



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN NICOLAS DE HIDALGO

INSTITUTO DE INVESTIGACIONES METALURGICAS

TESIS

"CARACTERIZACION Y PROPIEDADES MECANICAS DE LA
SOLDADURA DE UN ACERO INOXIDABLE FERRITICO AISI 430"

PARA OBTENER EL GRADO DE:

MAESTRO EN METALURGIA Y CIENCIAS
DE LOS MATERIALES

PRESENTA:

ING. ARTURO MORENO RODRIGUEZ

ASESOR DE TESIS:

DR. CUAUHEMOC MALDONADO ZEPEDA

Morelia, Michoacán, Septiembre de 2009.



Í N D I C E

	Página
RESUMEN.....	VI
1. INTRODUCCIÓN.....	1
1.1 ANTECEDENTES.....	1
JUSTIFICACIÓN	3
OBJETIVOS	4
HIPÓTESIS.....	4
2. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA	6
2.1 ACEROS INOXIDABLES	6
2.1.1 INTRODUCCIÓN	6
2.1.2 DEFINICIÓN.....	6
2.1.3 HISTORIA.....	7
2.1.4 CLASIFICACIÓN Y APLICACIÓN	8
2.1.5 RESISTENCIA A LA CORROSIÓN.....	9
2.2 DIAGRAMAS DE FASE	10
2.2.1 SISTEMA HIERRO-CROMO.....	10
2.2.2 SISTEMA HIERRO-CROMO-CARBONO.....	11
2.3 ELEMENTOS DE ALEACIÓN	14
2.3.1 ELEMENTOS DE ALEACIÓN EN ACEROS INOXIDABLES	14
2.3.1.1 Cromo	14
2.3.1.2 Níquel	15
2.3.1.3 Manganeso.....	16
2.3.1.4 Silicio.....	16
2.3.1.5 Molibdeno.....	17
2.3.1.6 Carbono	17
2.3.1.7 Elementos formadores de carburos.....	17
2.3.1.8 Elementos Promotores de Ferrita vs Elementos Promotores de Austenita	18
2.3.2 SISTEMAS DE ALEACIONES FERRÍTICO-MARTENSÍTICAS	19
2.4 ACEROS INOXIDABLES FERRÍTICOS	22
2.4.1 METALURGIA FÍSICA Y MECÁNICA	22
2.4.1.1 Efecto de los elementos de aleación sobre la microestructura.....	25
2.4.1.2 Efecto de la martensita	26
2.4.1.3 Fenómenos de Fragilización.....	27
2.4.1.3.1 Fragilización a 475°C.....	27
2.4.1.3.2 Fragilización por fase sigma y fase chi	28
2.4.1.3.3 Fragilización a Altas Temperaturas.....	29
2.4.1.4 Propiedades Mecánicas.....	33
2.4.2 METALURGIA DE LA SOLDADURA.....	33
2.4.2.1 Zona de fusión	33
2.4.2.1.1 Secuencia de solidificación y transformación	33
2.4.2.1.2 Comportamiento de la precipitación.....	37
2.4.2.1.3 Predicción de la Microestructura.....	38
2.4.2.2 Zona Afectada Térmicamente.....	40
2.4.3 PROPIEDADES MECANICAS DE LAS SOLDADURAS	41
2.4.3.1 Aleaciones de Medio Cromo	41
2.4.4 SOLDABILIDAD.....	43
2.4.4.1 Fisuración por Solidificación de la Soldadura.....	43
2.4.5 TRATAMIENTOS TÉRMICOS POST-SOLDADURA.....	43

2.5 PROCESOS DE SOLDADURA PARA ACEROS INOXIDABLES	45
2.5.1 PROCESO GTAW	45
2.5.1.1 Introducción.....	45
2.5.1.2 Operación	46
2.5.1.3 Aplicaciones	46
2.5.1.4 Calidad.....	47
2.5.1.5 Equipo.....	48
3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	56
3.1 MATERIAL BASE	56
3.2 ANÁLISIS QUÍMICO	56
3.3 ANÁLISIS METALOGRAFICO	56
3.3.1 PREPARACIÓN DE LAS MUESTRAS.....	57
3.3.2 ATAQUE QUÍMICO	57
3.4 LAS UNIONES SOLDADAS	58
3.4.1 GEOMETRÍA DEL BISEL	58
3.4.2 EQUIPO DE SOLDADURA UTILIZADO	59
3.4.3 MEDICIÓN DE LAS TEMPERATURAS	60
3.5 CARACTERIZACIÓN DE LA SOLDADURA.....	62
3.5.1 DETERMINACIÓN DEL APORTE TÉRMICO	63
3.5.2 ENSAYO DE TENSIÓN.....	64
3.5.3 ANALISIS METALOGRAFICO DE LA SOLDADURA.....	65
3.5.4 MEDICIÓN DEL TAMAÑO DE GRANO.....	65
3.5.4.1 Determinación del Tamaño de Grano a Partir del Método Planimétrico de Jeffries	65
3.5.4.2 Determinación del Tamaño de Grano a Partir del Método del Intercepto de Heyn	67
3.5.4.3 Determinación del Tamaño de Grano Mediante Analizador de Imágenes	68
3.5.5 MEDICIÓN DE LA DUREZA.....	68
3.6 DISEÑO DE EXPERIMENTOS	69
3.7 TRATAMIENTO TÉRMICO POST-SOLDADURA	72
3.7.1 OBJETIVO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO POST-SOLDADURA	73
3.7.2 FABRICACIÓN DEL HORNO PARA EL TRATAMIENTO TÉRMICO	73
4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	77
4.1. ANÁLISIS METALOGRAFICO DEL METAL BASE.....	77
4.2 COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL ACERO	78
4.3 MICROESTRUCTURA DE LA UNIÓN SOLDADA	78
4.4 MEDICIÓN DEL TAMAÑO DE GRANO	81
4.5 REALIZACIÓN DEL ENSAYO DE TENSIÓN.....	81
4.6 MEDICIÓN DE LA MICRODUREZA	84
4.7 TRATAMIENTO TÉRMICO POST-SOLDADURA	88
4.8 RESISTENCIA A LA TENSIÓN VS INTENSIDAD DE CORRIENTE Y VELOCIDAD DE AVANCE	93
4.9 PORCENTAJE DE MARTENSITA VS INTENSIDAD DE CORRIENTE Y VELOCIDAD DE AVANCE	94
5. CONCLUSIONES.....	98
6. RECOMENDACIONES Y SUGERENCIAS	100
7. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	102

ÍNDICE DE FIGURAS

	Página
Figura 1.1 Evolución de la producción mundial de los aceros inoxidables	2
Figura 2.1 Diagrama de equilibrio hierro-cromo.....	11
Figura 2.2 Efecto del carbono sobre la expansión del campo de fase de la austenita.....	12
Figura 2.3 Diagrama pseudobinario a (a) 13% y (b) 17% de cromo. C_1 es un carburo $(Cr, Fe)_{23}C_3$; C_2 es un carburo $(Cr, Fe)_7C_3$	13
Figura 2.4 Diagrama de constitución de los aceros inoxidables ferríticos desarrollado por Lippold utilizando factores de Kaltenhauser.	20
Figura 2.5 Diagrama de Balmforth para metal de soldadura de aceros inoxidables ferríticos y martensíticos.	21
Figura 2.6 Diagrama de Schaeffler de 1949, el cual permanece en uso.	21
Figura 2.7 Diagrama de fase pseudobinario	23
Figura 2.8 Microestructura del acero 409 recocida	23
Figura 2.9 Microestructura del acero 430 rolando en caliente	24
Figura 2.10 Microestructura del acero 430 recocido a 1100 °C y enfriado hasta temperatura ambiente	25
Figura 2.11 Efecto de la concentración de cromo sobre el umbral para la formación de la fase sigma a 593 y 649 °C	29
Figura 2.12 Efecto de la exposición a elevadas temperaturas sobre la tenacidad al impacto de aleaciones con 17 % de Cr con variación de niveles de N. Tratados térmicamente a: (a) 815°C/1 hr y (b) 1150°C/1 hr. Enfriados en agua.....	30
Figura 2.13 Efecto del tamaño de grano y la concentración intersticial en pruebas de impacto en aleaciones Fe-25 Cr	31
Figura 2.14 Microestructura de la zona de fusión de aceros completamente ferríticos.....	35
a) Acero 409 (se aprecia martensita a lo largo de límite de grano) y b) Acero 439.....	35
Figura 2.15 Microestructura bifásica ferrita y martensita intergranular en el Deposito de metal de soldadura del 430.	36
Figura 2.16 Diagrama de fase pseudobinario Fe-Cr-N con el 18% Cr constante.....	37
Figura 2.17 Diagrama de constitución de Balmforth con las aleaciones 409, 430 y 439 sobrepuestas.	39
Figura 2.18 Microestructura de la ZAT en un acero inoxidable tipo 430. Se observa la presencia de martensita en los límites de grano y la gran precipitación intragranular	40
Figura 2.19 DBTT simulado para la ZAT en un acero inoxidable tipo 436	41
Figura 2.20 Efecto de la temperatura pico en las propiedades mecánicas en la ZAT simulada para un acero inoxidable tipo 430 Nb.....	42
Figura 2.21 Efecto del TTPS sobre la tenacidad de la ZAT en el acero 430	44
Figura 2.22 Variación de la tenacidad en el metal de soldadura (CVN) vs. Temperatura para los aceros 430 (línea sólida) y 430 Nb (línea guión).....	45
Figura 2.23 La calidad de cordones de soldadura de este proceso es muy buena.....	47
Figura 2.24 Equipo para el proceso GTAW	48
Figura 2.25 Antorcha para el proceso GTAW	49
Figura 2.26 Fuente de poder para el proceso GTAW	50
Figura 2.27 Gas de protección (Se utiliza principalmente argón)	51
Figura 2.28 Onda de corriente pulsada utilizada en el proceso GTAW	54
Figura 3.1 Fotografía de las láminas a ser soldadas, fijadas con prensas	58
Figura 3.2 Perfil de la preparación de junta.	59
Figura 3.3 Fuente de potencia empleada en la realización de soldaduras.....	59
Figura 3.4 Estructura típica de un termopar tipo K.....	60
Figura 3.5 Relación entre la FEM y la temperatura de algunos termopares	61
Figura 3.6 Colocación o distribución de los termopares.	61
Figura 3.7 Obtención de lecturas mediante una tarjeta de adquisición de datos.	62
Figura 3.8 Distribución de los ensayos mecánicos para los experimentos.....	63
Figura 3.9 Forma y dimensiones de la probeta de tensión	64

Figura 3.10 Ejemplo de la medición del tamaño de grano por el método planimétrico (Jeffries).	66
Figura 3.11 Ejemplo de la medición de tamaño de grano, usando el método de intercepción de Heyn	68
Figura 3.12 Dominio experimental del diseño factorial 3^2	71
Figura 3.13 Arreglo de la resistencia	74
Figura 3.14 Esquema del horno	74
Figura 4.1 Micrografía por microscopía óptica del acero inoxidable ferrítico AISI 430.	77
Figura 4.2 Diagrama pseudobinario con 0.037 % de C en peso.	79
Figura 4.3 Diagrama de transformación correspondiente a las aleaciones tipo 430.	79
Figura 4.4 Diagrama de Balmforth, ubicando el acero inoxidable ferrítico AISI 430.	80
Figura 4.5 Localización de las fracturas: A) En el metal de soldadura y B) En el metal base.	82
Figura 4.6 Lecturas de microdurezas para los ensayos con 20 A y velocidades de desplazamiento de: a) 20 mm/s, b) 25 mm/s y c) 30 mm/s	85
Figura 4.7 Lecturas de microdurezas para los ensayos con 30 A y velocidades de desplazamiento de: a) 20 mm/s, b) 25 mm/s y c) 30 mm/s	86
Figura 4.8 Lecturas de microdurezas para los ensayos con 40 A y velocidades de desplazamiento de: a) 20 mm/s, b) 25 mm/s y c) 30 mm/s	87
Figura 4.9 Horno eléctrico, el cual utiliza argón como atmósfera protectora.	88
Figura 4.10. Efecto independiente de las variables respecto a la resistencia a la tensión.	93
Figura 4.11. Correspondencia entre la intensidad de corriente y velocidad de avance con respecto a la resistencia a la tensión.	94
Figura 4.12. Efectos independientes de cada factor sobre el porcentaje de martensita.	95
Figura 4.13. Relación de la intensidad de corriente y avance de la soldadura respecto al porcentaje de penetración en dos dimensiones.	96

ÍNDICE DE TABLAS

	Página
Tabla 2.1 Efecto de los elementos de aleación en la fragilización a 475 °C en aleaciones hierro–cromo [28].	28
Tabla 2.2 Efecto de la composición y la microestructura en la fragilización a altas temperaturas.	32
Tabla 3.1 Composición química nominal del acero inoxidable ferrítico AISI 430.	56
Tabla 3.2 Características de la fuente de potencia.	60
Tabla 3.3 Características de los Termopares más comunes.	61
Tabla 3.4 Dimensiones de las probetas de tensión, según la Norma ASTM-E8.	64
Tabla 3.5 Variables de entrada.	70
Tabla 3.6 Variables de respuesta.	70
Tabla 3.7 Factores y niveles utilizados.	71
Tabla 3.8 Tabla de recopilación de datos para en diseño experimental de 3 ²	72
Tabla 4.1 Composición Química del acero inoxidable ferrítico AISI 430.	78
Tabla 4.2 Resultados de los ensayos de tensión.	83
Tabla 4.3 Micrografías de los experimentos en condiciones de “como soldado” y con TTPS.	89
Tabla 4.4 Recopilación de datos en la condición de “como soldado”.	92
Tabla 4.5 Recopilación de datos en la condición de TTPS.	92
Tabla 4.6 Valores de las variables donde se registra una mayor resistencia a la tensión.	94
Tabla 4.7 Valores para obtener un porcentaje de martensita menor.	96

RESUMEN

En la presente trabajo se investiga la soldabilidad del acero inoxidable ferrítico AISI 430. Las propiedades mecánicas y la microestructura se relacionan con las variables operativas del proceso de soldadura, de ahí que jueguen un papel importante para lograr óptimas propiedades. Buscando la mejora de las propiedades mecánicas de las uniones soldadas, posteriormente, se les aplicó un tratamiento térmico post-soldadura.

Las uniones se realizaron mediante el proceso de soldadura GTAW o TIG, se aplicaron valores de entrada para las variables independientes, de: 20, 30 y 40 Amperes y 20, 25 y 30 mm/s, para la intensidad de corriente y la velocidad de avance, respectivamente. Terminadas las uniones, cada una se sometió a los ensayos correspondientes de tensión y de análisis metalográfico.

El análisis metalográfico se realizó utilizando una muestra de cada una de las uniones, la cual fue llevada a un proceso de pulido y posteriormente atacada químicamente mediante el reactivo conocido como mezcla de ácidos; el ataque tiene como objetivo mostrar las características de la microestructura. Utilizando el microscopio óptico se obtuvieron metalografías, mismas que son utilizadas en el presente trabajo. La microestructura presente en este acero es ferrita, la cual presenta en los límites de grano martensita y, existe la presencia de carburos en el centro del grano. Debido a la presencia de carburos dentro de los granos de ferrita existió la necesidad de realizar un tratamiento térmico post-soldadura.

El tratamiento térmico post-soldadura se llevó a cabo en un horno de resistencias, este horno había sido utilizado previamente, entonces sólo se hicieron algunas adecuaciones para este proyecto. El tratamiento térmico se llevó a cabo elevando la temperatura del horno hasta los 760°C, que es la recomendada por la bibliografía para realizar este tratamiento térmico. Posteriormente, se caracterizaron las muestras obteniéndose las nuevas metalografías. Estas se compararon con las metalografías en condición “como soldado” (as-weld).

Al término de este trabajo se obtuvieron algunas conclusiones de los resultados arrojados en este trabajo de tesis, se dan algunas recomendaciones y sugerencias para realizar una buena unión soldada, evitar el crecimiento de grano, evitar la presencia de martensita, etc.

1. INTRODUCCIÓN

1. INTRODUCCIÓN

1.1 ANTECEDENTES

Los aceros inoxidables son materiales pertenecientes a la familia de las aleaciones de hierro resistentes a la corrosión y que contienen como mínimo un 11% de cromo. Este contenido de cromo le confiere al acero la capacidad de resistencia a la corrosión a través de la formación de una película superficial pasivante, que se adhiere a la superficie. La resistencia a la corrosión de estos aceros, los convierte en un material muy adecuado, cuando el factor ambiental es determinante en la elección del mismo, ya que, tiene un ciclo de vida mayor y requiere menor mantenimiento que otro tipo de aceros.

El nacimiento del acero inoxidable se atribuye al metalurgista de Sheffield Harry Brearley, quien en agosto de 1913, realizó la primera aleación de acero con adición exclusiva de cromo. A partir de aquel momento se iniciaron investigaciones sobre los aceros inoxidables, el desarrollo de nuevas aleaciones y los métodos de producción.

Los avances conseguidos hasta la fecha han propiciado el uso del acero inoxidable en muchas aplicaciones en la industria, algunos ejemplos típicos son: la alimenticia, la medicina, la aviación, la arquitectura y la ingeniería. La producción en la mitad de la década de los 90's era aproximadamente el 2% de la producción total del acero y, a pesar de que alrededor del 10% de la producción total de acero inoxidable se utiliza en aplicaciones estructurales o arquitectónicas, las investigaciones relativas al estudio del comportamiento estructural del material son pocas y muy recientes.

Aunque el conocimiento de los aceros inoxidables ferríticos tiene más de cuarenta años, han tenido más restricciones para su aplicación que los aceros inoxidables austeníticos. Desde las décadas de los 60's y 70's, se han venido desarrollando investigaciones que han resultado en nuevas aleaciones de aceros inoxidables ferríticos con buenas características de soldabilidad y fabricación. Los esfuerzos realizados en el desarrollo de este tipo de aceros en los últimos diez años han estado encaminados hacia la disminución del costo y el aumento de la calidad final. Al igual que sucedió con los aceros aleados, la fuerza motriz de este desarrollo emanó de la necesidad de ahorrar energía, conservar recursos materiales y elevar la productividad y flexibilidad de las instalaciones disponibles [1].

Hace 75 años la utilización masiva industrial y doméstica de los aceros inoxidables parecía una utopía y hasta las décadas de los 50's y 60's todavía se consideraban materiales estratégicos y sofisticados, pero en la década de los 70's comienzan a convertirse en materiales populares con la introducción de métodos modernos para su elaboración. Desde 1965 se han desarrollado

nuevos procesos para la fabricación del acero inoxidable, ayudando a la difusión masiva de estos aceros [2].

La producción de los aceros inoxidables durante los últimos 40 años ha reflejado un uso acelerado de éstos como materiales de ingeniería en una amplia gama de aplicaciones. En la figura 1.1, se muestra que de un 1 millón de toneladas en 1950, la producción creció hasta más de 15 millones en 1995, 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 [4].

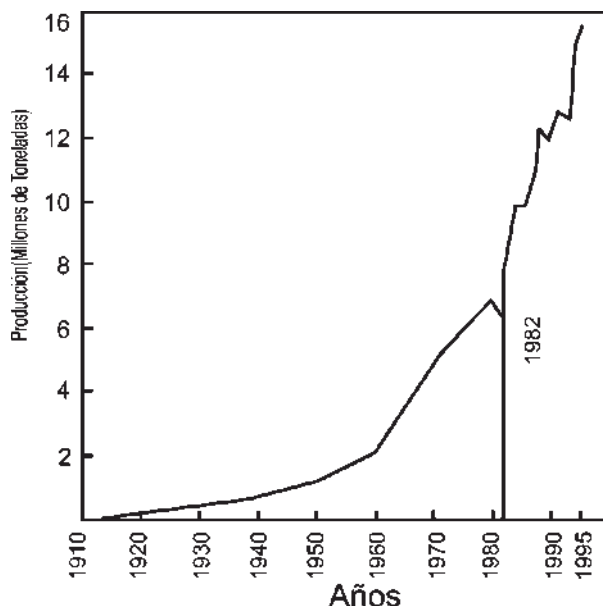


Figura 1.1 Evolución de la producción mundial de los aceros inoxidables [3].

Los aceros inoxidables ferríticos se denominan así por su microestructura predominante, que es la ferrita, estas aleaciones poseen buena resistencia a la corrosión bajo esfuerzos, resistencia a la corrosión por picaduras (particularmente en ambientes con cloro). Los aceros inoxidables ferríticos son usados donde la resistencia a la corrosión es preferida sobre las propiedades mecánicas como tenacidad y ductilidad.

Metalúrgicamente, las soldaduras de estas aleaciones son principalmente ferríticas, con carburos y nitruros, aunque la martensita está presente bajo ciertas condiciones.

Los aceros inoxidables ferríticos de bajo cromo (10.5 – 12.5% en peso) comúnmente utilizados en aplicaciones automotrices, tienen una resistencia general superior a la de los aceros al carbono. Los de medio y alto cromo son utilizados en ambientes que requieren mayor resistencia a la corrosión. Los aceros superferríticos son usados en procesos químicos y en la industria del papel donde la resistencia a la corrosión debe ser elevada. Puesto que tubos y

conexiones se fabrican con soldadura, el problema de la soldabilidad de los aceros inoxidables ferríticos ha recibido considerable atención.

Los aceros inoxidables ferríticos de medio cromo tienen un costo aproximado del sesenta por ciento del acero inoxidable austenítico AISI 304 y por consiguiente amplias posibilidades de aplicación. Por su disponibilidad y economía, los procesos de arco eléctrico, por ejemplo GTAW, SMAW, etc., son los procesos convencionales para soldar el acero AISI 430 [1].

JUSTIFICACIÓN

Debido a que la soldabilidad del acero inoxidable ferrítico AISI 430 es pobre, su uso en aplicaciones que implican soldadura, generalmente, se limita a las uniones por soldadura en calibres muy delgados.

Este acero tiene un costo de 30 o 40 % menos que el acero inoxidable austenítico AISI 304, por lo tanto, existe la necesidad de estudiarlo y así aumentar las posibilidades de su aplicación.

Por su disponibilidad y economía, los procesos de arco eléctrico son los procesos convencionales utilizados para soldar el acero AISI 430.

Los aceros inoxidables ferríticos presentan menor distorsión y esfuerzos residuales al momento de ser soldados, si se comparan con los aceros inoxidables austeníticos.

OBJETIVOS

El objetivo general para el desarrollo de este proyecto de investigación es:

1. Estudiar la soldabilidad del acero AISI 430, aplicando para ello cada uno de los objetivos específicos.

Para alcanzar el objetivo general se desarrollarán los siguientes objetivos específicos:

1. Evaluar el efecto de los principales parámetros de velocidad de avance e intensidad de corriente de soldadura sobre la microestructura de la unión soldada del acero inoxidable ferrítico AISI 430, el cual es soldado mediante el proceso TIG.
2. Evaluar las propiedades mecánicas de la unión soldada, mediante el ensayo de tensión, para poder determinar las variables óptimas, las cuales determinen las mejores propiedades mecánicas de resistencia a la tensión de la unión soldada.
3. Valorar el efecto del tratamiento térmico post-soldadura de disolución de carburos, tanto en la ZAT como en el metal de soldadura, mediante microscopía óptica, para determinar la disminución de carburos precipitados en la unión soldada.
4. Determinar el efecto de las variables operativas de intensidad de corriente y velocidad de avance, sobre las variables de respuesta como la resistencia a la tensión y el porcentaje de martensita.

HIPÓTESIS

Las uniones soldadas se van a realizar mediante el proceso de soldadura TIG, sin tratamiento térmico previo y sin material de aporte. Estas uniones van a manejar los mejores valores para cada una de las variables, con tales valores se obtendrán uniones soldadas de buena calidad y con propiedades semejantes al material base.

Sin embargo, se prevé que en la caracterización de las uniones soldadas se pueda encontrar la presencia de carburos de cromo, mismos que se pueden encontrar precipitados tanto en la ZAT como el MS de la unión, por consiguiente, se deberá realizar un tratamiento térmico post-soldadura, el cual eliminará la presencia de los carburos, mejorando así la resistencia a la corrosión.

2. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

2. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

2.1 ACEROS INOXIDABLES

2.1.1 INTRODUCCIÓN

Los aceros inoxidable son una clase importante de materiales de ingeniería que han sido usados extensamente en una variedad de industrias y de ambientes. Los aceros inoxidable se consideran materiales soldables, pero existen reglas que deben ser seguidas para asegurar una soldadura libre de defectos y realice como se espera el servicio previsto. Cuando los procedimientos no son seguidos, los problemas son comunes durante la soldadura o en servicio. Frecuentemente, los problemas se relacionan con la microestructura de la soldadura y las propiedades asociadas, o el uso de procedimientos inadecuados de soldadura.

2.1.2 DEFINICIÓN

Los aceros inoxidable constituyen un grupo de aceros de alta aleación basados en los sistemas Fe-Cr, Fe-Cr-C y Fe-Cr-Ni. Para ser *inoxidable*, estos aceros deben contener un mínimo de 10.5% de cromo. Este nivel de cromo permitirá la formación de la capa pasiva de óxido que previene la oxidación y corrosión del acero. Se puede señalar que muchos aceros con 12% de Cr, o aun algunos con mucho más cromo, podrían en realidad mostrar “herrumbre” cuando se exponen a condiciones ambientales. Esto es, porque parte del cromo es implicado como carburos u otros compuestos, reduciendo el porcentaje de cromo en la matriz por debajo del nivel que soportará un continuo óxido protector.

Los medios corrosivos que atacan y remueven el óxido pasivo causan la corrosión de aceros inoxidable. La corrosión puede tener muchas formas, incluyendo picaduras (pitting), corrosión por grietas y ataque intergranular. Estas formas de corrosión son influidas por el medio corrosivo, las condiciones metalúrgicas del material y los esfuerzos locales que están presentes.

Los aceros inoxidable tienen buena resistencia a la oxidación a altas temperaturas, y son a menudo mencionados como aleaciones resistentes al calor. La resistencia a la oxidación a elevadas temperaturas es principalmente una función del contenido de cromo, y algunas aleaciones con alto cromo (25 a 30%) pueden ser usados a temperaturas tan altas como 1000°C. Otra forma de resistencia al calor es la resistencia a carburización, para el cual se han desarrollado aceros inoxidable de modesto contenido de cromo (aprox. 16%) pero con alto contenido de níquel (aprox. 35%).

Los aceros inoxidable son usados en aplicaciones, como: la generación de energía, el procesamiento químico y del papel, y en muchos productos comerciales, como accesorios de cocina y automóviles. Los aceros inoxidable

también encuentran amplio uso en áreas como la farmacéutica y procesamiento de alimentos.

La mayoría de los aceros inoxidable son soldables, pero muchos requieren procedimientos especiales. En casi todos los casos, la soldadura resulta en una alteración pronunciada de la microestructura metal de soldadura y la de la ZAT con relación al metal base. Las alteraciones en la ZAT pueden ser un cambio en el balance de fases deseado, la formación de constituyentes intermetálicos, el crecimiento de grano, la segregación de impurezas, y otras reacciones. En general, esto lleva a un nivel de degradación de las propiedades.

2.1.3 HISTORIA

La adición de cromo a los aceros inoxidable y su efecto benéfico aparente sobre la resistencia a la corrosión se atribuye generalmente al francés Berthier, quien en 1821 desarrolló una aleación con 1.5 % de Cr que el recomendaba para aplicaciones de cubertería. Experimentos previos con estos aceros revelaron, no obstante, que con el aumento de cromo la formabilidad de los aceros se deterioraba dramáticamente (debido al alto contenido de carbono de estas aleaciones primarias), y el interés en ellos decayó hasta principios del siglo XX. El interés en los aceros resistentes a la corrosión resurgió entre 1900 y 1915 y un número de metalurgistas son acreditados con el desarrollo de aleaciones resistentes a la corrosión [5]. El motivo aparente para esta actividad fue el desarrollo de una técnica de producción de aleaciones de bajo cromo en 1897 por Goldschmidt en Alemania [6]. De allí en adelante, Guillet [7] (1904), Portevin [8] (1909), y Giesen [9] (1909) publicaron trabajos describiendo la microestructura y propiedades de aceros inoxidable martensíticos con 13 % Cr y ferríticos con 17 % Cr. En 1909, Guillet publicó también un estudio de aceros al cromo-níquel que fueron los precursores de los grados austeníticos de los aceros inoxidable. Otro factor que hizo posible la producción de aceros inoxidable fue el desarrollo del horno de fundición de arco eléctrico directo por el Francés Heroult en 1899.

Estos estudios de laboratorio generaron un interés considerable en los aceros resistentes a la corrosión para aplicaciones industriales, y de 1910 a 1915 hubo esfuerzos considerables para comercializar estas aleaciones. El primer reporte comercial sobre aleaciones de “aceros inoxidable”, son atribuidas a Harry Brearly, quien fue un metalurgista en Thomas Firth e hijos en Sheffield, Inglaterra.

En mayo de 1912, Brearly visitó la fábrica Royal Small Arms en Enfield para investigar la falla de cañones de rifle hechos de acero con 5% Cr debido a la corrosión interna. Concluyó que los altos contenidos de cromo podrían ser una solución posible al problema de corrosión. Ensayó dos aceros con 10 y 15 % de Cr y carbono nominal de 0.30%. Ambos fallaron por el excesivo contenido de carbono. En agosto de 1913, sin embargo, un lingote aceptable fue ensayado con composición de 12.86% de Cr, 0.24% C, 0.20% Si y 0.44% Mn. Este material fue usado para hacer 12 cañones de pistola experimentales, pero los

nuevos cañones no mostraron la mejora esperada. Algunos de estos materiales fueron usados en cuchillos de cubertería y la era de los aceros inoxidable había iniciado.

El primer lingote de acero inoxidable se fundió en los Estados Unidos por Firth Sterling Ltd. en Pittsburg el 3 de marzo de 1915. Esto condujo finalmente a la patente Americana 1,197,256, asignada a Brearly para el acero grado cubertería. Cubriendo el rango de composición de 9 a 16% Cr y menos de 0.7% carbono. Aceros hechos bajo esta patente deben primeramente ser llamados Inoxidables Firth.

Aunque Brearly es ampliamente reconocido como el “inventor de los aceros inoxidable” basados en su patente de 1915, es claro que su invento no podría haber sido posible sin la investigación básica realizada en Alemania y Francia en la década anterior. Los trabajos de contemporáneos pudieron ser reconocidos, incluyendo los del American Dansitzen y Becket para aleaciones ferríticas, y el de los alemanes Maurer and Strauss [10] para aleaciones austeníticas.

2.1.4 CLASIFICACIÓN Y APLICACIÓN

Junto con los aceros al carbono, los aceros inoxidable son los aceros más ampliamente usados. Debido a que una gran variedad de aceros inoxidable están disponibles, se logra un amplio rango de propiedades deseables y pueden ser usados en diferentes aplicaciones. No es de sorprender que muchas investigaciones hayan sido realizadas para definir su microestructura y propiedades.

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

El Instituto Americano del hierro y del Acero (AISI), usa un sistema con tres números, algunas veces acompañado por una letra, para designar a los aceros inoxidable: por ejemplo, 304, 304L, 410 y 430. Las propiedades magnéticas pueden ser usadas para identificar a algunos aceros inoxidable. Los aceros austeníticos esencialmente son no magnéticos. Los aceros martensíticos y ferríticos son ferromagnéticos. Los aceros inoxidable dúplex son relativamente magnéticos, debido a su alto contenido de ferrita.

Las propiedades físicas, tal como la conductividad térmica y la expansión térmica, y las propiedades mecánicas varían ampliamente en los diferentes aceros e influyen en las características de la soldadura. Por ejemplo, los aceros inoxidable austeníticos poseen baja conductividad térmica y alta expansión

térmica, resultando en una distorsión más alta debido a la soldadura que los otros grados que son principalmente ferríticos o martensíticos.

2.1.5 RESISTENCIA A LA CORROSIÓN

En la mayoría de los casos, los aceros inoxidable son seleccionados por sus propiedades de resistencia a la corrosión o al calor. Por la naturaleza pasiva de los óxidos ricos en Cr que se forman, estos aceros son virtualmente inmunes a la corrosión en general que afecta a los aceros estructurales de baja aleación y al C-Mn. Los aceros inoxidable son, sin embargo, susceptibles a otras formas de corrosión, y su selección y aplicación debe estar basada en el medio de servicio [11-14].

