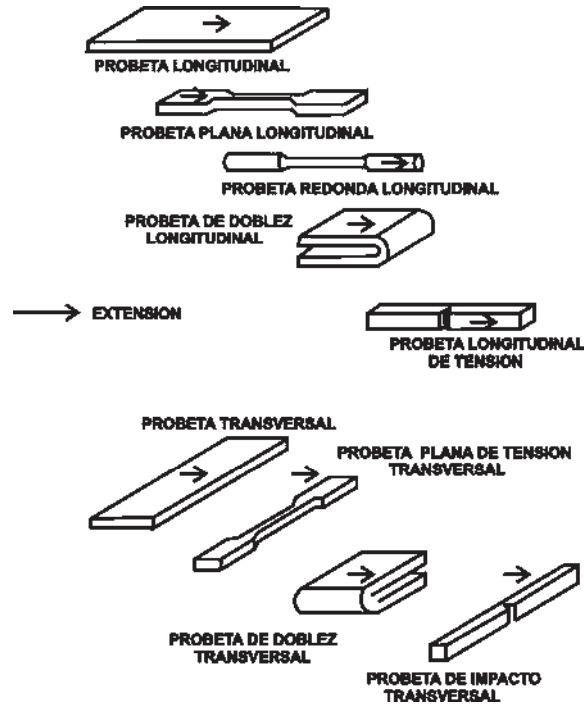


Figura 3.11 Relación de probetas válidas para realizar el ensayo en base a la dirección o extensión de rolado aplicable a productos de fundición general ⁽²⁷⁾

Debido al espesor del material (50 mm), se utilizó la probeta redonda estándar la cual es aplicable tanto para aceros forjados como fundidos, que se muestra en la figura 3.12. La probeta se marcó para determinar el porcentaje de elongación.

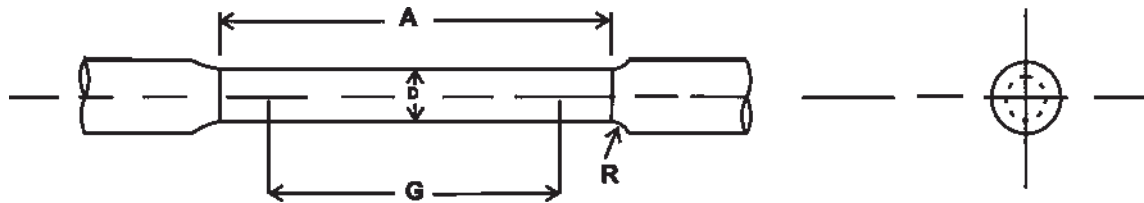


Figura 3.12 Probeta estándar para el ensayo de tensión ⁽²⁷⁾

Donde:

- G – Longitud de la galga
- D – Diámetro
- R – Radio del filete
- A – Longitud de la sección reducida

Algunas de las propiedades de los materiales que se obtienen en este ensayo son:

- Resistencia de cedencia

- Resistencia máxima
- % de elongación
- % de reducción de área
- Diagrama esfuerzo-deformación
- Localización y modo de fractura

La probeta para realizar el ensayo de tensión se muestra en la figura 3.13, y entre los aspectos a considerar para el ensayo se tiene:

1. La preparación de la muestra, ya que aún pequeñas imperfecciones superficiales pueden reducir significativamente los valores de resistencia y ductilidad.
2. La sección reducida es con el propósito de inducir la falla en esa zona y debe presentar las tres características siguientes para poder obtener resultados válidos:
 - a. La longitud total de la sección reducida deberá tener una sección transversal uniforme.
 - b. La sección transversal deberá ser de una configuración fácilmente medible, de tal manera que se pueda calcular el área de sección transversal.
 - c. Las superficies de la sección reducida no deberán presentar irregularidades superficiales, especialmente en el sentido perpendicular a la dirección longitudinal de la muestra.

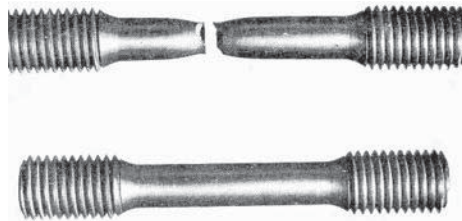


Figura 3.13 Probetas para el ensayo de tensión ⁽²⁷⁾

3.3.2.3 ENSAYO DE DOBLEZ: SANIDAD EN SOLDADURA

Este tipo de ensayo se usa para determinar la sanidad y la ductilidad de soldaduras en materiales ferrosos y no ferrosos. Los defectos, no mostrados por rayos X, pueden aparecer en la superficie de un material cuando está sujeto a esfuerzos progresivos localizados. Este ensayo es usado principalmente para materiales en forma de placas ⁽²⁷⁾.

La probeta ensayada es doblada en forma de “U” por medio de una fuerza central aplicada a la soldadura y soportada por 2 posiciones equidistantes desde la línea de aplicación de la fuerza, como se muestra en la figura 3.14. La probeta es forzada por un dispositivo que tiene la forma necesaria para producir el contorno deseado. La superficie convexa de la probeta ya doblada es examinada para revelar grietas u otros defectos. El ensayo de doblado, es usado para evaluar la calidad de la soldadura en función de la ductilidad a medida que se va evidenciando su habilidad para resistir el agrietamiento durante el doblado. Este grupo de ensayos fue diseñado para estimar la sanidad o la ausencia de imperfecciones de un metal y son empleados en la calificación de soldadores y procedimientos de soldadura. Las probetas generalmente usadas en el ensayo de doblado son rectangulares las cuales se maquinan de las placas o tuberías del material. La cara de la superficie de la probeta contiene la mayor anchura de la soldadura del material, cuando el lado opuesto es llamado la raíz de la superficie.

Ensayo transversal lateral. La soldadura se encuentra transversal al eje longitudinal de la probeta que es doblada, por lo que cada una de las superficies de los lados se vuelve la superficie convexa de la probeta doblada.

Ensayo transversal de cara. La soldadura se encuentra transversal al eje longitudinal de la probeta que es doblada, por lo que la superficie de la cara de la soldadura se vuelve la superficie convexa de la probeta doblada.

Ensayo transversal de raíz. La soldadura se encuentra transversal al eje longitudinal de la probeta que es doblada, por lo que la superficie de la raíz de la soldadura se vuelve la superficie convexa de la probeta doblada.

Ensayo longitudinal de cara. La soldadura se encuentra paralela al eje longitudinal de la probeta que es doblada, por lo que la superficie de la cara de la soldadura se vuelve la superficie convexa de la probeta doblada.

Ensayo longitudinal de raíz. La soldadura se encuentra paralela al eje longitudinal de la probeta que es doblada, por lo que la superficie de la raíz de la soldadura se vuelve la superficie convexa de la probeta doblada.

Para evaluar la sanidad de la soldadura del acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo (CA6NM), se realizaron ensayos de doblado tanto de cara como de raíz.



Figura 3.14 Probetas para el ensayo de doblado

3.3.2.4 ENSAYO DE IMPACTO

La resistencia al impacto (o tenacidad con muesca) se refiere a la habilidad del material para absorber energía de una carga aplicada a altas velocidades cuando existen fallas superficiales en el material; por lo cual es conocida como resistencia al impacto. Valores de baja tenacidad se refieren a un comportamiento frágil, mientras que valores altos definen un comportamiento dúctil.

La tenacidad de un metal puede cambiar conforme cambia su temperatura; es decir, conforme la temperatura disminuye la tenacidad del metal puede disminuir también, por lo que las propiedades de tenacidad de un metal son determinadas a una temperatura específica. En general, la tenacidad de un metal disminuye conforme incrementa su dureza y se reduce la temperatura. En un ensayo de tenacidad se busca determinar la temperatura a la cual el comportamiento de la fractura cambia de dúctil a frágil; esta temperatura es conocida como la temperatura de transición del material. Aunque la tenacidad de un material puede obtenerse calculando el área bajo el diagrama esfuerzo-deformación, la prueba de impacto indicará la tenacidad real del material.

Por lo general, para las pruebas de impacto se utilizan muestras tipo muesca y aunque existen numerosos tipos, probablemente el más común es el ensayo Charpy.

Especificaciones de la probeta. La localización de la probeta para aceros inoxidable fundidos debe ser la misma que para las probetas de tensión y la orientación debe ser longitudinal con el impacto perpendicular a la superficie mayor del material a ensayar.

Se realizaron tres probetas para obtener un rango mínimo de resultados y el tipo de probeta fue la estándar Charpy como se muestra en la figura 3.15.

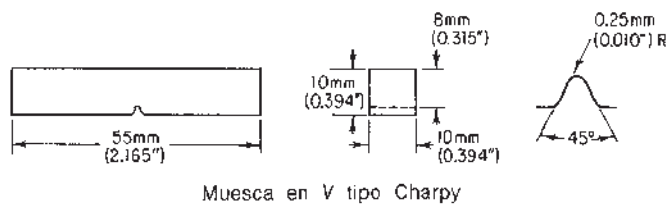


Figura 3.15 Probeta estándar para el ensayo de impacto Charpy según la norma ASTM ⁽²⁷⁾

4

ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

4.1 CARACTERIZACIÓN DEL METAL BASE

A continuación se presenta en la tabla 4.1 el resultado del análisis químico realizado al acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo, donde se observa que los elementos principales en este material que son Cr, C, Ni y Mo, están dentro de los rangos especificados por la norma ⁽⁴⁶⁾.

Tabla 4.1 Análisis químico AISI 410NiMo (CA6NM)

Cr	Ni	C	Mn	Si	Mo	P	S	Fe	Cu	Co	Nb	Ti	V	Sn	B	Pb	Se
14.015	4.762	0.056	0.406	0.587	0.590	0.016	0.004	79.18	0.274	0.044	0.004	0.032	0.026	0.007	0.0016	0.001	0.001

La siguiente micrografía de la Figura 4.1 obtenida mediante microscopía óptica muestra una estructura de martensita + ferrita, en donde se puede observar la microestructura martensítica en forma de agujas y la ferrita en la matriz martensítica, lo cual concuerda con la microestructura predicha por el diagrama de Schaeffler, como se verá a continuación.