Dos formas de corrosión localizada que pueden ocurrir en aceros inoxidable son la corrosión por picadura (pitting) y corrosión por grietas (crevice). Mecánicamente son similares y resulta en un ataque altamente localizado. Como implica el término, la corrosión por picado resulta de la avería local de la película pasiva y es asociada normalmente con algunas características metalúrgicas, como el crecimiento de grano o constituyentes intermetálicos. Una vez ocurrida esta avería, el ataque corrosivo del material subyacente ocurre y pequeñas picaduras se forman sobre la superficie. Con el tiempo, la solución química dentro de la picadura cambia y llega a ser progresivamente más agresiva. Esto resulta en superficies atacadas rápidamente y la conexión de picaduras adyacentes que conducirán finalmente a la falla. Las picaduras pueden ser difíciles de detectar, ya que solo un pequeño agujero se observa en la superficie.

La corrosión por grietas (crevice) es mecánicamente similar, pero no requiere la presencia de una característica metalúrgica para su iniciación. La corrosión por grietas es común en estructuras atornilladas, donde el espacio entre la cabeza del tornillo y la tuerca puede comportarse como una grieta. La corrosión por picaduras y por grietas ocurre en soluciones que contienen iones de cloro (tal como el agua de mar). La soldadura puede formar microestructuras que aceleran el ataque por picado o crear grietas (falta de penetración, inclusiones de escoria, etc.) que promueven la corrosión localizada. El fracaso para remover los óxidos que se forman debido a la soldadura puede reducir también la resistencia a la corrosión en ciertos medios.

De todos los mecanismos de corrosión y los más serios que se presentan en aceros inoxidable soldados, y el tema de muchos documentos [14,15] son el ataque intergranular y el fenómeno asociado conocido como corrosión por agrietamiento intergranular bajo esfuerzo. Esta forma de ataque es más común en la ZAT de aceros inoxidable austeníticos y resulta de una condición metalúrgica llamada sensitización o sensibilización. La sensitización ocurre cuando en los límites de grano precipitan carburos ricos en Cr con la disminución de éste elemento en la región adyacente al límite de grano, la microestructura es sensible al ataque corrosivo si el contenido de Cr cae por

debajo de 12%. Un fenómeno similar ocurre en la ZAT de los aceros inoxidables ferríticos.

2.2 DIAGRAMAS DE FASE

Estos diagramas solamente pueden aproximar la estructura real que se desarrolla en las soldaduras, debido a que: (1) El metal de aporte y el metal base de estos aceros contienen más de 10 elementos de aleación que no pueden ser acomodados fácilmente en los diagramas de fase estándar, y (2) Los diagramas de fase son basados en condiciones de equilibrio, mientras el calentamiento rápido y las condiciones de enfriamiento asociados con la soldadura resulta en condiciones de no equilibrio. Para un tratamiento más riguroso de los diagramas de fase y la estabilidad de fase asociados con los aceros inoxidables, se sugieren otras fuentes [2, 4, 5]

2.2.1 SISTEMA HIERRO-CROMO

El diagrama de fase hierro-cromo se muestra en la figura 2.1, es el punto de partida para la descripción de la estabilidad de fase de los aceros inoxidables, ya que el Cr es el principal elemento de aleación. Note que existe solubilidad completa de Cr en hierro a elevadas temperaturas y la solidificación de las aleaciones Fe-Cr ocurre como ferrita. El rango de solidificación para las aleaciones Fe-Cr es muy estrecho. En concentraciones de bajo cromo existe un “lazo” de austenita en el rango de temperaturas de 912 a 1394°C. Aleaciones con más de 12.7% de Cr pueden ser completamente ferríticas a elevadas temperaturas. Aleaciones con menos del 12% de Cr pueden ser completamente austeníticas a temperaturas dentro del bucle gamma. Con enfriamiento muy rápido, esta austenita puede transformar en martensita.

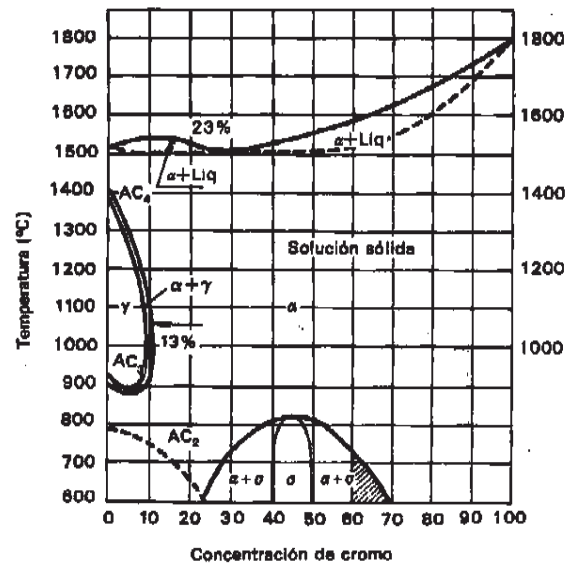


Figura 2.1 Diagrama de equilibrio hierro-cromo [16].

Una fase de equilibrio a baja temperatura, llamada fase sigma, se presenta en el sistema Fe-Cr. Esta fase tiene una estequiometría (Fe, Cr) y una estructura tetragonal. La fase sigma se forma más fácilmente en aleaciones con más del 20% de Cr. Ya que la fase sigma se forma a bajas temperaturas, la cinética de formación es muy lenta y la precipitación requiere amplio tiempo en el rango de temperaturas de 600 a 800°C. Esta fase es dura y frágil, y su presencia es usualmente indeseable en los aceros inoxidables.

El diagrama contiene también una línea horizontal punteada dentro del campo de fase $\sigma + \alpha$ a 475°C. Un fenómeno conocido como fragilización a 475°C resultado de la formación de precipitados coherentes ricos en Cr dentro de una matriz alfa. Estos precipitados son llamados alfa prima (α'). Realmente se forman dentro del rango de temperatura de 400 a 540°C y se ha demostrado que tienen un efecto severo de fragilización en aleaciones con más del 14% de Cr [4]. La formación de α' es también muy lenta en aleaciones Fe-Cr, pero su velocidad de formación puede acelerarse por la adición de elementos.

2.2.2 SISTEMA HIERRO-CROMO-CARBONO

La adición de carbono al sistema hierro-cromo altera significativamente y complica el equilibrio de fase. Ya que el carbono es un promotor de la austenita este puede ampliar el bucle gamma, permitiendo a la austenita ser estable a elevadas temperaturas en muchos mayores contenidos de cromo. El efecto del carbono sobre la expansión del campo de fase de la austenita se muestra en la figura 2.2. Note que pequeños contenidos de carbono resultan en una expansión dramática del bucle gamma. Esto es importante para el desarrollo de los aceros

inoxidables martensíticos, ya que la martensita se forma durante el enfriamiento, estos aceros deben ser austeníticos a elevadas temperaturas. Para los grados ferríticos, el tamaño del bucle gamma debe controlarse de manera tal que poca o nada de austenita se forme a elevadas temperaturas.

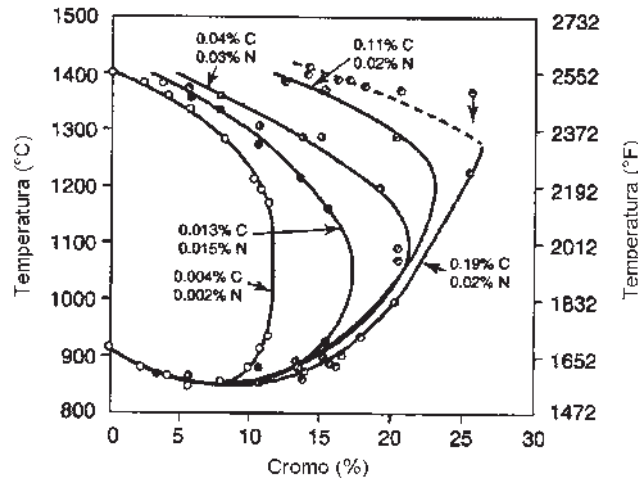


Figura 2.2 Efecto del carbono sobre la expansión del campo de fase de la austenita.

Para ver al sistema ternario Fe-Cr-C en función de la temperatura, es necesario colocar uno de los elementos con valor constante. De esta forma, se puede construir un diagrama de fase pseudobinario. Así un diagrama es llamado pseudobinario porque representa una proyección bidimensional de un sistema tridimensional. Por eso, el diagrama no puede ser usado de la misma forma que un diagrama binario. Por ejemplo, no se puede predecir el balance de fases sobre un diagrama pseudobinario porque el diagrama tiene profundidad. Son muy usados para entender el equilibrio de fase y las transformaciones de fase en sistema de tres componentes. Generalmente, se han usado diagramas pseudobinarios basados en los sistemas de 13% Cr y 17% Cr con carbono variable como se muestra en la figura 2.3. El diagrama es ahora mucho más complejo que el diagrama simple Fe-Cr, principalmente por la introducción de carbono y la presencia de dos y tres campos de fase adicionales. Debido a la adición de carbono aparecen ahora dos carburos diferentes, $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$ y $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$.

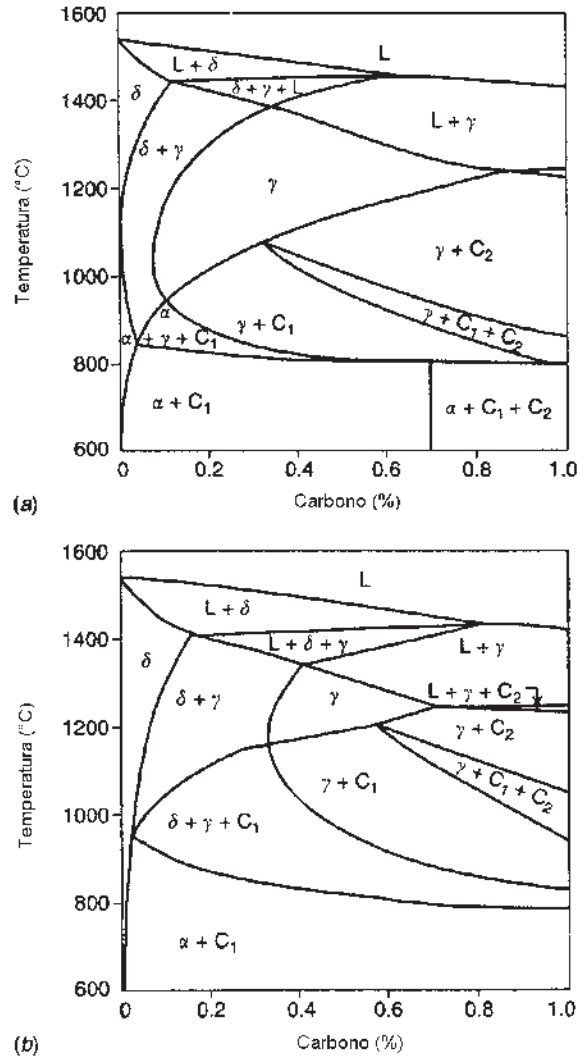


Figura 2.3 Diagrama pseudobinario a (a) 13% y (b) 17% de cromo. C_1 es un carburo $(Cr, Fe)_{23}$; C_2 es un carburo $(Cr, Fe)_7C_3$.

A mayores niveles de cromo constante en el sistema Fe-Cr-C, el campo de fases de la ferrita se amplía y el campo de fase de la austenita se encoge, como se representa en la sección de cromo constante de 17% en la figura 2.3b. Esto resulta del efecto promotor de la ferrita del cromo. Como resultado, la ferrita formada a elevadas temperaturas será mucho más estable, requiriéndose de altos contenidos de carbono para formar austenita a elevadas temperaturas. Este diagrama es la base para aceros inoxidables de medio cromo, tal como el acero 430.

2.3 ELEMENTOS DE ALEACIÓN

Los aceros inoxidables contienen un número de elementos de aleación destinados a mejorar las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión.

2.3.1 ELEMENTOS DE ALEACIÓN EN ACEROS INOXIDABLES

Los aceros inoxidables son aleaciones con un contenido de hierro en rangos de 50 a 88% de la composición. Los principales elementos de aleación para el acero inoxidable son cromo y carbono para los grados ferríticos y martensíticos, con la adición de níquel para los grados austeníticos y dúplex. Esencialmente todos los aceros inoxidables contienen manganeso y silicio como adición intencional. Otros elementos de aleación son molibdeno, niobio, titanio, aluminio, cobre, tungsteno, nitrógeno, y otros mejoran la fabricación, aumentan la resistencia a la corrosión, o influyen en la microestructura. Elementos de impureza comúnmente encontrados en aceros inoxidables incluyen nitrógeno, oxígeno, azufre y fósforo. Los elementos de aleación y los elementos de impureza tienen algún efecto sobre la soldabilidad y el desempeño. En la mayoría de los casos, el nivel de estos elementos en el metal base o de aporte es controlado por la especificación del material para asegurar que el acero funcione como se anticipaba.

2.3.1.1 Cromo

El cromo es agregado principalmente para proveer al acero de protección a la corrosión. Es especialmente efectivo en medios oxidantes tal como el ácido nítrico. Con la adición de cromo, un óxido de estequiometría $(Fe,Cr)_2O_3$ se forma sobre la superficie del acero. La presencia del cromo aumenta la estabilidad del óxido ya que tiene mayor afinidad por el oxígeno que el hierro. Cuando el nivel de cromo excede el 10.5%, el acero es considerado “inoxidable” bajo condiciones ambientales. Niveles mayores de cromo pueden requerirse para la estabilidad del óxido en ambientes más agresivos.

El cromo también es un promotor de la ferrita. Las aleaciones que contienen más del 12% de cromo pueden ser completamente ferríticas. En aleaciones Fe-Cr-C y Fe-Cr-Ni-C, aumentando el cromo puede promover la formación de ferrita y su retención en los grados martensíticos, austeníticos y dúplex. En las aleaciones ferríticas, el cromo es el elemento de aleación principal que estabiliza la microestructura ferrítica.

El cromo también es un fuerte formador de carburos. El carburo rico en cromo más común es el $M_{23}C_6$, donde la “M” es principalmente Cr pero puede tener una fracción de Fe y Mo. En la mayoría de los sistemas de aceros inoxidables, este es normalmente el caso, y el término $M_{23}C_6$ se usa con la comprensión que el cromo es el elemento metálico predominante. Este carburo

se encuentra virtualmente en todos los aceros. Es posible también formar un carburo Cr_7C_3 , aunque este tipo de carburo no es común. Otros carburos complejos y carbonitruros $[\text{M}_{23}(\text{C},\text{N})_6]$ también son posibles [4]. El cromo también se combina con nitrógeno para formar un nitruro. El más común es Cr_2N , el cual se ha observado en los grados ferríticos y dúplex.

El cromo también es el ingrediente clave en la formación de compuestos intermetálicos, muchos de los cuales tienden a fragilizar el acero inoxidable. El más común es la fase sigma, el cual en el sistema Fe-Cr es un compuesto que se forma por debajo de 815°C . La fase sigma puede formarse virtualmente en cualquier acero inoxidable pero tiende a ser más común en las aleaciones austeníticas, ferríticas y dúplex con alto Cr. El cromo se presenta también en las fases chi e intermetálicas de Laves.

Desde el punto de vista de propiedades mecánicas, el cromo puede proveer algún grado de fortalecimiento por solución sólida ya que es un átomo sustitucional en las redes cristalinas BCC y FCC. Altos niveles de cromo en aleaciones ferríticas pueden resultar en una pobre tenacidad y ductilidad, particularmente cuando está presente el carbono y el nitrógeno. Grados ferríticos con alto cromo deben ser tratados muy cuidadosamente, o reducir el carbono y el nitrógeno a niveles extra-bajos, para tener propiedades mecánicas aceptables en uniones soldadas.

2.3.1.2 Níquel

La función más importante del níquel es promover la fase austenita de manera tal que se produzcan aleaciones predominantemente austeníticas o ferrítico-austeníticas. Con la adición de suficiente níquel, el campo de fase austenítico se amplía notablemente de forma que la austenita es estable a temperatura ambiente y temperaturas criogénicas. El níquel no es un fuerte formador de carburos y generalmente no promueve la formación de compuestos intermetálicos, aunque existe evidencia que su presencia en la aleación puede influir en la cinética de precipitación [4]. Existe evidencia que la presencia de níquel en aleaciones ferríticas promueve resistencia a la corrosión en general, particularmente en ambientes reductores como los que contienen ácido sulfúrico. No obstante, el níquel ha sido asociado con una disminución en la resistencia a la corrosión por agrietamiento bajo^o esfuerzo. El trabajo de Copson [17] mostró claramente una disminución en la resistencia a la corrosión bajo esfuerzo en un ambiente agresivo que contiene cloro cuando se agregó níquel a una aleación Fe-20Cr. La famosa curva de Copson muestra que la resistencia a la corrosión bajo esfuerzo menor ocurre en el rango de 8 a 12% Ni y aumenta con un aumento o disminución de níquel fuera de este rango. Adiciones arriba del 2% de Ni para aceros inoxidables ferríticos con alto Cr puede reducir dramáticamente la temperatura de transición dúctil a frágil.

2.3.1.3 Manganeso

El manganeso se agrega virtualmente a todos los aceros. En los aceros inoxidables austeníticos, se presenta normalmente en el rango de 1 a 2%. En los aceros inoxidables ferríticos y martensíticos, su contenido es inferior al 1%.

El manganeso se considera un elemento promotor de la austenita, no obstante el grado de desarrollo depende del contenido presente y del nivel de níquel. Es muy efectivo en la estabilización de la austenita a bajas temperaturas para prevenir la formación de martensita. Su influencia en el desarrollo de la austenita a elevadas temperaturas depende de la composición total de la aleación. En los aceros inoxidables austeníticos, tal como el acero 304, parece tener poco efecto sobre el desarrollo de la austenita versus la ferrita.

El manganeso en ocasiones se agrega a aleaciones especiales para aumentar la solubilidad de nitrógeno en la fase austenítica. Por ejemplo, la adición de 15% de manganeso a una aleación de Fe-20Cr eleva la solubilidad de nitrógeno de 0.25 a aproximadamente 0.4% [18]. El efecto del manganeso sobre las propiedades mecánicas es mínimo. Provee un mediano endurecimiento por solución sólida y parece tener poco efecto sobre la fragilización.

2.3.1.4 Silicio

El silicio también está presente en casi todos los aceros inoxidables principalmente para desoxidación durante la fundición. En la mayoría de las aleaciones se presenta en el rango de 0.3 a 0.6%. En algunos casos el aluminio puede sustituirlo como desoxidante, pero raramente este es el caso en los aceros inoxidables. Se descubrió que mejora la resistencia a la corrosión cuando está presente en niveles de 4 a 5% y se agrega a aleaciones resistentes al calor en el rango de 1 a 3% para mejorar la resistencia a la formación de escoria de óxido a elevadas temperaturas. El rol del silicio en el desarrollo de la ferrita o austenita no es enteramente claro. En los aceros inoxidables austeníticos, alrededor de 1% parece no tener efecto sobre el balance de fases, pero niveles mayores parecen promover la ferrita. En aceros inoxidables ferríticos y martensíticos, el silicio parece ayudar al desarrollo de la ferrita.

El silicio forma un número de siliciuros de hierro (FeSi , Fe_2Si , Fe_3Si , Fe_5Si_3) y un intermetálico Cr_3Si , los cuales tienden a fragilizar la estructura. También expande el rango de composición sobre el cual se forma la fase sigma [19]. Es sabido que el silicio segrega durante la solidificación, resultando en la formación de un constituyente eutéctico de baja fusión, particularmente en combinación con níquel [6]. Por esta razón, usualmente es mantenido por debajo del 1%.

Es bien conocido que el silicio mejora la fluidez del acero fundido. Por esta razón, puede ser agregado en contenidos mayores que el normal a los metales de aporte para soldadura. Algunos aceros inoxidables, particularmente los grados austeníticos, tienden a ser poco fluidos en el estado de fundición, y la adición de silicio puede mejorar la fluidez.

2.3.1.5 Molibdeno

El molibdeno se agrega a un número de aceros inoxidables y tiene diferentes funciones dependiendo del grado en particular. Para los grados ferríticos, austeníticos y dúplex, el molibdeno se agrega en contenidos arriba de 6% o más en superausteníticos para mejorar la resistencia a la corrosión, particularmente con respecto a la corrosión por picaduras (pitting) o por grietas (crevice). En aceros inoxidables austeníticos, el molibdeno provee resistencia a altas temperaturas. Por ejemplo, la adición de 2% de Mo a una aleación estándar 18Cr-8Ni resulta en un aumento de 40% en resistencia a la tensión a 760°C [4]. Esto puede tener un efecto negativo, ya que las aleaciones que contienen Mo pueden ser más difíciles de ser trabajadas en caliente. La adición de Mo en cantidades tan pequeñas como 0.5% aumenta el endurecimiento secundario característico de los aceros, resultando en amplia resistencia a temperatura ambiente y de tensión y mejora las propiedades a elevadas temperaturas. El molibdeno es un elemento promotor de la ferrita, y su presencia puede promover la formación de ferrita y la retención de la microestructura.

2.3.1.6 Carbono

El carbono está presente en todos los aceros, pero es característico de los aceros estructurales de baja aleación y los aceros al C-Mn, es usualmente deseable controlar el carbono por debajo de 0.1%. La excepción son los grados martensíticos, donde el carbono es crítico para fortalecer la transformación de estas aleaciones. El carbono proporciona un efecto endurecedor por solución sólida 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 resultar en una degradación de la resistencia a la corrosión y por esta razón las aleaciones de bajo carbono se producen donde el carbono es conservado por debajo de 0.04%. Debe notarse que los carburos $M_{23}C_6$ contienen casi cuatro veces tantos átomos de metal como átomos de carbono, y un átomo de cromo es poco más de cuatro veces más pesado que un átomo de carbono. Así, en una base de porcentaje en peso, la formación de carburos $M_{23}C_6$ pueden remover cromo en una cantidad igual a 16 veces el contenido de carbono de la solución sólida.

2.3.1.7 Elementos formadores de carburos

Además del Cr y Mo, un número de otros elementos agregados a los aceros inoxidables promueven también la formación de carburos. Estos incluyen niobio, titanio, tungsteno, tantalio y vanadio. El niobio y el titanio son agregados a los aceros inoxidables austeníticos para mejorar la estabilización del carbono y evitar la corrosión intergranular. Ambos elementos forman un carburo tipo MC

que resiste la disolución durante la soldadura y el tratamiento térmico, y así prevenir la formación de carburos $M_{23}C_6$ ricos en cromo que son asociados con el comienzo de corrosión intergranular. Tungsteno, tantalio y vanadio son agregados a algunos aceros inoxidable especiales, principalmente para proveer resistencia a elevadas temperaturas por la formación de una fina dispersión de carburos. Estos elementos tienden a promover la ferrita en la microestructura ya que limitan el efecto del carbono y neutralizan efectivamente a éste poderoso formador de austenita. Además estos elementos en solución sólida promueven la formación de ferrita.

2.3.1.8 Elementos Promotores de Ferrita vs Elementos Promotores de Austenita

Los aceros inoxidables son aleaciones base hierro que contienen de 12 hasta cerca del 50% de elementos de aleación. Estos elementos afectan la relación de las fases austenita, ferrita y martensita. Los elementos agregados a los aceros inoxidables pueden ser divididos dentro de los que promueven o estabilizan, ya sea la fase ferrita o la fase martensita. Recuerde que la martensita es un producto de transformación que se forma de la austenita enfriada desde elevadas temperaturas. Si la austenita no se forma a altas temperaturas, la martensita no se puede formar a bajas temperaturas.

Los aceros inoxidables austeníticos contienen niveles altos de níquel y de otros elementos formadores de austenita los cuales promueven la formación de la fase austenita, estable a temperatura ambiente y temperaturas bajas. Los aceros inoxidables ferríticos contienen un balance de elementos, tal como altos contenidos de cromo, así que la ferrita es la fase metalúrgica predominante. Los aceros inoxidables martensíticos son austeníticos a elevadas temperaturas, pero esta austenita es inestable y se transforma al enfriarse. De acuerdo al balance de los elementos promotores de la austenita y ferrita, la microestructura de los aceros inoxidables puede ser controlada. Este balance tiene importantes implicaciones con respecto a las propiedades mecánicas, resistencia a la corrosión y soldabilidad.

Elementos formadores de ferrita	Elementos formadores de austenita
• Cromo • Molibdeno • Silicio • Niobio • Titanio • Aluminio • Vanadio • Tungsteno	• Níquel • Manganeso • Carbono • Nitrógeno • Cobre • Cobalto

2.3.2 SISTEMAS DE ALEACIONES FERRÍTICO-MARTENSÍTICAS

Ecuaciones y diagramas para la predicción de balance de fases en aceros inoxidables ferríticos, martensíticos y ferrítico-martensíticos han sido desarrollados. Reconociendo que los valores de equivalencia de cromo de Thielemann [20] para los diferentes elementos de aleación fueron basados en diagramas de fase binarios y fueron desarrollados para formar materiales base, Kaltenhauser [21] modificó estas constantes y propuso un factor de ferrita para determinar la tendencia a formar martensita en soldaduras de aceros inoxidables ferríticos. En particular, Kaltenhauser se interesó en grados ferríticos de bajo cromo tal como el acero 409. Esta ecuación se conoce como el factor de Kaltenhauser o factor K:

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

Cuando el factor K disminuye por debajo de un cierto nivel, una microestructura es asegurada. Kaltenhauser propuso que no hay un solo valor para el factor K que asegure una microestructura para la familia entera de los aceros inoxidables ferríticos. Mejor dicho, un valor único ha sido sugerido para aleaciones individuales basadas en el examen metalográfico de numerosas soldaduras de varias composiciones. Para los grados de bajo cromo, el factor K crítico es 13.5, por lo que para los grados de medio cromo, el valor crítico es 17. Este nivel de factor K y el efecto microestructural resultante son normalmente logrados por la reducción de carbono, por la adición de titanio o por la combinación de los dos.

Wright y Wood [22] también presentaron una ecuación de cromo equivalente basado sobre un sistema de Thielemann modificado, donde:

$$Cr_{eq} = Cr + 5Si + 7Ti + 4Mo + 12Al - 40(C + N) - 2Mn - 3Ni - Cu \quad \text{Ec. 2.2}$$

Generalmente, valores de cromo equivalente mayores a 12% se requieren para asegurar microestructuras completamente ferríticas dentro de los límites de composición de aceros inoxidables ferríticos comunes. Esta relación varía solo ligeramente de la de Kaltenhauser, excepto por la adición de un factor para el cobre y una gran diferencia de potencia del aluminio.

Lefevre [23] estudió un rango mucho más amplio de aleaciones de bajo cromo que son comercialmente disponibles y fue capaz de desarrollar un diagrama de constitución para estas aleaciones en equivalencias de cromo modificado y níquel. Como el diagrama de DeLong, este diagrama es un subconjunto del espacio de composición en el diagrama de Schaeffler. Tiene valores de eje que son calculados determinando los equivalentes de cromo y níquel y restando una constante. Estas fórmulas son:

$$Cr_{eq} = Cr + 8Ti - 11 \quad \text{Ec. 2.3}$$

$$Ni_{eq} = Ni + 10C - 0.4 \quad \text{Ec. 2.4}$$

En una revisión de 1990 de la soldabilidad de los aceros inoxidables ferríticos, Lippold [24] amplió esta idea y re-dibujó el diagrama de Lefevre usando los equivalentes del factor K, mostradas en la figura 2.4. La forma de la región de ferrita+martensita se aproxima a la del diagrama de Schaeffler. Sin embargo, basado en los trabajos de Lefevre y Kaltenhauser, este diagrama provee una forma más precisa para predecir la microestructura en aceros inoxidables de bajo cromo, ya que considera el efecto del titanio y el aluminio. Ya que los datos microestructurales para el diagrama fueron desarrollados templando aleaciones de bajo cromo desde 1100°C, estos pueden ser usados como una primera aproximación, para predecir la microestructura de la soldadura de estas aleaciones. Note que la línea entre las regiones completamente ferrítica y ferrita+martensita corresponden al factor crítico K propuesto por Kaltenhauser para aleaciones de bajo cromo ($KF=13.5$) y aproximados recomendados para aleaciones de medio cromo ($KF=17$).

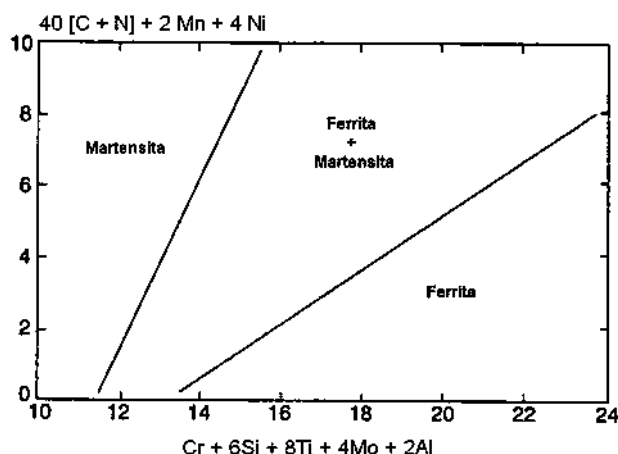


Figura 2.4 Diagrama de constitución de los aceros inoxidables ferríticos desarrollado por Lippold utilizando factores de Kaltenhauser.

Más recientemente, Balmforth y Lippold [25,26] han desarrollado un diagrama de constitución de aceros inoxidables ferríticos-martensíticos que cubre un rango de composición que abarca la mayoría de los aceros inoxidables comerciales grados ferrítico y martensítico. Ellos desarrollaron este diagrama produciendo más de 200 probetas de composición variable y determinando después la fracción de fases usando metalografía cuantitativa. El diagrama resultante se muestra en la figura 2.5.

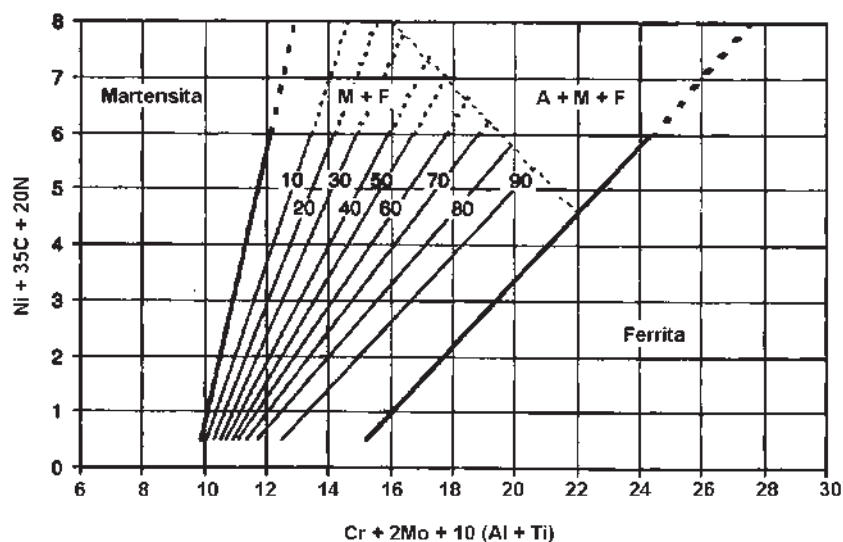


Figura 2.5 Diagrama de Balmforth para metal de soldadura de aceros inoxidables ferríticos y martensíticos.

El níquel equivalente para este diagrama es esencialmente idéntico en el WRC 1992, pero el cromo equivalente tiene un factor grande para el Al y el Ti. Este diagrama ha demostrado ser muy seguro dentro del rango de composición para el cual fue desarrollado (arriba de $Ni_{eq}=6$ y $Cr_{eq}=24$). Los ejes han sido extendidos ligeramente más allá de estos valores para acomodar un rango más amplio de aleaciones. Los rangos de composición dentro de los cuales este diagrama se considera válido se muestran en el diagrama. Este rango cubre más aleaciones ferríticas y martensíticas, aunque el uso de este diagrama para aleaciones de bajo carbono ($<0.03\%$), puede ser cuestionable. El diagrama de Balmforth contiene también una región en la porción superior del diagrama donde la austenita es estable. Esto es consistente con el diagrama de Schaeffler (figura 2.6).