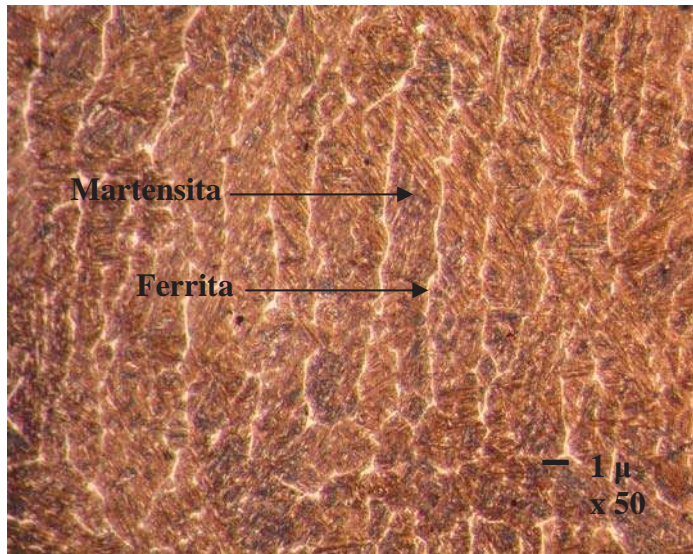


Figura 4.1 Micrografía óptica del metal base del acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo

4.2 PREDICCIÓN DE LA MICROESTRUCTURA DE LA UNIÓN SOLDADA

Para predecir la microestructura esperada en la unión soldada en base a la composición química del metal base y del metal de aporte se puede usar el diagrama de Schaeffler. Como se puede observar en la figura 4.2, se hicieron los cálculos correspondientes con un 30% de dilución para el proceso FCAW.

METAL BASE AISI 410NiMo convencional (línea continua en la Figura 4.2)

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 1.5(Si) + 0.5(Nb)$$

$$Cr_{eq} = 14.015 + 0.590 + 1.5(0.587) + 0.5(0.004)$$

$$Cr_{eq} = 15.4875$$

$$Ni_{eq} = Ni + 30(C) + 0.5(Mn) =$$

$$Ni_{eq} = 4.762 + 30(0.056) + 0.5(0.406) =$$

$$Ni_{eq} = 6.645$$

Ec. 4.1

METAL DE APORTE 410NiMo modificado (línea punteada en la Figura 4.2)

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 1.5(Si) + 0.5(Nb) =$$

$$Cr_{eq} = 12 + 0.6 + 1.5(0.70) + 0.5(0) =$$

$$Cr_{eq} = 13.65$$

$$Ni_{eq} = Ni + 30(C) + 0.5(Mn) =$$

$$Ni_{eq} = 4.60 + 30(0.025) + 0.5(0.90) =$$

$$Ni_{eq} = 5.8$$

Ec. 4.2

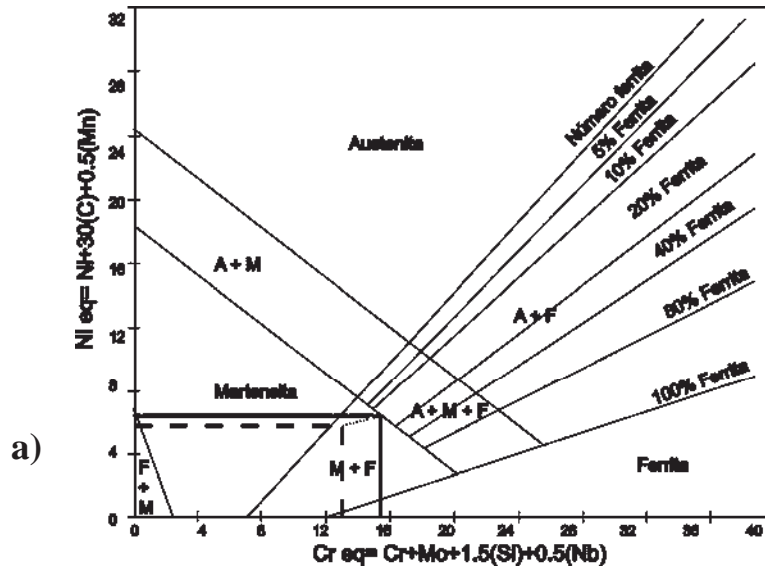


Figura 4.2 Diagrama de Schaeffler donde se muestra la microestructura tanto del metal base como del metal de aporte modificado ⁽²⁾

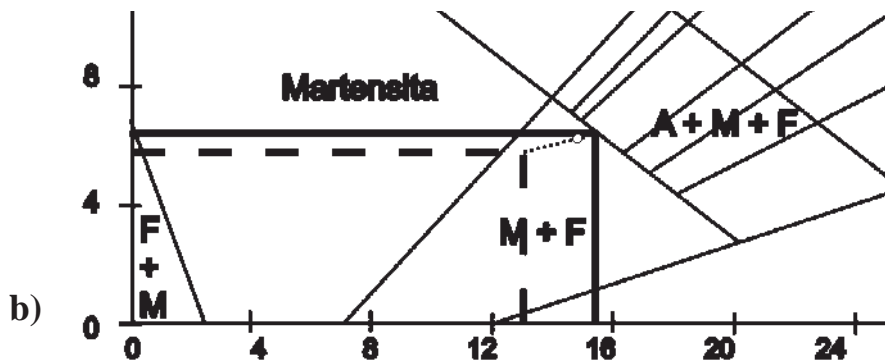


Figura 4.3 Diagrama de Schaeffler donde se muestra la microestructura tanto del metal base como del metal de aporte modificado.

Como se puede observar en las figuras 4.2 y 4.3, el diagrama de Schaeffler predice la formación de una microestructura de martensita más ferrita, cuya cantidad no será mayor al 20% y, tomando un 30% de dilución para el proceso FCAW, se tiene un cordón de soldadura de martensítico-ferrítico.

En cuanto al metal de aporte convencional, se hacen de nuevo los cálculos correspondientes para obtener la microestructura esperada en el cordón de soldadura (ver figura 4.4).

METAL BASE AISI 410NiMo (línea continua en la Figura 4.4)

METAL DE APOORTE 410NiMo convencional (línea punteada en la Figura 4.4)

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 1.5(Si) + 0.5(Nb) =$$

$$Cr_{eq} = 11.8 + 0.5 + 1.5(0.40) + 0.5(0) =$$

$$Cr_{eq} = 12.9$$

$$Ni_{eq} = Ni + 30(C) + 0.5(Mn) =$$

$$Ni_{eq} = 4.5 + 30(0.03) + 0.5(0.40) =$$

$$Ni_{eq} = 5.6$$

Ec. 4.3

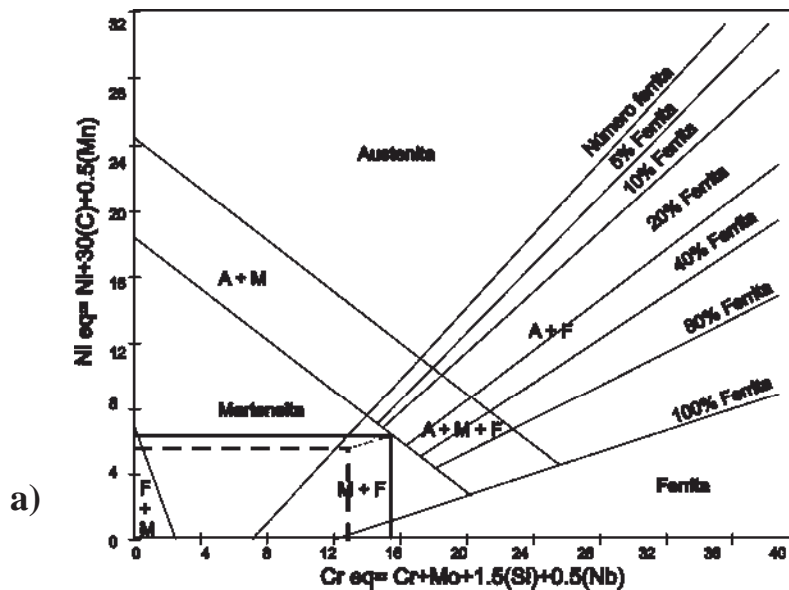


Figura 4.4 Diagrama de Schaeffler donde se muestra la microestructura tanto del metal base como del metal de aporte convencional ⁽²⁾

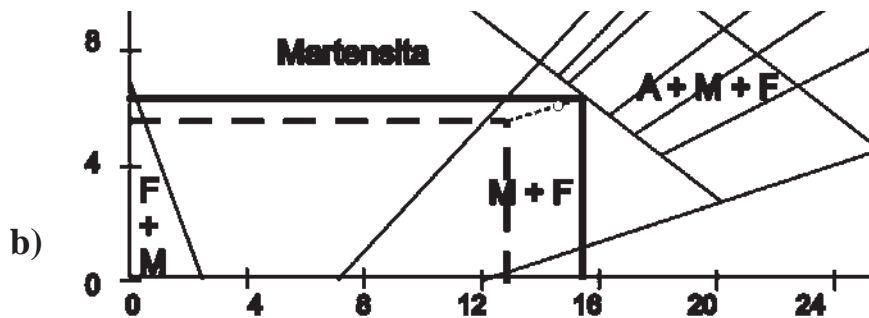


Figura 4.5 Diagrama de Schaeffler donde se muestra la microestructura tanto del metal base como del metal de aporte convencional.

Tomando un 30% de dilución para el proceso FCAW, en el diagrama de la figura 4.4 y 4.5 se muestra la microestructura formada con un electrodo convencional, de martensita más ferrita en donde la cantidad de ferrita

no será mayor al 20%. Estos cálculos muestran una microestructura similar a la obtenida con el electrodo modificado que se propone en este trabajo, sin embargo, debido a las modificaciones en las cantidades de Si y Mn, se estiman mejores propiedades de impacto en la unión soldada.

4.3.1 MICROGRAFÍAS DE LA UNIÓN SOLDADA

Las micrografías mostradas a continuación se obtuvieron mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido y corresponden a la parte central del cordón de soldadura tal y como se muestra en la figura 4.6.

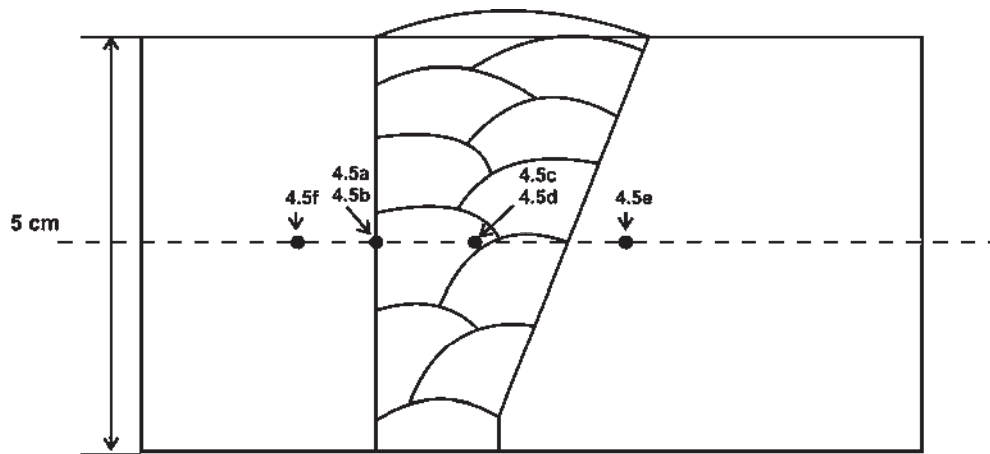


Figura 4.6 Cordón de soldadura (transversal).

En la figura 4.7 se puede apreciar la microestructura de los cordones, la zona afectada térmicamente y el metal base. Las micrografías 4.7a y 4.7b corresponden a los cordones de soldadura en donde se puede apreciar una microestructura martensítica con morfología en listón que va de acuerdo con el contenido de carbono de la aleación, con un 2.4% de ferrita en los bordes de grano, la cual revela el tamaño de grano madre austenítico. Esto es debido a que la martensita es revenida a causa de los gradientes térmicos provocados por los subsecuentes pasos de soldadura.

Las micrografías 4.7c y 4.7d corresponden a la zona afectada térmicamente donde se puede apreciar, al igual que en los cordones de soldadura, una microestructura martensítica con un 3.6% de ferrita en los bordes de grano siendo mayor que en el metal de soldadura, lo cual se puede atribuir a las altas velocidades de enfriamiento, ya que el metal de soldadura, enfría rápidamente mientras que la zona afectada térmicamente tarda más. La exposición y permanencia a altas temperaturas puede provocar un crecimiento de grano austenítico. Sin embargo, este comportamiento está en función de la composición química del material, ya que, según la bibliografía ⁽⁶⁰⁾ cuando el Ti, V y Nb en cantidades de 0.03 a 0.10%, son factores importantes para inhibir el crecimiento de grano, ya que estos, al alcanzar la temperatura de austenización, están presentes como carburos,

nitruros o carbonitruros muy dispersos, los cuales inhiben el crecimiento de grano. Sin embargo, con cantidades menores de cada elemento, como en el presente material que tiene 0.032%Ti, 0.026%V y 0.004%Nb, los pocos carburos, nitruros o carbonitruros que se forman, se disuelven al llegar a la temperatura de austenización, por lo que el crecimiento de grano ocurre. Cabe mencionar que en el material no se tiene evidencia del crecimiento de grano ni de la disolución de carburos, sin embargo, este comportamiento se supone debido a la información obtenida de la bibliografía, la que se mencionó anteriormente.

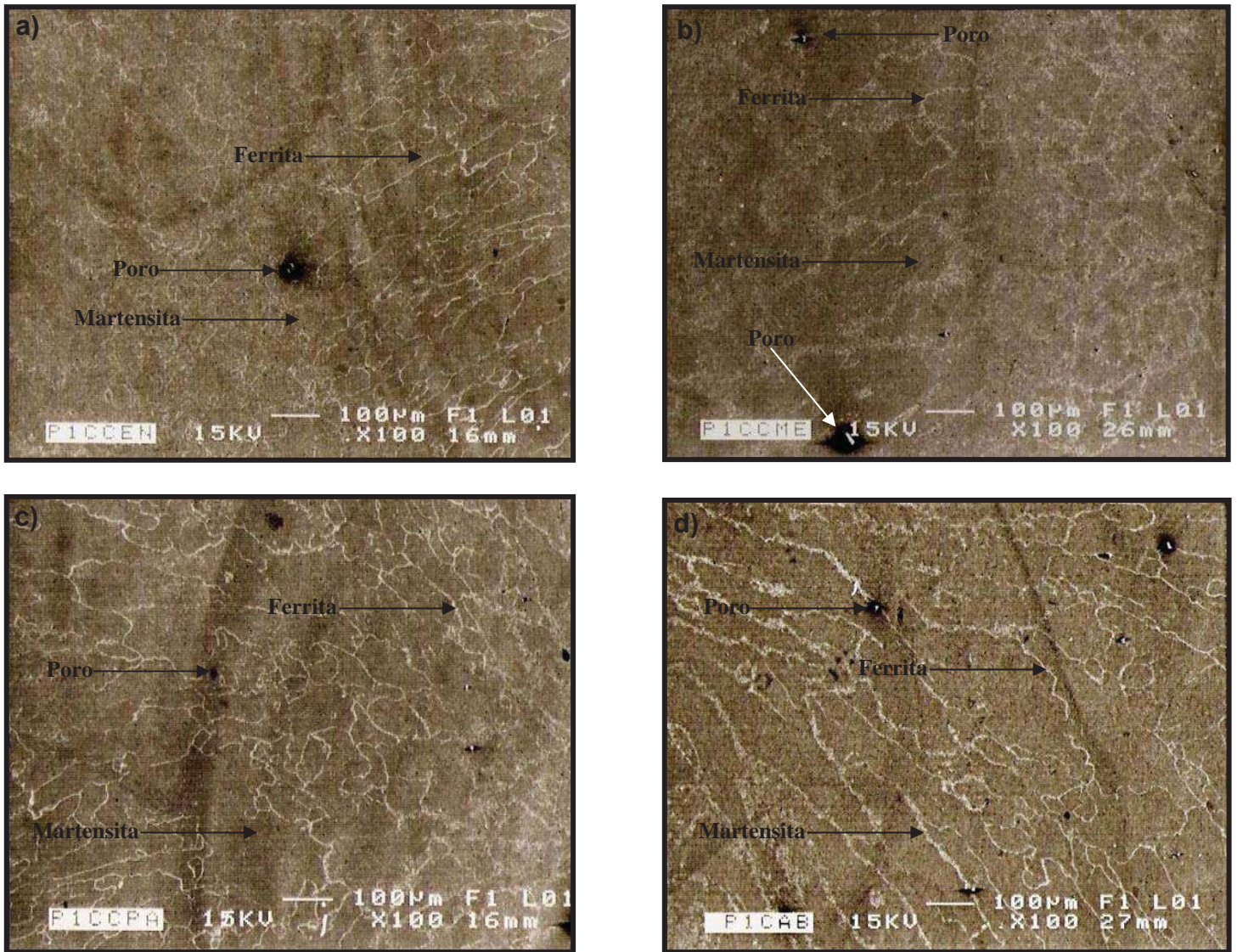
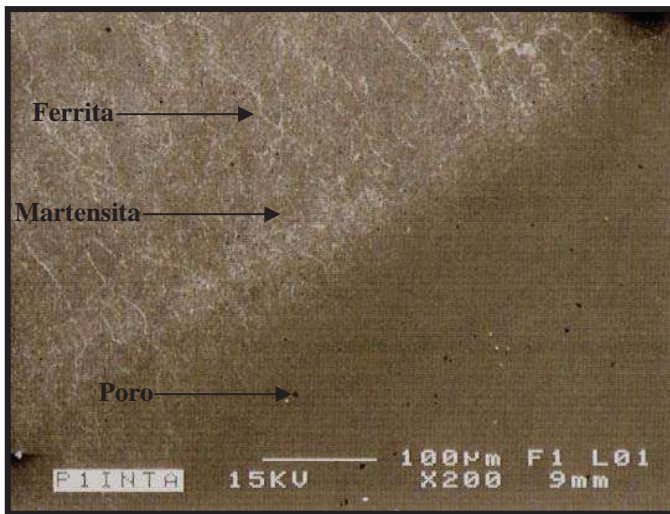
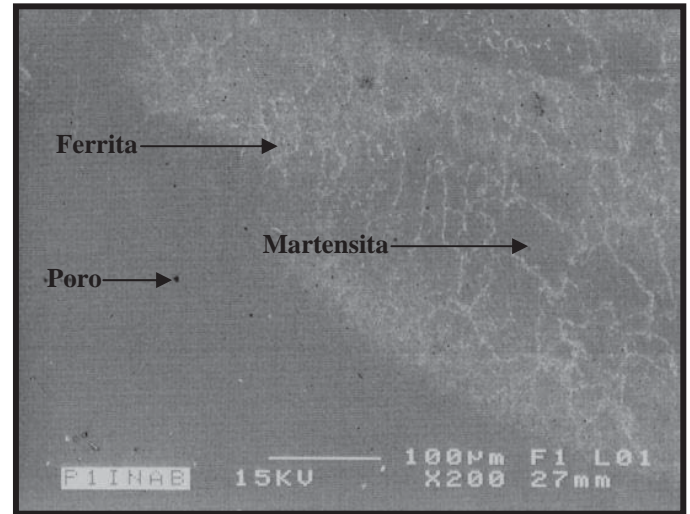


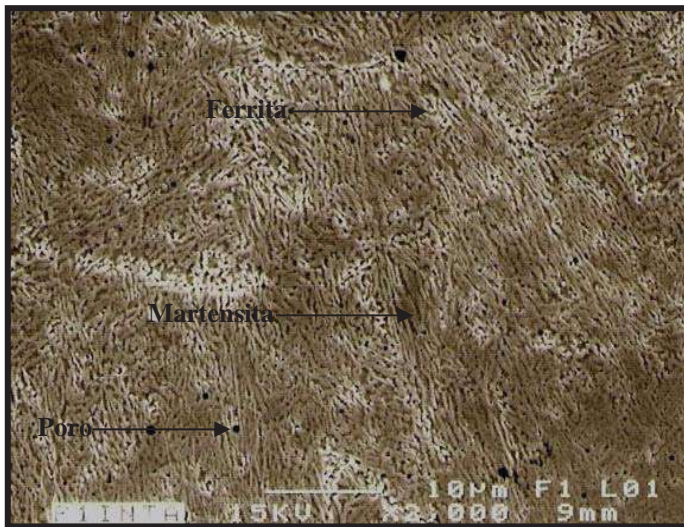
Figura 4.7 Caracterización mediante microscopía electrónica de barrido del cordón de soldadura. Las micrografías muestran la estructura martensítica con ferrita delineando los bordes de grano, así como porosidades