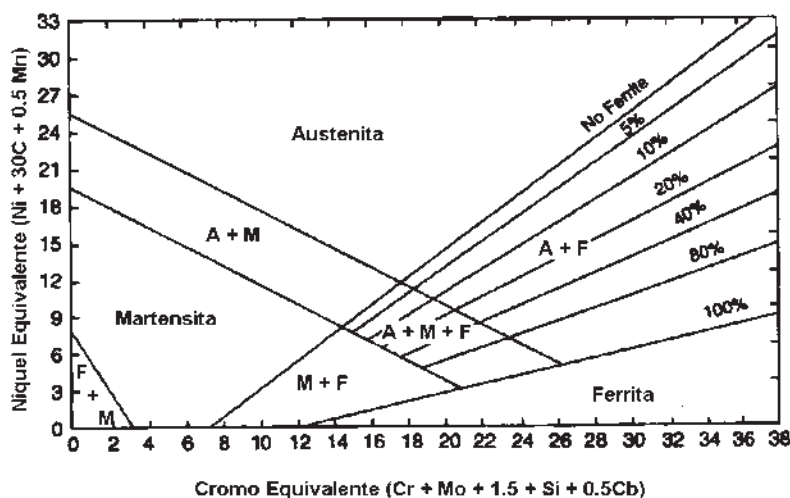


Figura 2.6 Diagrama de Schaeffler de 1949, el cual permanece en uso.

2.4 ACEROS INOXIDABLES FERRÍTICOS

Los aceros inoxidable ferríticos son clasificados como tal porque la metalurgia predominante de la fase presente es la ferrita. Estas aleaciones poseen buena resistencia a la corrosión bajo esfuerzo, corrosión por picado y corrosión por grietas. Son usados en una variedad de aplicaciones donde la resistencia a la corrosión, más que las propiedades mecánicas (resistencia, tenacidad y ductilidad), son un requerimiento de servicio. Los de bajo contenido de cromo (10.5 a 12.5% en peso) son usados en aplicaciones tales como sistemas de escape automotriz, donde la resistencia a la corrosión general es superior a la de los aceros al carbono. Los de medio y alto contenido de cromo son usados en medios de corrosión más agresivos. Las aleaciones superferríticas son usadas en el procesamiento químico, pulpa e industrias del papel, donde se requiere la resistencia a la corrosión en medios de oxidación severa. Los de alto contenido de cromo son también usados en hornos de alta eficiencia.

Históricamente, los aceros inoxidable ferríticos han sido usados mayormente en aplicaciones que no requieren soldadura. Por ejemplo, los grados de medio Cr son muy usados en adornos automotrices y otras aplicaciones arquitectónicas y decorativas. Desde el inicio de 1980, el uso de los grados de bajo y medio Cr para sistemas de escape automotriz han aumentado dramáticamente. Como los tubos de escape y conexiones son soldadas, la soldabilidad de los aceros inoxidable ferríticos ha recibido mayor atención.

La soldabilidad de las aleaciones con medio y alto contenido de Cr ha sido materia de considerables investigaciones. Los aceros inoxidable ferríticos son generalmente limitados a temperaturas de servicio por debajo de los 400°C, suficiente para la formación de fases frágiles.

Metalúrgicamente, las soldaduras en estas aleaciones son principalmente ferríticas, aunque la martensita puede estar presente bajo ciertas condiciones, y es común la precipitación de carburos y nitruros.

2.4.1 METALURGIA FÍSICA Y MECÁNICA

La metalurgia física de los aceros inoxidable ferríticos ha sido estudiada ampliamente desde 1940, por Thielsch [27] en 1951 y, más recientemente, por Demo [28] y Lacombe [13].

El sistema ternario Fe-Cr-C [5] puede ser usado para describir las transformaciones de fase que ocurren en los aceros inoxidable ferríticos. El diagrama pseudobinario con 17%Cr es usado para ilustrar y describir la metalurgia física de estas aleaciones. Este diagrama se muestra en la figura 2.7, con una concentración de carbón nominal sobre-impuesto de 0.05% en peso.

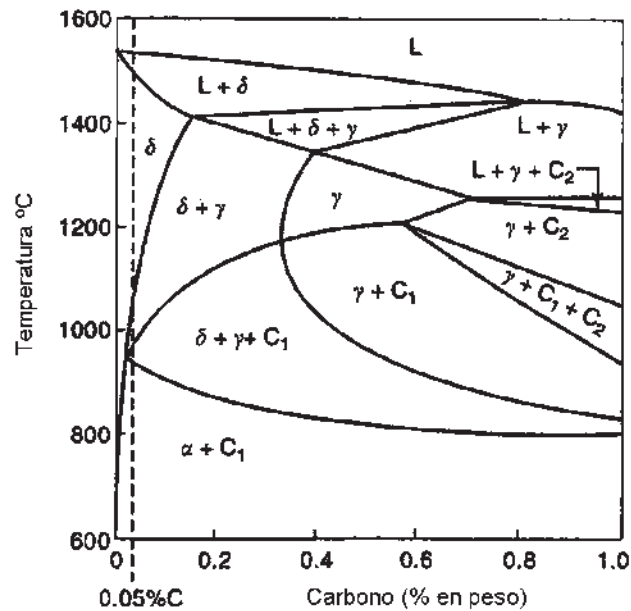


Figura 2.7 Diagrama de fase pseudobinario [5].

Note que la solidificación primaria ocurre como ferrita, y el diagrama predice que su estructura podría ser ferrítica completamente al término de la solidificación. Podría permanecer ferrítico en el estado sólido hasta que se enfríe aproximadamente por debajo de 1100°C. A esta temperatura, podría ocurrir alguna transformación austenítica, y a temperatura un poco más baja se podría formar algún carburo Cr_{23}C_6 . Con un enfriamiento en condiciones de equilibrio, la austenita podría transformar en ferrita y carburos, y la estructura final podría ser una mezcla de ferrita y carburo Cr_{23}C_6 .

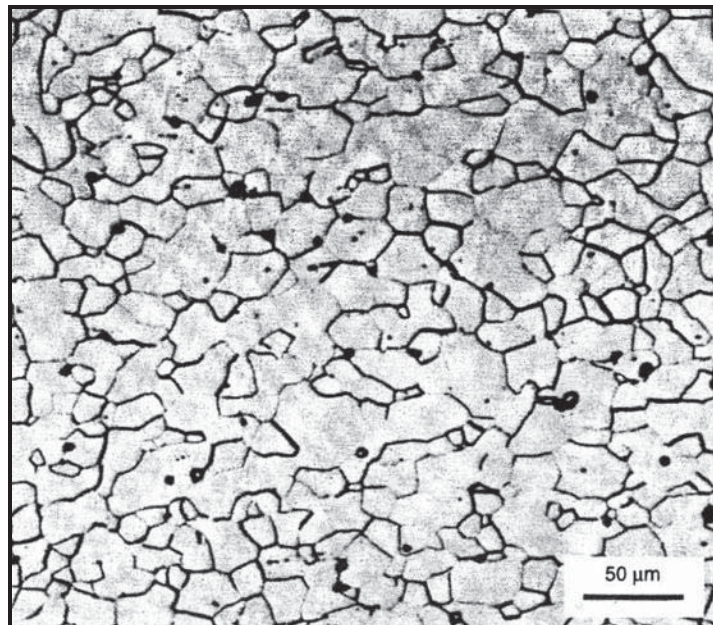


Figura 2.8 Microestructura del acero 409 recocida

Las microestructuras típicas del metal base de aceros inoxidables ferríticos son mostradas en las figuras 2.8 a 2.10. La figura 2.8 es representativa de una lámina del acero 409 recocida, usado ampliamente para aplicaciones de escapes automotrices. La microestructura es completamente ferrítica y contiene nitruro de titanio disperso y/o carburos precipitados. La figura 2.9 muestra la microestructura de una lámina rollada en caliente que ha sido lentamente enfriada desde una temperatura de rollado de aproximadamente 850°C. Esta microestructura consiste de ferrita y carburos que se forman en la dirección de rollado de la lámina. La figura 2.10 representa la microestructura de un acero 430 que ha sido templado desde 1100°C. Esta estructura consiste de martensita a lo largo de los límites de grano de la ferrita y carburos intergranulares y nitruros precipitados.

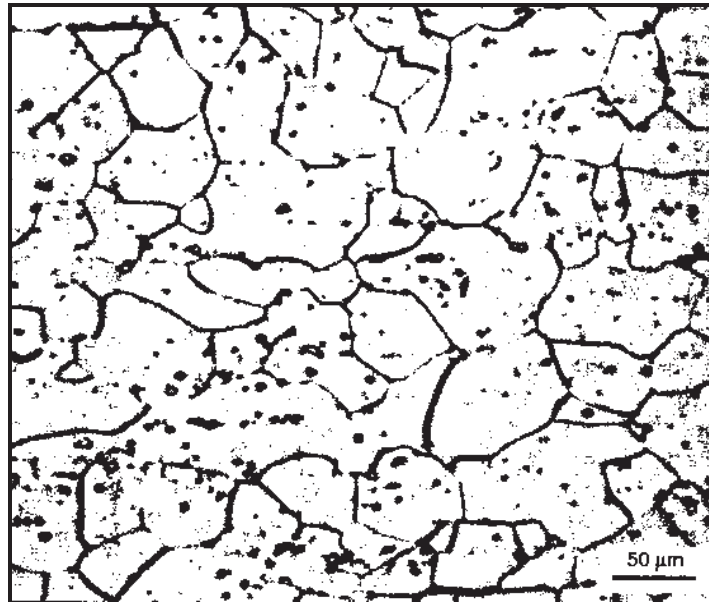


Figura 2.9 Microestructura del acero 430 rollado en caliente



Figura 2.10 Microestructura del acero 430 recocido a 1100 °C y enfriado hasta temperatura ambiente

2.4.1.1 Efecto de los elementos de aleación sobre la microestructura

La presencia de otros elementos, se debe a adiciones intencionales o como impurezas, pueden cambiar significativamente la forma y aumentar la región austenítica o influir sobre la microestructura de los aceros inoxidables ferríticos. El nitrógeno, normalmente se presenta como una impureza en vez de una adición intencional, tiene un efecto similar al del carbono en el desarrollo de austenita (amplía el campo de la fase austenítica). Baerlecken [29] ha demostrado el efecto de varios niveles de carbono+nitrógeno sobre la amplitud del bucle gamma en aleaciones Fe-Cr. Note, por ejemplo, las adiciones de 0.04% en peso de C y 0.03 de nitrógeno resultan en un cambio en el límite del campo de la fase austenita+ferrita para más del 20% en peso de Cr. De esta manera, la reducción de carbono y nitrógeno a niveles extremadamente bajos (menos de 100 ppm), o adiciones de elementos de aleación que promueven la formación de ferrita, es necesario para mantener una microestructura primariamente ferrítica en aceros con bajo y medio contenido de Cr.

Además del cromo, los elementos promotores de la ferrita comúnmente agregados a los aceros inoxidables ferríticos incluyen silicio, titanio, niobio, molibdeno, y aluminio. El titanio y el niobio son utilizados particularmente en pequeñas concentraciones debido a su alta afinidad tanto con el carbono como con el nitrógeno, por lo que el aluminio es efectivo en combinación con el nitrógeno. El aluminio es agregado también para proveer resistencia a la oxidación, particularmente a altas temperaturas. El silicio es agregado normalmente como un desoxidante y para proveer resistencia a la oxidación. El molibdeno se agrega a algunas aleaciones, especialmente en la tercera generación de aceros inoxidables ferríticos, para proveer resistencia a la corrosión, particularmente al picado.

Los elementos que promueven la austenita (estos tienden a ampliar el bucle gamma) incluyen manganeso, níquel, y cobre en adición al carbono y nitrógeno. El manganeso es agregado tradicionalmente para controlar el azufre y por lo tanto provee maleabilidad y características para trabajado en caliente. El níquel y el cobre no son normalmente agregados a los aceros inoxidables ferríticos, aunque pequeños contenidos de níquel pueden ser efectivos para mejorar la tenacidad [27, 28]. Un número de relaciones de equivalencia han sido desarrolladas para asegurar que los aceros inoxidables ferríticos sean completamente ferríticos (libres de martensita).

2.4.1.2 Efecto de la martensita

Bajo condiciones normales de procesamiento termo-mecánico, cualquier austenita que se forma a altas temperaturas generalmente se puede transformar en martensita al enfriarse hasta temperatura ambiente (figura 2.10). Solo bajo enfriamiento muy lento o isotérmico a temperaturas debajo del solvus de la austenita, podría la austenita a altas temperaturas transformar a ferrita y carburos, como se predice en el diagrama de fases en equilibrio. La martensita en los aceros inoxidables ferríticos ha mostrado tener efectos tanto favorecedores como efectos desfavorecedores. La presencia de la martensita en cantidades considerables se supone promueve la fisuración por hidrógeno, similar a la que se presenta en aceros estructurales [30]. La martensita es también mencionada como una fuente de fragilización debido a sus características de deformación y fractura [2, 27, 31].

Dependiendo del contenido de carbono de la aleación y la fracción de volumen de martensita presente, la martensita que se forma en los aceros inoxidables ferríticos es típicamente una variedad de bajo carbono, con la dureza de la martensita en niveles generalmente por debajo de los 30 HRC. A elevadas temperaturas, donde la austenita es estable, el carbono puede desplazarse de la ferrita a la austenita debido a la alta solubilidad del carbono en austenita. Por ejemplo, entre 1000 y 1200°C (figura 2.7) el contenido de carbono de la austenita varía de 0.05 a más de 0.3% en peso en una aleación 17Cr-0.05C. Si el contenido de carbono de la austenita alcanza el valor de equilibrio a 1200°C y después es enfriado hasta temperatura ambiente, la dureza de la martensita puede acercarse a los 50 HRC. Esto requerirá disolución completa de los carburos originales y suficiente tiempo para que la difusión ocurra.

En general, a altas temperaturas la microestructura no alcanza la composición de equilibrio, y la martensita que se forma no alcanza estos niveles altos. De esta manera, la pérdida de la ductilidad y tenacidad usualmente asociado con la martensita sin revenir en aceros estructurales con contenidos de carbono que exceden el 0.15% en peso no es usualmente un problema en estos aceros, y algo de martensita puede ser acomodada sin consecuencias significantes con respecto a las propiedades mecánicas.

2.4.1.3 Fenómenos de Fragilización

De acuerdo con la reseña de Thielsch [27] y Demo [28], hay tres fenómenos de fragilización que influyen en las propiedades mecánicas de los aceros inoxidables ferríticos: (1) fragilización a 475°C, (2) precipitación de fase sigma, y (3) fragilización a altas temperaturas. Aunque hay disponible una gran cantidad de literatura sobre la precipitación de la fase sigma y la “fragilización a 475°C,” normalmente esto no es un problema cuando se sueldan aceros inoxidables ferríticos, ya que la fragilización debida a este fenómeno es normalmente asociada con largos tiempos de exposición a temperaturas intermedias. Como consecuencia, la *fragilización (a temperaturas intermedias, ITE)* de soldaduras de aceros inoxidables ferríticos es esencialmente insensible a la selección del procedimiento/proceso de soldadura y es más un problema de aplicación de ingeniería. En la práctica, servicios a temperaturas de exposición limitados por debajo de 400°C evitan el problema de ITE. Estos fenómenos de fragilización son acelerados con el contenido de cromo de la aleación o el aumento del metal de aporte, y precauciones especiales pueden ser requeridas cuando se considera un tratamiento térmico post-soldadura de aleaciones con alto cromo.

La reducción de propiedades mecánicas y/o de corrosión o fallas catastróficas de aceros inoxidables ferríticos soldados es, por lo tanto, vinculado casi exclusivamente a fragilización a altas temperaturas (HTE), sensibilidad de corte, o una combinación de los dos.

2.4.1.3.1 Fragilización a 475°C Las aleaciones Fe-Cr con contenido de cromo de 15 a 70% en peso pueden ser severamente fragilizadas cuando son calentadas dentro del rango de 425 a 550°C. El fundamento metalúrgico para la fragilización en este rango de temperatura es aun una controversia. La teoría predominante asocia el comienzo de fragilización con la formación de un precipitado coherente a temperaturas debajo de 550°C debido a la presencia de espacio de miscibilidad en el diagrama de equilibrio Fe-Cr (figura 2.1). En aleaciones envejecidas abajo de 550°C se encontró que formaban una ferrita rica en cromo (alfa prima) y una ferrita rica en hierro (alfa) [32-34]. Se encontró que el precipitado alfa prima es no magnético, con un estructura cristalina BCC y un contenido de cromo de 61 a 83%.

La velocidad y grado de fragilización es una función del contenido de cromo, con la fragilización de aleaciones de alto cromo en tiempos mucho más cortos y a temperaturas ligeramente más altas [35]. En general, tiempos de envejecimiento de al menos 100 horas son requeridos para causar fragilización en aleaciones de bajo y medio contenido de cromo [36]. Aleaciones con alto contenido de cromo pueden mostrar menos ductilidad y tenacidad después de tiempos más cortos. Elementos de aleación como molibdeno, niobio, y titanio tienden a acelerar el inicio de la fragilización a 475°C. Las influencias de los elementos de aleación e impurezas sobre la fragilización se puede observar en la Tabla 2.1.

Tabla 2.1 Efecto de los elementos de aleación en la fragilización a 475 °C en aleaciones hierro–cromo [28].

ELEMENTO	EFFECTO/ FRAGILIZACIÓN
Aluminio	Se Intensifica
Carbono	Sin efecto/se intensifica
Cromo	Se Intensifica
Cobalto	Se Intensifica
Molibdeno	Se Intensifica
Níquel	Variable
Niobio	Se Intensifica
Nitrógeno	Pequeño Efecto/se Intensifica
Fósforo	Se Intensifica
Silicio	Se Intensifica
Titanio	Se Intensifica

2.4.1.3.2 Fragilización por fase sigma y fase chi La fase sigma se forma principalmente en aleaciones Fe-Cr con contenidos de 20 a 70% de cromo aumentando la exposición en el rango de temperatura de 500 a 800°C. Como con la fragilización a 475°C, aleaciones con mayores concentraciones de cromo son más susceptibles a la formación de la fase sigma y la velocidad de formación es más rápida. En aleaciones que contienen menos del 20% de cromo, la fase sigma no se forma rápidamente, a menudo requiere cientos de horas en el rango de temperatura crítica. En aleaciones con alto contenido de cromo, la formación de la fase sigma es más rápida, requiriendo solo unas cuantas horas de exposición en el rango de temperaturas de formación de la fase sigma [35], como se ilustra en la figura 2.11. Adición de elementos de aleación como el molibdeno, níquel, silicio y manganeso cambian el rango de formación de la fase sigma para temperaturas más altas, concentraciones de cromo más bajas, y tiempos más cortos. Como con el fenómeno, de precipitación, el trabajado en frío acelera la formación de la fase sigma. El efecto dañino de la precipitación de la fase sigma puede ser eliminado calentando por cortos tiempos a temperaturas arriba de los 800°C. En las aleaciones con alto cromo y alto molibdeno (29-4 y 29-4-2), Kiesheyer y Brandis [37] reportan que la fase chi, descrita variadamente como $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$ o Fe_3CrMo , se puede formar en conjunto con la fase sigma, y estas fases intermetálicas pueden ser estables por encima de 900°C o mayores.

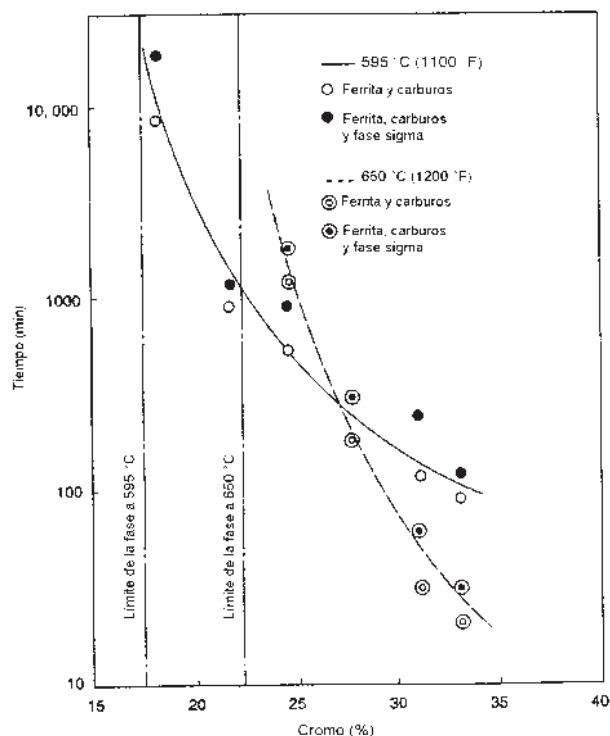


Figura 2.11 Efecto de la concentración de cromo sobre el umbral para la formación de la fase sigma a 593 y 649 °C [37].

2.4.1.3.3 Fragilización a Altas Temperaturas La fragilización a altas temperaturas (HTE) resulta de cambios metalúrgicos que ocurren durante la exposición a temperaturas superiores a $0.7T_m$ (temperatura de fusión). Ya que este rango de temperatura está muy por arriba de la temperatura de servicio recomendada para los aceros inoxidables ferríticos, la HTE ocurre normalmente durante el proceso termo-mecánico o la soldadura. Exposiciones a estas elevadas temperaturas pueden resultar también en una pérdida severa de la resistencia a la corrosión [28]. La susceptibilidad a la HTE es principalmente influida por la composición, particularmente por el cromo y la concentración intersticial, y el tamaño de grano, como se discutirá posteriormente. Los grados estabilizados y con bajo contenido de cromo son relativamente insensibles a la HTE.

Efectos de la composición El nivel de elementos intersticiales, particularmente carbono, nitrógeno y oxígeno, tiene una fuerte influencia sobre las características de la fragilización en caliente de los aceros inoxidables ferríticos. A elevadas temperaturas los elementos intersticiales se presentan en una solución sólida de ferrita o matriz de ferrita+austenita. Sobreenfriando, estos elementos intersticiales forman precipitados, normalmente carburos ricos en cromo, nitruros o carbonitruros [28]. La precipitación puede ocurrir inter- e intragranularmente, primeramente promoviendo la corrosión intergranular y por último una pérdida de la ductilidad por tensión y tenacidad. El efecto de la exposición a altas temperaturas sobre la tenacidad en aleaciones con medio cromo conteniendo varios niveles de carbono y nitrógeno se muestran en la

figura 2.12. A niveles de nitrógeno por arriba de 0.02% en peso resulta en una reducción severa en tenacidad. Se descubrió que aumentando el nitrógeno a un nivel de carbono constante se tiene un efecto similar, y así el contenido intersticial total (C+N) que es crítico. Comportamiento similar ha sido observado en aleaciones con alto cromo. Plumtree y Gullberg [39] han reportado un cambio en la transición de la fractura dúctil-frágil en la prueba de impacto Charpy con muesca en V a temperatura arriba de los 200°C en aleaciones 18Cr-2Mo y 25Cr cuando el contenido C+N aumenta de 0.02% en peso a 0.06% en peso.

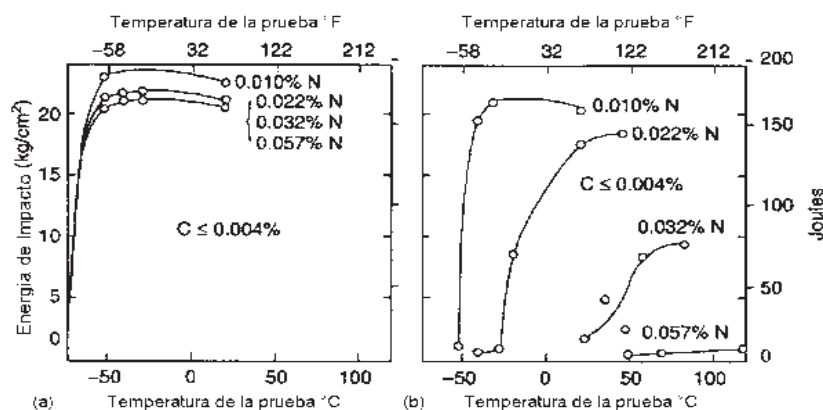


Figura 2.12 Efecto de la exposición a elevadas temperaturas sobre la tenacidad al impacto de aleaciones con 17 % de Cr con variación de niveles de N. Tratados térmicamente a: (a) 815°C/1 hr y (b) 1150°C/1 hr. Enfriados en agua [38]

Hay una concordancia general en que la precipitación de carburos ricos en cromo y nitruros durante el enfriamiento desde altas temperaturas ($>0.7T_m$) contribuye significativamente a la fragilización en caliente. Como resultado, la fragilización en caliente es exacerbada por altos niveles de cromo, carbono y nitrógeno. Las aleaciones con bajo contenido de cromo parecen ser relativamente insensibles a la fragilización en caliente. La velocidad de enfriamiento desde elevadas temperaturas también influye en la fragilización en caliente, pero este efecto depende de la composición [40]. En aleaciones con bajos contenidos de C+N, enfriamientos rápidos desde arriba de 1000°C tienden a reducir la fragilización debido a la retención de carbono y nitrógeno en solución sólida o la tendencia a formar precipitados intergranulares. A velocidades de enfriamiento más lentas, la precipitación intergranular de carburos y/o nitruros es predominante y está acompañada de la pérdida en la ductilidad y tenacidad [41].

En aleaciones con alto contenido de cromo con altos niveles de C+N, no es posible eliminar la precipitación vía enfriamiento rápido, ya que la solubilidad del carbono y nitrógeno disminuye con el aumento en la concentración de cromo. La adición de elementos de aleación como el molibdeno, titanio, aluminio, y niobio también influyen en la fragilización en caliente (HTE), aunque su importancia es secundaria en relación al cromo. El titanio y el niobio tienen una alta afinidad por el cromo, formando carburos relativamente estables, y así puede disminuir el efecto del deterioro, resultado de la precipitación de carburos y nitruros ricos en cromo. La formación de nitruros y óxidos ricos en aluminio también reducen la susceptibilidad a la fragilización en caliente (HTE). La

presencia de estos precipitados en la microestructura también retarda el crecimiento de grano durante la exposición a elevadas temperaturas.

Efecto del tamaño de grano Como la fragilización en caliente ocurre exponiendo a elevadas temperaturas, el crecimiento de grano es también un factor que influye en las propiedades mecánicas subsiguientes, aunque el tamaño de grano por si solo no cuenta en los efectos de fragilización. En aleaciones que son totalmente ferríticas a temperaturas próximas a 1100°C, el crecimiento de grano puede ser totalmente catastrófico, particularmente en aleaciones que han sido trabajadas en frío. Por ejemplo, el tamaño de grano en el orden de 2-3 ASTM puede estar presente en la ZAT de las soldaduras por fusión.

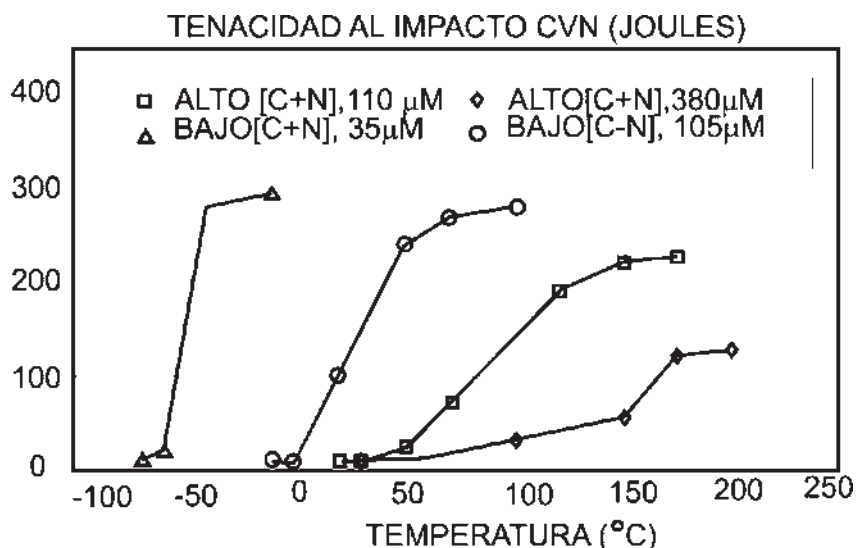


Figura 2.13 Efecto del tamaño de grano y la concentración intersticial en pruebas de impacto en aleaciones Fe-25 Cr [39]

Plumtree y Gullberg [39] en aleaciones 25Cr y 18Cr-2Mo, han demostrado el efecto combinado del tamaño de grano y contenido de elementos intersticiales sobre la fragilización en caliente. La tenacidad al impacto como una función del tamaño de grano y del contenido de C+N se muestra en la figura 2.13. Note que con un bajo contenido de elementos intersticiales (350ppm), pequeños incrementos en el tamaño de grano promueven un gran cambio en la Temperatura de Transición Dúctil-Frágil (Ductile Brittle Transition Temperature, DBTT), en el orden de 26°C por número de tamaño de grano ASTM. Como el contenido intersticial aumenta, es menos importante el efecto del tamaño de grano (aproximadamente 6°C por número de tamaño de grano ASTM), ya que domina la fragilización debida a la precipitación excesiva. Así, podría esperarse que aleaciones con alta pureza muestren la mayor disminución en tenacidad y ductilidad como función en el aumento del tamaño de grano.

Resumen de la fragilización a altas temperaturas La fragilización debida a la exposición a altas temperaturas es afectada por un número de factores, de

naturaleza composicional y microestructural, incluyendo (1) concentraciones de cromo e intersticiales, (2) tamaño de grano, y (3) la naturaleza y distribución de precipitados. El efecto de estos distintos factores sobre la susceptibilidad a la fragilización en caliente se resume en la tabla 2.2. En general, altos niveles de elementos intersticiales (C, N, y O) son los más perjudiciales, y como resultado, las aleaciones más comerciales (particularmente las aleaciones con alto Cr) contienen extra-bajos contenidos de elementos intersticiales (<200 ppm). En estos niveles, sin embargo, el efecto del tamaño de grano llega a ser más importante, y la exposición a elevadas temperaturas como las producidas durante la soldadura puede resultar en una severa fragilización en caliente.

Tabla 2.2 Efecto de la composición y la microestructura en la fragilización a altas temperaturas.

Variable	Efecto
Carbono + Nitrógeno	Se intensifica severamente
Cromo	Se intensifica
Tamaño de grano	Pequeño para alto C+N, grande para alto Cr y bajo C+N
Oxígeno	Se intensifica ligeramente
Titanio, Niobio	Se reduce

El mecanismo real de la fragilización en caliente es el tema de considerables debates centrados en la ubicación de los precipitados en la microestructura. Una teoría [28,39] argumenta que la precipitación intergranular es perjudicial, debido a la restricción del movimiento de dislocaciones. Otra teoría atribuye la fragilización en caliente a precipitación intergranular y la fragilización localizada de los límites de grano. Como la fractura en materiales susceptibles a la fragilización en caliente es típicamente transgranular, se puede ver que la precipitación intergranular influye muy seriamente en la fragilización en caliente. Plumtree y Gullberg [39] han sugerido, sin embargo, que la precipitación intergranular puede influir significativamente en la iniciación de una grieta, de esta manera se reduce la energía necesaria para la nucleación de grietas transgranulares. Otros han asociado también el comienzo de la fragilización con la precipitación intergranular [41-43]. El mecanismo real es probablemente una combinación de los dos, con la precipitación intergranular siendo más dominante mientras más aumenta la velocidad de enfriamiento. Ambos mecanismos pueden ser usados para explicar la pérdida severa de la resistencia a la corrosión que ocurre en aceros inoxidables ferríticos después de la exposición a altas temperaturas.

La eliminación de la fragilización en caliente puede ser posible en aleaciones altamente intersticiales con calentamiento entre 730 y 790°C [27]. Este tratamiento probablemente actúa al sobreenviejer los precipitados y así reducir su efecto dañino sobre la tenacidad y la ductilidad. Alguna precaución podría tomarse cuando se ejecuta un tratamiento térmico, sin embargo, la fase sigma podría precipitar durante extensas exposiciones en este rango de temperaturas. En aleaciones poco intersticiales, fragilizadas principalmente

debido al crecimiento de grano a altas temperaturas, los tratamientos térmicos podrían ser una pequeña ayuda.

En la ausencia de variables metalúrgicas como el tamaño de grano y los efectos de la precipitación, la composición influye significativamente en la sensibilidad a la muesca. En aleaciones con medio y alto contenido de cromo, la sensibilidad a la muesca puede ser reducida manteniendo niveles intersticiales extremadamente bajos, y de esta manera las aleaciones comerciales son formuladas con extra-bajos contenidos de C+N o conteniendo elementos de “control” como el titanio, niobio, y aluminio para neutralizar los elementos intersticiales. Se debe tener extremo cuidado en la fabricación de estas aleaciones para evitar los efectos de fragilización en caliente.

2.4.1.4 Propiedades Mecánicas

Como se ha descrito anteriormente, los aceros inoxidables ferríticos son formulados de manera que la microestructura es completamente ferrítica desde el punto de fusión hasta la temperatura ambiente. Como resultado, el endurecimiento vía transformación martensítica no es normalmente posible o no tiene un efecto esencial debido al pequeño contenido de martensita que se forma. Pequeños aumentos en la dureza pueden ser logrados vía solución sólida, particularmente con carbono y nitrógeno, aunque los efectos son aparentes en las aleaciones con alto contenido de cromo solo donde se ha aumentado C+N. Varias reacciones de precipitación se pueden usar también para el endurecimiento de estos aceros, aunque estos tratamientos térmicos normalmente conducen a la fragilización, pérdida de tenacidad, o ambas. En la práctica, el método más ampliamente usado para endurecimiento substancial de los aceros inoxidables ferríticos es el trabajado en frío [13, 27, 28].

2.4.2 METALURGIA DE LA SOLDADURA

2.4.2.1 Zona de fusión

2.4.2.1.1 Secuencia de solidificación y transformación La solidificación inicial de la soldadura de los aceros inoxidables ferríticos siempre ocurre como ferrita primaria. La microestructura en la zona de fusión puede ser completamente ferrítica o consiste de una mezcla de ferrita y martensita, con la martensita localizada en los límites de grano de la ferrita. Tres secuencias de solidificación y transformación son posibles para los aceros inoxidables ferríticos. La primera de estas, y la más simple, es descrita a continuación.

Camino de transformación 1: Microestructura completamente ferrítica
 $L \rightarrow L+F \rightarrow F$

Este camino es dominante cuando la proporción de elementos promotores de la ferrita a elementos promotores de la austenita es alta y la formación de austenita a elevadas temperaturas es suprimida completamente. Este camino de transformación es común en las siguientes aleaciones.

1. Aleaciones con bajo contenido de cromo, como los aceros 405 y 409, cuando el contenido de carbono es bajo.
2. Aleaciones con medio contenido de cromo, como los aceros 439, 444 y 468, cuando el titanio y el niobio son agregados como estabilizadores de carburos, negando efectivamente la tendencia promotora de austenita del carbono.
3. Aleaciones con alto contenido de cromo, como los aceros XM-27 (popularmente conocido como E-Brite o E-Brite 26-1), 25-4-4, y 29-4-2, donde domina el alto contenido de cromo.

Debido a la ausencia de austenita a altas temperaturas, el crecimiento de grano de la ferrita enfriada en el rango de la temperatura de solidificación puede ser notable. Ejemplos de microestructuras completamente ferríticas en la zona de fusión en soldaduras GTAW en láminas de aleaciones de los aceros 409 y 439 se muestran en la figura 2.14. Se puede apreciar que el tamaño de grano es muy grande y no existe evidencia de solidificación de dendritas. La ausencia de segregación aparente de solidificación (o separación) es una consecuencia de la severidad de los siguientes factores: (1) una limitación relativa del rango de temperaturas de solidificación, (2) poca o ninguna segregación de cromo durante la solidificación, y (3) difusión rápida dentro de los límites de la ferrita que elimina algunos gradientes de composición que ha sido formada debido a la solidificación. En particular, la difusión de carbono en la ferrita a elevadas temperaturas es extremadamente rápida.

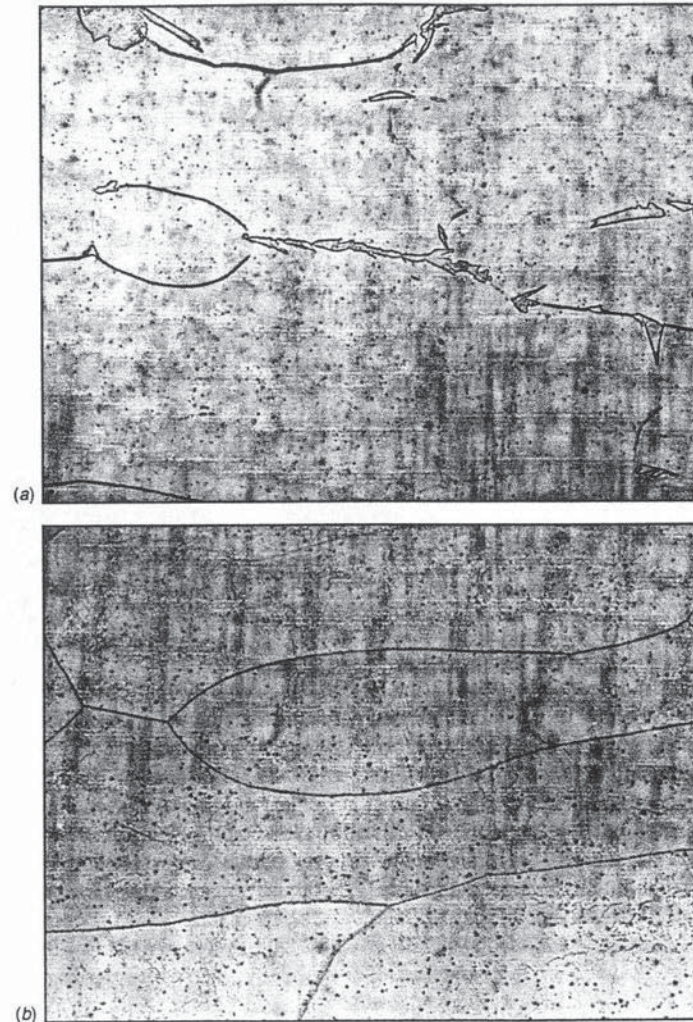
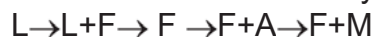


Figura 2.14 Microestructura de la zona de fusión de aceros completamente ferríticos
a) Acero 409 (se aprecia martensita a lo largo de limite de grano) y b) Acero 439

Si la martensita se presenta en la zona de fusión, existen dos caminos de transformación por los que puede ocurrir.

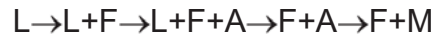
Camino de transformación 2: ferrita y martensita



Sobreenfriando, alguna austenita se forma a elevadas temperaturas a lo largo de los límites de grano de la ferrita. Esta austenita transforma a martensita mientras la zona de fusión se enfría hasta temperatura ambiente. Esta secuencia se describe en la figura 2.7. Cuando se consideran contenidos de carbono en el rango de 0.05 a 0.15%, vease que si el contenido de carbono (elemento promotor de austenita) aumenta, la temperatura de solvus de la ferrita aumenta y el rango de temperatura sobre la cual la ferrita es estable en el estado sólido disminuye. Esto tiene importantes implicaciones con respecto al crecimiento de grano de la ferrita, ya que, el crecimiento de grano se detendrá una vez que

comienza a formarse la austenita a lo largo del límite de grano. Este camino es común en los aceros 430, 434, entre otros.

Camino de transformación 3: ferrita y martensita



La solidificación inicia como ferrita primaria, pero alguna austenita se forma al término de la solidificación pasando por una complicada reacción peritéctica-eutéctica. Esta secuencia de transformación puede ser descrita usando la figura 2.7 si se considera un nivel de carbono por encima del 0.15% en peso. Note que una región trifásica consiste de ferrita, austenita, y líquido que existe debajo del campo de ferrita primaria más fase líquida. Entonces la aleación se enfría en el estado sólido a través de la región bifásica ferrita + austenita. Con enfriamiento muy rápido hasta la temperatura ambiente, la austenita se transforma a martensita. Este camino de transformación es común en los aceros de alto carbono y en los inoxidables 442 y 446.

El camino de transformación 3 podrá producir una fracción de volumen más grande de martensita en la microestructura de la zona de fusión en relación al camino 2. No obstante, la formación de austenita al término de la solidificación y su presencia en el estado sólido a elevadas temperaturas podría restringir el crecimiento de grano de la ferrita relativo al camino 2, donde existe una estructura completamente ferrítica.

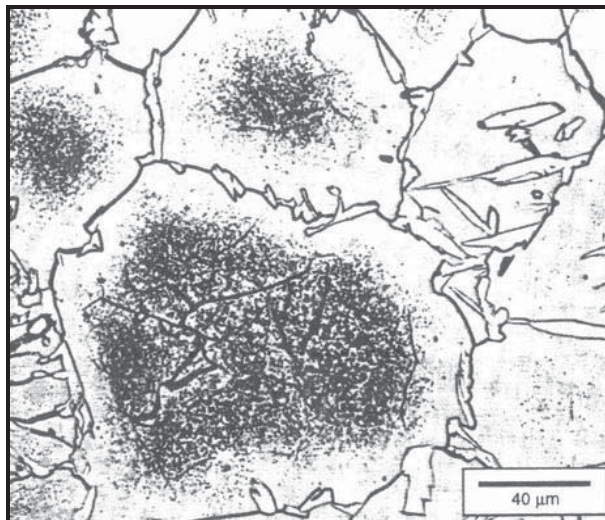


Figura 2.15 Microestructura bifásica ferrita y martensita intergranular en el Deposito de metal de soldadura del 430.

Una microestructura bifásica en la zona de fusión de ferrita + martensita se muestra en la figura 2.15. La martensita se presenta a lo largo de los límites de grano de la ferrita y se presenta generalmente como una fase continua en el límite de grano. Como el contenido de martensita aumenta, podría también estar presente como placas de Windmanstätten que nucleán a partir del límite de grano y también se forman intergranularmente. La martensita refleja la morfología de la austenita que se formó a elevadas temperaturas.

2.4.2.1.2 Comportamiento de la precipitación El metal de soldadura de los aceros inoxidable ferríticos a menudo muestra una dispersión fina de precipitados dentro de la ferrita o en el límite de la ferrita-martensita. En aleaciones inestables como el AISI 430, estos precipitados son principalmente carburos $M_{23}C_6$ y $M_{23}(C,N)_6$ ricos en cromo, o nitruros ricos en cromo [44]. En grados estabilizados (444, 439, y 468), los carburos tipo MC también son posibles. Un ejemplo de esta precipitación en la zona de fusión del acero 439 se puede ver en la figura 2.14. Una precipitación similar a menudo se observa en la ZAT. Estos precipitados son debido a la supersaturación de carbono y nitrógeno en la fase ferrita a elevadas temperaturas. Al enfriar, los precipitados pueden formarse intergranularmente e intragranularmente, dependiendo de la velocidad de enfriamiento. A elevadas velocidades de enfriamiento, se observa una importante precipitación intergranular, por lo que a velocidades lentas de enfriamiento los límites de grano son preferidos [45]. Se ha observado que la naturaleza y el grado de precipitación influyen en las propiedades mecánicas y de corrosión de los aceros inoxidables ferríticos soldados [28,44].

La solubilidad del carbono en la ferrita cae dramáticamente mientras la zona de fusión se enfría en el estado sólido. En aleaciones con 13% en peso de cromo, arriba de 0.1 % de carbono es soluble en la ferrita a 1400°C, pero la solubilidad baja esencialmente a cero a 1100°C. La solubilidad del carbono en aleaciones con 17% Cr también cae dramáticamente al enfriar, disminuyendo de 0.15% a 1400°C a aproximadamente 0.03% a 1000°C. En aceros inoxidables ferríticos comerciales de bajo y alto cromo y contenidos de carbono arriba de 0.05%, la precipitación de carburos en la zona de fusión es inevitable en la ausencia de elementos estabilizadores de carburos y/o austenita (Ti y Nb) a elevadas temperaturas. Muchos aceros inoxidables ferríticos modernos contienen de 0.02 a 0.03% de carbono para evitar una gran precipitación de carburos, pero aun en estos aceros se puede esperar alguna precipitación de carburos.

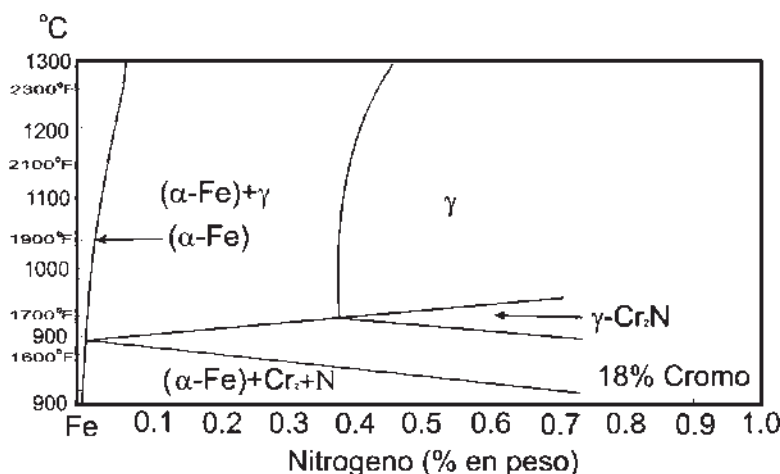


Figura 2.16 Diagrama de fase pseudobinario Fe-Cr-N con el 18% Cr constante [46]

El nitrógeno se comporta de forma similar, como se muestra en el diagrama de fase pseudobinario Fe-Cr-N con 18%Cr en la figura 2.16. De

acuerdo a este diagrama, la solubilidad del nitrógeno en la ferrita cae de casi 0.08% a 1300°C a menos de 0.02% a 900°C. Como la mayoría de los aceros inoxidables ferríticos comerciales de primera generación contienen en el orden de 0.05% de nitrógeno, se puede esperar la precipitación de precipitados ricos en nitrógeno dentro de la ferrita. Similar al carbono, los nitruros o carbonitruros pueden ser evitados con la adición de elementos estabilizadores como el Ti y Al, los cuales son fuertes formadores de nitruros.

Si la austenita se presenta a elevadas temperaturas (a lo largo del límite de grano de la ferrita), la precipitación podría no ocurrir en la austenita, debido a la alta solubilidad del carbono y el nitrógeno. Como se muestra en las figuras 2.7 y 2.16, la solubilidad del carbono y el nitrógeno en aleaciones con 17 a 18% Cr a 1200°C será aproximadamente de 0.32 y 0.41%, respectivamente. De esta manera, la austenita actúa como un “hoyo negro” para estos elementos intersticiales a elevadas temperaturas. Cuando la austenita se presenta a elevadas temperaturas (resulta en martensita a temperatura ambiente), a menudo habría de ser una zona libre de precipitados en la ferrita sólo adyacente a la martensita. Esto resulta de la afinidad de la austenita madre para carbono y nitrógeno a elevadas temperaturas. Una pequeña cantidad de difusión del carbono y nitrógeno de la ferrita dentro de la austenita reduce la concentración real en la ferrita, y enfriando a través del rango de precipitación existe poca o ninguna fuerza impulsora para la precipitación. Un ejemplo de las zonas libres de precipitados en un depósito de metal de soldadura de un acero 430 se muestra en la figura 2.15.

La precipitación también puede ocurrir a lo largo de límite ferrita-ferrita y ferrita-martensita. Estos precipitados $M_{23}C_6$ y $M_{23}(C,N)_6$ son normalmente ricos en Cr. Esta precipitación puede llevar a una reducción real de cromo adyacente a la frontera, haciendo la frontera potencialmente “sensible” al ataque por corrosión. Este fenómeno, se conoce como *sensibilización o sensitización*. La precipitación de carburos, carbonitruros, y nitruros puede ser suprimida efectivamente con la reducción de carbono y nitrógeno a niveles extra-bajos (menos de 0.01%), por la adición de elementos estabilizadores, o ambos. Muchos de los grados ferríticos de tercera generación, tal como el E-Brite 26-1, han limitado el carbono a menos de 0.01%, el nitrógeno a menos de 0.02%, y contienen adiciones de Ti y Nb. Evitar la precipitación en estas aleaciones es crítico para mantener sus propiedades mecánicas y de corrosión.

2.4.2.1.3 Predicción de la Microestructura. Se han desarrollado un número de relaciones de equivalencias y diagramas para la predicción de la microestructura en soldaduras de aceros inoxidables ferríticos. El diagrama de Schaeffler cubre el rango de composición para los aceros inoxidables ferríticos pero se demostró que es inexacto para predecir si la martensita podría estar presente en aleaciones ferríticas. El factor de ferrita Kaltenhauser puede ser usado para predecir si la microestructura es completamente ferrítica pero no proporciona información respecto al contenido de martensita que se podría presentar [47]. El factor K, mostrado abajo, no puede aplicarse igualmente a

todas las aleaciones, y las aleaciones con bajo y medio cromo deben ser consideradas por separado.

$$\text{Factor K} = \text{Cr} + 6\text{Si} + 8\text{Ti} + 4\text{Mo} + 2\text{Al} - 40(\text{C} + \text{N}) - 2\text{Mn} - 4\text{Ni} \quad \text{Ec. 2.5}$$

Para los aceros inoxidables 405 y 409, Kaltenhauser determinó que este factor debe exceder 13.5 para prevenir la formación de martensita en soldaduras. En aleaciones con medio cromo, como los aceros 430 y 439, este factor debe ser mayor a 17.0. En la práctica, muchas aleaciones comerciales de bajo cromo son fabricadas ahora de manera tal que el factor K se aproxima o excede 13.5, y así las soldaduras en estas aleaciones son normalmente ferríticas en su totalidad o contienen pequeños contenidos de martensita. Este nivel de factor K, y el efecto de la microestructura resultante, normalmente se consigue reduciendo el contenido de carbono, agregando titanio, o una combinación de los dos.

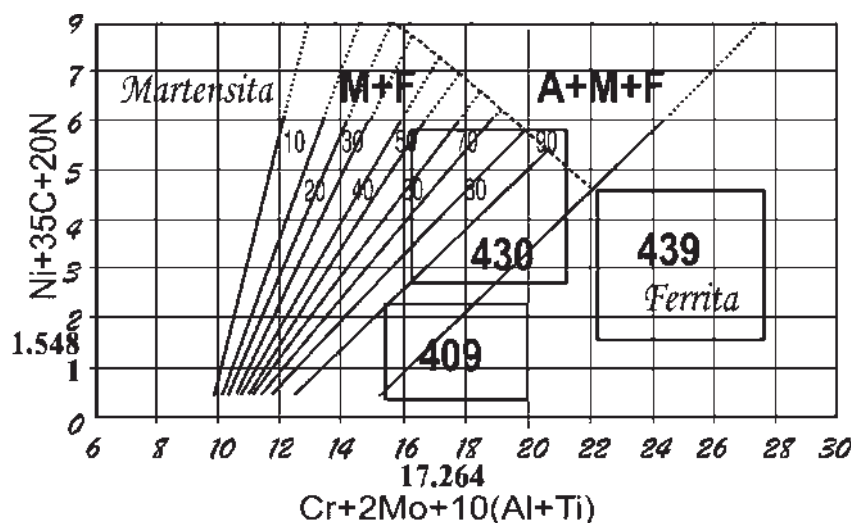


Figura 2.17 Diagrama de constitución de Balmforth con las aleaciones 409, 430 y 439 sobrepuestas.

El diagrama Balmforth [26] fue desarrollado para predecir la microestructura del metal de soldadura de aceros inoxidables ferríticos y martensíticos figura 2.17. En este diagrama los rangos de composición de los aceros 409, 430, y 439 han sido sobrepuestos. Note que los aceros 409 y 430 coinciden en la región martensita más ferrita del diagrama, y la aleación 439 estabilizada con Ti está completamente dentro de la región ferrítica.

Actualmente, este diagrama es el más preciso disponible para predecir la microestructura en el metal de soldadura de aceros inoxidables ferríticos. El diagrama puede ser impreciso cuando se consideran aleaciones cuya composición está fuera de este rango, particularmente aquellos con muy bajo contenido de carbono (menos de 0.03%) o niveles de Al + Ti sobrepasando 1.0%.

2.4.2.2 Zona Afectada Térmicamente

La microestructura de la mayoría de los aceros inoxidables ferríticos trabajados consiste de una mezcla de ferrita y carburos (o carbonitruros). Cuando esta estructura se calienta a elevadas temperaturas en la ZAT (Zona Afectada Térmicamente) que rodea la zona de fusión, pueden ocurrir un número de reacciones metalúrgicas. Durante el ciclo de calentamiento, algunos carburos y otros precipitados tenderán a disolverse.

Dependiendo de la composición de la aleación, la ZAT a elevadas temperaturas puede ser completamente ferrítica o una mezcla de ferrita y austenita. En ausencia de precipitados y austenita en los límites de grano, los granos de ferrita podrían crecer rápidamente y la ZAT de la mayoría de los aceros inoxidables ferríticos muestra granos de ferrita relativamente grandes. Si la austenita es estable en la microestructura a elevadas temperaturas, puede inhibir el crecimiento de grano de la ferrita por sujeción de los límites de grano. Enfriando, puede ocurrir alguna reprecipitación de carburo y nitruros. Ya que el carbono y el nitrógeno tienen relativamente baja solubilidad en la ferrita a bajas temperaturas, puede haber una fuerte fuerza impulsora para la precipitación. Cualquier austenita que pueda ser formada a elevadas temperaturas podría transformar a martensita durante el ciclo de enfriamiento. Esta martensita normalmente podría ser distribuida a lo largo de los límites de grano de la ferrita. En ocasiones equivocadamente identificada como austenita.



Figura 2.18 Microestructura de la ZAT en un acero inoxidable tipo 430. Se observa la presencia de martensita en los límites de grano y la gran precipitación intragranular.

La figura 2.18 muestra la ZAT en un acero inoxidable del acero 430. Los granos de ferrita son muy grandes y los límites de grano tienen una capa continua de martensita que se ha formado de la austenita a elevadas temperaturas. La estructura “pimentada” en el interior del grano representa los carburos, carbonitruros, o nitruros que han sido formados durante el enfriamiento.

2.4.3 PROPIEDADES MECANICAS DE LAS SOLDADURAS

Las propiedades mecánicas de aceros inoxidables ferríticos soldados son muy dependientes del tipo de aleación y la concentración de cromo. Por conveniencia personal, en esta sección se presenta esencialmente lo referente a aleaciones medio cromo.

2.4.3.1 Aleaciones de Medio Cromo

Bastantes trabajos han sido emprendidos para determinar el efecto de la soldadura sobre las propiedades mecánicas de aleaciones con medio cromo, incluyendo los aceros **430**, 434, 436, 439, y 444. En el caso de los aceros de bajo cromo, el comportamiento mecánico es dependiente de la microestructura y una diferenciación puede ser hecha entre estructuras completamente ferríticas y dúplex ferrítico/martensíticas. Primeramente, el crecimiento de grano y la precipitación influyen significativamente en las propiedades, posteriormente, el contenido y naturaleza de la martensita también contribuyen a la respuesta mecánica.

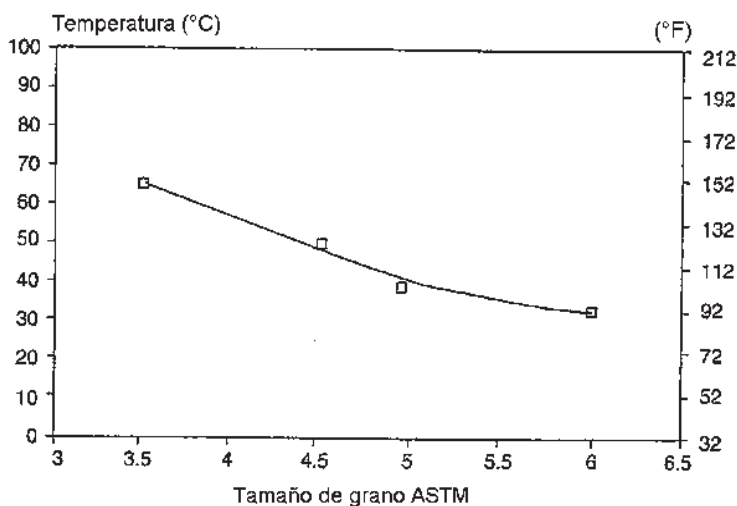


Figura 2.19 DBTT simulado para la ZAT en un acero inoxidable tipo 436 [48].

Existen datos suficientes para demostrar el efecto negativo del tamaño de grano ferrítico en tenacidad y ductilidad. El incremento en el tamaño de grano puede ser correlacionado con un aumento dramático en la Temperatura de Transición Dúctil-Frágil y una caída en la energía en dos aleaciones estabilizadas [30,48]. En muestras de ZAT de un acero 436 simuladas, se encontró que el aumento en la Temperatura de Transición Dúctil-Frágil fue aproximadamente 14°C por número de tamaño de grano ASTM encima del rango de 6 a 3.5 ASTM, como se muestra en la figura 2.19. Nishio [30] también mostró los efectos de la exposición a altas temperaturas y sucesivo crecimiento

de grano sobre las propiedades mecánicas en muestras de ZAT simuladas del acero 430Nb (figura 2.20). Una caída significativa en ductilidad de tensión se observó en muestras calentadas a 1350°C, aunque este efecto fue complicado por la presencia de martensita en el límite de grano y austenita retenida.

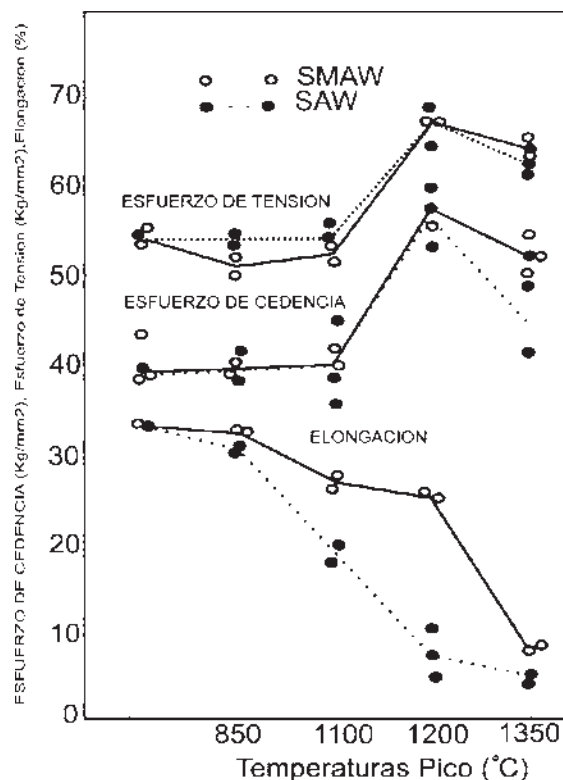


Figura 2.20 Efecto de la temperatura pico en las propiedades mecánicas en la ZAT simulada para un acero inoxidable tipo 430 Nb [30].

Es aparente que la degradación de tenacidad y ductilidad en soldaduras de aceros inoxidables de medio cromo no son estrictamente relativos al tamaño de grano. Thomas y Robinson [45] sugirieron que la precipitación intergranular debida al enfriamiento rápido también contribuye. Muestras enfriadas rápidamente mostraron menor tenacidad con relación a muestras de tamaño de grano equivalentes que fueron enfriadas lentamente.

La influencia combinada del tamaño de grano y el comportamiento de la precipitación en el metal de soldadura y la ZAT, la tenacidad y la ductilidad es análoga al fenómeno de fragilización en caliente que es la característica en aleaciones de medio y alto cromo calentados encima de 0.7Tm. Diferente al metal base ferrítico, el control de la fragilización en caliente durante la soldadura es más difícil debido a las altas temperaturas que promueven el crecimiento de grano y la disolución de precipitados en el calentamiento y más uniformemente la precipitación intragranular en el enfriamiento. En suma, elementos estabilizadores, como el Ti y Nb, son menos efectivos durante la soldadura, ya que los ciclos de enfriamiento rápido tienden a favorecer la precipitación de precipitados ricos en Cr. Por lo tanto, en microestructuras completamente ferríticas, la naturaleza de la precipitación parece tener una fuerte influencia

sobre la tenacidad y la ductilidad, particularmente cuando se junta con un tamaño de grano grande.

Los tratamientos térmicos post-soldadura pueden ayudar a reducir este efecto promoviendo el crecimiento de los precipitados, reduciendo su influencia negativa. En aleaciones donde se forma la austenita a elevadas temperaturas, el efecto de la precipitación puede ser reducido ya que el carbono y el nitrógeno difundirán a la austenita, reduciendo así el contenido disponible para la precipitación en la ferrita. Este debe ser balanceado contra la contribución del daño potencial de la martensita que se forma en el enfriamiento, como lo describe Nishio [30].

2.4.4 SOLDABILIDAD

La mayor parte de la información con respecto a la soldabilidad de aceros inoxidables ferríticos se asocia con agrietamiento inducido por hidrógeno (HIC) o agrietamiento en la solidificación de la soldadura. La investigación sobre estos tópicos generalmente se limita a las aleaciones con medio cromo. Las aleaciones con bajo cromo son soldadas generalmente bajo condiciones muy controladas para evitar el agrietamiento, o usadas en aplicaciones donde no se requiere la soldadura. Se ha reportado que las aleaciones con bajo cromo pueden ser susceptibles a la fragilización por hidrógeno y a la fisuración en caliente de la soldadura [30].

2.4.4.1 Fisuración por Solidificación de la Soldadura

La fisuración por solidificación ocurre durante la etapa final de enfriamiento debido al efecto combinado de impurezas y de segregación de elementos de aleación, formación de una película líquida en los límites de grano y de la restricción termo-mecánica impuesta. La fisuración a menudo se asocia con la solidificación en los límites de grano, donde la segregación elemental resulta la más alta a la temperatura de solidificación más baja. Cuando la fase de solidificación primaria es ferrita, la susceptibilidad de fisuración por solidificación de la soldadura es generalmente baja. Todos los aceros inoxidables ferríticos solidifican como una ferrita primaria, y por eso la fisuración es relativamente rara en estos aceros.

2.4.5 TRATAMIENTOS TÉRMICOS POST-SOLDADURA

Los tratamientos térmicos post-soldadura de aceros inoxidables ferríticos pueden ser útiles en la restauración de la tenacidad, ductilidad y resistencia a la corrosión de estructuras soldadas. En algunos casos, el precalentamiento y la

temperatura entre pasos ayudan también a optimizar las propiedades. El precalentamiento, la temperatura entre pasos y tratamiento térmico post-soldadura son extremadamente dependientes de la microestructura [2,31]. En soldaduras que son completamente ferríticas, el precalentamiento no es necesario y, en realidad, puede agravar el crecimiento de grano y la precipitación, ya que la velocidad de enfriamiento puede ser reducida. Tratamiento térmico post-soldadura en el rango de 750 a 800°C puede ser usado para reducir esfuerzos residuales de la soldadura, aunque este tratamiento térmico tiene poco efecto sobre la microestructura.

Hooper [49] ha mostrado también los efectos benéficos del tratamiento térmico post-soldadura sobre la tenacidad de la ZAT del acero 430, como se muestra en la figura 2.21. Se presume que el cambio dramático en la Temperatura de Transición Dúctil-Frágil resulta del revenido de la martensita. Este tratamiento térmico puede también mejorar las características de la deformación en frío de la región soldada, aunque hay pocos datos para confirmar este antecedente. El mejoramiento de la tenacidad con el tratamiento térmico post-soldadura se muestra en la figura 2.22 para los aceros soldados 430 y 430Nb en las condiciones después de soldado (*as-weld*) y de tratamiento térmico post-soldadura [31]. El mejoramiento inherente en la tenacidad de *como soldado* del grado estabilizado en el acero 430, es probable debido a la ausencia de martensita en la microestructura. La presencia de la martensita en el acero 430 también cuenta para el mejoramiento dramático en la tenacidad sobre el tratamiento térmico post-soldadura. Como se muestra en la figura 2.22, el tratamiento térmico post-soldadura resulta en un cambio en la Temperatura de Transición Dúctil-Frágil aproximadamente de 100°C para el acero 430, en relación a un cambio de 50°C para el acero 430Nb. El cambio en la tenacidad mostrada por el acero 430Nb está relacionado primeramente a la reducción de la fragilización a altas temperaturas, resultante del sobreenviejecido de precipitados ricos en Cr y Nb [45].