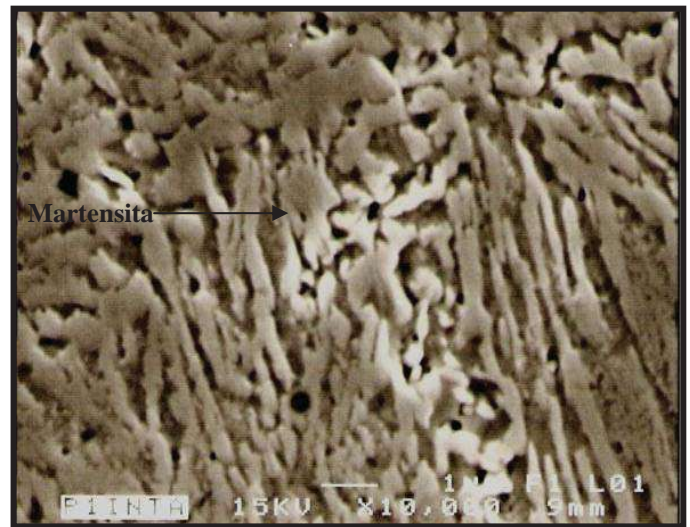
e)



f)



g)



h)

Continuación figura 4.7 Caracterización mediante microscopía electrónica de barrido del cordón de soldadura. Las micrografías e) y f) muestran la ZAT, donde se aprecia la estructura martensítica con ferrita en los bordes de grano, así como algunas porosidades. Las micrografías g) y h) muestran la morfología de listón de la martensita

Las micrografías 4.7e y 4.7f corresponden al final de la zona afectada térmicamente y metal base, donde se observa también la microestructura martensítica con un 3.6% de ferrita en los bordes de grano. El metal base quedó sin cambio alguno ya que no estuvo sujeto a transformación. Las micrografías 4.7g y 4.7h a 2000x y 10000x respectivamente, muestran la morfología de listón de la martensita.

En la tabla 4.2 se muestran los porcentajes promedio de ferrita, donde se puede observar una diferencia significativa entre el metal base con el metal de soldadura y la zona afectada térmicamente. Esta diferencia se puede atribuir a la composición química del material en base a los elementos formadores de austenita (níquel, manganeso, carbono) y ferrita (cromo, molibdeno, silicio), ya que al tener una mayor cantidad de austenita, la

cantidad de ferrita queda limitada y viceversa. Por lo tanto, en el metal base, se tiene un porcentaje mayor de cada elemento formador de ferrita, mientras que en el metal de soldadura, es menor.

Cabe mencionar que el patrón de transformación en el metal de soldadura, corresponde al tipo 1, ya que la microestructura obtenida es martensita + ferrita, tal y como se mencionó en el Capítulo 2, sección 2.9.2.

Tabla 4.2 Porcentaje de ferrita en la soldadura del acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo

UBICACIÓN	% FERRITA PROMEDIO
METAL BASE (sin relevado de esfuerzos)	14
ZAT (con tratamiento térmico postsoldadura)	3.61
METAL DE SOLDADURA (con relevado de esfuerzos)	2.40

4.4.1. ENSAYO DE DUREZA

Como se puede observar en la tabla 4.3, la dureza obtenida en el metal de soldadura fue mayor a la del metal base y la zona afectada térmicamente, lo cual se puede atribuir a la microestructura presente.

Tabla 4.3 Dureza promedio del acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo

DUREZA PROMEDIO		
METAL BASE HRC (sin tratamiento térmico postsoldadura)	CORDÓN DE SOLDADURA HRC (con tratamiento térmico postsoldadura)	ZONA AFECTADA TÉRMICAMENTE HRC (con tratamiento térmico postsoldadura)
26	33	28

El porcentaje de ferrita en el cordón de soldadura fue de 2.4%, donde se tiene una dureza superior debido a que en esa zona hay una mayor cantidad de martensita. La ferrita, al ser la estructura más blanda y dúctil de los aceros, confiere a la estructura martensítica cierto grado de ductilidad al disminuir su dureza. Sin embargo, la ferrita en grandes cantidades, es indeseable en el acero inoxidable martensítico, ya que éste, para tener la dureza elevada y la resistencia que lo caracteriza, necesita tener una estructura completamente martensítica.

Los valores de dureza se pueden relacionar directamente con los porcentajes de ferrita en las distintas regiones de la unión soldada como se puede apreciar en la figura 4.8, en donde se observa que a medida que disminuye el porcentaje de ferrita, aumenta la dureza.

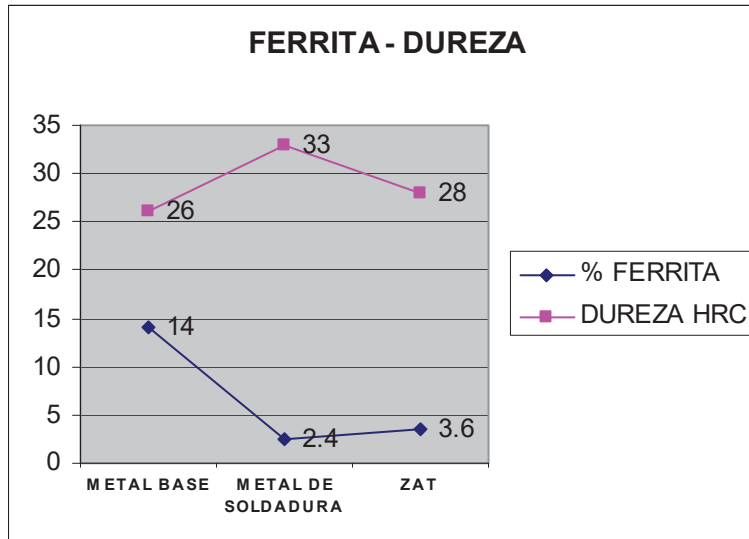


Figura 4.8 Dureza promedio en la soldadura del acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo con electrodo modificado y tratamiento térmico de relevado de esfuerzos. La dureza del metal base fue obtenida sin tratamiento térmico

Como se puede observar en la figura 4.9, en la soldadura del acero inoxidable AISI 410NiMo con un electrodo convencional, en su condición de templado y revenido se obtiene una dureza de 18 HRC y, en su condición de doble revenido, 42 HRC. Esta diferencia se puede atribuir a la microestructura resultante en cada tratamiento térmico, ya que con temple y revenido puede quedar algo de austenita retenida en la matriz martensítica, lo que disminuye notablemente la dureza, mientras que con un doble revenido, toda la austenita retenida puede ser transformada a martensita, por lo que existe un aumento significativo de la dureza.

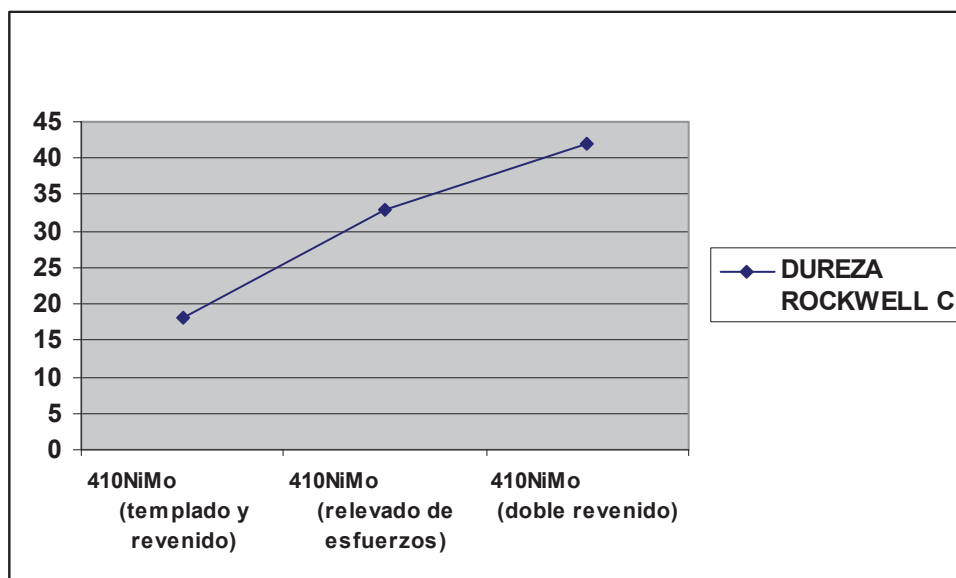


Figura 4.9 Dureza del metal de soldadura en un acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo con diferente tratamiento térmico

De acuerdo a la bibliografía, la dureza obtenida en el metal de soldadura del AISI 410NiMo en su condición de templado y revenido (Figura 4.9) es de 18 HRC ⁽²⁾, y, comparando este valor con la obtenida en el AISI 410NiMo con tratamiento térmico de relevado de esfuerzos, que es de 33 HRC (Figura 4.8), se observa un incremento significativo.

Si por el contrario, lo comparamos con la dureza obtenida en el acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo en su condición de doble revenido en donde se obtienen 42 HRC ⁽²⁾, se observa una disminución significativa de la dureza, en el acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo con tratamiento térmico de relevado de esfuerzos, que es de 33 HRC, como se mencionó anteriormente. Esto se atribuye a que cuando existe una dureza elevada disminuyen la ductilidad y tenacidad y, debido a que uno de los objetivos era obtener mayores propiedades de resistencia al impacto en la unión, se decidió sacrificar un porcentaje de dureza, lo cual justifica el tratamiento térmico de relevado de esfuerzos, en donde se puede obtener un valor intermedio de la dureza, como se aprecia en la figura 4.9.

4.4.2. ENSAYO DE TENSIÓN

Como se observa en la tabla 4.4, el promedio de la resistencia última a la tensión en la soldadura del AISI 410NiMo con un electrodo modificado y tratamiento térmico de relevado de esfuerzos, fue de 761 MPa, que corresponde a la carga máxima. En cuanto a la resistencia a la cedencia se obtuvo un valor de 639 MPa, valor por arriba del cual, el comportamiento del material se vuelve plástico. La elongación en 2 pulgadas fue del 14%.

Tabla 4.4 Resultados obtenidos en el ensayo de tensión de la soldadura del acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo con un electrodo modificado y tratamiento térmico de relevado de esfuerzos

PROBETA	RESISTENCIA ÚLTIMA A LA TENSIÓN (MPa)	RESISTENCIA A LA CEDENCIA (MPa)	ELONGACIÓN (%)
1	790.6	664.1	17.5
2	783.5	655.2	20.5
3	753.1	618.8	10.1
4	718.6	615.7	7.8
Promedio	761	639	14

Si se comparan estos resultados con los mostrados en la tabla 4.5 que se obtienen en la soldadura del acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo con un electrodo convencional y doble revenido, de acuerdo a la bibliografía; las resistencias obtenidas son superiores, sin embargo, la dureza disminuye.