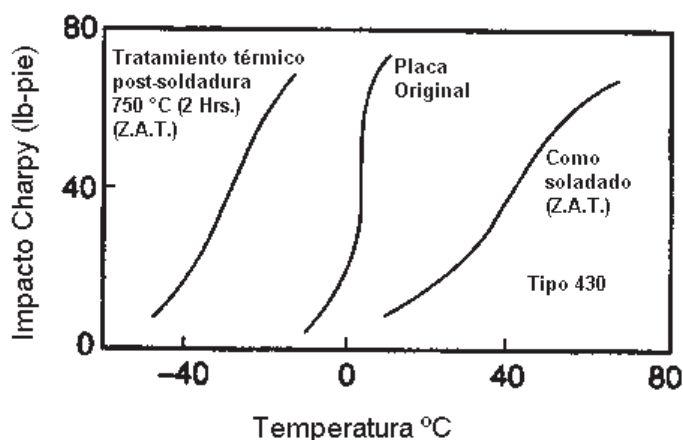


Figura 2.21 Efecto del TTPS sobre la tenacidad de la ZAT en el acero 430 [49].

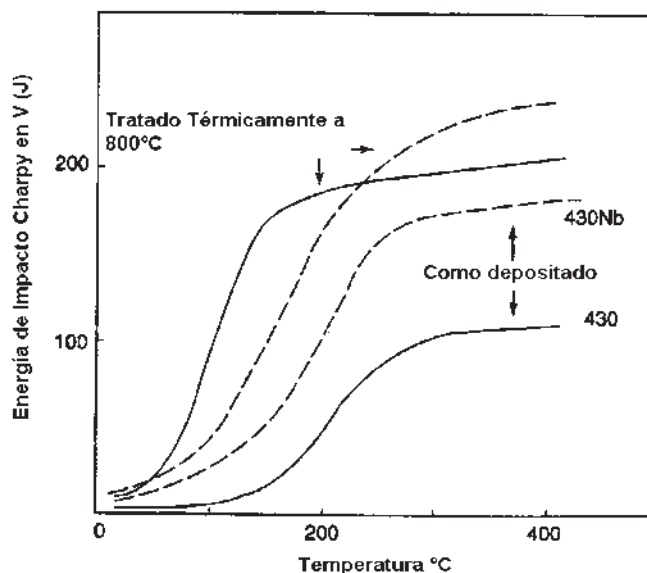


Figura 2.22 Variación de la tenacidad en el metal de soldadura (CVN) vs. Temperatura para los aceros 430 (línea sólida) y 430 Nb (línea guión) [31].

2.5 PROCESOS DE SOLDADURA PARA ACEROS INOXIDABLES

2.5.1 PROCESO GTAW

2.5.1.1 Introducción

El proceso de soldadura GTAW, comúnmente conocido como proceso TIG, es un proceso de soldadura por arco que usa un electrodo de tungsteno no consumible que produce la soldadura. El área de la soldadura es protegida de la contaminación atmosférica por un gas de protección (usualmente un gas inerte, como el argón), y se usa una varilla como metal de aporte. Una fuente de poder de corriente constante produce energía la cual es conducida a través de una columna de gas altamente ionizado.

El proceso GTAW se usa comúnmente para soldar secciones delgadas de aceros inoxidable y metales ligeros como aleaciones de aluminio, magnesio y cobre. El proceso permite al operador un mayor control sobre la soldadura que procesos competentes como el SMAW y GMAW, permitiendo mayor calidad en la unión soldada. No obstante, el proceso GTAW es comparativamente más complejo y difícil de dominar, y por lo tanto, es significativamente más lento que la mayoría de las técnicas de soldadura. Un proceso relacionado, denominado

como PAW, usa una antorcha de soldadura ligeramente diferente para crear un arco de soldadura más enfocado y frecuentemente es un proceso automatizado [50].

2.5.1.2 Operación

El GTAW manual se considera el más difícil de todos los procesos de soldadura que se usan en la industria. Lo anterior porque los soldadores deben mantener una longitud de arco corta, gran cuidado y técnica se requieren para prevenir el contacto entre el electrodo y la pieza de trabajo. A diferencia de otros procesos de soldadura, el proceso GTAW requiere normalmente el uso de las dos manos, ya que la mayoría de las aplicaciones requieren que el soldador alimente manualmente el metal de aporte dentro del área de la soldadura con una mano mientras manipula la antorcha con la otra.

Para comenzar el arco de soldadura, un generador de alta frecuencia provee una vía para la corriente de la soldadura fluya a través del gas de protección, permitiendo al arco iniciar cuando la separación entre el electrodo y la pieza de trabajo es aproximadamente 1.5 a 3.0 mm. Provocar el contacto entre los dos también sirve para iniciar el arco, pero este puede causar la contaminación de la soldadura y del electrodo. Una vez que el arco es iniciado, el soldador mueve la antorcha en círculos pequeños para formar la piletta de soldadura, el tamaño de la misma depende del diámetro del electrodo y de la intensidad de corriente. Aunque manteniendo una separación constante entre el electrodo y la pieza de trabajo, el operador moverá ligeramente la antorcha e inclinará ligeramente la antorcha 10 a 15 grados de la vertical. El metal de aporte se agrega manualmente al frente de la piletta de la soldadura si se necesita [52].

La varilla de aporte es quitada de la piletta de soldadura cada vez que el electrodo avanza, pero nunca es quitado el gas protector para prevenir la oxidación de su superficie y la contaminación del metal de soldadura. Cuando la soldadura se acerca al final, la corriente del arco es reducida gradualmente para prevenir la formación de un cráter al final de la soldadura [52,53].

2.5.1.3 Aplicaciones

Aunque la industria aeroespacial es uno de los usuarios principales del proceso GTAW, el proceso se usa en muchas otras áreas. Se usa ampliamente en la fabricación de vehículos espaciales, y se emplea también para soldar diámetros pequeños, tubos de pared delgada. Además, es usado frecuentemente para hacer la primera pasada o de raíz, para tuberías de varios tamaños. En mantenimiento y trabajos de reparación, el proceso se usa comúnmente para reparar herramientas y troqueles [51]. Debido a que las soldaduras que se producen son altamente resistentes a la corrosión y fisuración bajo largos

periodos de tiempo, GTAW es el proceso de soldadura de elección para operaciones de soldadura críticas como sellado de latas desgastadas de combustible nuclear antes de ser enterradas [54].

2.5.1.4 Calidad

Entre los procesos de arco, el proceso GTAW es el que tiene mayor nivel en cuestión de la calidad de soldadura producida. Una máxima calidad es asegurada manteniendo la limpieza de la operación—todo el equipo y materiales usados deben estar libres de aceite, humedad, suciedad y otras impurezas, estas causan porosidad en la soldadura y en consecuencia una disminución en la resistencia y calidad de la misma. Para remover el aceite y la grasa, se puede usar alcohol o solventes comerciales similares, Aunque un cepillo de alambre de acero inoxidable o procesos químicos pueden remover óxidos de las superficies de los metales a unir, la herrumbre sobre los aceros se puede remover por *grit blasteo* de la superficie y después usar un cepillo de alambre para remover cualquier arena incrustada. Estos pasos son especialmente importantes cuando se usa corriente directa con polaridad negativa, debido a que la fuente de poder no provee de limpieza durante el proceso de soldadura, a diferencia de la corriente directa con polaridad positiva o la corriente alterna [55]. Para mantener una pileta limpia durante la soldadura, el flujo de gas de protección debe ser suficiente y constante de tal manera que el gas cubra la soldadura y bloquee las impurezas de la atmósfera. Usar el proceso GTAW en ambientes con mucho viento, aumenta el contenido de gas de protección necesario para proteger la soldadura, elevando el costo y haciendo al proceso impopular al aire libre.

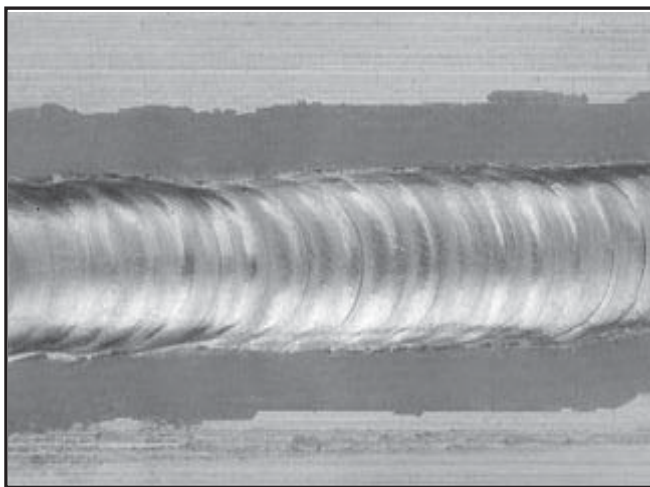


Figura 2.23 La calidad de cordones de soldadura de este proceso es muy buena.

Por la dificultad relativa del proceso GTAW y la importancia de una técnica apropiada, los operarios o soldadores calificados son empleados para aplicaciones importantes. Bajo aporte de calor, causado por una corriente de soldadura baja o altas velocidades de soldadura, pueden limitar la penetración y causar que la gota de soldadura se aleje de las superficies a ser soldadas. Si

existe demasiado aporte térmico, no obstante, la gota de soldadura aumenta de diámetro, aumentando la probabilidad de la penetración excesiva y de salpicaduras. Adicionalmente, si el soldador mantiene demasiado lejos de la pieza de trabajo, el gas de protección es desperdiciado y la apariencia de la soldadura empeora.

Si la corriente usada excede la capacidad del electrodo, puede resultar en inclusiones de tungsteno. Conocido como spitting o salpicado de tungsteno, que puede ser identificado con radiografías y prevenido cambiando el tipo de electrodo o aumentando el diámetro del electrodo. En suma, si el electrodo no está bien protegido por el gas protector o el operador permite accidentalmente el contacto con el metal fundido, puede llegar a ser contaminado. Esto a menudo causa que el arco de soldadura llegue a ser inestable, requiriendo que el electrodo sea esmerilado con un abrasivo de diamante para remover las impurezas [51].

2.5.1.5 Equipo

El equipo requerido para la operación del proceso GTAW incluye una antorcha para soldadura que utiliza un electrodo no consumible de tungsteno, una fuente de poder de corriente constante y un gas de protección. En la figura 2.24 se muestra el equipo para el proceso GTAW marca Miller ®.

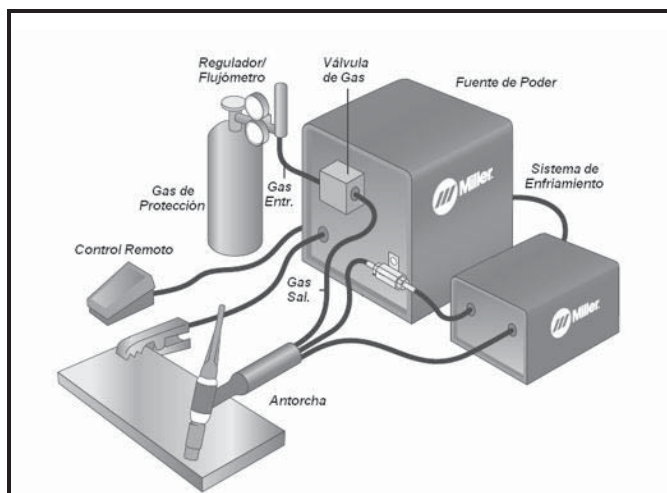


Figura 2.24 Equipo para el proceso GTAW.

Antorcha de soldadura

Las antorchas de soldadura para el proceso GTAW son diseñadas para operación automática o manual, equipadas con sistema de enfriamiento de aire o agua. Las antorchas para proceso automático y manual son similares en su construcción, pero la antorcha manual tiene una manija, mientras que, la

antorcha automática normalmente viene con un estante montado. Los sistemas de enfriamiento de aire son a menudo más usados por las operaciones de flujo de corriente baja (aprox. 200 A), mientras que sistemas de enfriamiento de agua son requeridos para operaciones de corriente alta (arriba de 600 A). Las antorchas se conectan mediante cables a la fuente de poder y con mangueras a la fuente de gas de enfriamiento o a la fuente de agua de enfriamiento, donde sea usada esta. La figura 2.25 muestra la antorcha utilizada en el proceso.

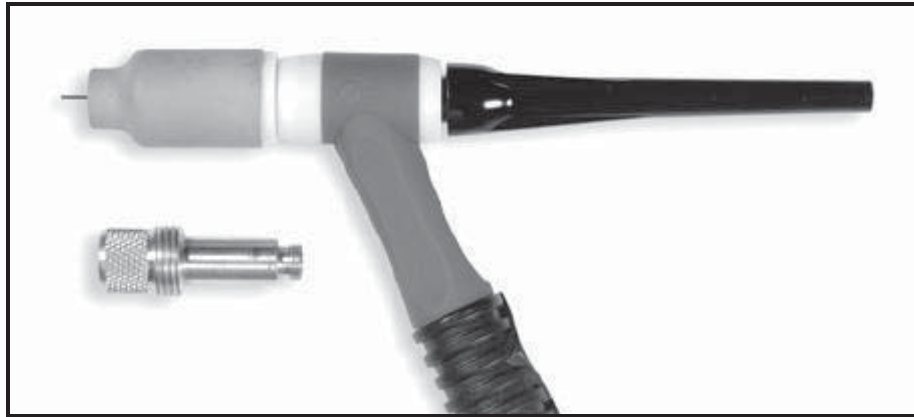


Figura 2.25 Antorcha para el proceso GTAW.

Las partes internas de la antorcha son hechas de aleaciones duras de cobre o latón para transmitir con efectividad la corriente y el calor. El electrodo de tungsteno debe ser sostenido en el centro de la antorcha con un collar a la medida y puertos alrededor del electrodo, proveen un flujo constante de gas de protección. El cuerpo de la antorcha está hecho de materiales resistentes al calor, plásticos aislantes que cubren a los componentes metálicos, que proveen aislamiento del calor y de la electricidad, para proteger al soldador.

El tamaño del inyector de la antorcha depende del arco de soldadura deseado, y el diámetro interior del inyector es por lo menos tres veces el diámetro del electrodo. El inyector debe ser resistente al calor y está hecho normalmente de alúmina o un material cerámico, como el cuarzo fundido. Los dispositivos pueden ser insertados dentro del inyector para aplicaciones especiales, tal como lentes de gas o válvulas para controlar el flujo de gas de protección e interruptores para controlar la corriente de soldadura [51].

Fuente de poder

El proceso GTAW utiliza una fuente de poder de corriente constante, esto significa que la corriente permanece uniforme si la distancia del arco y el voltaje cambian. Esto es importante porque la mayoría de las aplicaciones del proceso son manuales o semiautomáticas, requiriendo que el operador sujete la antorcha. Mantener una distancia de arco constante es difícil si se está usando

una fuente de poder de voltaje constante, ya que puede causar variaciones dramáticas de calor, haciendo más difícil la soldadura [51].

La polaridad preferida del sistema GTAW depende ampliamente del tipo de metal a ser soldado. Corriente directa con un electrodo cargado negativamente (DCEN) se emplea frecuentemente cuando se sueldan aceros, níquel, titanio y otros metales. Puede también usarse el proceso GTAW automático para el soldado de aluminio y magnesio cuando se usa el helio como gas de protección. El electrodo cargado negativamente genera calor por la emisión de electrones los cuales viajan a través del material base. El gas de protección ionizado fluye hacia el electrodo, no al material base, y este puede permitir crear óxidos sobre la superficie de la soldadura. Corriente directa con un electrodo cargado positivamente (DCEP) es menos común, y se usa principalmente para soldaduras bajo cabeza ya que genera menos calor en el material base. En lugar de fluir del electrodo al material base, como en DCEN, los electrones fluyen del metal base al electrodo, causando que el electrodo alcance temperaturas muy altas. Para ayudar a mantener su forma y prevenir el ablandamiento, en ocasiones se usa un electrodo más largo. Como los electrones fluyen hacia el electrodo, el gas de protección ionizado fluye hacia el material base, limpiando la soldadura al remover óxidos y otras impurezas, mejorando así su calidad y apariencia. La figura 2.26 muestra la fuente de potencia utilizada para un proceso GTAW o TIG.



Figura 2.26 Fuente de poder para el proceso GTAW.

La corriente alterna, comúnmente usada cuando se sueldan aluminio y magnesio manualmente o en forma semiautomática, combina las dos polaridades haciendo al electrodo y al material base alternar entre la carga positiva y negativa. Esto causa que el flujo de electrones interrumpa su dirección constantemente, previniendo el sobrecalentamiento del electrodo de tungsteno ya que mantiene el calor en el material base. Esto hace que el gas de protección ionizado interrumpa constantemente su dirección de flujo, removiendo las

impurezas durante una parte del ciclo. Algunas fuentes de poder permiten al operador usar una onda de corriente alterna desbalanceada, modificando el porcentaje de tiempo exacto que la corriente pasa en cada estado de polaridad, dándole mayor control sobre la cantidad de calor y la acción limpiadora provista por la fuente de poder. Además, los operadores deben ser cuidadosos de la corrección, en la cual el arco falla al reiniciar, como este pasa de una polaridad directa (electrodo negativo) a polaridad inversa (electrodo positivo). Para remediar el problema, se puede usar una fuente de poder de onda cuadrada, ya que el voltaje a alta frecuencia puede iniciar la ignición [55].

Gas de protección

Los gases de protección son necesarios en el proceso GTAW para proteger el área de la soldadura de los gases atmosféricos como el nitrógeno y el oxígeno, los cuales pueden causar defectos de fusión, porosidad, y fragilización del metal de soldadura si están en contacto con el electrodo, el arco, o el metal de soldadura. El gas también transfiere calor del electrodo de tungsteno al metal, y ayuda a iniciar y mantener un arco estable. La figura 2.27 ejemplifica la forma de protección que proporciona el argón sobre la pieza de trabajo.



Figura 2.27 Gas de protección (Se utiliza principalmente argón).

La selección de un gas de protección depende de varios factores, incluyendo el tipo de material a ser soldado, diseño de la junta, y apariencia final deseada de la soldadura. El argón es el gas de protección más comúnmente usado para GTAW, ya que ayuda a prevenir defectos debidos a la variación de longitud de arco. Cuando se usa con corriente alterna, el uso del argón tiene como resultado alta calidad de la soldadura y buena apariencia. Otro gas de protección común, es el helio, es usado frecuentemente para aumentar la penetración de una unión, para aumentar la velocidad de soldeo, y para metales soldados con alta conductividad térmica, como el cobre y el aluminio. Una desventaja

importante, es la dificultad de pulsaciones de un arco con gas helio, y la disminuida calidad de la soldadura asociada con la longitud de arco.

Mezclas argón-helio son frecuentemente utilizadas en el proceso GTAW, ya que pueden aumentar el control del aporte térmico mientras se mantienen los beneficios del uso de argón. Normalmente, las mezclas son hechas principalmente con helio (alrededor de 75% o mas) y un balance de argón. Estas mezclas aumentan la velocidad y calidad de la soldadura en el aluminio cuando se utiliza corriente alterna, facilitando también el arco. Otra mezcla de gases de protección, es a base de argón-hidrógeno, se usa en la soldadura mecanizada de calibradores finos de acero inoxidable, pero debido a que el hidrógeno puede causar porosidad, su uso es limitado [55]. Similarmente, el nitrógeno en ocasiones puede ser agregado al argón para estabilizar la austenita en aceros inoxidables austeníticos y aumentar la penetración cuando se suelda E cobre. Debido a los problemas de porosidad en aceros inoxidables ferríticos y beneficios limitados, no es un aditivo popular como un gas de protección para este proceso [53].

Materiales en donde se usa

El proceso GTAW es más comúnmente usado para soldar aceros inoxidables y materiales no ferrosos, como el aluminio y el magnesio, pero puede ser aplicado a casi todos los metales, con algunas excepciones como el plomo y el zinc. Sus aplicaciones, incluyendo aceros al carbono son limitadas no por las restricciones del proceso, sino por la existencia de técnicas de soldeo de aceros más económicas, tal como GMAW y SMAW. Además, GTAW puede ser ejecutado en una variedad de otras posiciones aparte de la posición plana, dependiendo de la técnica del soldador y de los materiales a ser soldados [50].

La corriente alterna puede suministrar un efecto auto-limpiador, removiendo la delgada capa de óxido que se forma en los aceros inoxidables. Esta capa de óxido debe ser removida para que ocurra la soldadura. Cuando se usa corriente alterna, se prefieren electrodos de tungsteno puro o de tungsteno zirconado sobre los electrodos de torio, ya que en estos últimos es más probable el “chisporroteo” de partículas a lo largo de la soldadura. Se prefieren los electrodos con punta no afilada y debe ser empleado argón como gas de protección para piezas delgadas. La introducción de helio permite una penetración mayor en piezas gruesas, pero hace difícil el inicio del arco eléctrico.

La corriente directa con electrodo cargado negativamente (DCEN) permite una gran penetración, y es la corriente y polaridad más usada en uniones con preparación a tope, tal como la soldadura con chaflán recto. Arcos de corta longitud (generalmente menos de 2 mm o 0.07 pulg) dan el mejor resultado, haciendo al proceso mejor adaptado para operación automática que para operación manual. Gases de protección con altos contenidos de helio son

usados más comúnmente con DCEN, y usando electrodos de torio. La corriente directa con electrodo cargado positivamente (DCPE) se usa principalmente para soldaduras superficiales, especialmente en uniones con espesores de menos de 1.6 mm (0.06 pulg). La limpieza entre pasadas es menos necesaria para DCEP que para DCEN, ya que el flujo de electrones de la pieza al electrodo ayuda a mantener una soldadura limpia. Se usa un electrodo de tungsteno al torio con argón puro como gas de protección [55].

Uso en Aceros

Para soldadura de aceros al carbono e inoxidables con GTAW, la selección del material de aporte es importante para prevenir la porosidad excesiva. Los óxidos en el material de aporte y pieza de trabajo deben removerse antes de la soldadura para prevenir contaminación, y antes del soldeo debe ser usado alcohol o acetona para limpiar la superficie. El precalentamiento generalmente no es necesario para aceros de bajo carbono con menos de una pulgada de espesor, pero los aceros de baja aleación pueden requerir precalentamiento para disminuir la velocidad de enfriamiento y prevenir la formación de martensita en la ZAT. Los aceros grado herramienta deben precalentarse para prevenir agrietamiento en la ZAT. Aceros inoxidables austeníticos no requieren precalentamiento, pero aceros inoxidables al cromo ferríticos y martensíticos lo requieren. Una fuente de poder de amperaje constante y DCEN se usa normalmente con electrodos de torio de punta aguda. Se usa argón puro para piezas de trabajo delgadas, pero el helio se puede agregar si aumenta el espesor [55].

Uso en Metales disímiles

La soldadura de metales disímiles a menudo introduce nuevas dificultades al proceso GTAW, porque la mayoría de los materiales no funden fácilmente para formar una unión fuerte. No obstante, soldaduras de materiales disímiles tienen numerosas aplicaciones en manufactura, trabajos de reparación y prevención de corrosión y oxidación. En algunas uniones, un metal de aporte compatible es preferido para ayudar la forma de la unión, y este metal de aporte puede ser igual a uno de los materiales base (por ejemplo, usar un metal de aporte de acero inoxidable con acero inoxidable y acero al carbón como materiales base), o metales diferentes (tal como el uso de un metal de aporte de níquel para la unión de acero y hierro fundido). Además, el proceso GTAW también puede ser usado en cladding (o revestimiento de materiales disímiles).

Cuando se sueldan metales disímiles, la unión debe tener un ajuste preciso, con dimensiones correctas de separación y ángulos de bisel. Deben tomarse cuidados para evitar una excesiva fundición del material base. La corriente pulsada se usa particularmente para estas aplicaciones, como esto

ayuda a limitar el aporte de calor. El metal de aporte debe ser agregado rápidamente, y debe ser evitada una pileta grande de soldadura para prevenir la dilución de los materiales base [55].

VARIACIONES DEL PROCESO

Corriente pulsada

En la figura 2.28 se muestra el modo de corriente pulsada, donde la corriente de soldadura alterna rápidamente entre dos niveles. El estado de corriente más alta se conoce como corriente de pulso, mientras la corriente más baja es llamada corriente de fondo. Durante el periodo de corriente de pulso, el área de soldadura se calienta y la fusión ocurre. En la caída a la corriente de fondo, al área de soldadura se le permite enfriar y solidificar. La corriente pulsada en GTAW tiene un número de ventajas, incluyendo el bajo aporte térmico y consecuentemente una reducción en distorsión en piezas de trabajo delgadas. Permite un gran control de la pileta de soldadura, puede aumentar la penetración de la soldadura, la velocidad de soldadura y la calidad.

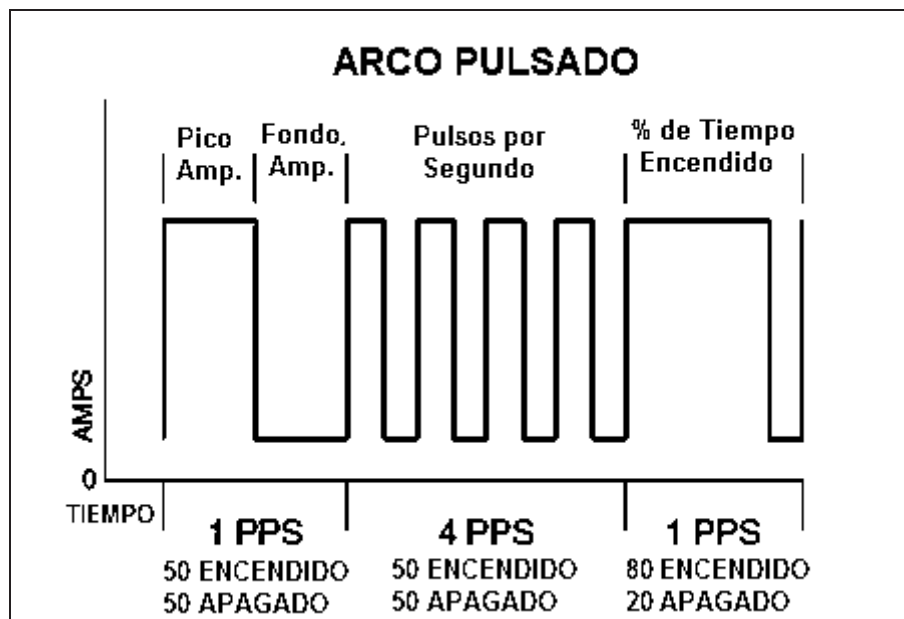


Figura 2.28 Onda de corriente pulsada utilizada en el proceso GTAW.

3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.1 MATERIAL BASE

El metal base utilizado para la realización de este trabajo, es el acero inoxidable ferrítico AISI 430. Este acero fue adquirido en un establecimiento comercial. La tabla 3.1 muestra la composición nominal para el acero utilizado en el presente trabajo.

Tabla 3.1 Composición química nominal del acero inoxidable ferrítico AISI 430.

Acero Tipo	Composición (% máximo en peso)							
	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Otros
AISI 430	0.12	1.00	0.040	0.030	1.00	16.0-18.0	0.75	-----

3.2 ANÁLISIS QUÍMICO

Existen varias técnicas o métodos para determinar la composición química de este tipo de aceros, entre los cuales se encuentran espectroscopía de emisión óptica, absorción atómica, etc.

Con el objetivo de verificar la composición química del acero, se realizó un análisis de elementos en porcentaje en peso. El análisis químico fue realizado en los laboratorios METAL TEST, INC., en la ciudad de Kent, WA (USA).

3.3 ANÁLISIS METALOGRÁFICO

El estudio estructural de los materiales y aleaciones por vía microscópica es una de las armas principales que se poseen, ya sea en investigación científica como en el control de la calidad de los materiales, teniendo en cuenta la conocida relación estructura – propiedades.

La importancia de la observación micrográfica está dada por la influencia que ejercen los componentes químicos de una aleación que pueden encontrarse en forma de una solución sólida homogénea, en forma de un compuesto intermetálico de composición química definida, dispersa en el seno de una solución sólida, en forma de una mezcla eutéctica, etc. Estos componentes reciben el nombre de constituyentes metalográficos y de sus proporciones, formas y estados dependen las propiedades físicas de una aleación. Por lo

tanto, el desarrollo de la técnica que nos permite observar dichos constituyentes deberá ser objeto de un trabajo conciente y con criterio.

La obtención de una superficie perfectamente plana y pulido especular, permitirá llegar a conclusiones exactas y ello dependerá exclusivamente del esmero con que se realice esa tarea, siguiendo las técnicas usuales. Además, la elección de los reactivos de ataque y los aumentos a los que serán observados los distintos constituyentes, juegan un papel importante para realizar un análisis metalográfico.

3.3.1 PREPARACIÓN DE LAS MUESTRAS

Las operaciones previas al realizar una metalografía, y los pasos a seguir son: corte de la muestra, montaje (opcional, pues depende del tamaño de la muestra), desbaste (lijado) y pulido (preliminar y final).

- Corte de la muestra: dependiendo de la misma el corte puede hacerse con una sierra o será necesaria una cortadora metalográfica, que realiza cortes empleando discos que giran a muy pocas revoluciones para evitar el calentamiento de la muestra.
- Montaje: cuando las piezas a examinar son muy pequeñas se montan en material termoplástico para poder manejarlas con facilidad.
- Desbaste: es la operación que sigue al corte, con ella se trata de poner al descubierto la superficie metálica libre de toda clase de impurezas y a la vez darle una conformación plana.
- Pulido: en esta etapa se pretende conseguir una superficie reflectora tal que, al ser atacada convenientemente y reflejar los rayos luminosos, éstos den en el ocular una imagen fiel.

3.3.2 ATAQUE QUÍMICO

La microestructura de las soldaduras de aceros inoxidable puede ser revelada usando una gran variedad de técnicas de ataque. Estas técnicas se pueden dividir en métodos químicos, métodos electrolíticos y métodos de teñido. En general, los métodos químicos son más simples de aplicar y requieren menos equipamiento, pues tienden a ser favorecidos por los no especialistas. Los métodos electrolíticos son favorecidos por quienes se especializan en examinación de aleaciones resistentes a la corrosión. Los métodos de teñido ayudan a revelar fases de interés con más alto contraste que lo posible con otras técnicas [1].

Dos reactivos recomendados para revelar la microestructura de los aceros inoxidable ferríticos son: (1) Mezcla de ácidos, el cual revela la ferrita y la

austenita, los precipitados y los límites de grano. (2) Gliceregia, este tiene el mismo objetivo de la mezcla de ácidos, pero no es tan agresivo. Delinea la ferrita y austenita, ataca la martensita y la fase sigma.

3.4 LAS UNIONES SOLDADAS

Las uniones soldadas se realizaron de acuerdo con D1.3, documento normativo de la AWS que contiene las especificaciones de soldadura estructural de láminas de acero. Éste especifica las dimensiones de las láminas a ser soldadas y los tipos de ensayos que se deben realizar a las uniones.

En la realización de las uniones soldadas se utilizó como gas de protección el argón, para un proceso GTAW mecanizado, ya que se tiene un mejor control de la penetración en secciones delgadas como se presenta en este caso con una sección transversal de 0.9 mm.



Figura 3.1 Fotografía de las láminas a ser soldadas, fijadas con prensas.

En la figura 3.1 se muestra la forma de colocación de la probeta a ser soldada, que se sujeta con 4 prensas, al término de la soldadura se libera y se deja enfriar al aire libre.

3.4.1 GEOMETRÍA DEL BISEL

El diseño de juntas utilizadas para los aceros inoxidable es similar a las de los aceros ordinarios. El diseño de junta seleccionada debe producir una soldadura

de resistencia apropiada y buen desempeño en servicio. Debido al espesor, la geometría del bisel es simplemente un corte recto.

En la figura 3.2 se muestra la preparación de junta utilizada para la realización de las uniones soldadas, la cual fue un corte recto, para la lámina de casi 1mm de espesor. El corte se realizó utilizando la guillotina mecánica.

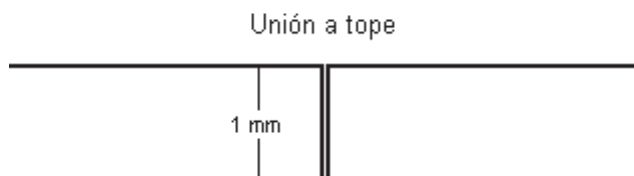


Figura 3.2 Perfil de la preparación de junta.

Se optó por usar la guillotina mecánica para el corte de la lámina, debido a que con otros procesos de corte disponibles, como lo es el corte por plasma, el material puede afectarse térmicamente.

3.4.2 EQUIPO DE SOLDADURA UTILIZADO

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



Figura 3.3 Fuente de potencia empleada en la realización de soldaduras.

Tabla 3.2 Características de la fuente de potencia.

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

3.4.3 MEDICIÓN DE LAS TEMPERATURAS

Termopares

Estos elementos de transducción termoeléctricos convierten un cambio de temperatura en un cambio de voltaje, el cual es generado por una diferencia de temperatura entre las uniones de dos materiales diferentes, utilizando el “efecto Seebeck”. Este transductor es comúnmente conocido como termopar. En la figura 3.4 se muestra la estructura típica de un termopar, este termopar de tipo K producirá 12.2mV a 300°C.

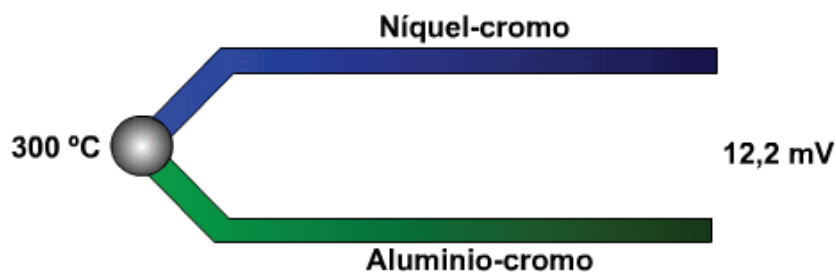


Figura 3.4 Estructura típica de un termopar tipo K.

Debido a que el número de electrones libres en una pieza de metal depende tanto de la temperatura como de su composición, dos piezas de metales diferentes en un contacto isotérmico exhibirán una diferencia de potencial, la cual será únicamente función de la temperatura. Este voltaje será muy pequeño (del orden de los mV). En la tabla 3.3 se muestran algunos de los termopares más comúnmente usados, su composición, designación según la norma ANSI, y rango de operación de los mismos.

Tabla 3.3 Características de los Termopares más comunes.

Material del Termopar	Rango de operación típico °C	Designación ANSI
Pt-6%Rh – Pt-30%Rh	38 a 1800	B
W-5%Re – W-26%Re	0 a 2300	C
Cr – Constantan	0 a 982	E
Fe – Constantan	-184 a 760	J
Cr – Alumel	-184 a 1260	K
Pt – Pt-13% Rh	0 a 1593	R
Pt – Pt-1% Rh	0 a 1538	S
Cu - Constantan	-184 a 400	T

En la figura 3.5 se ilustra una gráfica comparativa de los diferentes termopares en función de la temperatura, en el que se ha fijado como punto de referencia la temperatura de congelación del agua (0°C).

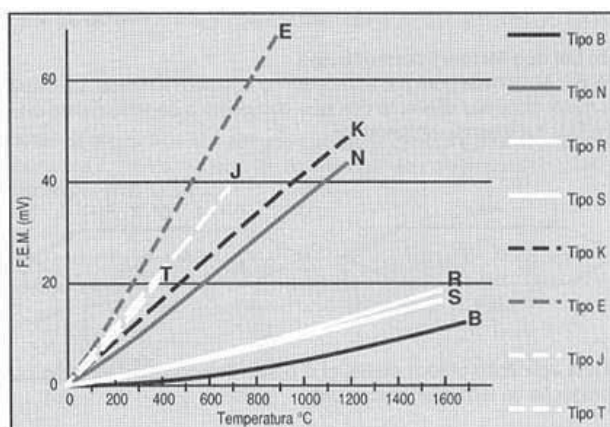


Figura 3.5 Relación entre la FEM y la temperatura de algunos termopares.

Para este proyecto se utilizaron termopares tipo K, ya que cumplen satisfactoriamente los rangos de temperatura, para cada uno de los ciclos de trabajo, que van desde temperatura ambiente hasta aprox. 1100°C.

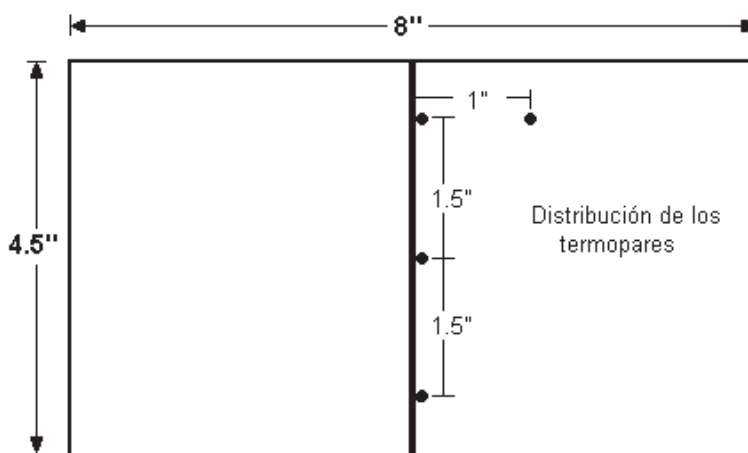


Figura 3.6 Colocación o distribución de los termopares.

La distribución de estos se muestran en la figura 3.6. Para la medición de las temperaturas se utilizaron 4 termopares tipo K, colocados de la siguiente forma: tres a tan solo 2 mm de la línea central de fusión, y el otro a una distancia de 1 pulgada (25 mm) de la misma. En la figura 3.7 se puede observar en forma esquemática la distribución de los termopares, que para la obtención de las temperaturas se conectaron una tarjeta de adquisición de datos, y esta a una computadora.

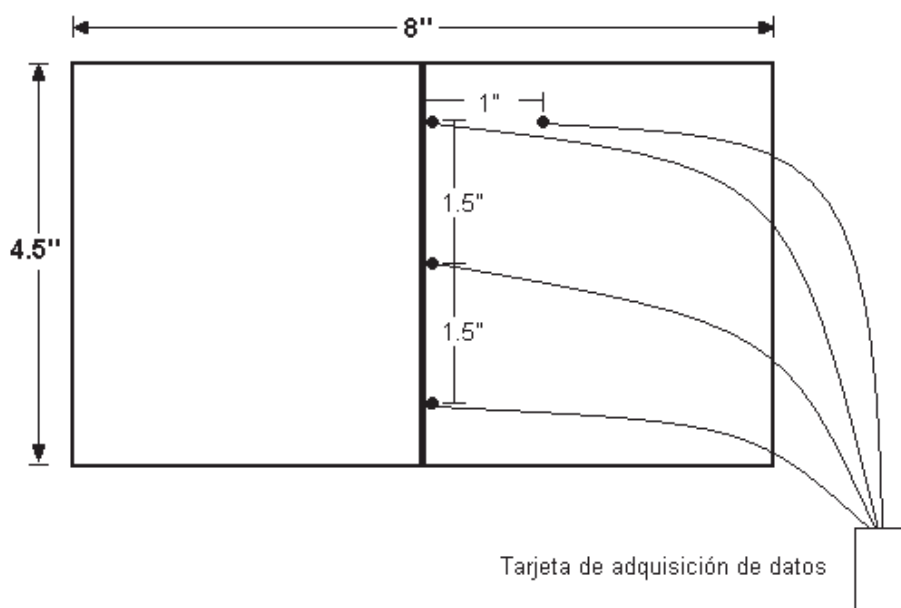


Figura 3.7 Obtención de lecturas mediante una tarjeta de adquisición de datos.

3.5 CARACTERIZACIÓN DE LA SOLDADURA

Para los ensayos mecánicos de cada experimento. Se elaboraron dos probetas de tensión y una muestra para metalografía; los ensayos de tensión se realizaron conforme a lo establecido en la norma ASTM-E8. Las probetas para los ensayos de tensión se cortaron con dimensiones de 1"x8", la metalografía se cortó en la parte central de la unión soldada, todos los ensayos se hicieron con respecto al esquema mostrado en la figura 3.8.

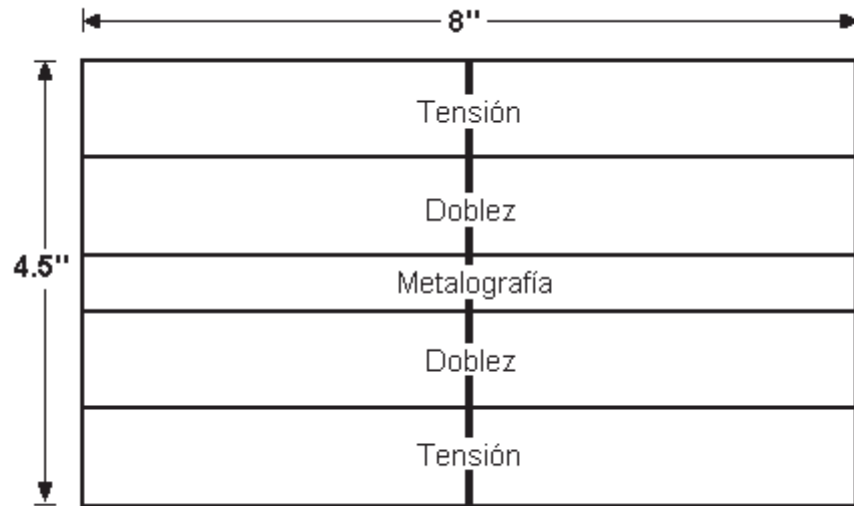


Figura 3.8 Distribución de los ensayos mecánicos para los experimentos.

3.5.1 DETERMINACIÓN DEL APOORTE TÉRMICO

El aporte térmico aportado juega un papel muy importante en lo que respecta a la obtención de estructuras de mayor o menor dureza. El calor aportado se calcula mediante la potencia del arco, la cual se expresa en unidades eléctricas como el producto de la corriente de soldadura y la diferencia de voltaje entre el electrodo y el metal base, dividido por la velocidad de avance de la soldadura.

No todo el calor generado por el arco puede ser utilizado por el proceso de fusión, el valor de eficiencia en la soldadura por arco con el proceso GTAW oscila entre 25 y 75% siendo la conducción, la convección, la radiación y salpicaduras, los responsables de las pérdidas. La eficiencia es baja para los procesos que utilizan electrodos de tungsteno, es alta para los procesos de arco sumergido e intermedio para la soldadura manual con electrodo revestido.

El aporte térmico que se expresa en J/mm o kJ/mm y se calcula mediante la siguiente ecuación (utilizando una eficiencia intermedia para este caso de 45%):

$$Q = \frac{\eta EI}{V} \quad \text{Ec. 3.4}$$

Donde:

- Q = Calor aportado (kJ/mm)
- η = Eficiencia del proceso (45 %)
- I = Intensidad de la corriente (Amperes)
- E = Voltaje (volts)
- V = Velocidad de avance (mm/seg)

3.5.2 ENSAYO DE Tensión

El ensayo de tensión es el ensayo más ampliamente usado para determinar las propiedades mecánicas de los materiales. En este ensayo, una pieza de material es llevada hasta la fractura. Durante el ensayo, son medidas la elongación de la muestra y la carga aplicada. Son calculados el esfuerzo y la deformación y son usados para construir la curva esfuerzo-deformación. De esta curva se puede determinar el módulo de Young y la resistencia a la cedencia. La carga mayor en el ensayo de tensión proporciona la resistencia a la tensión o resistencia última. Después de la fractura, la longitud final y el área de la sección transversal se utilizan para calcular el porcentaje de elongación y el porcentaje de la reducción de área, respectivamente. Estas cantidades indican la ductilidad del material. Utilizando la longitud instantánea y el área de la sección transversal, el esfuerzo y la deformación reales se calculan de la carga y la elongación. Así que, de un ensayo se puede obtener un gran contenido de información acerca de las propiedades mecánicas de un material.

Tabla 3.4 Dimensiones de las probetas de tensión, según la Norma ASTM-E8.

Dimensiones de la probeta de tensión (pulg.)	
G – Longitud de Prueba	2.000 ± 0.005
W – Ancho (Nota 1)	0.500 ± 0.010
T – Espesor, max. (Nota 2)	5/8
R – Radio de filete, min. (Nota 3)	1/2
L – Longitud total, min. (Nota 4)	8
A – Longitud de la sección reducida, min.	2 1/4
B – Longitud de la sección ancha	2
C – Ancho de la sección ancha (Nota 4)	3/4 mín.–2 máx.

Nota 1. Los límites de la sección reducida no podran diferir en ancho por más de 0.002 pulgadas.

Nota 2. La dimensión T es el espesor inicial de la muestra en las especificaciones aplicables del producto.

Nota 3. Para algunos materiales, un radio de filete R mayor a 1/2 pulgada puede necesitarse.

Nota 4. Variaciones en las dimensiones C y L se pueden utilizar para permitir la falla dentro de la longitud de prueba.

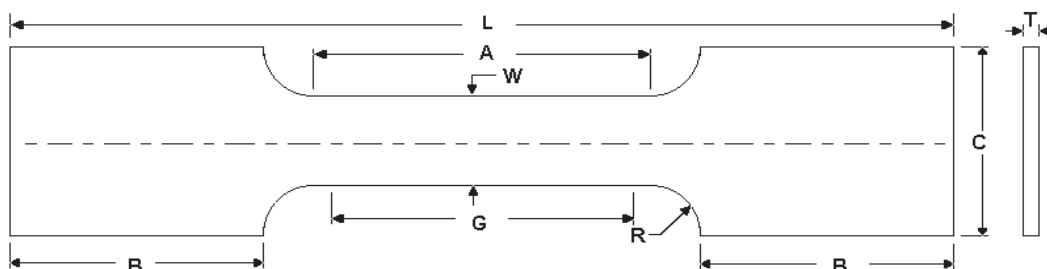


Figura 3.9 Forma y dimensiones de la probeta de tensión.

3.5.3 ANALISIS METALOGRAFICO DE LA SOLDADURA

En la soldadura como en el metal base, la caracterización se realiza por los mismos procedimientos. Para la preparación de las probetas se utilizan los mismos procedimientos de preparación de muestras y reactivo de ataque que en el caso del análisis metalográfico del metal base.

3.5.4 MEDICIÓN DEL TAMAÑO DE GRANO

La determinación del tamaño de grano de materiales policristalinos (como los aceros inoxidables), es una de las mediciones más importantes que pueden efectuarse, dada la influencia tan importante del tamaño de grano en el comportamiento y las propiedades de los metales. Existen varios métodos para determinar el tamaño de grano, entre los que se encuentran: *El método planimétrico de Jeffries* y *el método del intercepto de Heyn*. También existen patrones estándar que se pueden colocar en el microscopio de manera que pueda determinarse, directamente sobre la muestra el número de tamaño de grano ASTM. Se define el número de tamaño de grano ASTM a partir de la relación:

$$n = 2^{G-1}$$

Donde “n” es el número de granos por pulgada cuadrada a un aumento de 100x y “G” es el número ASTM de tamaño de grano. Los métodos antes nombrados, permiten hacer mediciones aproximadas, sobre fotomicrografías, del parámetro n, basándose en mediciones de áreas y en mediciones de interceptos lineales, de manera tal que todos los métodos pueden ser expresados en términos de G.

3.5.4.1 Determinación del Tamaño de Grano a Partir del Método Planimétrico de Jeffries

En el método planimétrico se utiliza una micrografía, en la cual debe marcarse un círculo de 79.8 mm de diámetro, dentro de este deben existir por lo menos 50 granos. Se determina el aumento real M de la micrografía, aplicando posteriormente la relación de Jeffries. Finalmente, se puede calcular el tamaño de grano ASTM.

1. Se toma una fotografía en una región representativa de la microestructura de la probeta, y se escoge un aumento adecuado de manera que en la fotomicrografía se observen entre ochenta y cien granos bien definidos.

2. El método planimétrico de Jeffries requiere dibujar un círculo de 79,8 mm sobre la fotomicrografía, el cual tiene un área de 5000 mm². El círculo de Jeffries debe además contener al menos 50 granos.

3. Se calcula el aumento real (M) de la fotomicrografía.

$$M = \frac{A'B'}{AB}$$

4. Se determina el número de granos por milímetro cuadrado a 1X (N_A), a través de la relación de Jeffries, la cual es:

$$N_A = \frac{M}{500} \left(n_1 + \frac{n_2}{2} \right)$$

Donde “n1” es el número de granos completos dentro del círculo de Jeffries y “n2” es el número de granos interceptados por el perímetro del diámetro de Jeffries.

5. Se determina el área promedio por grano (A prom.), el diámetro promedio de grano y el número ASTM de tamaño de grano (G) a partir de las relaciones:

$$A_{prom} \text{ (mm}^2\text{)} = \frac{1}{N_A}$$

$$D_{prom} \text{ (mm)} = \frac{1}{N_A^{1/2}}$$

$$G = \frac{\log N_A}{\log 2} - 2,954$$

6. Se repite la medición al menos seis veces más, en sitios diferentes de la fotomicrografía y de la muestra, tratando de cubrir toda el área de ésta. Se calcula el promedio y la desviación estándar de sus resultados.

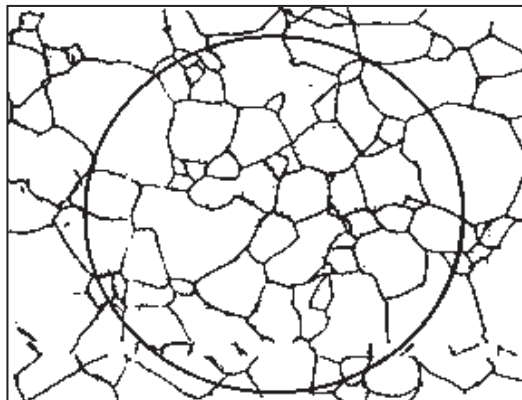


Figura 3.10 Ejemplo de la medición del tamaño de grano por el método planimétrico (Jeffries).

3.5.4.2 Determinación del Tamaño de Grano a Partir del Método del Intercepto de Heyn

El método de intercepción es más rápido que el método planimétrico debido a que la microfotografía o patrón no requiere marcas para obtener un conteo exacto. La ASTM E112 recomienda el uso de un patrón consistente en 3 círculos concéntricos con una longitud total de la línea de 500 mm (patrón disponible de la ASTM).

1. Obtener una micrografía representativa de su probeta, y escoger un aumento adecuado de manera tal que en la fotomicrografía que tome pueda trazar una línea (no necesariamente recta) de longitud, en milímetros, arbitraria y conocida (L_T) que posea unos 50 intercepciones con los bordes de grano, para que el método pueda ser preciso.
2. Para contar el número de interceptos con los bordes de grano, se sigue la siguiente regla: las intercepciones con un borde de grano se cuentan como 1 punto, las intercepciones con puntos triples de grano se cuentan como 1,5 puntos y la tangencia con un borde de grano se cuenta como 0,5 puntos. El número total de puntos así contados se denota N.
3. Se determina el número de interceptos por milímetro (N_L), a través de la siguiente relación:

$$N_L = \frac{N}{\frac{L_T}{M}}$$

4. Se calcula la longitud promedio (en mm) de intercepción lineal (L_3), el cual es un parámetro análogo al diámetro promedio de grano promedio, a través de la relación.

$$L_3 = \frac{1}{N_L}$$

5. Se calcula el número ASTM de tamaño de grano " L_3 " deberá expresarse en milímetros:

$$G = [6.6457 \log (L_3)] - 3.298$$

6. Se determina el área promedio de grano (mm^2), haciendo la suposición de grano circular, con la relación:

$$A_{prom} = \frac{\pi}{4} * L_3^2$$

7. Se repite la medición al menos seis veces más, en sitios diferentes de la micrografía y de la muestra, tratando de cubrir toda el área de interés.

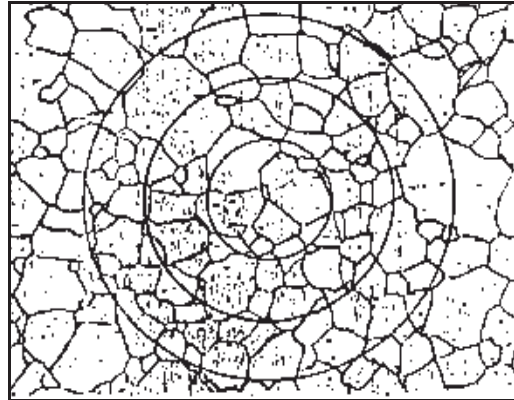


Figura 3.11 Ejemplo de la medición de tamaño de grano, usando el método de intercepción de Heyn.

3.5.4.3 Determinación del Tamaño de Grano Mediante Analizador de Imágenes

En la actualidad existen herramientas utilizables por medio de una computadora, las cuales pueden ayudar a determinar el tamaño de grano sin tener que realizar el trazado de los círculos manualmente.

Mediante el analizador de imágenes “SigmaScan[®] Pro”, el cual es una herramienta para facilitar el análisis de micrografías, se realiza la medición del tamaño de grano. Para el uso de este software es necesario contar con fotos tanto de la micrografía como de la escala a la misma magnitud, de esta forma se tienen medidas exactas para poder determinar, en forma comparativa, el tamaño de grano promedio de la micrografía.

3.5.5 MEDICIÓN DE LA DUREZA

La dureza es la propiedad de un material sólido relacionada con la resistencia a la deformación o abrasión de la superficie. También se describe como la resistencia a la penetración del material en cuestión.

La dureza está relacionada con la solidez, durabilidad y la resistencia de los sólidos, y en sentido amplio, este término suele extenderse para incluir todas estas propiedades. Existen diversas pruebas para determinar el valor de la dureza:

Prueba Vickers (VHN):

– Una pirámide de diamante se presiona contra una probeta, bajo cargas más livianas que la prueba Brinell. La diagonal de la impresión determina el número de la dureza.

1. Las huellas Vickers son comparables entre sí; independientes de las cargas.
2. Se pueden medir una amplia gama de materiales, desde muy blandos hasta muy duros, llegando hasta 1,150 HV.
3. Se pueden medir piezas muy delgadas con cargas pequeñas, hasta espesores de orden de 0,05 mm.
4. Puede medirse la dureza superficial (en recubrimientos).
5. La escala Vickers es más precisa que la Rockwell; 32 unidades Vickers = 1 unidad Rockwell.
6. Como es preciso examinar la huella puede comprobarse el estado del penetrador.

Prueba Brinell (BHN):

– En una prensa se coloca una probeta con la superficie superior plana y se presiona esa superficie con un balín de acero con una carga de 500 Kg (materiales blandos) o 3,000 Kg (materiales duros). El diámetro de la huella impresa determina el valor de dureza.

Prueba Rockwell (Ra, Rb, etc.):

– Un cono de diamante (ensayo Rc) es presionado en la probeta. La profundidad de la huella determina el número de dureza. Para materiales más blandos se utiliza la prueba Rb, la cual reemplaza al cono de diamante por un balín y se reduce la carga empleada.

Existen otras pruebas y escalas de dureza como la escala de Mohs (resistencia a las ralladuras) y la realizada con un escleroscopio.

3.6 DISEÑO DE EXPERIMENTOS

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

Variables dependientes e independientes del diseño de experimentos

En el presente trabajo los experimentos y su secuencia se realizan sobre la base de un diseño factorial a tres niveles (3^k), cuyas variables de entrada se muestran en la Tabla 3.5.

Tabla 3.5 Variables de entrada.

X_1	I	Intensidad de corriente
X_2	Vs	Vel. de avance de la soldadura

Las variables seleccionadas de respuesta o variables de interés que dependen del aporte térmico, se muestran en la Tabla 3.6.

Tabla 3.6 Variables de respuesta.

Y_1	G	Tamaño de grano
Y_2	M	% Martensita
Y_3	T	Resistencia a la Tensión

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

1. El tamaño de grano está relacionado con las propiedades mecánicas de la unión soldada, ya que, un tamaño de grano basto tiene propiedades mecánicas menores que un tamaño de grano pequeño.
2. El porcentaje de martensita determina la susceptibilidad a la fisuración, debido a que, la presencia de martensita en los aceros inoxidable ferríticos actúa de la misma forma que en los aceros grado herramienta.
3. La resistencia a la tensión determina la calidad de la unión soldada.

Factores y dominio experimental

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

En la Tabla 3.7 se muestran los dos factores seleccionados en la presente experimentación con los niveles correspondientes. Se determinaron tres niveles de intensidad de corriente, la selección de estos niveles fueron tomados en base a lo recomendado en la literatura [4,21], de acuerdo al espesor de placa a soldar y preparación de la junta.

Tabla 3.7 Factores y niveles utilizados.

Factores		Niveles		
		-1	0	+1
X_1	Intensidad de Corriente (A)	20	30	40
X_2	Velocidad de Avance (mm/s)	20	25	30

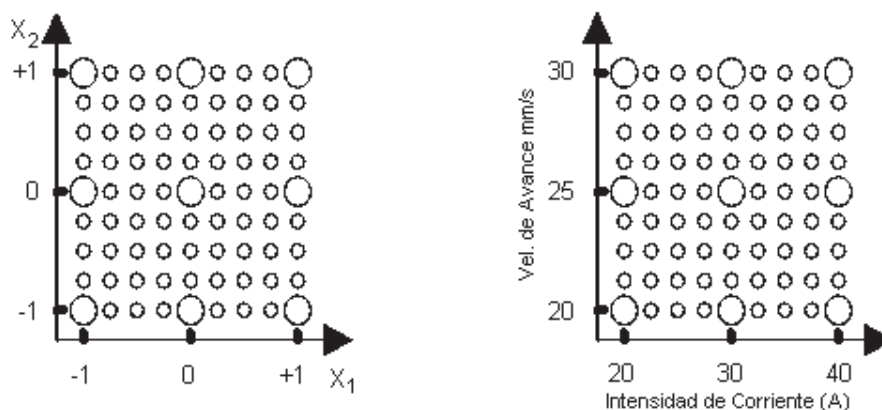
Como se puede observar en la Tabla 3.7, el avance de la soldadura se evalúa en tres niveles. Como ambos factores son continuos, su dominio experimental se expresa con los valores mínimo, medio y máximo. Esto se hace con la finalidad de asegurar, que en el caso, de que dicho modelo no siga un comportamiento lineal, éste se ajuste considerando tres niveles.

La notación codificada más habitual para factores continuos asigna el valor (-1) al extremo inferior del dominio experimental, (0) al intermedio, (+1) al extremo superior. En la Tabla 3.8 se presentan de igual manera los valores codificados para el diseño experimental empleado [33], donde se van a recopilar todos los datos obtenidos para cada experimento.

Matriz de experimentos: diseño factorial 3^2

En la Figura 3.18 se indica el dominio experimental combinado para los dos factores del diseño, es decir, intensidad de corriente y velocidad de avance de la soldadura, donde cada punto es un posible experimento a analizar.

Sin embargo, es importante seleccionar aquellos puntos experimentales que permitan evaluar la manera en que influyen los factores y su interacción sobre las variables de respuesta consideradas. Se presenta el dominio experimental para dos factores continuos expresados en variables codificadas (izquierda) y variables reales (derecha). Los experimentos de los puntos o círculos grandes corresponden a una relación entre dos valores (X_1, X_2), teniendo así 9 experimentos en el diseño factorial 3^2 .

Figura 3.12 Dominio experimental del diseño factorial 3^2 .

La experimentación más económica y que se ajusta a las tendencias lineales, es aquella en que cada factor toma tres valores (niveles), dichos valores son los extremos y el valor intermedio del dominio experimental que serían -1, 0, y +1.

Tabla 3.8 Tabla de recopilación de datos para en diseño experimental de 3^2 .

No. de experimento	Réplicas	Variables Independientes		Variables Dependientes		
		X1 Corriente Amperes	X2 Vel. de Avance (mm/s)	Resistencia a la Tensión	Y2 Tamaño de Grano	Y3 % de Martensita
1	1	20	20			
2		20	25			
3		20	30			
4		30	20			
5		30	25			
6		30	30			
7		40	20			
8		40	25			
9		40	30			

Las combinaciones de los factores se realizaron de manera aleatoria de acuerdo al programa STATGRAPHICS plus. La combinación se da tomando cada uno de los 3 valores de X_1 y se relacionan con cada uno de los 3 valores de X_2 . El programa toma un primer valor de X_1 y lo relaciona con cada uno de los 3 valores de X_2 , posteriormente, relaciona el segundo valor de X_1 y lo relaciona con cada uno de los 3 valores de X_2 , finalmente hace lo mismo para el tercer valor de X_1 y lo relaciona con los 3 valores de X_2 .

3.7 TRATAMIENTO TÉRMICO POST-SOLDADURA

En este subcapítulo se explicará la metodología del desarrollo experimental para la realización del tratamiento térmico post-soldadura y en la elaboración de un horno eléctrico, modificación y puesta a punto del mismo.

3.7.1 OBJETIVO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO POST-SOLDADURA

Los tratamientos térmicos post-soldadura en los aceros inoxidables ferríticos son útiles en la restauración de la tenacidad, ductilidad y resistencia a la corrosión de estructuras soldadas. El tratamiento térmico post-soldadura en el rango de 750 a 800°C se utiliza principalmente para reducir los esfuerzos residuales en la soldadura [2, 31].

3.7.2 FABRICACIÓN DEL HORNO PARA EL TRATAMIENTO TÉRMICO

En la fabricación del horno se tuvieron que cubrir varios aspectos como el cálculo de la longitud de la resistencia eléctrica para los rangos especificados en la consola de control, el tamaño del horno, el material de fabricación, los moldes a utilizar, los tiempos de secado y curado.

Determinación de la longitud de alambre para la resistencia

Cálculo de la longitud de la resistencia:

Datos: $P = 5000W$, $V = 240v$, $\rho = 100 \times 10^{-8} \Omega m$

De la ecuación de la resistividad tenemos que:

$$\rho = \frac{RA}{L} \quad \text{Ec. 3.1}$$

Por lo tanto:

$$L = \frac{RA}{\rho}$$

Con las siguientes ecuaciones obtenemos el valor de la resistencia:

$$V = RI \quad \text{Ec. 3.2}$$

$$P = VI \quad \text{Ec. 3.3}$$

$$I = \frac{P}{V} = \frac{5000W}{240V} = 20.8A$$

$$R = \frac{V}{I} = \frac{240V}{20.8A} = 11.52\Omega$$

Ahora procedemos a encontrar el área del alambre:

$$A = \frac{\pi d^2}{4} = \frac{\pi (1.57 \times 10^{-3} \text{ m})^2}{4} = 1.936 \times 10^{-6} \text{ m}^2$$

Sustituyendo valores:

$$\rho = \frac{(1.52 \Omega)(1.936 \times 10^{-6} \text{ m}^2)}{100 \times 10^{-8} \Omega \text{ m}} = 22.3 \text{ m}$$

Con esto se tiene que se utilizaron **22 m** de alambre Nicromel calibre 16.



Figura 3.13 Arreglo de la resistencia.

En las figuras 3.13 y 3.14 se muestra la forma en que fueron dispuestas las resistencias en el horno y el esquema del horno de cómo se colocaron todos los dispositivos en el horno, respectivamente.

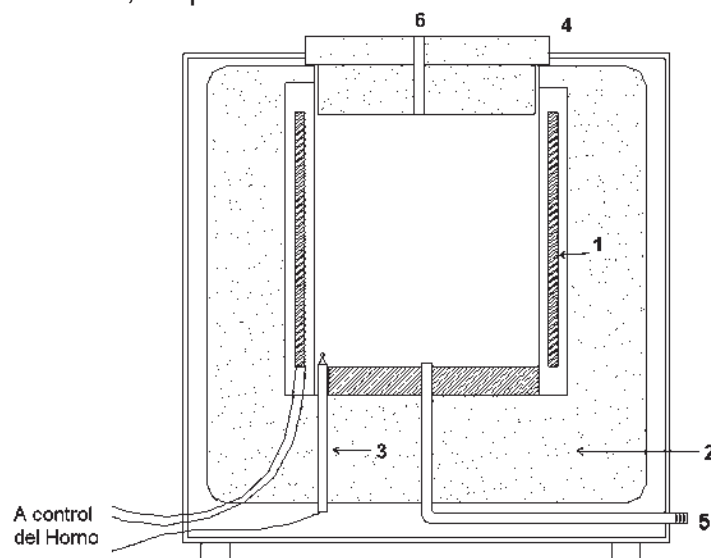


Figura 3.14 Esquema del horno.