Si se hace otra comparación de los resultados con los obtenidos en la soldadura del acero inoxidable AISI 410NiMo con electrodo convencional en su condición de temple y revenido, se puede observar un aumento de 757 a 761 MPa en los valores de resistencia, sin embargo, también se sacrifica dureza.

Tabla 4.5 Resultados obtenidos en el ensayo de tensión de la soldadura del acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo con diferentes tratamientos térmicos ⁽²⁾

TIPO	RESISTENCIA ULTIMA A LA TENSION MPa	RESISTENCIA A LA CEDENCIA MPa	ELONGACIÓN (en 2 plg) %	DUREZA ROCKWELL C
410NiMo (doble revenido)	483	310	25	42
410 (templado y revenido)	757	584	20	18

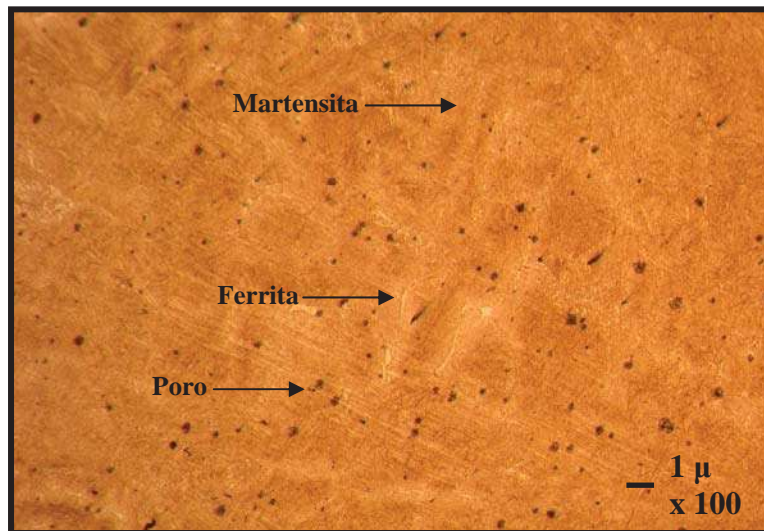
Como se puede observar en la tabla 4.5, los resultados se obtuvieron del ensayo realizado a una soldadura de acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo con un electrodo convencional y con tratamientos térmicos de revenido y doble revenido, que son los tratamientos térmicos más comunes para este tipo de material en específico. Sin embargo, como uno de los objetivos es modificar el tratamiento térmico aplicado al acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo, se realizó solo un relevado de esfuerzos y debido a que este tratamiento térmico no es común, cabe mencionar que no se encontró información de resultados de ensayo de tensión para este material en específico, por lo que se hacen estas comparaciones.

De igual manera, existe una relación entre resistencia máxima y dureza y ⁽⁶²⁾, en base a los resultados obtenidos en el presente trabajo, se puede hacer una comparación, que se muestra en la tabla 4.6.

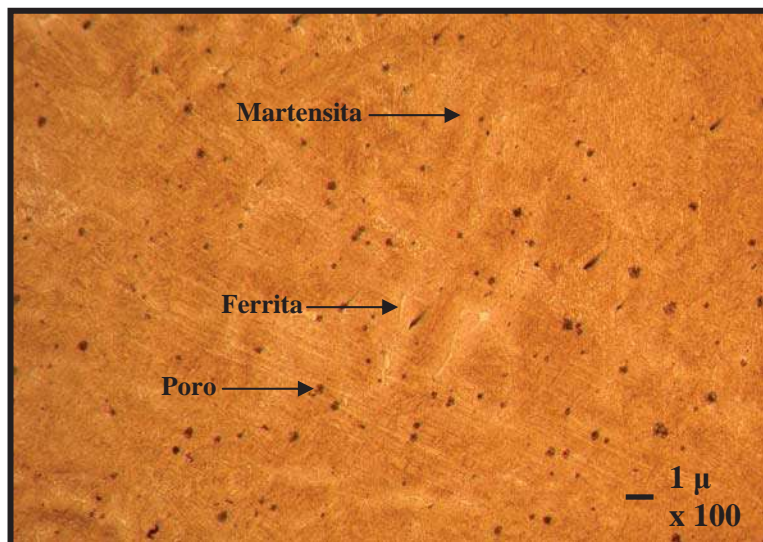
Tabla 4.6 Relación Dureza - Resistencia del acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo con diferente tratamiento térmico

TIPO	RESISTENCIA ULTIMA A LA TENSION MPa	RESISTENCIA A LA CEDENCIA MPa	DUREZA ROCKWELL C	RESISTENCIA MÁXIMA CALCULADA MPa
410NiMo (doble revenido)	483	310	42	1351
410(templado y revenido)	757	584	18	737
410NiMo (metal de soldadura con relevado de esfuerzos)	761	639	33	1034
AISI 410 NiMo (metal base sin tratamiento térmico)	----	----	26	882
410 NiMo (ZAT con relevado de esfuerzos)	----	----	28	903

Las micrografías de las probetas de este ensayo, que son mostradas en la figura 4.10, revelaron una microestructura martensítica con ferrita y porosidades. Debido a que la tenacidad varía directamente con la ductilidad e inversamente con la resistencia y la dureza, en la soldadura del acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo con tratamiento térmico de relevado de esfuerzos, se obtuvieron valores de resistencia mayores a 483 y 757 MPa, que son las obtenidas con los diferentes tratamientos térmicos; sin embargo, se tuvo una disminución en la dureza de 42 a 33 HRC, durezas obtenidas en su condición de temple y revenido así como con relevado de esfuerzos respectivamente.



a)



b)

Figura 4.10 Microestructura predominante en las probetas del ensayo de tensión de la soldadura del acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo con electrodo modificado y tratamiento térmico de relevado de esfuerzos. Las micrografías muestran la estructura martensítica con ferrita en la matriz, así como porosidades

4.4.3 ENSAYO DE IMPACTO

El ensayo de impacto fue realizado en “Fundidora Morelia”. Las probetas del metal de soldadura y la zona afectada térmicamente fueron ensayadas a temperaturas de 0° y 20°C para observar su comportamiento en dicho rango. Como se puede observar en la tabla 4.7, los promedios de energía absorbida en el metal de soldadura y la zona afectada térmicamente a 20°C, fueron de 94 J y 86 J respectivamente.

Tabla 4.7 Energía absorbida en el metal de soldadura y la ZAT del acero inoxidable martensítico AISI 410 NiMo con electrodo modificado y tratamiento térmico de relevado de esfuerzos

CORDÓN DE SOLDADURA			
Probeta	Temperatura	Energía absorbida (J)	Promedio (J)
1	20°C	52	
2	20°C	113	
3	20°C	118	94
4	0°C	64	
5	0°C	49	
6	0°C	106	73
ZONA AFECTADA TÉRMICAMENTE (ZAT)			
1	20°C	82	
2	20°C	96	
3	20°C	81	86
4	0°C	76	
5	0°C	72	
6	0°C	95	81

En base a que uno de los objetivos de esta investigación era obtener como mínimo 60 J de energía absorbida a una temperatura de 0°C y debido a que la tenacidad disminuye a medida que disminuye la temperatura, las probetas se ensayaron también a 0°C en donde a dicha temperatura, se obtuvo un promedio de 73 J de energía absorbida en el metal de soldadura mientras que en la zona afectada térmicamente fueron 81 J.

La diferencia entre la energía absorbida en la zona afectada térmicamente y el cordón de soldadura, se atribuye a que en la ZAT se tiene un 3.6% de ferrita, mientras que en el metal de soldadura se tiene un 2.4%. Teniendo como base que cuando se tiene un mayor porcentaje de ferrita existe menor dureza, y a menor dureza, aumentan la tenacidad y ductilidad, en la zona afectada térmicamente se tuvo una energía absorbida de 81 J mayor a la del metal de soldadura, que es de 73 J. Otra consideración que se puede hacer es en base a la composición química, ya que el cordón de soldadura, al tener menor contenido de carbono (0.033%C), se tiene menor dureza y, por lo tanto, se tiene mayor energía absorbida (81 J), mientras que la zona afectada térmicamente, la cual tiene un mayor contenido de carbono (0.056%C), es menor la energía absorbida (73 J).

En las micrografías de la figura 4.11 que corresponden al ensayo de impacto en el cordón de soldadura, se observa una microestructura martensítica en forma de agujas donde se aprecia el grano austenítico delineado (4.11a y 4.11b), lo cual es producto de la temperatura de permanencia (600°C) del tratamiento térmico de relevado de esfuerzos realizado al material. En las micrografías 4.11c y 4.11d, se puede observar claramente la martensita y corresponden a la probeta donde se obtuvieron 63.72 J de energía absorbida y 33 HRC. En las micrografías 4.11f y 4.11g, se puede observar una microestructura de martensita revenida producida por los cordones de soldadura subsecuentes así como los bordes de grano delineados (4.11e). Estas micrografías corresponden a la probeta donde se obtuvieron 48.80 J de energía absorbida y 30 HRC.

En las micrografías 4.11h y 4.11i se puede observar una microestructura de martensita revenida en forma de listones producida por los subsecuentes pasos de soldadura. Estas micrografías corresponden a la probeta donde se obtuvieron 105.75 J de energía absorbida y 27 HRC.