Partes principales que componen el horno, figura 3.14:

- 1.- Resistencia eléctrica de Nicromel.
- 2.- Molde de lana mineral para aislamiento térmico.
- 3.- Termopar tipo K para temperaturas de -184 a 1260 °C.
- 4.- Tapa del horno de yeso.
- 5.- Entrada de gas de protección (atmósfera de protección).
- 6.- Salida de gas de protección.

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En el presente capítulo se presentan los resultados obtenidos y la discusión de los mismos, después de realizada toda la experimentación.

4.1. ANÁLISIS METALOGRAFICO DEL METAL BASE

La parte inicial del presente trabajo, se analizó el metal base desde el punto de vista metalográfico, por lo cual se prepararon las probetas para su análisis mediante microscopía óptica, utilizando un microscopio marca NIKON Epiphot, el cual tiene aumentos desde 50x hasta 1000x.

Se hizo el corte de las probetas de 1 cm x 1 cm, seleccionando material de diferentes partes de la lámina (metal base). Después del corte, las probetas se encapsularon para mayor facilidad de sujeción. Se pulieron las probetas utilizando primeramente papel lija, después se realizó el pulido fino con pasta de diamante de 9, 6 y 3 μm , obteniendo así una superficie libre de rayas lista para el ataque químico, mismo que se detalla posteriormente.

El análisis metalográfico del metal base como se había dicho anteriormente se realizó mediante microscopía óptica, la micrografía obtenida se muestra en la figura 4.1, en la que se pueden apreciar los granos de ferrita y algunos precipitados de carburo de cromo.

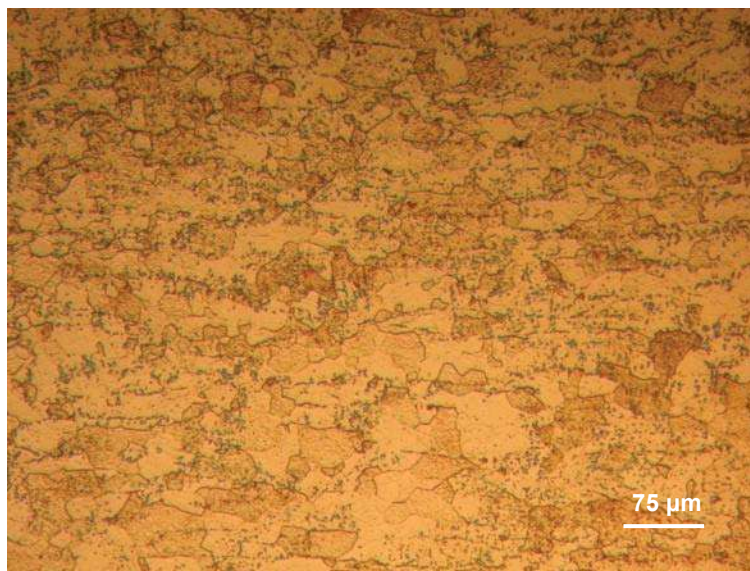


Figura 4.1 Micrografía por microscopía óptica del acero inoxidable ferrítico AISI 430.

Si se comparan la Figura 4.1 y las figuras de la bibliografía para los aceros inoxidables ferríticos AISI 430 [1], se puede decir que en ambas figuras se tienen las mismas fases, concluyendo así de acuerdo a lo mostrado por la metalografía que esta aleación es un acero inoxidable ferrítico AISI 430. Sin embargo, se requieren los resultados de las demás pruebas.

4.2 COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL ACERO

Con el objetivo de verificar la composición química del acero, se realizó un análisis de elementos en porcentaje en peso. El análisis químico fue realizado en los laboratorios METAL TEST, INC., en la ciudad de Kent, WA (USA).

En la Tabla 4.1 se muestran los resultados del análisis de la composición química realizado al acero inoxidable AISI 430. En esta se puede observar que los dos elementos principales de los aceros inoxidables ferríticos (Cr y C) se encuentran en la aleación en el rango del contenido recomendado por los estándares y normas. El resto de los elementos se encuentran también dentro de los rangos permitidos.

Tabla 4.1 Composición Química del acero inoxidable ferrítico AISI 430.

Elemento	Cr	Ni	C	Mn	P	Si	Fe	Otros
% En peso	17.21	0.253	0.037	0.370	0.023	0.242	81.51	0.355

De acuerdo a los datos arrojados por el análisis químico del acero, se puede observar que los valores de los elementos están dentro de los rangos de composición de este acero y, por lo tanto, se puede concluir que de acuerdo a su composición química, se trata de un acero AISI 430.

4.3 MICROESTRUCTURA DE LA UNIÓN SOLDADA

El acero inoxidable utilizado en el presente trabajo tiene un contenido de 0.037% de carbono y 17% de cromo, por lo que se puede utilizar el diagrama pseudobinario de la Figura 4.2 para predecir de forma aproximada las fases presentes en las probetas después de ser soldadas.

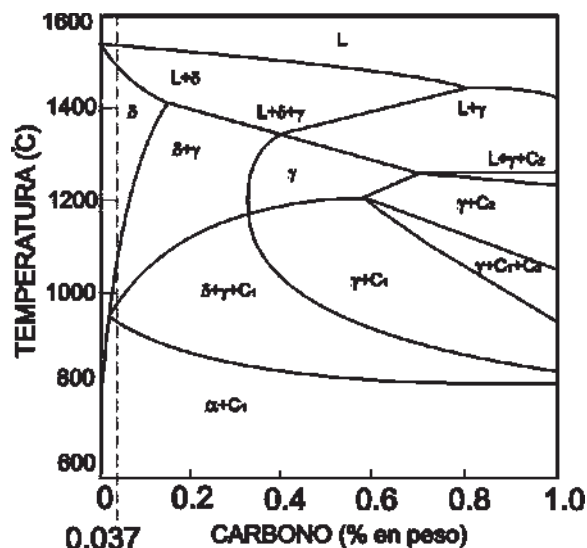


Figura 4.2 Diagrama pseudobinario con 0.037 % de C en peso.

Los datos de las lecturas obtenidas por los termopares se pueden graficar en el diagrama de transformación correspondiente. La curva de enfriamiento se sobrepone al diagrama, dando como resultado la figura 4.2.

En el diagrama de la figura 4.2 se puede observar que la aleación, al solidificar y enfriar, desde una temperatura cercana a los 1550 °C, pasa por una fase de ferrita delta. A una temperatura aproximada de 1100 °C ingresa en una zona de ferrita delta + austenita. A 950 °C, pasa por una zona de ferrita delta+austenita+carburos. Debido a que pasa por zonas de fase austenítica y carburos, si se tiene una velocidad de enfriamiento rápida, puede existir la presencia de martensita en la matriz ferrítica, así como la precipitación de carburos.

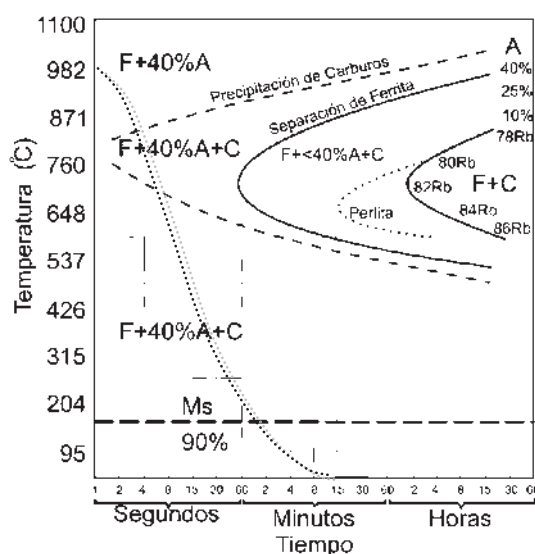


Figura 4.3 Diagrama de transformación correspondiente a las aleaciones tipo 430.

En el diagrama TTT para un acero inoxidable AISI 430 de la Figura 4.3, se representa el ciclo de enfriamiento del proceso de soldadura que se obtuvo de las gráficas tiempo-temperatura-transformación en donde se puede observar que en estas condiciones se obtiene una microestructura de fase ferrita + fase martensita + carburos y que de acuerdo al diagrama, se debe tener solo un 40% de austenita, ya que parte de la fase austenita se puede transformar en fase martensita y el resto en fase ferrita o quedar retenida.

Los resultados de los diagramas anteriores pueden ser corroborados utilizando el diagrama de Balmforth mostrado en la Figura 4.4. Sustituyendo los valores de la composición química de algunos elementos en las ecuaciones de cromo y níquel equivalente, se tienen los siguientes resultados:

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

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

Ubicando en el diagrama los valores obtenidos de las ecuaciones en forma de coordenadas, se observa que el acero inoxidable ferrítico AISI 430 deberá presentar una mezcla de fases: ferrita, martensita y carburos.

Sin embargo, aunque el diagrama muestra un área donde deben caer todos los aceros AISI 430, los valores obtenidos de cromo y níquel equivalente están fuera de esta área. De acuerdo a esto éste acero debe, al enfriar en condiciones de equilibrio, contener en su microestructura ferrita al 100%. Pero, como se mencionó antes, sólo en condiciones de equilibrio.

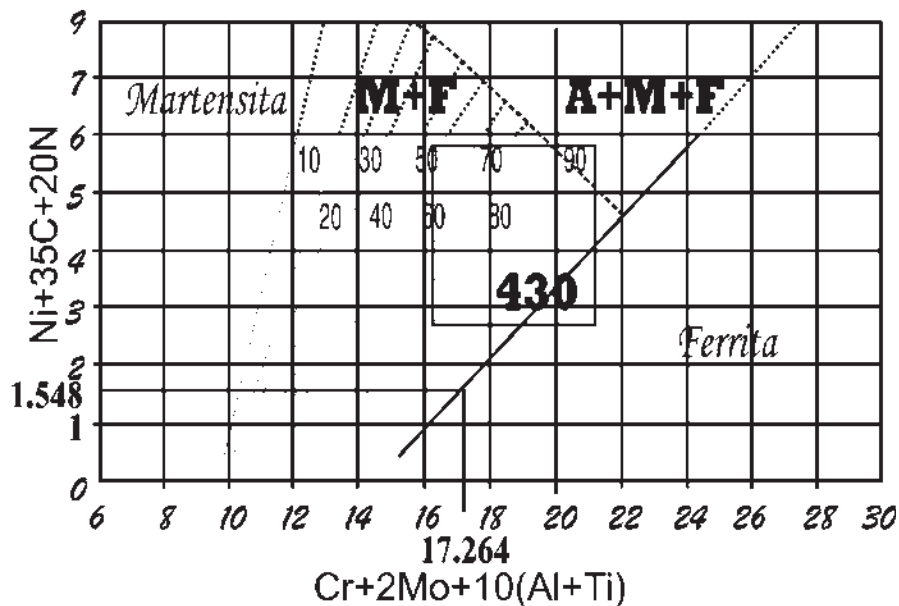


Figura 4.4 Diagrama de Balmforth, ubicando el acero inoxidable ferrítico AISI 430.

4.4 MEDICIÓN DEL TAMAÑO DE GRANO

El uso de algunos programas, en la actualidad es más frecuente, ya sea para determinar tamaño de grano, porcentaje de composición de algún elemento presente en la estructura del acero, etc.

Haciendo uso de uno de estos programas, se obtuvo el tamaño de grano del metal base. Mediante el analizador de imágenes SigmaScan[®] Pro, se determinó el tamaño de grano haciendo comparación entre dos imágenes, una de la metalografía y la otra de la escala, ambas tomadas a la misma magnitud.

La medición se hace tomando la mayor cantidad de granos de la metalografía y, mediante la comparación entre la metalografía y la escala, se adquiere una medición por cada grano. Finalmente, se obtiene el promedio de todas las mediciones. El tamaño de grano promedio para el material base utilizado fue de 17.8 micras lo que corresponde al tamaño de grano No. 10 ASTM.

4.5 REALIZACIÓN DEL ENSAYO DE Tensión

De acuerdo a la norma ASTM-E8, el ensayo de tensión es la prueba más ampliamente usada para determinar las propiedades de los materiales.

En el presente proyecto se realizaron dos pruebas para cada probeta. Durante este ensayo, fueron medidas las cargas aplicadas; después se calcularon el esfuerzo y la deformación, mismos que son usados para construir la curva esfuerzo-deformación. De esta curva se puede determinar el módulo elástico y la resistencia de cedencia. La carga mayor en el ensayo de tensión proporciona la resistencia de tensión o última. La resistencia y la deformación reales se calculan de la carga y la elongación. Así que, de un ensayo se puede obtener un gran contenido de información acerca de las propiedades mecánicas de un material.

En las probetas de tensión para los ensayos 2, 3 y 7, las fracturas se localizaron en la zona del metal de soldadura, mostrando un tipo de fractura dúctil, sin alcanzar a formar el cuello de este tipo de fractura, debido principalmente a la falta de penetración de la soldadura. La figura 4.5 A muestra este tipo de fractura.

En las probetas de tensión para los ensayos 1, 4, 5, 6, 8 y 9, las fracturas se localizaron en la zona del metal base exponiendo un tipo de fractura dúctil (figura 4.5 B), mostrando el cuello característico que se forma en este tipo de fractura.

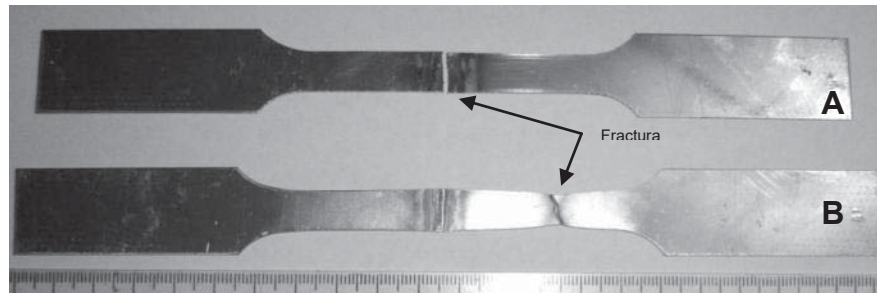


Figura 4.5 Localización de las fracturas: A) En el metal de soldadura y B) En el metal base.

La tabla 4.3 muestra los valores obtenidos de carga a la cedencia, resistencia a la tensión y esfuerzo de cedencia, para cada una de las nueve pruebas, también se muestran las zonas donde se localizaron las fallas.

Tabla 4.2 Resultados de los ensayos de tensión.

Ensayo No.	Ancho mm	Espesor mm	Área mm ²	Carga Kn	Carga Cedencia kN	Resistencia Tensión MPa	Esfuerzo Cedencia MPa	Localización de la Falla
1	12.59	0.940	11.8	4.694	3.016	397.8	255.6	Metal Base
2	12.53	0.945	11.8	4.880	3.334	413.6	282.5	Metal de Soldadura
3	12.58	0.930	11.7	3.706	3.216	316.8	274.9	Metal de Soldadura
4	12.56	0.900	11.3	5.007	3.243	443.1	287.0	Metal Base
5	12.54	0.900	11.3	5.089	3.310	450.4	292.9	Metal Base
6	12.60	0.920	11.6	4.566	3.236	392.8	279.0	Metal Base
7	12.52	0.925	11.6	5.085	3.317	393.6	286.0	Metal de Soldadura
8	12.61	0.935	11.8	5.168	3.497	438.0	296.4	Metal Base
9	12.52	0.930	11.6	5.228	3.496	450.7	301.4	Metal Base
Desviación Estándar						42.685	13.534	—

4.6 MEDICIÓN DE LA MICRODUREZA

Con el objetivo de analizar las distintas zonas de la unión soldada en función de la dureza, se realizaron ensayos de microdureza para cada experimento, haciendo un barrido lineal, comenzando en el metal base, continuando con la ZAT y el metal de soldadura. En las figuras 4.6, 4.7 y 4.8, se puede distinguir el comportamiento de las curvas de microdureza. Algunas muestras presentan un aumento de la dureza, principalmente en el metal de soldadura, esto se explica por la presencia de martensita.

En las figuras 4.6 a) y 4.6 b), con valor de la intensidad de corriente es de 20 A y velocidades de desplazamiento de 20 y 25 mm/s, respectivamente, se observa que la microdureza de la ZAT en ambos casos muestra un incremento, debido principalmente al refinamiento de grano de esta zona y la presencia de martensita en el límite de grano; los valores más grandes están alrededor de 350 HV. En el caso de 4.6 c) (20 A y 30 mm/s) la curva es más constante, esto debido principalmente a que se tiene un tamaño de grano vasto en la ZAT y el metal de soldadura, aunque se observa un incremento de dureza al centro de la soldadura, relacionándose este aumento de dureza a la mayor cantidad de martensita presente en esta zona, siendo notable un pico en la curva, con un valor alrededor de los 350 HV.

Las figuras 4.7 a), b) y c) con valor de intensidad de corriente de 30 A y valores de 20, 25 y 30 mm/s, respectivamente, muestran unas curvas de microdureza con varios picos tanto en la ZAT como el metal de soldadura, aquí la presencia y distribución de martensita es más notable en los límites de grano. Para el caso de la figura 4.7 a), la curva muestra estos picos que son debidos principalmente a la presencia de martensita, pero también la presencia de carburos ayuda a que estos picos sean de tal forma; todos los valores están entre 300 HV o menos. En 4.7 b) y c) los picos se deben a la presencia de martensita y algunos valores están arriba de los 350 HV.

Por último, en las figuras 4.8 a), b) y c) (40 A y 20, 25 y 30 mm/s, respectivamente) se observa que las curvas tienen picos en la ZAT, debido principalmente a la presencia de martensita y también a que existe granos más finos en esta zona y disminuye la dureza hacia el centro del cordón debido a que el grano es más grande y la presencia de martensita disminuye. Los valores de dureza más altos están muy cercanos a los 400 HV para los casos a) y c), y, alrededor de 300 HV para el caso b).

Se puede concluir que los incrementos en microdureza se deben principalmente a la presencia de martensita y que los granos vastos tienen menor dureza que los granos pequeños.

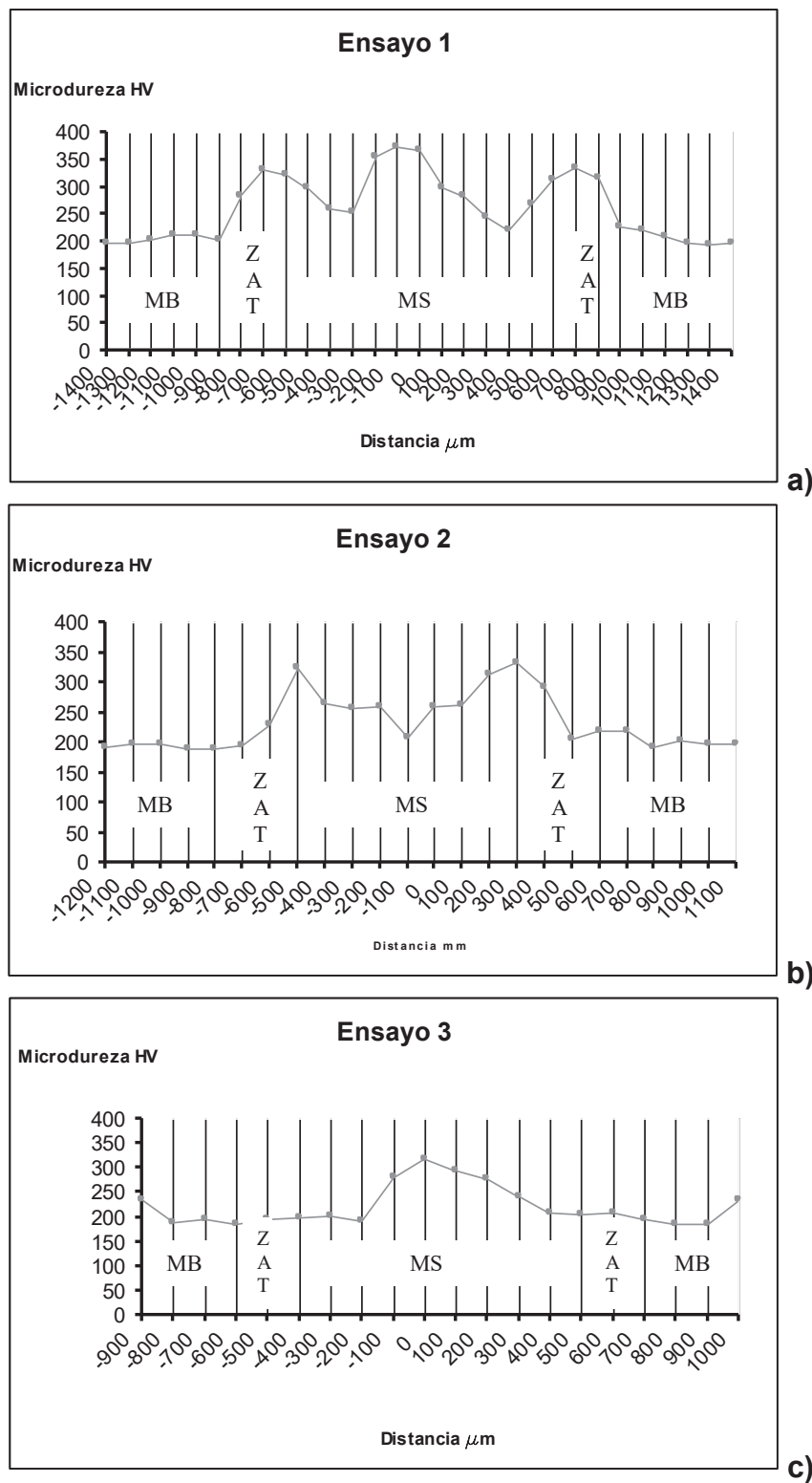


Figura 4.6 Lecturas de microdurezas para los ensayos con 20 A y velocidades de desplazamiento de: a) 20 mm/s, b) 25 mm/s y c) 30 mm/s

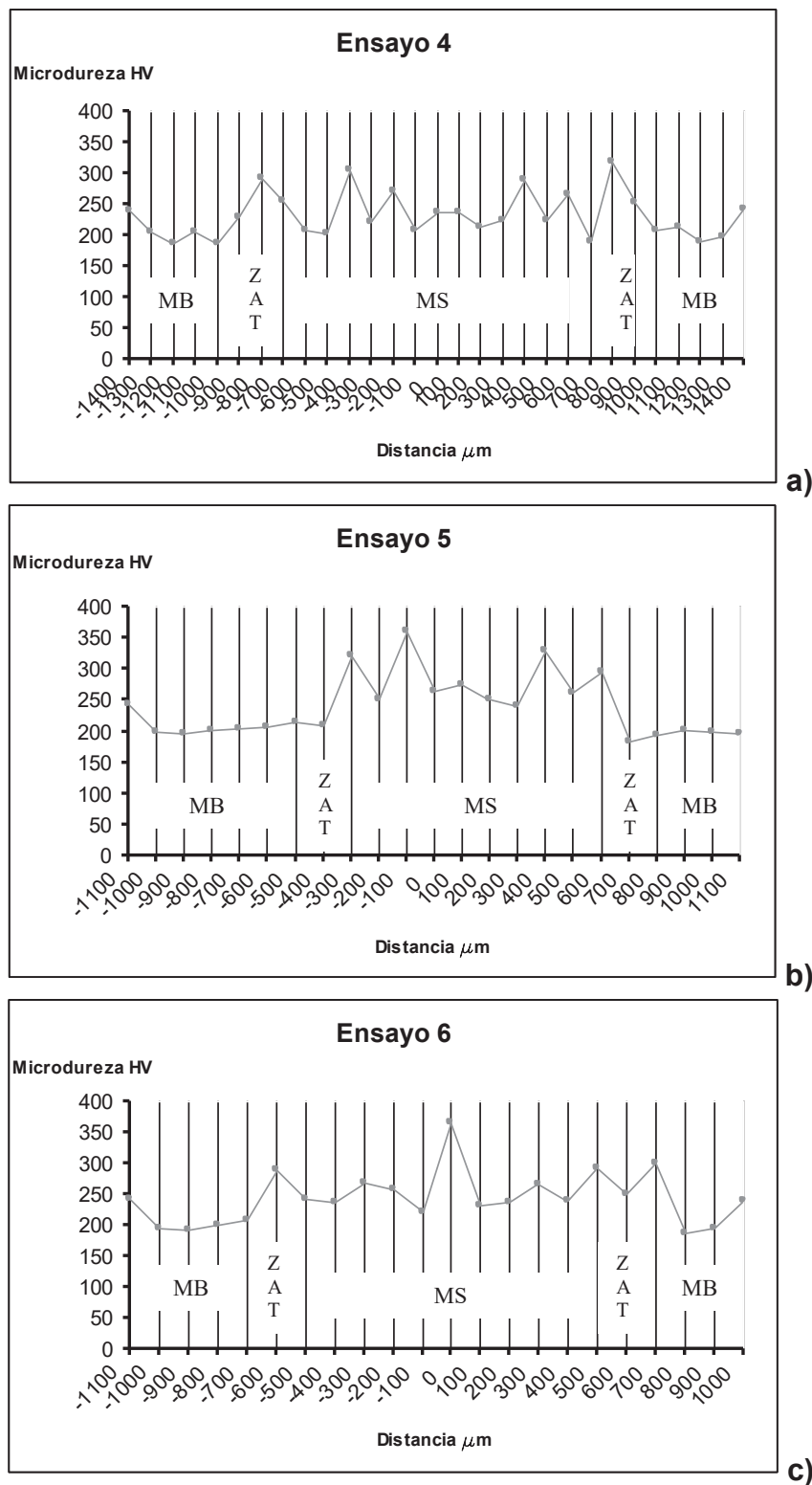


Figura 4.7 Lecturas de microdurezas para los ensayos con 30 A y velocidades de desplazamiento de: a) 20 mm/s, b) 25 mm/s y c) 30 mm/s

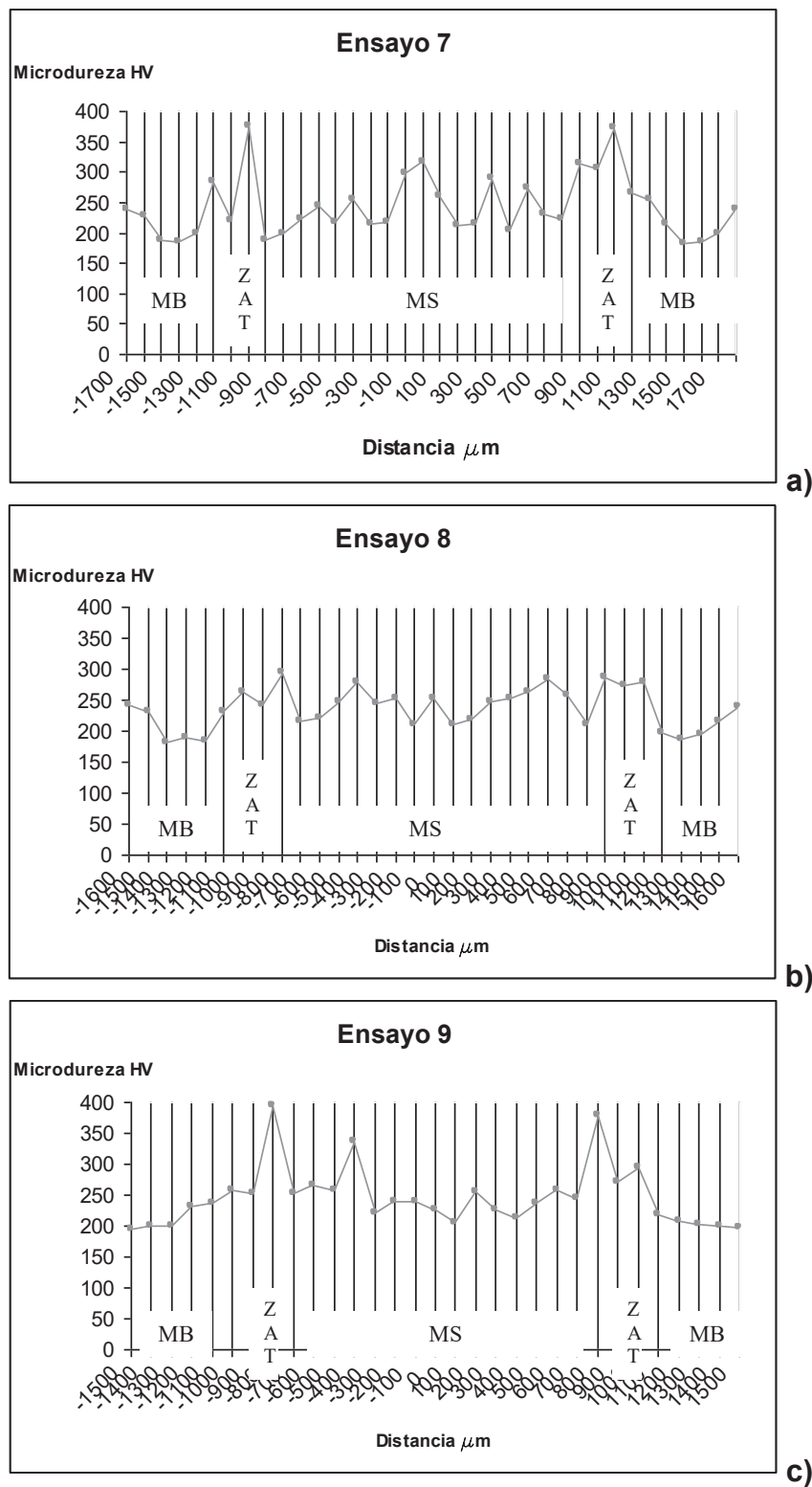


Figura 4.8 Lecturas de microdurezas para los ensayos con 40 A y velocidades de desplazamiento de: a) 20 mm/s, b) 25 mm/s y c) 30 mm/s

4.7 TRATAMIENTO TÉRMICO POST-SOLDADURA

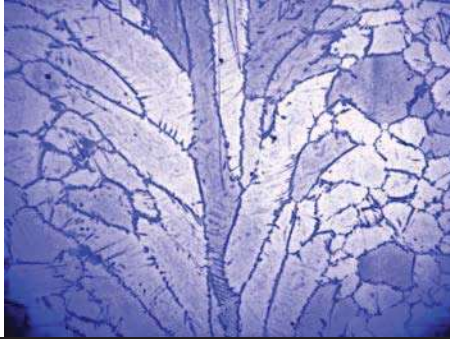
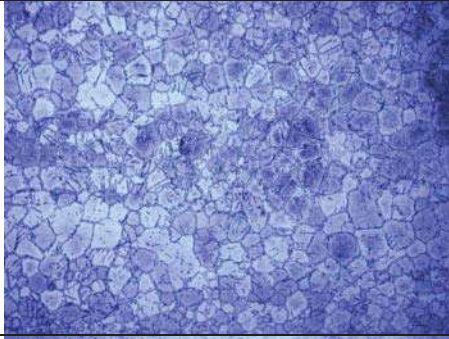
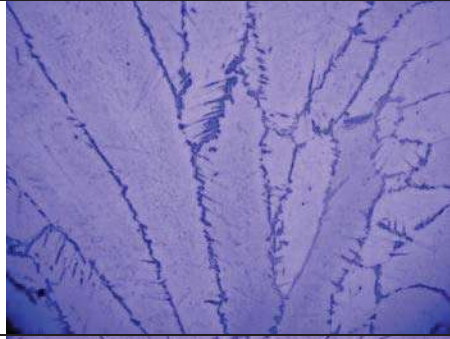
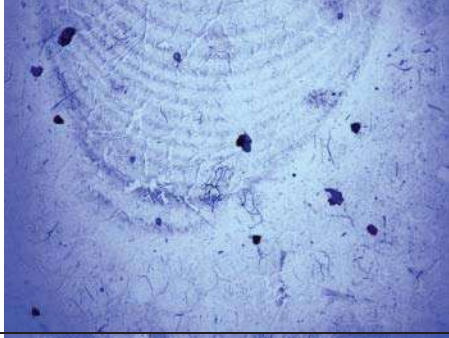
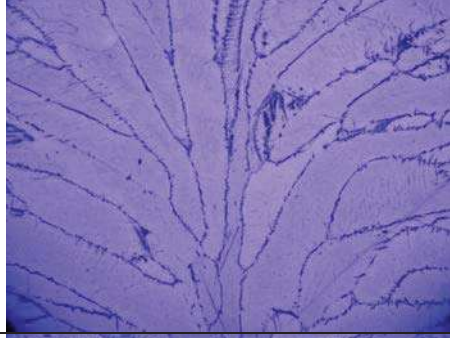
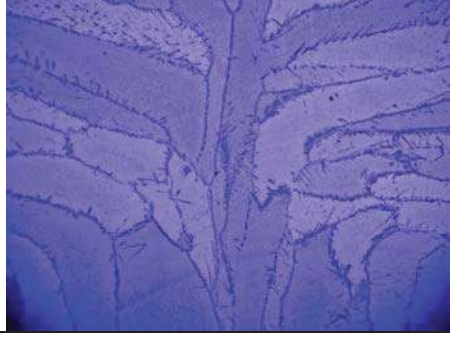


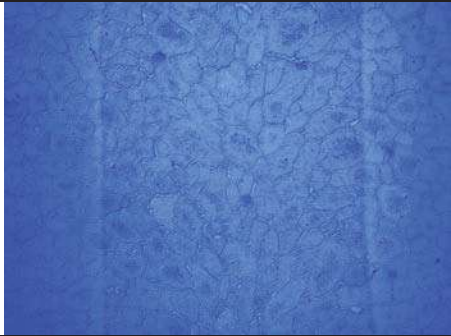
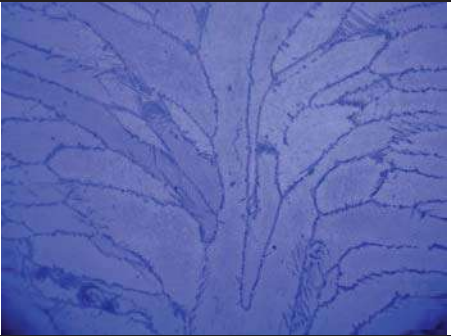
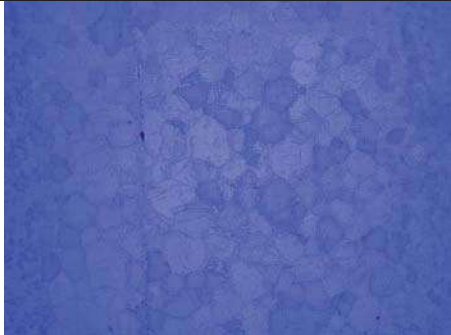
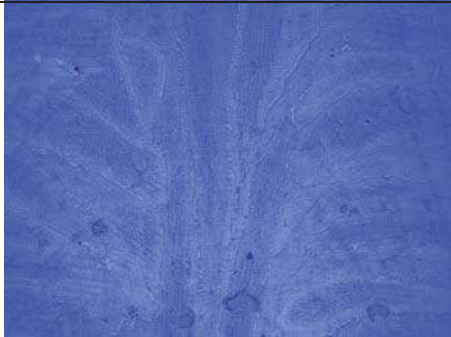
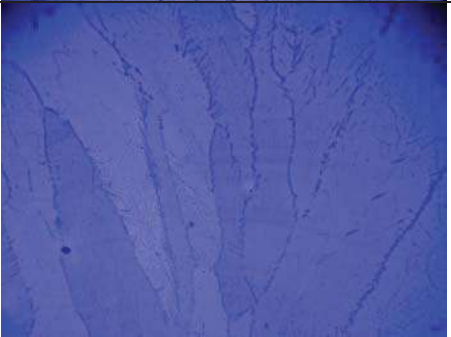
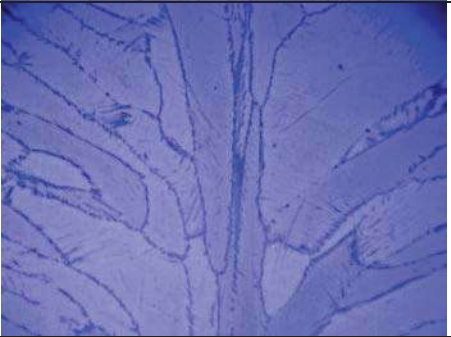
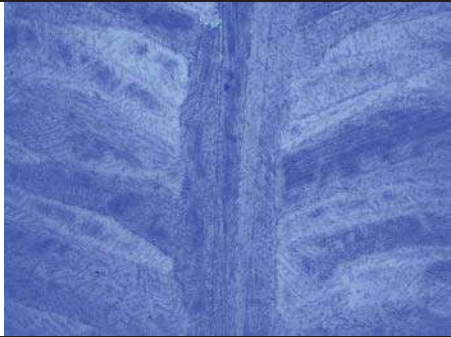
Figura 4.9 Horno eléctrico, el cual utiliza argón como atmósfera protectora.

El tratamiento térmico post-soldadura (TTPS) en el acero AISI 430, el cual se llevó a una temperatura de 760°C, tiene como objetivo revenir la martensita y restaurar el cromo disminuido en las áreas que rodean los precipitados de carburo de cromo en el metal de soldadura y la ZAT.

En la tabla 4.4 columna derecha, se muestran las figuras para el TTPS mostrando una presencia significativa de martensita en los bordes de grano, nótese también la poca o nula presencia de carburos, a diferencia de las mostradas en la micrografías en la condición de como soldado.

Tabla 4.3 Micrografías de los experimentos en condiciones de “como soldado” y con TTPS.

No. de Experimento	Condición de la Unión	
	Como soldado	TTPS
1		
2		
3		
4		

5		
6		
7		
8		
9		

Nota: Todas las micrografías, en la condición de “como soldado” fueron tomadas a 50x, excepto las micrografías para los experimentos 3 y 6, las cuales fueron tomadas a 100x.

Todos los experimentos en condición de “como soldado” tendieron a comportarse en alguna de las siguientes dos formas:

1. En los experimentos 2, 3, 5 y 6 en la condición de “como soldado” se puede observar un tamaño de grano de ferrítico pequeño, de tamaños hasta de 115 micrones. Los granos de ferrita son limitados por pequeñas cantidades de martensita.
2. Para los experimentos 1, 4, 7, 8 y 9, también en la condición de “como soldado”, se observan granos de ferrita en forma columnar que son limitados por martensita, además se puede observar la presencia de algunos precipitados.

Todos los experimentos después del tratamiento térmico post-soldadura se comportaron de la siguiente manera:

- En todos los experimentos en la condición de TTPS se puede apreciar la presencia de martensita que limita los granos de ferrita, sin embargo, se puede observar que en esta condición la mayoría presenta un crecimiento de grano columnar, pero también se puede apreciar que no existe la presencia de carburos precipitados como en la condición como soldado.

En general, todas las micrografías de los experimentos presentan el patrón de transformación del tipo 2: $L \rightarrow L+F \rightarrow F \rightarrow F+A \rightarrow F+M$, o sea, fase ferrita + fase martensita, el cual es típico de aceros inoxidable ferríticos de medio cromo, mismo que se describe en el capítulo 2.

En la tabla 4.5 se muestran los datos recopilados de los resultados de las distintas variables, bajo ciertas condiciones o parámetros de soldadura para el diseño experimental de 3^2 , utilizando voltaje constante (10 volts) y argón como gas de protección.

Tabla 4.4 Recopilación de datos en la condición de “como soldado”.

No. De experimento	Réplicas	Variables Independientes		Variables Dependientes		
		X1 Corriente Amperes	X2 Vel. de Avance (mm/s)	Y1 Resistencia a la Tensión, MPa	Y2 Tamaño de Grano, μm	Y3 % de Martensita
1	1	20	20	397.8	***	2.77
2		20	25	413.6	140	2.63
3		20	30	316.8	121	0.68
4		30	20	443.1	***	2.43
5		30	25	450.4	216	1.52
6		30	30	392.8	115	1.60
7		40	20	393.6	***	2.63
8		40	25	438.0	***	1.63
9		40	30	450.7	***	5.36
Desviación Estándar				42.685	—	1.32

*** Para estos experimentos no fue posible determinar el tamaño de grano, debido a su crecimiento excesivo (grano columnar).

Tabla 4.5 Recopilación de datos en la condición de TTPS.

Tabla 4.6 Recopilación de datos en la condición de TTT C.				
No. de experimento	Réplicas	Variables Independientes		Variable Dependiente
		X1 Corriente Amperes	X2 Vel. de Avance (mm/s)	Y1 % de Martensita
1	1	20	20	6.68
2		20	25	8.72
3		20	30	3.46
4		30	20	4.20
5		30	25	6.15
6		30	30	2.62
7		40	20	5.58
8		40	25	2.91
9		40	30	3.72
Desviación Estándar				2.03

4.8 RESISTENCIA A LA TENSIÓN VS INTENSIDAD DE CORRIENTE Y VELOCIDAD DE AVANCE

La resistencia a la tensión es una variable dependiente para el diseño de experimentos, ya que es fundamental para predecir el comportamiento de la unión soldada. Esta prueba es muy importante, ya que se pueden determinar las propiedades mecánicas de la unión soldada.

La ecuación de regresión obtenida que relaciona la resistencia a la tensión en función de la intensidad de corriente y avance de la soldadura es la siguiente:

$$\text{Resistencia a la Tensión} = -160.147 + 1.51583(I) + 46.545(V_s) - 0.270167(I)^2 + 0.6905(I)(V_s) - 1.39467(V_s)^2$$

Donde:

I: Intensidad de Corriente (A)

Vs: Velocidad de Soldadura (mm/s)

La representación de los efectos independientes de intensidad de corriente y velocidad de avance se muestra en la Figura 4.10.

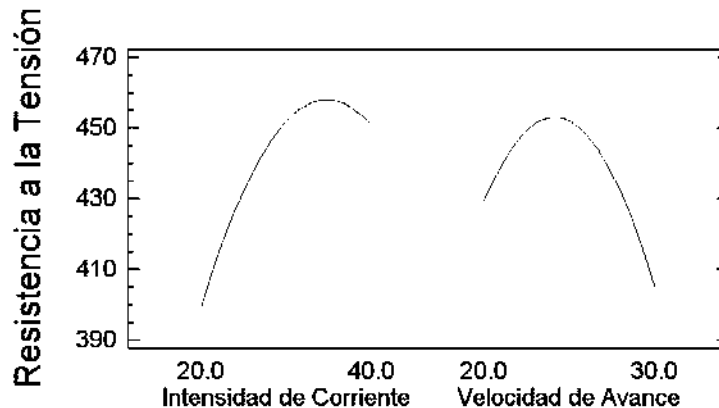


Figura 4.10. Efecto independiente de las variables respecto a la resistencia a la tensión.

Esto demuestra que con una intensidad de corriente de 20 A, la resistencia a la tensión es menor, mientras que para 30 A, la resistencia a la tensión aumenta. Con una velocidad de avance de 30 mm/s se tiene una resistencia a la tensión menor y a 25 mm/s existe la mayor resistencia a la tensión.

La Figura 4.11 muestra los resultados de la correspondencia de la ecuación de regresión, donde se aprecia una amplia gama de valores para la resistencia a la

tensión según la combinación de los efectos de intensidad de corriente y velocidad de avance de la soldadura.

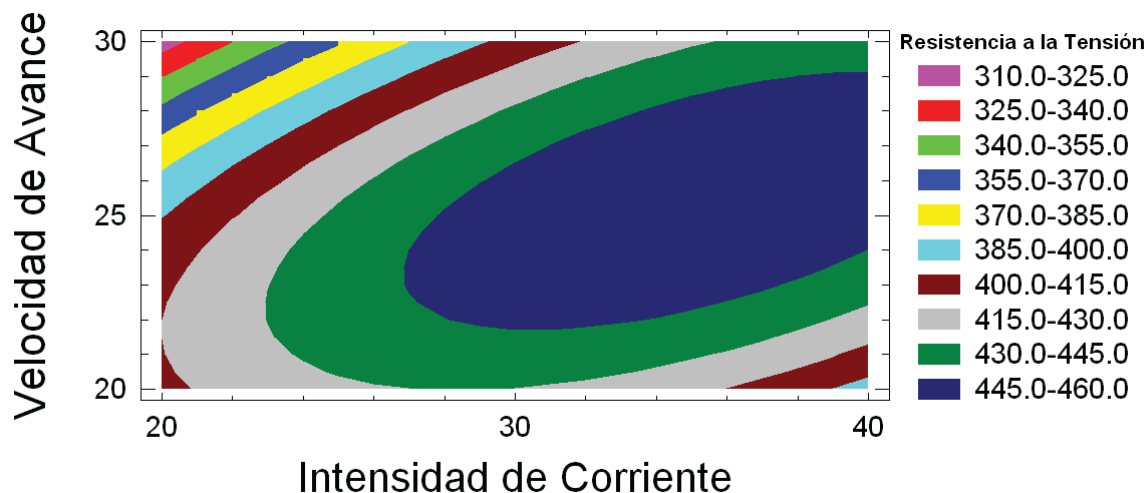


Figura 4.11. Correspondencia entre la intensidad de corriente y velocidad de avance con respecto a la resistencia a la tensión.

Correspondiendo al análisis anterior, la Tabla 4.7 muestra los valores de estas variables con los cuales se puede alcanzar una mayor resistencia a la tensión.

Tabla 4.6 Valores de las variables donde se registra una mayor resistencia a la tensión.

Valores para Registrar una Mayor Resistencia a la Tensión			
Resistencia a la tensión: 450.4 MPa			
Variable independiente	Mejor Valor	Valor Menor	Valor Medio
Intensidad (A)	30	20	40
Velocidad de avance (mm/s)	25	30	20

4.9 PORCENTAJE DE MARTENSITA VS INTENSIDAD DE CORRIENTE Y VELOCIDAD DE AVANCE

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

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

$$\% \text{ Martensita} = 41.0706 - 1.0035(I) - 2.03267(V) + 0.00766667(I)^2 + 0.0241(I)(V) + 0.0260667(V)^2$$

Donde:

I: Intensidad de corriente (A)

Vs: Velocidad de soldadura (mm/s)

La Figura 4.12, muestra los efectos independientes de las variables donde se encuentran los mayores porcentajes de martensita, mostrando el efecto del aumento de la intensidad de corriente y disminución en la velocidad.

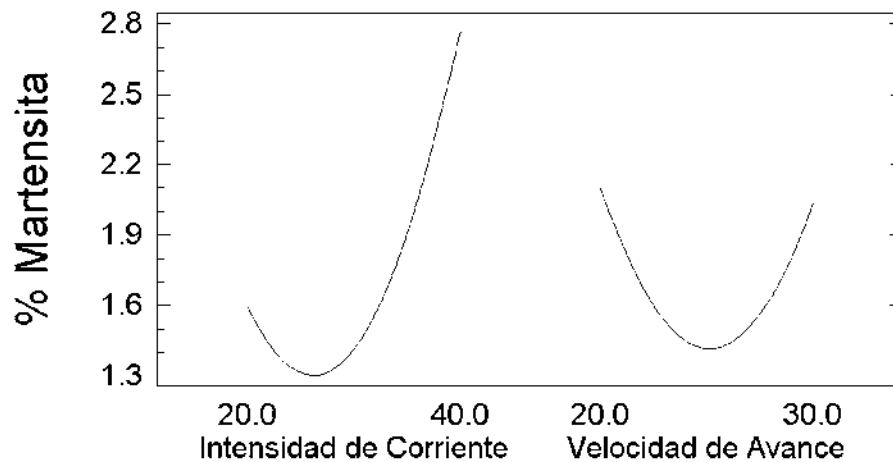


Figura 4.12. Efectos independientes de cada factor sobre el porcentaje de martensita.

La representación gráfica de los resultados en correspondencia a la ecuación de regresión se muestra en la Figura 4.13, donde se aprecia una amplia gama de valores para porcentaje de precipitados según la combinación de los efectos de intensidad de corriente y velocidad de avance de la soldadura.

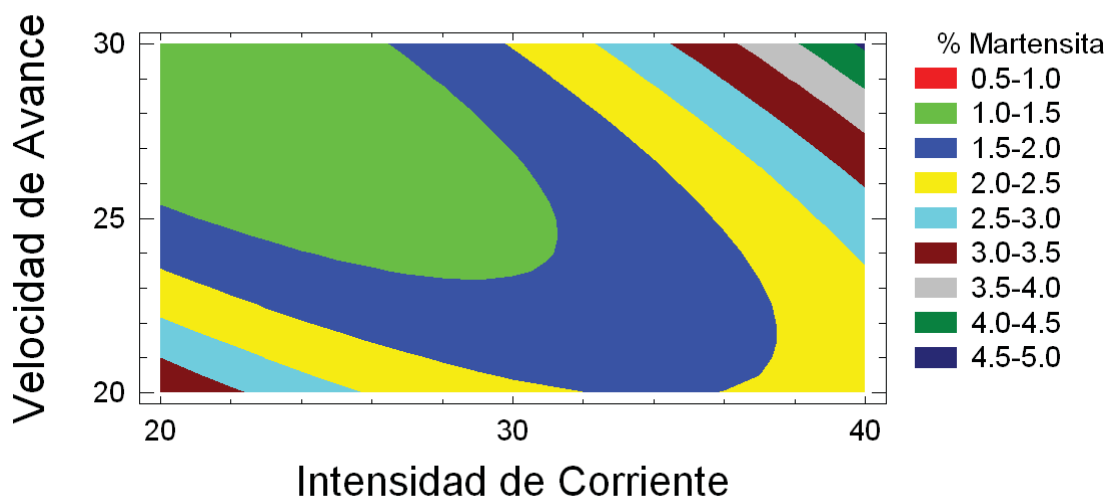


Figura 4.13. Relación de la intensidad de corriente y avance de la soldadura respecto al porcentaje de penetración en dos dimensiones.

Analizando la ecuación de regresión y en correspondencia a la Figura 4.13, se puede observar que existe un menor porcentaje de martensita cuando se emplean valores de intensidad de corriente bajos entre 25 y 30(A) y un avance intermedio de la soldadura de 25(mm/s). En caso contrario, se presentan porcentajes de martensita más altos. Correspondiendo al análisis anterior, la Tabla muestra la combinación de los niveles de las variables independientes donde se obtiene el porcentaje de martensita más bajo y el valor de cada variable.

Tabla 4.7 Valores para obtener un porcentaje de martensita menor.

Valores para Obtener el % de Martensita Menor			
% de Martensita:			
Variable independiente	Valor Óptimo	Valor Medio	Valor Alto
Intensidad (A)	30	40	40
Velocidad de avance (mm/s)	25	25	30

Debido a la descomposición de fases, Tielsch [27] comprobó que la austenita que se forma a altas temperaturas a partir de la fase ferrita, y después de un enfriamiento lento transforma a martensita colocándose en los bordes de grano, debido a la disolución de los carburos como se explicó anteriormente. La fracción de martensita depende del porcentaje de carbono que tenga el material. La austenita de la que se forma la martensita inhibe el crecimiento de grano, sin embargo, la martensita trae consigo otros efectos como la pérdida de ductilidad y tenacidad.

5. CONCLUSIONES

5. CONCLUSIONES

Los resultados obtenidos en el presente trabajo conducen a las siguientes conclusiones:

1. El efecto de los parámetros principales de soldadura donde los aportes térmicos son de 0.0070 KJ/mm o mayores, causan el crecimiento de grano en la zona de fusión debido a que se alcanzan temperaturas superiores a las de disolución de carburos de cromo, temperaturas a las cuales se da la disolución de estos en la matriz ferrítica dando como resultado el inicio de crecimiento de grano.
2. Se puede concluir que, después de haber realizado el análisis metalográfico, donde se muestra una estructura ferrítica y algunos carburos dispersos dentro de la matriz y los resultados arrojados por el análisis químico, el acero descrito por el fabricante como acero inoxidable AISI 430, efectivamente lo es.
3. Las mejores propiedades mecánicas de la unión soldada, determinadas mediante el ensayo de tensión se presentaron para los valores de intermedios de 30 A y 25 mm/s, para la Intensidad de Corriente y Velocidad de Soldadura, respectivamente. Entonces, para el presente trabajo, estos valores son los que se encontraron ser los más adecuados, porque se obtienen las mejores propiedades mecánicas.
4. De acuerdo a las curvas mostradas en la figura 4.12, mismas que representan grafican los valores de intensidad de corriente y velocidad de avance vs % de martensita, se puede concluir que valores alrededor de 30 Amp. y 25 mm/s generan un menor contenido de martensita. Sabiendo que con grandes contenidos de martensita se generan mayores esfuerzos residuales y por ende la posibilidad de tener mayores distorsiones.
5. La presencia de martensita en pequeños contenidos tiene un efecto benéfico en las propiedades mecánicas. Si relacionamos la figura 4.10 y la figura 4.12, se puede observar que si el contenido de martensita es bajo se tiene mayor resistencia a la tensión y viceversa.
6. Por último, se sabe que el tratamiento térmico post-soldadura disuelve los carburos que se encuentran precipitados en la matriz de ferrita, restaurando el contenido de cromo a la misma. De acuerdo a las metalografías obtenidas después del tratamiento, se puede observar la nula o casi nula presencia de carburos, sin embargo, existe un crecimiento de grano ferrítico no benéfico para la unión soldada (no benéfico si la soldadura va a ser sometida a esfuerzos).

6. RECOMENDACIONES Y SUGERENCIAS

6. RECOMENDACIONES Y SUGERENCIAS

1. Realizar las uniones soldadas utilizando aportes térmicos con valores menores a los 0.0070 KJ/mm, ya que los bajos aportes térmicos inhiben el crecimiento de grano; pero se ha determinado también que deben ser mayores a 0.0040 KJ/mm, ya que con valores menores a este puede existir falta de penetración de la soldadura.
2. Para disminuir la presencia de martensita y de carburos, ya que la velocidad de enfriamiento influye grandemente en la presencia de estos, se recomienda tener una velocidad de enfriamiento más lenta y controlada, la cual dé oportunidad de que cualquier austenita que se desarrolló a altas temperaturas pueda transformar en ferrita y carburos, y no en martensita como ocurre cuando el enfriamiento es rápido.
3. El aporte térmico juega un papel importante en el tamaño de la Zona Afectada Térmicamente y en el tamaño de grano, y en la presencia de algunos constituyentes intermetálicos. La presencia de estos fenómenos metalúrgicos puede causar la disminución del contenido de cromo en ciertas zonas del grano y de esta forma presentarse la corrosión. Entonces, para evitar estos fenómenos las uniones soldadas deben realizarse con los aportes térmicos bajos y no exceder la cantidad de calor que se está suministrando al material base adyacente a la soldadura.
4. Se recomienda utilizar los mejores parámetros de soldadura presentados en el presente proyecto para soldar láminas con un espesor de 0.9 mm, los cuales son de 25 mm/s y 30 A, valores para la Velocidad de Avance e Intensidad de Corriente, respectivamente. Estos fueron los valores más favorables encontrados dentro de este proyecto. Estos valores son los que presentan una mayor Resistencia a la Tensión y un menor contenido de Martensita.
5. Como sugerencia, si se va a utilizar un metal de aporte, lo mejor es utilizar un metal de aporte adecuado, el cual ayude a obtener las mejores propiedades mecánicas y metalúrgicas. Se puede optar por los más recomendados, los cuales deben contener elementos de aleación refinadores del grano como son el V, Ni, Al y Ti, los cuales también son fuertes formadores de carburos o carbonitruros no perjudiciales a la unión soldada.

7. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

7. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Lippold J.C. - Kotecki Damian J., *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel*, Wiley – Interscience, 2005, Capítulos 1, 3 y 5.
2. Folkhard, E., *Welding Metallurgy of Stainless Steel*, Springer-Verlag, Berlin (in German; 1988 English translation).
3. Ing. Laufgang Sergio G., *Aceros Inoxidables Termo Soldex*. S.A., Julio 2003, 1- 40
4. Peckner, D. and Bernstein, I.M., *Handbook of Stainless steel*, Mc Graw Hill, New York, Capítulos 1, 2, 3 y 6.
5. Castro, R.J. and Tricot R., *Études des transformations Isothermes dans les Aciers Inoxydables, semi-ferritiques á 17% de chrome*, *Memoires Scientifiques de la Revue de Metallurgie* 1962, Parte 1, 59:571-586; Part 2, 59 :587-596.
6. Goldschmith, H. 1897. *Elektrochemische Zeitschrift*, 4:143.
7. Guillet, L. 1904. *Revue de Metallurgie*, 1:15 ; 2(1905):350 ;3(1906):372.
8. Portevin, A. 1909. *Iron and Steel Institute, Carnegie Scholarship Memoirs*, 1:230.
9. Giesen, W. 1909. *Iron and Steel Institute, Carnegie Scholarship Memoirs*, 1:1.
10. Maurer, E., and Straus, B. 1920. *Kruppshe Monatsch*, pp. 120-146.
11. Fontana, M.G., and Green, N.D. 1978. *Corrosion Engineering*, 2nd Ed., McGraw-Hill, New York.
12. Jones, D.A. 1995. *Principles and Prevention of Corrosion*, 2nd Ed., Prentice Hall, Upper Saddle River, NJ.
13. LaCombe, P., Baroux, and Beranger, G., Eds. 1993. *Stainless Steels*, Les Éditions de Physique, Les Ulis, France.
14. Sedricks, A.J. 1996. *Corrosion of Stainless Steels*, Wiley-Interscience, New York.
15. Scully, J.R. 2003. *Corrosion and oxide films*, in *Encyclopedia of Electrochemistry*, Vol. 3, M. Stratmann and G.S. Frankel, Eds., Wiley-VCH, Weinheim, Germany, p.344.

16. Hansen, M. 1958. Constitution of Binary Alloys, 2nd Ed., McGraw-Hill, New York, 1958.
17. Copson, H.R. 1959. Physical Metallurgy of Stress-Corrosion Fracture, Interscience, New York.
18. Wentrup, H., and Reif, O. 1949. Archiv fuer das Eisenhuettenwesen, 20:359-362.
19. Kubaschewski, O. 1982. Iron: Binary Phase Diagrams, Springer-Verlag, New York.
20. Thielemann, R.H. 1940. Some effects of composition and heat treatment on the high temperature rupture properties of ferrous alloys, Transactions of the American Society for Metals, 40:788-804.
21. Kaltenhauser, R.H. 1971. Improving the engineering properties of ferritic stainless steel, Metals Engineering Quarterly, 11(2): 41-49.
22. Wright R.N. and Wood J.R., Fe-Cr-Mn micro-duplex ferritic martensitic stainless steels, Metallurgy Transactions, 1977, 8A:1977 – 2007.
23. Lefevre, J., Tricot, R., and Castro, R. 1973. Nouveaux aciers inoxydables á 12% de chrome, Revue de metallurgie, 70(4) :259.
24. Lippold, J.C. 1991. A review of the Welding Metallurgy and Weldability of Ferritic Stainless Steels, EWI Research Brief B9101, Columbus, OH.
25. Balmforth, M.C., and Lippold, J.C. 1998. A preliminary ferritic-martensitic stainless steels constitution diagram, Welding Journal, 77(1):1s-7s.
26. Balmforth, M.C., and Lippold, J.C. 1998. A new ferritic-martensitic stainless steels constitution diagram, Welding Journal, 79(12):339s-345s.
27. Thielsch, H., Physical and Welding Metallurgy of Chromium Stainless Steel, Welding Journal, 1951, pp. 209s -250s.
28. Demo, J.J. 1977. Structure and constitution of wrought ferritic stainless steels, in Handbook of Stainless Steels, D. Pecker and I.M. Bernstein, Eds., McGraw-Hill, New York.
29. Baerlecken, E., Fischer, W. and Lorenz, K., Investigations concerning the transformation behavior, the notched impact toughness and the susceptibility to intergranular corrosion of iron-chromium alloys with chromium contents to 30%, Stahl und Eisen, 1961, 81(12): 768.

30. Nishio, Y., Ohmae, T., Yoshida, Y., and Miura, A., 1971. Weld Cracking and Mechanical Properties of 17 % chromium steel weldment, *Welding Journal*, 1971, 50(1):9s – 18s.
31. Castro, R.J., and de Cadenet, J.J. 1974. *Welding Metallurgy of Stainless and Heat Resisting Steels*, Cambridge University Press, Cambridge..
32. Williams, R.O. 1958. Further of the iron-chromium systems, *Trans. AIME*, 212:497.
33. Williams, R.O. and Paxton, H.W. 1957. The nature of aging of binary iron-chromium alloys around 500°C, *JISI*, 185:358-374.
34. Marcincowski, M.J., Fisher, R.M., and Szirmai, A. 1964. Effect of 500°C aging on the deformation behavior of an iron-chromium alloy, *Trans. AIME*, 230:676-689.
35. Shortsleeve, F.J., and Nicholson, M.E. 1951. Transformation in ferritic chromium steels between 595 and 815°C, *Trans. ASM*, 43: 142-156.
36. Grobner, P.J. 1973. The 475°C embrittlement of ferritic stainless steels, *Met. Trans*, 4:251-260.
37. Kiesheyer, H., and Brandis, H. 1977. Ausscheidungs- und Vergröndungsverhalten nickel-haltiger Superferite (Precipitation of nickel containing Superferrites), *Zeitschrift für Werkstoffech.* 8(3):69-77.
38. Semchynsen, M., Bond, A.P., and Dundas, H.J. 1971. Effects of composition on ductility and toughness of ferritic stainless steels, in *Proceeding of the Symposium Toward Improved Ductility and Toughness*, Kyoto, Japan, p. 239.
39. Plumtree, A., and Gullberg, R. 1980. The influence of interstitial and some substitutional alloying elements, in *Toughness of Ferritic Stainless Steels*, ASTM STP 706, R.A. Lula, Ed., American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA, pp. 34-55.
40. Grubb, J.F., and Wright, R.N. 1979. The role of C and N in the brittle fracture of Fe-26Cr, *Metallurgical Transactions*, 10A:1247-1255.
41. Wright, R.N. 1980. Toughness of ferritic stainless steels, in *Toughness of ferritic Stainless Steels*, ASTM STP 706, R.A. Lula, Ed., American society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA., pp. 2-33.

42. Pollard, B. 1974. Effect of titanium on the ductility of 26% Chromium, low interstitial ferritic stainless steel, *Metal Technology*, 1:31.
43. Ritcher, J., and Finke, P. 1976. *Freirberger Forschungshefte Metallurgie*, B172:55.
44. Castro, R., and Tricot, R. 1964. Study of the isothermal transformations in the 17% Cr stainless steels, 2: influence of carbon and nitrogen, *Metal and Drop Forging*, 31(231):469.
45. Thomas, C.R., and Robinson, F.P.A. 1978. Kinetics and mechanism of grain growth during welding in niobium-stabilized 17% chromium stainless steels, *Metals Technology*, 5(4):133.
46. ASM. 1973. *ASM Metals Handbook*, 8th Ed., Vol. 8, ASM International, Materials Park, OH. p 424.
47. Kaltenhauser, R.H. 1971. Improving the engineering properties of ferritic stainless steels, *Metals Engineering Quarterly*, 11(2):41-47.
48. Lippold, J.C., and Shademan, S. 1992. Unpublished research.
49. Hooper, R.A.E. 1972. Ferritic stainless steels, *Sheet Metal Industries*, 49(1):26.
50. Weman, Klas (2003). *Welding processes handbook*. New York: CRC Press LLC. pp. 31, 37, 38
51. Cary, Howard B. and Scott C. Helzer (2005). *Modern Welding Technology*. Upper Saddle River, NJ. pp. 5-8, 42, 71-77
52. Lincoln Electric (1994). *The Procedure Handbook of Arc Welding*.
53. Jeffus, Larry (2002). *Welding: Principles and Applications*. Thomson Delmar. pp. 361-378.
54. ASM International (2003). *Trends in Welding Research*. Materials Park, OH. pp. 424-426.
55. Minnick, William H. (1996). *Gas Tungsten Arc Welding handbook*. Tinley Park, IL. pp. 71-73, 120, 121.