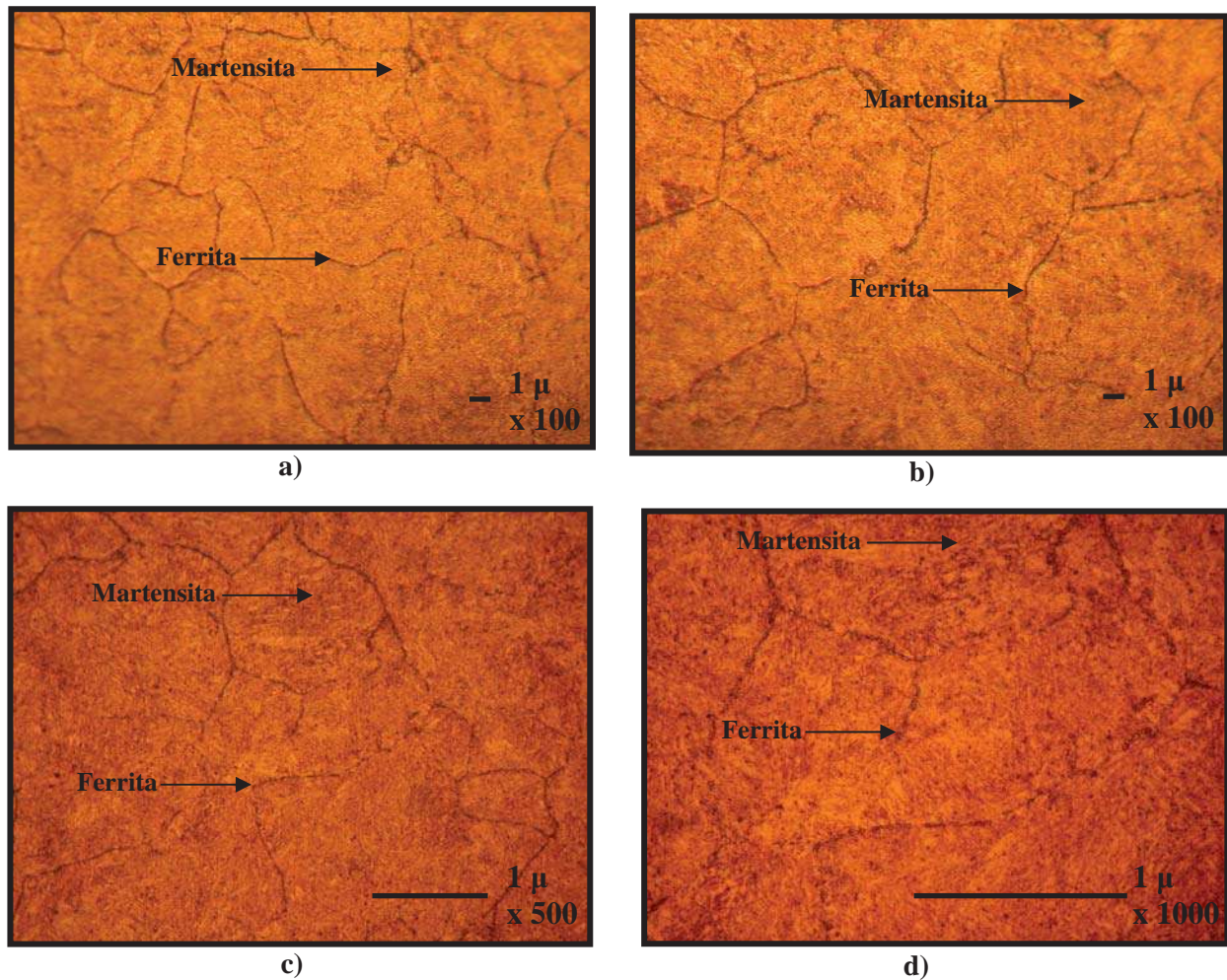
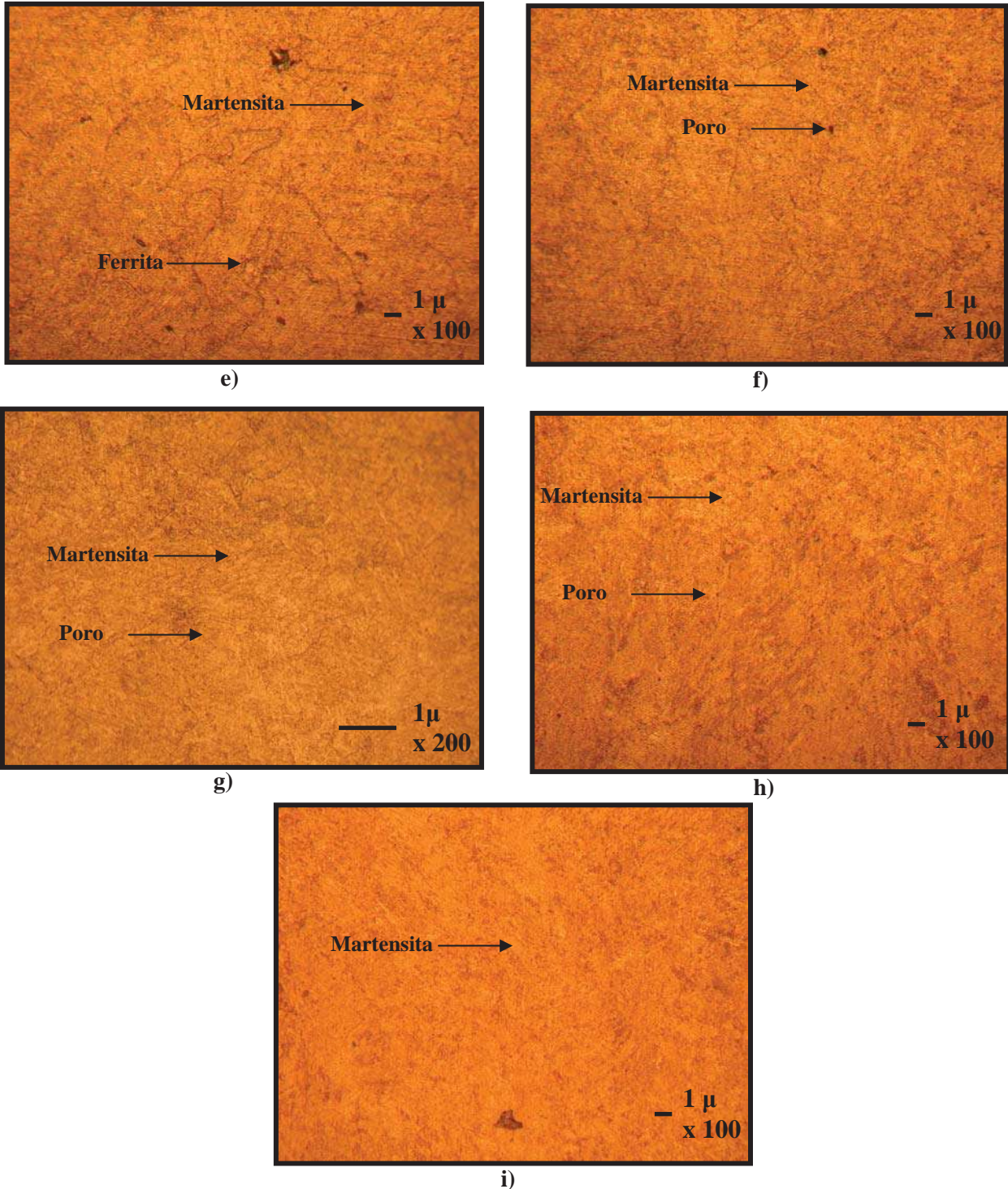


Figura 4.11 Micrografías correspondientes a la región donde se obtuvieron las probetas de impacto del cordón de soldadura. Las micrografías a), b), c) y d), muestran la microestructura martensítica de listón, así como el grano austenítico delineado por la ferrita



Continuación Figura 4.11 Micrografías correspondientes a la región donde se obtuvieron las probetas de impacto del cordón de soldadura, donde se muestra la estructura martensítica

Las micrografías de la figura 4.12 corresponden a la región donde se obtuvieron las probetas de impacto de la zona afectada térmicamente con tratamiento térmico de relevado de esfuerzos. En las micrografías 4.12a,

4.12b y 4.12c, se observa una microestructura martensítica en forma de listones con algunas inclusiones, que, en base a la forma que tienen, puede ser escoria atrapada a causa de una mala limpieza del material. Las micrografías corresponden a la probeta donde se obtuvieron 75.9 J y 30 HRC.

En las micrografías 4.12d y 4.12e se puede observar una microestructura martensítica en forma de listones así como los granos austeníticos delineados. Las micrografías corresponden a la probeta donde se obtuvieron 71.8 J de energía absorbida y 27 HRC.

En las micrografías 4.12f, 4.12g, 4.12h y 4.12i se observa una microestructura martensítica revenida en forma de listones, libre de ferrita, con algunas inclusiones. Las micrografías corresponden a la probeta donde se obtuvieron 94.9 J de energía absorbida y 28 HRC.

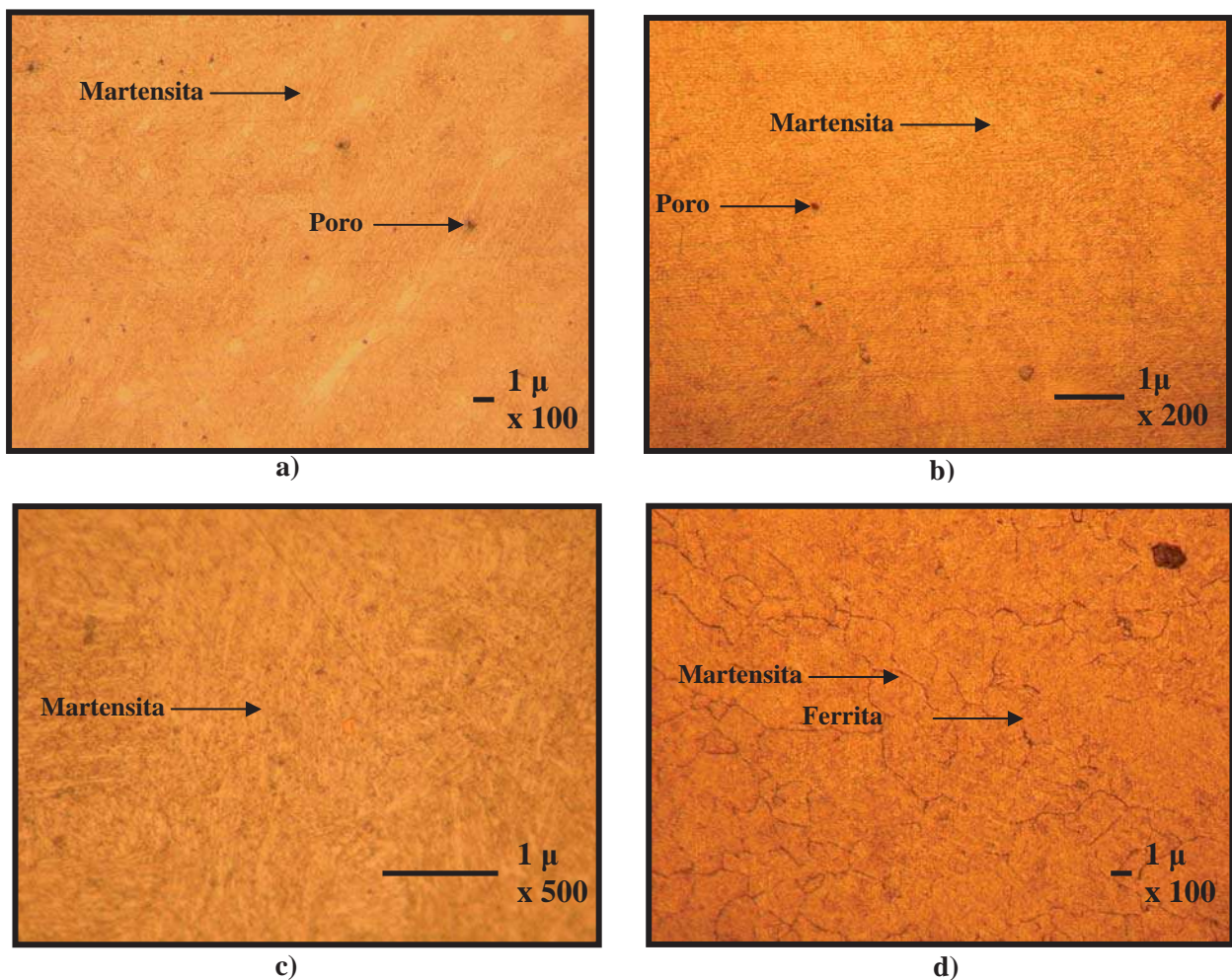
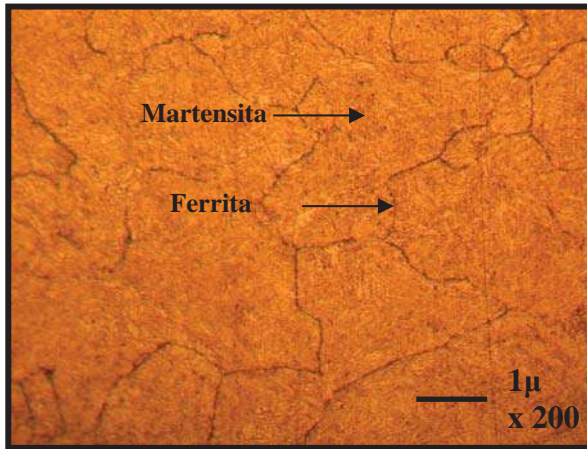
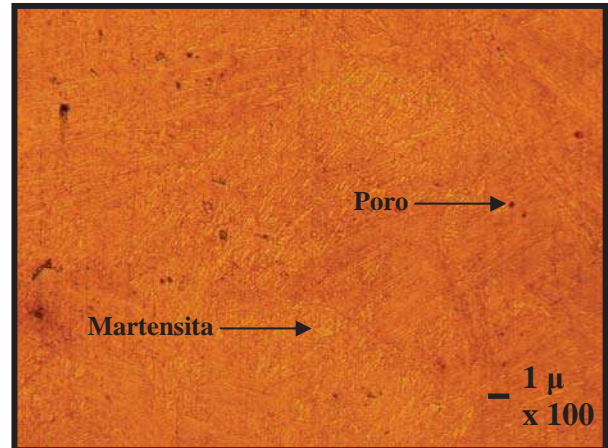


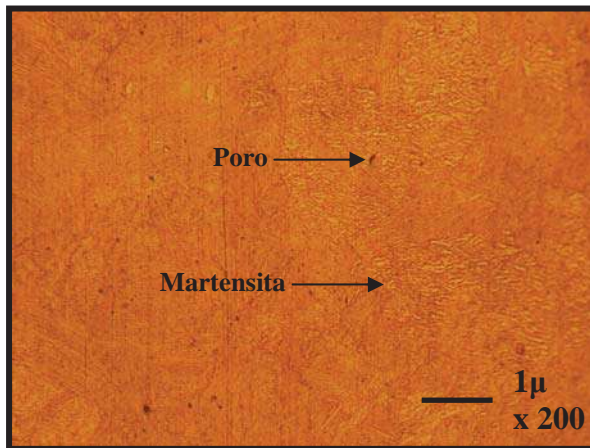
Figura 4.12 Micrografías correspondientes a la región donde se obtuvieron las probetas de impacto de la zona afectada térmicamente, donde se muestra la microestructura martensítica, así como poros



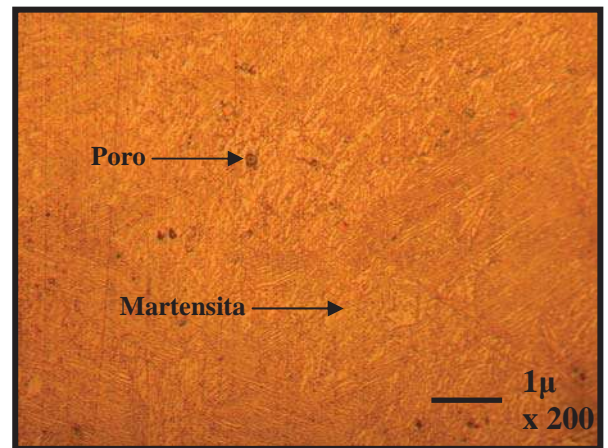
e)



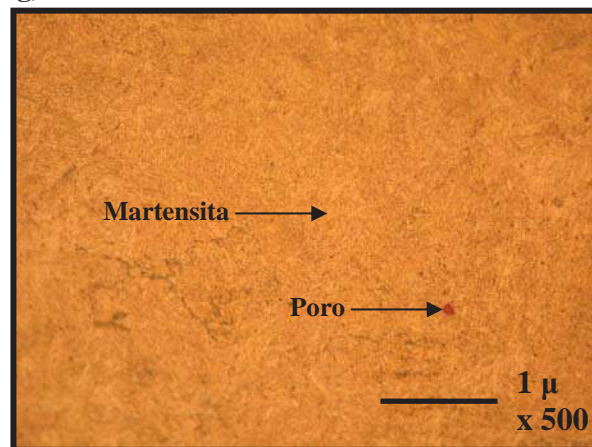
f)



g)



h)



i)

Continuación figura 4.12 Micrografías correspondientes a la región donde se obtuvieron las probetas de impacto de la zona afectada térmicamente, donde se observa la estructura martensítica, así como poros

4.4.4 ENSAYO DE DOBLEZ

Mediante el ensayo de doblez se obtuvieron los resultados que se muestran en la tabla 4.8:

Tabla 4.8 Resultados del ensayo de doblez

Probeta	Carga máxima (N)	Resultado	Tipo de ensayo
1	55374	Sin fractura	Raíz
2	49556	Sin fractura	Cara
3	55572	Sin fractura	Cara
4	48720	Sin fractura	Raíz
5	47083	Sin fractura	Raíz
6	49994	Sin fractura	Cara
7	51235	Fracturada	Raíz
8	46628	Sin fractura	Cara

Para verificar la sanidad de la soldadura, se hicieron cuatro ensayos de doblez de cara y cuatro de raíz, todos a 180° donde se observó que los cordones de soldadura son capaces de doblar y donde el resultado obtenido fue una pieza en forma de "U", con lo que se asegura que los cordones son capaces de soportar las tensiones producidas en este ensayo y asegura su fiabilidad.

En la figura 4.11a se observa la probeta que soportó la carga mínima (46628 N) y en la figura 4.10b, la probeta que soportó la carga máxima (55572 N). En la figura 4.11c se observa la probeta que fracturó soportando una carga máxima de 51235 N donde se observa una fractura de grano fino, la cual se pudo haber ocasionado por una inclusión o escoria en el metal de soldadura.

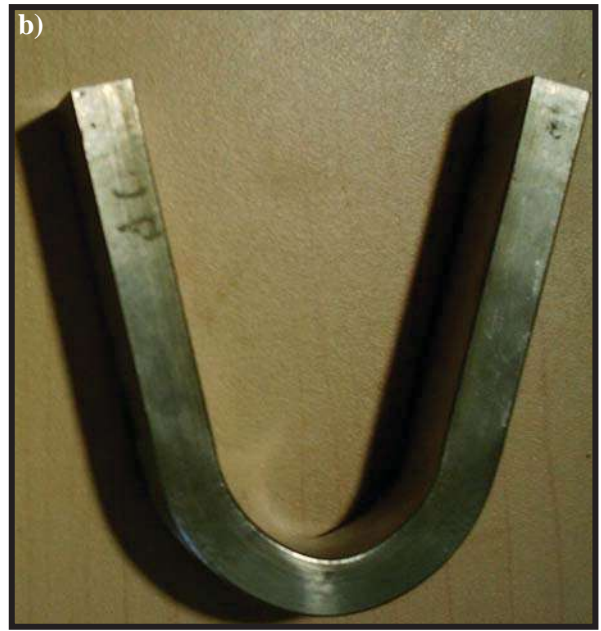


Figura 4.13 Probetas correspondientes al ensayo de doblez. La probeta a) corresponde a la probeta que soportó la carga mínima, la b) corresponde a la carga máxima, y la c), a la probeta que fracturó

5
*CONCLUSIONES
Y RECOMENDACIONES*

CONCLUSIONES

En base a los resultados obtenidos en la presente investigación, se concluye lo siguiente:

- Los valores de dureza se pueden relacionar directamente con los porcentajes de ferrita en las distintas regiones de la soldadura, ya que a medida que aumenta el porcentaje de ferrita de 2.4 a 14%, disminuye la dureza de 33 a 26 HRC.
- El uso del electrodo ER410NiMo modificado permite obtener propiedades de impacto de 60 J a 0° cumpliendo las especificaciones de la norma ASTM, modificando el tratamiento térmico post soldadura, en comparación a la soldadura obtenida con un electrodo convencional y doble revenido donde se tienen 59 J a 0°C, por lo que, esta soldadura puede utilizarse en planta cuando se requieran valores de impacto mayores de 60 J a 0°C en base a la norma ASTM.
- El promedio de la resistencia última a la tensión en la soldadura del material AISI 410NiMo con un electrodo modificado y tratamiento térmico de relevado de esfuerzos, fue de 761 MPa y una resistencia a la cedencia de 639 MPa con una elongación en 2 pulgadas del 14%, valores mayores a los obtenidos en la soldadura del AISI 410NiMo con un electrodo convencional.
- Modificar el proceso convencional de tratamiento térmico que se aplica al acero inoxidable martensítico AISI 410NiMo necesario para su aplicación industrial el cual es muy tardado, aumenta los costos y no se obtienen las propiedades mecánicas requeridas.
- El uso del electrodo ER410NiMo modificado permite obtener una dureza de 33 HRC, que es el valor intermedio entre la soldadura obtenida con un electrodo convencional en su condición de doble revenido y/o temple y revenido.
- Debido a las variaciones de Si y Mn en la composición química del electrodo modificado, se puede afirmar que se mejoran las propiedades mecánicas obtenidas en la soldadura con este tipo de electrodo, ya que tanto el Si como el Mn son desoxidantes y estabilizadores de carburos que fragilizan el material y a estos niveles se pueden obtener en la unión soldada una buena desoxidación para obtener los volúmenes de oxígeno más bajos y valores de impacto altos.
- Mediante el uso del electrodo modificado, se obtiene una microestructura martensítica con un bajo porcentaje de ferrita, obteniéndose así las mejores propiedades mecánicas de elongación e impacto.
- Debido a las características de la soldadura del AISI 410NiMo con un electrodo modificado, se recomienda para la unión y reparación de piezas críticas, como los rodetes Pelton o álabes de turbinas.

RECOMENDACIONES

Se recomienda como trabajo futuro, realizar:

- Un estudio de defectología en la unión soldada para corroborar que el material que se obtuvo se encuentra en un estado completamente sano.
- Un estudio de corrosión en la unión soldada en diferentes medios corrosivos y a las temperaturas de servicio a las cuales se va a someter la unión soldada.
- Medición de esfuerzos residuales.
- Medición de la fisuración en frío mediante los ensayos Teken, CTSM, CTS, Battelle, TRC, RRC, CLCC. El tipo de ensayo deberá ser escogido en base al nivel de tensiones presentes.
- Realizar un tratamiento térmico de relevado de esfuerzos a 650°C para reducir el tiempo de exposición y analizar los resultados.
- Esta soldadura debe ser utilizada en servicio a una temperatura no mayor a 650°C para reducir la posibilidad de formación de ferrita delta.

REFERENCIAS

1. Tello, M. Curso de Procesos metalúrgicos en los aceros inoxidables, CIDESI, Octubre, 2001.
2. Lippold, J. and Kotecki D. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel, Wiley Interscience, 2005, Capítulos 3, 4 y 5.
3. Peckner, D. and Bernstein. Handbook of Stainless Steels, Tomo I, McGraw-Hill, 1977, Capítulo 6-1.
4. Floreen, S. y Hayden. Transactions of the American Society for Metals, ASM, 1968, 61:489-499.
5. Wentrup, H. y Reif, O. Archive fuer das Eisenhuettenwesen, 1949, 20:359-362.
6. Kubaschewski, O. Iron. Binary Phase Diagrams, Springer-Verlag, 1982.
7. Dahl, W., Duren, C., y Musch, H. Stahl und Eisen, 93:813-822.
8. Irvine, J.J. Journal of the Iron and Steel Institute, London, 1961, 199:153-169.
9. CENDI. Acero Inoxidable: Clasificación y Características, CENDI, Mayo, 2002, Manual I.
10. Tello, M. Curso de Tratamientos Térmicos para Aceros Inoxidables, 2005, Capítulo 3.
11. Tello, M. Curso de Inspección de Soldadura, 2005, Capítulo 6.
12. Steele, M, A. y Andrés, M. M. Transformaciones Martensíticas, Marzo, 2006, página 9.
13. Pozo, M. J., Díaz, C. E., Tello R. M. Ponencia sobre Soldadura de los Aceros Inoxidables, Mayo, 2005.
14. Tello, M. Soldadura de los Aceros Inoxidables Austeníticos, Ferríticos y Martensíticos, Mayo, 2005, Capítulo 3.
15. Tello, M. y Sánchez C. Curso de Inspección de Soldadura, Capítulo 7, Mayo 2005.
16. ASM. Welding and Brazing, Volumen 6, Metals Park Ohio, 1983, 729, 738.
17. Tello, M. 2do. Curso de Soldadura de Arco con Electrodo de Tungsteno Protegido por Gas, JICA, Mayo, 2005, Capítulos 1 y 2.
18. Sánchez, C. y Tello, M. Soldadura de Arco Metálico con Protección Gaseosa, CIDESI, Mayo, 2005, Capítulos 1 y 2.
19. Vitek, J.M. <http://engm01.ms.ornl.gov/FNCoolingRate.html>
20. ASM. Welding and Brazing, Volumen 6, Metals Park Ohio, 1983, 96-113.
21. Sánchez, C. y Tello, M. Soldadura de Arco Eléctrico con Electrodo Tubular, CIDESI, Mayo, 2005, Capítulos 1 y 2.
22. López, R. J. J. Alambres Tubulares para soldar con el Proceso FCAW, Revista de la Industria Petrolera, PETROQUIMEX, página 8.
23. ASM. Welding and Brazing, Volumen 6, Metals Park Ohio, 1983, 98 y 99.
24. ASM. Welding and Brazing, Volumen 6, Metals Park Ohio, 1983, 103.
25. ASM. Welding and Brazing, Volumen 6, Metals Park Ohio, 1983, 99.
26. Lippold, J. y Kotecki D. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel, Wiley Interscience, 2005, 77.
27. ASTM, Annual Book of ASTM standards, Volumen 01.03 Iron and Steel Products, 2001, E370.
28. ASTM, Annual Book of ASTM standards, Volumen 03.01 Metals-Mechanical Testing; Elevated and Los Temperature Tests; Metallography, 2001, E190.
29. ASM, Hardness Testing, 2nd Edición, 1999.
30. Sánchez, C. y Tello, Rico, M. Propiedades Mecánicas de los Materiales y Ensayos a Soldaduras, CIDESI, Mayo, 2005, Capítulo 1.
31. Schaeffler, A. L. "Constitution Diagram of Stainless Steel Weld Metal", Metal Progress, 56, November 1949, 680-680B.
32. CIGWELD: Welding of stainless steel, technical and trade information, Comweld Group Pty. Ltd, 2000, 287.
33. Askeland, D.R. Science and Engineering of Materials, Hardcover/Thomson Learning, January 1994, 134.
34. Lula, R.A. Stainless steel, revision from an introduction to stainless steel, American Society for Metals, May 1985, 243.
35. D. Jaffre. Effects of the elements on steel properties, A SUMMARY Dick Jaffre, VP Raw Materials TXI Chaparral Steel 300 Ward Road Midlothian, 1999, 278-296.
36. Rodríguez M. Fundamentos tecnológicos y metalúrgicos para la soldadura de los aceros inoxidables, CIS-IIM, Mayo 2003, 8, 11-14, 30, 38-40, 62-63,

37. Cofré, P. FASTPACK PIPING PRODUCTS, Boletín técnico, aceros inoxidable, aceros aleados y alloys, Santiago-Chile, Mayo 1999, 1-6.
38. González, M. Aceros Inoxidables, Curso de Metalurgia Física, Ingeniería Mecánica-Ingeniería Naval, 1ª. Edición, Octubre 2002, 5-6.
39. David, S.A., Vitek, J.M., y Hebble, T. L. Effect of rapid solidification on stainless steel weld metal microstructures and its implication on the Schaeffler diagram. Welding journal 66 (10) 1987, 289-s - 300-s.
40. American Society of Metal “Welding and Brazing”, Metals Handbook, Vol. 6, 9a ed., Metals Park, Ohio, American Society Metals, 1983, 729-738.
41. American Welding Society. Recommended Practices for Study Welding, ANSI/AWS C5.4. Miami, 1974, 164.
42. R.L.O’Brien, Manual de Soldadura, Tomo 1, Octava edición, American Welding Society, 1998, 159, 112, 140.
43. American Society of Metal. “Welding and Brazing”, Metals Handbook, Vol. 6, 9a ed., 1983, 729,738.
44. INDURA, Manual de Soldadura, Santiago de Chile 2003, 74.
45. LECO Corporation, Metallographic principles and procedures, 1997, 68.
46. American Society for Metals, Metals Handbook Vol. 9, Metallographic and Microstructures, ASM, 1998, 327.
47. American Filler Metals, Stainless Steel Wire, 1999, 123.
48. Olson R. Welding theory and practice, North Holland, 1990, 16, 21.
49. Bilmes, D., Gonzáles, C., Llorente, L., Solary, M. Efecto de los gases de protección sobre las microestructuras en soldaduras MIG-MAG de aceros inoxidable, 608.
50. Sigma Scan Pro, Image Análisis, Versión 5.0.0. (Build number 3981) Copyright 1987-1999 SPSS Inc. <http://hallogram.com/science/sigmascanpro/>
51. ACERIND S.C, Soldadura de los aceros inoxidable para el ingeniero de materiales, 2002, 21.
52. Weckman, C., y Kunts, M. Introduction to Welding, Faculty of Engineering, University of Waterloo, February 2003, 10.
53. Arata y colaboradores. Solidification of crack susceptibility in weld metals of metals of fully austenitic stainless steels (reporte IV), traducción de JWR, 1978, página 17.
54. [http://www.uam.es/docencia/labvformat/labvformat/practicas/practica4/Materialesaceros\[1\].ppt](http://www.uam.es/docencia/labvformat/labvformat/practicas/practica4/Materialesaceros[1].ppt)
55. Bazán, C., Determinación de electrodos y cálculo de costos de soldadura al arco asistidos por computadora”, Universidad de Piura-Perú, 1998.
56. Böhler Tyssen, Soldaduras S.A. de C.V. Alambre metálico con núcleo aleado Böhler CN 13/4-MC para la fabricación y reacondicionamiento de hidro turbinas, Marketing Newsletter, 2002, páginas 2-10.
57. SigmaScan Pro, Image Analysis, Versión 5.0.0. (Build number 3981) Copyright 1987-1999 SPSS Inc. <http://hallogram.com/science/sigmascanpro/>
58. Blodett, O. Designs of Weldments, The James F. Lincoln Foundation, Cleveland, Ohio, Capítulo 6.2, 1963.
59. Struers. Metallographic Preparation of Stainless Steel, Application Notes. www.struers.com.
60. LECO Corporation. Metallographic Principles and Procedures, 1997, 68.
61. Thelning, Karl-Erick. Steel and its heat treatment, Butterworths, Kent, England, 1984, Capítulo 3.
62. Horwitz, H. Soldadura. Aplicaciones y práctica, Dutchess Community Collee, Universidad de Nueva York, 1984, páginas 484, 485.